

**Entwicklung einer Auslegungsmethodik
für ermüdungsfeste Stahlbauteile
unter Berücksichtigung von
fertigungsabhängigen Werkstoffzuständen**

Zur Erlangung des akademischen Grades
Doktor der Ingenieurwissenschaften
der Fakultät für Maschinenbau
Karlsruher Institut für Technologie (KIT)

genehmigte
Dissertation

von

Dipl.-Ing. Kristina Lepper

Tag der mündlichen Prüfung: 13.04.2016

Hauptreferent: Prof. Dr.-Ing. habil. V. Schulze
Korreferent: Prof. Dr.-Ing. E. Kerscher

Danksagung

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als Doktorandin bei der Robert Bosch GmbH im Zentralbereich Forschung und Voraentwicklung in der Abteilung Werkstoff-, Prozess- und Bearbeitungstechnik Metalle (CR/APM) in Kooperation mit dem Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM-WK) des Karlsruher Instituts für Technologie (KIT).

Ich bedanke mich bei Herrn Prof. Dr.-Ing. habil. Schulze für die wertvollen fachlichen Diskussionen, das mir entgegengebrachte Vertrauen sowie die Übernahme des Hauptreferats. Herrn Prof. Dr.-Ing. Kerscher danke ich für das Interesse an meiner Arbeit und die Übernahme des Korreferats.

Herrn Dr. Hoffmeister und Herrn Dr. Dietrich danke ich für die fachlichen Diskussionen und Anregungen. Bei Frau Weingärtner bedanke ich mich für die Topografievermessung.

Weiterhin danke ich meinem Gruppenleiter Herrn Dr. Bacher-Höchst für die Möglichkeit zur Durchführung dieser Arbeit und zahlreiche Hinweise.

Für die angenehme Zusammenarbeit, die Hilfsbereitschaft und Diskussionsfreude bedanke ich mich herzlich bei meinen Kollegen in der CR/APM und anderen Abteilungen. Hervorzuheben sind an dieser Stelle Herr Dr. Mueller für die Hilfestellung beim Programmieren mit Python, Herr Dr. Weber für die Unterstützung bei der Simulation des Eigenspannungszustands, Herr Trucksess für die praktische Durchführung eines Großteils der Wöhlerversuche, Herr Schäfer für die Konstruktion verschiedener Vorrichtungen, Herr Förster für das Spannungsarmglühen und Herr Wengerek und Herr Ziegler für die gemeinsame Adaption des ECM-Verfahrens auf Außengeometrien. Bei den Studenten bedanke ich mich für ihr Engagement in ihren Praktika und Abschlussarbeiten.

Insbesondere bedanke ich mich bei Herrn Dr. Rötting für intensive Diskussionen und die kritische Durchsicht des Manuskripts, sowie bei Frau Dr. Herz, die mich während der gesamten Arbeit fachlich und persönlich begleitet hat.

Nicht zuletzt gilt mein Dank meiner Familie und meinen Freunden, die mich stets gefördert und ermutigt haben. Ganz besonders bedanke ich mich bei meinem Mann Robert für seine geduldige und liebevolle Unterstützung.

Inhaltsverzeichnis

Symbole und Abkürzungen	vii
1 Einleitung	1
2 Kenntnisstand	3
2.1 Fertigungsabhängige Werkstoffzustände	3
2.2 Eigenspannungen	4
2.2.1 Definition	4
2.2.2 Entstehung von Eigenspannungen	4
2.2.3 Eigenspannungsstabilität	5
2.2.4 Messung von Eigenspannungen	8
2.3 Schwingfestigkeit	11
2.3.1 Lastspannung	12
2.3.2 Eigenspannungen	17
2.3.3 Verfestigung	18
2.3.4 Oberflächentopografie	19
2.3.5 Defekte	21
2.4 Auslegungskonzepte	21
2.4.1 Multiplikative oder summarische Kombination der Ferti- gungseinflüsse für einen Versagensort	21
2.4.2 Mehrschichtmodell	22
2.4.3 Konzept der lokalen Dauerfestigkeit	22
2.4.4 Bruchmechanische Konzepte	23
2.4.5 Weakest-Link-Konzept	25
2.4.6 Kombination bruchmechanischer Konzepte mit dem Wea- kest-Link-Konzept	27
2.4.7 Bewertung der Auslegungskonzepte und Zielsetzung dieser Arbeit	27
3 Werkstoffzustand, Proben und Versuchsführung	29
3.1 Werkstoff	29
3.2 Probengeometrien und -fertigung	31
3.2.1 Probengeometrien	31

3.2.2	Fertigungsverfahren	31
3.3	Randschichtcharakterisierung	35
3.3.1	Eigenspannungen	35
3.3.2	Verfestigung	37
3.3.3	Topografie	37
3.4	Schwingfestigkeitsversuche	38
3.4.1	Schwingfestigkeitsversuche an Kt2- und Kt1,5-Proben	38
3.4.2	Schwingfestigkeitsversuche an WeBi-Proben	39
3.4.3	Untersuchung der Eigenspannungsumlagerung	40
4	Experimentelle Ergebnisse: Charakterisierung des Ausgangszustands	41
4.1	Eigenspannungen und Halbwertsbreiten	41
4.2	Oberflächentopografie	43
5	Experimentelle Ergebnisse: Schwingfestigkeitsversuche	51
5.1	Schwingfestigkeit	51
5.2	Bruchausgänge	57
5.3	Eigenspannungsumlagerung	59
6	Modellbildung	63
6.1	Erweitertes Konzept der lokalen Dauerfestigkeit	63
6.2	Umsetzung des Modells	64
6.2.1	Berücksichtigung von Verfestigung und Topografie	64
6.2.2	Lokale Überlebenswahrscheinlichkeit	65
6.2.3	Globale Überlebenswahrscheinlichkeit	66
6.2.4	Mehrachsigkeit	68
6.3	Bestimmung der Eingangsdaten für das erweiterte Konzept der lokalen Dauerfestigkeit	74
6.3.1	Werkstoffkennwerte	74
6.3.2	Vollständiger Eigenspannungszustand	75
6.3.3	Eigenspannungsumlagerung	80
6.3.4	Mikrokerbfaktor	81
6.3.5	Verfestigung	84
6.3.6	Streuung der Randschichteigenschaften	84
7	Anwendung des Modells	87
7.1	FE-Modelle der Proben	87
7.2	Eingangsdaten für das erweiterte Konzept der lokalen Dauerfestigkeit	90
7.2.1	Werkstoffkennwerte	90
7.2.2	Vollständiger Eigenspannungszustand	91

7.2.3	Eigenspannungsumlagerung	97
7.2.4	Mikrokerbfaktor	98
7.3	Berechnung der Überlebenswahrscheinlichkeit	100
8	Diskussion	115
8.1	Experimentelle Ergebnisse	115
8.2	Modell	117
8.2.1	Wechselfestigkeit und Ort der Rissinitiierung	119
8.2.2	Verfestigung	122
8.2.3	Eigenspannungen	123
8.2.4	Mikrokerbwirkung	124
8.2.5	Stützwirkung	127
8.2.6	Verteilungsfunktion	128
8.2.7	Streuung der Randschichteigenschaften	129
9	Zusammenfassung und Ausblick	131
10	Anhang	135
10.1	Fraktografie	135
10.2	Varianzen	139
10.3	Mikrokerbfaktor	141
10.4	Experimentelle und rechnerische Dauerfestigkeit	143
	Literatur	145

Symbole und Abkürzungen

Symbol	Einheit	Bezeichnung
A	mm^2	Fläche
A_5	%	Bruchdehnung
A_g	%	Gleichmaßdehnung
a_0	mm^2	Bezugsfläche
$\overrightarrow{\mathbb{A}}_{\text{m}}^{\text{LS}}, \overrightarrow{\mathbb{A}}^{\text{ES}}$	MPa	Darstellung des Anteils der Lastmittel- bzw. Eigenstressungen an der Vergleichsmittelspannung im Vektorraum der GEH oder KE-V
$\sqrt{\text{area}}$	mm	Defektgröße beim Defektmodell nach Murakami
B	MPa	Beanspruchung
B	mm	Riefenabstand für den Oberflächenfaktor nach Liu
b	mm	Riefenbreite für den Oberflächenfaktor nach Liu
b		Parameter des Chaboche-Modells zur Beschreibung der isotropen Verfestigung
C	MPa	Parameter des Chaboche-Modells zur Beschreibung der kinematischen Verfestigung
d_{hkl}	mm	Abstand der kristallografischen Gitterebenen
$E[]$		Erwartungswert
E	MPa	Elastizitätsmodul
F	N	Kraft
F_{O}		Oberflächenfaktor
f	Hz	Frequenz
HWB	°	Halbwertsbreite der Röntgendiffraktometrie
i, j		fortlaufender Index der Elemente
k		Konstante zur Beschreibung des Verfestigungseinflusses
K_{O}		Formkenngröße der Topografie nach Liu
K_{t}		Kerbfaktor
K_{topo}		Mikrokerbfaktor bedingt durch die Topografie
ΔK_{th}	$\text{MPa}\sqrt{\text{mm}}$	Schwellenwert des Spannungsintensitätsfaktors
k_w		Verhältnis aus Zug-Druck-Wechselspannung und Schub-Wechselspannung
k_{WL}		Wöhlerlinienneigung

l	mm	Länge
l_0	mm	werkstoffabhängige Länge beim Defektmodell nach El Haddad
m		Mittelspannungsempfindlichkeit
m_V, m_A		Weibullmodul für das Volumen bzw. die Oberfläche
M_B	Nmm	Biegemoment
M_D	Nmm	dauerfest ertragbares Biegemoment
\mathbb{M}	MPaK	Koeffizientenmatrix zum Aufprägen des vollständigen Eigenspannungszustands im FE-Modell
N		Schwingspielzahl
N_B		Bruchschwingspielzahl
N_D		Eckschwingspielzahl
N_G		Grenzwahrscheinlichkeit
P		Wahrscheinlichkeit
R		Spannungsverhältnis
R	MPa	Beanspruchbarkeit
RB	MPa	Differenz aus Beanspruchbarkeit und Beanspruchung
R_0	μm	Grenzrautiefe nach Gaier
R_a	μm	mittlere Rauheit
R_D	MPa	lokale Dauerfestigkeit
$R_{d,eS}$	MPa	Stauchgrenze
R_{eH}	MPa	obere Streckgrenze
R_{eL}	MPa	untere Streckgrenze
R_{eS}	MPa	Streckgrenze
R_m	MPa	Zugfestigkeit
R_{max}	μm	maximale Einzelrautiefe
$R_{p0,2}$	MPa	0,2-%-Dehngrenze
R_s	MPa	Parameter des Chaboche-Modells zur Beschreibung der isotropen Verfestigung
R_w	MPa	Wechselfestigkeit
R_w^0	MPa	Wechselfestigkeit des unverfestigten Werkstoffs
R_z	μm	gemittelte Rautiefe
\mathbb{S}	MPa	Spannungstensor
S	MPa	Nennspannung
S_D	MPa	dauerfest ertragbare Nennspannung
$s[]$		Standardabweichung
$-s_1, \frac{1}{2}s_2$	MPa^{-1}	röntgenografische Elastizitätskonstanten
$\vec{\mathbb{S}}$	MPa	Darstellung des Spannungstensors im Vektorraum der GEH oder KE-V

T	K oder °C	Temperatur
t	mm	Riefentiefe für den Oberflächenfaktor nach Liu
$\frac{1}{T_N}$		Streuspanne in Schwingspielrichtung $\frac{N_{10}\%}{N_{90}\%}$
$\frac{1}{T_S}$		Streuspanne in Lastrichtung $\frac{S_{a,10}\%}{S_{a,90}\%}$
t	sec	Zeit
u	mm	Verschiebung
ur	deg	Rotation
V	mm ³	Volumen
v_0	mm ³	Bezugsvolumen
$\text{Var}[\]$		Varianz
W	mm ³	Widerstandsmoment
x	mm	Abstand zur Oberfläche, Tiefe
Y_0		Korrekturfunktion beim Oberflächenfaktor nach Liu
Z	%	Brucheinschnürung
α	K ⁻¹	thermischer Ausdehnungskoeffizient
α_{DV}		Materialparameter beim Dang Van-Kriterium
α, γ	deg	Winkel zur Festlegung der Schnittebenenorientierung bei der KE-V
Δ		Differenz
Δ_0	mm	charakteristische Mikrostrukturlänge beim Oberflächenfaktor nach Liu
ϵ		Dehnung
γ		Parameter des Chaboche-Modells zur Beschreibung der kinematischen Verfestigung
λ	mm	Wellenlänge
ν		Querkontraktionszahl
Ψ	deg	Winkel (Röntgendiffraktometrie)
ρ	mm	Riefenradius für den Oberflächenfaktor nach Liu
ρ^*	MPa	lokale mikroskopische Eigenspannung beim Dang Van-Kriterium
σ	MPa	lokale (Normal-)Spannung
σ_a	MPa	lokale Spannungsamplitude
σ_h	MPa	lokale hydrostatische Spannung
σ_m	MPa	lokale Mittelspannung
σ_o	MPa	lokale Oberspannung
σ_{sch}	MPa	Schwellfestigkeit
σ_u	MPa	lokale Unterspannung
σ_v	MPa	lokale Vergleichsspannung
σ_w	MPa	Wechselfestigkeit

Θ	deg	Winkel (Röntgendiffraktometrie)
τ	MPa	lokale Schubspannung
τ_w	MPa	Schubwechselfestigkeit

Index

A	(Ober-)Fläche
a	(Spannungs-)Amplitude
ax	axial
EL	Einheitslast
ES	Eigenspannung
ges	gesamt
LS	Lastspannung
m	Mittel(-spannung)
max	maximal
min	minimal
rad	radial
stat	(quasi-)statisch
tan	tangential
topo	Topografie
Ü	Überleben
V	Volumen
zykl	zyklisch

Bedeutung**Abkürzung**

DL	Durchläufer
DV	Dang Van-Kriterium
ECM	Electro Chemical Machining
FE(M)	Finite Elemente (Methode)
FKM	Forschungskuratorium Maschinenbau
GEH	Gestaltänderungsenergie-Hypothese
HCF	High Cycle Fatigue
HRC	Rockwellhärte
HV	Vickershärte
HWB	Halbwertsbreite
KE-V	Kritische-Ebene-Vergleichsspannung
LCF	Low Cycle Fatigue
REM	Rasterelektronenmikroskop
VHCF	Very High Cycle Fatigue
WeBi	Wechselbiegung

1 Einleitung

Bei modernen Dieselmotoren wird der Kraftstoff über das Common-Rail-System mit hohem Druck in den Zylinder eingespritzt. Ein hoher Einspritzdruck ist nötig, um den Kraftstoff im Brennraum fein zu zerstäuben und so die Verbrennung hinsichtlich Partikelemission und Motorwirkungsgrad zu optimieren [1]. Allerdings sind die Komponenten des Common-Rail-Systems durch die Einspritzvorgänge höchsten schwingenden Belastungen ausgesetzt und müssen dementsprechend ausgelegt werden. Abhängig vom Lastkollektiv und der Belastbarkeit werden die Common-Rail-Komponenten dauer- oder betriebsfest ausgelegt, wobei für beide Fälle in der Regel das gesamte Lastkollektiv unterhalb der Dauerfestigkeit liegt [2]. Um den Zuverlässigkeitsanforderungen gerecht zu werden, müssen auch die fertigungsbedingt lokal veränderten Werkstoffzustände untersucht werden, die insbesondere im oberflächennahen Bereich auftreten. Für eine effiziente Entwicklung neuer Produkte soll der Einfluss fertigungsbedingter Zustände auf die Schwingfestigkeit bereits in der rechnerischen Vorauslegung möglichst genau quantifiziert werden. Zeit- und kostenintensive Versuche und Rekursionen sollen dadurch auf ein Minimum reduziert werden.

Ziel dieser Arbeit ist es, ein Modell zu entwickeln, mit dem der Einfluss des fertigungsbedingten Eigenspannungszustands, der Verfestigung und der Oberflächentopografie sowie deren Streuungen explizit erfasst werden können. Der Fokus liegt dabei auf dem Dauerfestigkeitsbereich. Es werden Versuche an einem Vergütungsstahl 50CrMo4 durchgeführt, der beispielsweise für Dieselinjektoren eingesetzt wird. Proben werden mit unterschiedlichen Fertigungsverfahren endbearbeitet, sodass sie unterschiedliche Randschichtzustände aufweisen. Durch die Wahl der in dieser Arbeit eingesetzten Fertigungsverfahren wird eine weitgehende Trennung der Einflussgrößen ermöglicht. Die Randschicht wird mittels röntgenografischer Eigenspannungsanalyse und einer flächigen mikroskopischen Vermessung der Oberflächentopografie charakterisiert. Der Einfluss der Randschicht auf die Dauerfestigkeit wird experimentell im Wöhlerversuch bestimmt.

Es wird ein Modell vorgestellt, das auf dem Konzept der lokalen Dauerfestigkeit [3] basiert, welches hier um einen statistischen Ansatz erweitert wird.

2 Kenntnisstand

In diesem Kapitel werden die notwendigen Grundlagen für das weitere Verständnis dieser Arbeit erklärt. Es werden bestehende Auslegungskonzepte zur Berücksichtigung fertigungsabhängiger Werkstoffe vorgestellt und daraus das Ziel dieser Arbeit abgeleitet.

2.1 Fertigungsabhängige Werkstoffzustände

Nahezu jeder Fertigungsprozess beeinflusst den Werkstoffzustand. Die Veränderungen können das Gefüge, die Verfestigung, die lokale chemische Zusammensetzung sowie die Eigenspannungen betreffen [4, 3]. Hinzu kommt die Oberflächentopografie als Mikrogeometrie. Weil sich sowohl die Topografie, als auch die Werkstoffeigenschaften abhängig von der Fertigung ergeben und gemeinsam die Schwingfestigkeit beeinflussen, werden sie in dieser Arbeit gemeinsam betrachtet.

Das Ermüdungsversagen geht häufig von der Oberfläche oder dem oberflächennahen Bauteilbereich aus. Entsprechend sind Fertigungsprozesse, die den Werkstoffzustand nahe der Oberfläche verändern, von großer Bedeutung für die Schwingfestigkeit. Einige Prozesse werden gezielt eingesetzt, um randnah einen Werkstoffzustand für erhöhte Ermüdungs- bzw. Verschleißbeständigkeit zu erreichen. Dazu gehören mechanische Oberflächenbehandlungen wie Kugelstrahlen und Rollieren und thermische bzw. thermochemische Verfahren wie Randschichthärten und Nitrieren.

In dieser Arbeit liegt der Fokus auf mechanischen Verfahren. Einen Überblick über die mechanischen Verfahren zur gezielten Randschichtbeeinflussung, die resultierenden Randschichtzustände und ihre Auswirkungen auf die Schwingfestigkeit bieten [5, 6]. Der Wissensstand zum Schwingfestigkeitseinfluss von Randschichten, die sich quasi als Nebeneffekt eines z.B. formgebenden Prozesses ergeben, ist naturgemäß geringer. Dank zunehmender Möglichkeiten, Prozesse zu simulieren, gibt es inzwischen eine Reihe von Untersuchungen zur durchspannende Prozesse mit bestimmter Schneide erzeugten Randschicht, z.B. [7].

Der Randschichtzustand lässt sich durch die schwingfestigkeitsrelevanten Eigenschaften – Eigenspannungen, Verfestigung, Topografie und gegebenenfalls lokales Gefüge und chemische Zusammensetzung – charakterisieren. Dadurch ist eine prozessübergreifende Schwingfestigkeitsbewertung möglich [8].

2.2 Eigenspannungen

In diesem Abschnitt werden die für diese Arbeit wichtigsten Kenntnisse zur Entstehung von Eigenspannung, ihrem Umlagerungsverhalten und ihre experimentelle Bestimmung zusammenfassend beschrieben.

2.2.1 Definition

Eigenspannungen sind innere mechanische Spannungen, die ohne Einwirken äußerer Kräfte und Momente und ohne Temperaturgradienten in einem Bauteil wirken. Eigenspannungen stehen innerhalb eines Bauteils immer im Gleichgewicht. Nach Macherauch [9] lassen sich Eigenspannungen entsprechend ihrer räumlichen Ausdehnung einteilen:

- Eigenspannungen 1. Art (σ^I) sind über mehrere Körner annähernd homogen. Ein Eingriff in das Gleichgewicht führt bei Eigenspannungen 1. Art zu makroskopischen Dehnungen.
- Eigenspannungen 2. Art (σ^{II}) bilden über wenige Körner ein Gleichgewicht. Sie ergeben sich z.B. aus der elastischen Verzerrung zwischen benachbarten Körnern oder zwischen unterschiedlichen Phasen des Werkstoffs.
- Eigenspannungen 3. Art (σ^{III}) sind über kleinste Werkstoffbereiche inhomogen. Sie wirken z.B. im Verzerrungsfeld von Versetzungen.

In technischen Legierungen liegen in der Regel alle drei Eigenspannungsarten vor und überlagern sich additiv, siehe Abbildung 2.1.

Eigenspannungen 1. Art werden auch als Makro eigenspannungen bezeichnet, Eigenspannungen 2. und 3. Art als Mikro eigenspannungen. Im Folgenden wird für Makro eigenspannungen vereinfachend der Begriff Eigenspannungen verwendet.

2.2.2 Entstehung von Eigenspannungen

Eigenspannungen entstehen durch inhomogene plastische Verformung (z.B. Kugelstrahlen), durch Volumenänderung (z.B. Phasenumwandlung, Eindiffu-

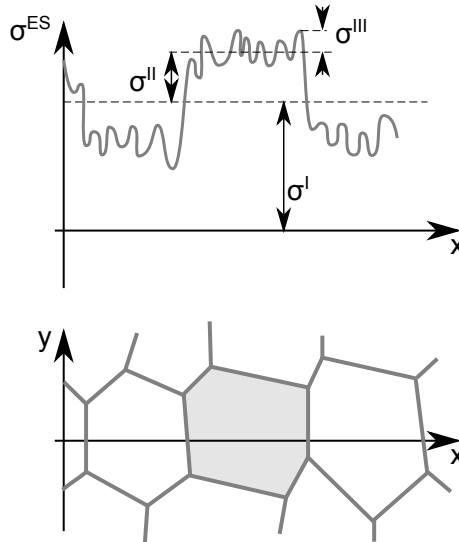


Abb. 2.1: Überlagerung der Eigenspannungen 1., 2. und 3. Art (schematisch), nach [9]

sion von Atomen) oder durch eine Kombination beider Prozesse [3]. Welches Vorzeichen und welchen Betrag fertigungsbedingte Eigenspannungen haben, hängt nicht nur vom gewählten Verfahren und vom Werkstoff, sondern auch von der Prozessführung und gegebenenfalls vom Werkstoffzustand ab. Je nach Prozessführung und Werkzeugzustand können sehr unterschiedliche Eigenspannungszustände entstehen [10, 3].

2.2.3 Eigenspannungsstabilität

Eigenspannungen können sich unter dem Einfluss mechanischer (quasistatischer oder zyklischer) oder thermischer Belastung abbauen.

Eigenspannungsabbau durch mechanische Belastung

Es wird zwischen Eigenspannungsabbau durch quasistatische und zyklische Belastung unterschieden. Eigenspannungsabbau tritt ein, wenn die resultierende (Vergleichs-)Spannung aus Last- und Eigenspannung die quasistatische Streckgrenze R_{eS} bzw. zyklische Streckgrenze R_{eS}^{zykl} überschreitet oder die qua-

sistatische Stauchgrenze $R_{d,eS}$ bzw. zyklische Stauchgrenze $R_{d,eS}^{\text{zykl}}$ unterschreitet [4, 11]:

$$\underbrace{\sigma_m^{\text{LS}} + \sigma_a^{\text{LS}}}_{\sigma_o} + \sigma^{\text{ES}} > R_{eS} \text{ bzw. } R_{eS}^{\text{zykl}} \quad (2.1)$$

$$\underbrace{\sigma_m^{\text{LS}} - \sigma_a^{\text{LS}}}_{\sigma_u} + \sigma^{\text{ES}} < R_{d,eS} \text{ bzw. } R_{d,eS}^{\text{zykl}}.$$

Bei Bauteilen, die zyklisch im Bereich der Wechselfestigkeit belastet werden, sind dabei vier unterschiedliche prinzipielle Abläufe möglich [4], siehe Abbildung 2.2. Wird, wie in Fall 1 dargestellt, weder die quasistatische noch die zyklische Streckgrenze überschritten, bleiben die Eigenspannungen stabil. Ein allmählicher Eigenspannungsabbau wie in Fall 2 ergibt sich, wenn nur die zyklische Streckgrenze überschritten wird. Eigenspannungsabbau in den ersten Zyklen tritt auf, wenn die quasistatische Streckgrenze überschritten wird. Bleibt die Belastung aber unter der zyklischen Streckgrenze, findet kein weiterer Eigenspannungsabbau statt, Fall 3. Wird neben der quasistatischen auch die zyklische Streckgrenze überschritten, ergibt sich der in Fall 4 gezeigte Verlauf mit quasistatischem und zyklischem Eigenspannungsabbau. Welcher Fall zutrifft, hängt in erster Näherung von der Festigkeit des Werkstoffs ab. Mit zunehmender Zugfestigkeit bzw. Härte steigen auch die Wechselfestigkeit R_w^0 , die quasistatische und die zyklische Streckgrenze. Abbildung 2.3 zeigt diese Zusammenhänge schematisch. Die Zunahme der Streckgrenzen ist jedoch deutlich stärker ausgeprägt, sodass für hochfeste Werkstoffe Plastizierung in der Regel erst bei Belastung deutlich oberhalb der Wechselfestigkeit auftritt. Folglich sind die Eigenspannungen bei hochfesten Stählen im Bereich der Wechselfestigkeit weitgehend stabil, während bei niedrigfesten Stählen mit einem deutlichen Eigenspannungsabbau gerechnet werden muss [4].

Analog zu den Vorgängen beim Eigenspannungsabbau durch mechanische Belastung kann es durch inhomogene plastische Verformung (quasistatisch oder zyklisch) auch zu einem Eigenspannungsaufbau kommen.

Mechanischer Eigenspannungsabbau kann mithilfe der FE-Methode und entsprechenden Materialmodellen simulativ vorhergesagt werden. Beispielsweise kann mit dem Chaboche-Modell [12, 13, 14, 15] das Materialverhalten bei der Erstbelastung unter Berücksichtigung der isotropen und kinematischen Verfestigung beschrieben werden, mit den Modellen nach Jiang [16] und Döring [17] lässt sich zusätzlich der Übergang zum Verhalten des zyklisch stabilisierten Materials simulieren [18, 19]. Die Parameter, die für diese Modelle notwendig sind, müssen anhand von Experimenten ermittelt werden.

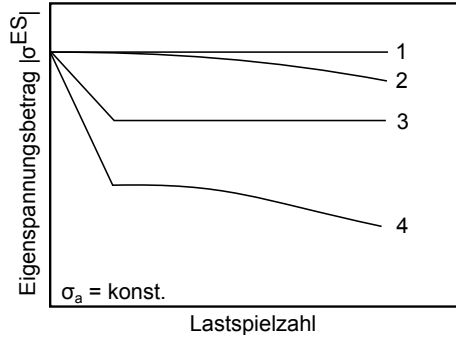


Abb. 2.2: mögliche Verläufe des Eigenspannungsabbaus bei zyklischer Belastung im Bereich der Wechselfestigkeit [4], schematische Darstellung aus [6]

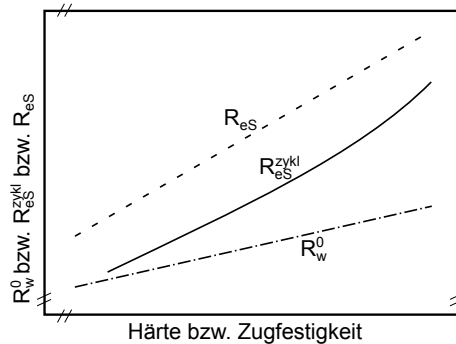


Abb. 2.3: Wechselfestigkeit, quasistatische und zyklische Streckgrenze in Abhängigkeit von der Härte bzw. Zugfestigkeit [4]

Eigenspannungsabbau durch thermische Belastung

Thermischer Eigenspannungsabbau tritt bei erhöhten homologen (d.h. auf die Schmelztemperatur bezogenen) Temperaturen auf. Je nach Temperatur ist der maßgebliche Vorgang Diffusion oder Rekristallisation [6]. Diese Vorgänge sind sowohl temperatur-, als auch zeitabhängig, siehe Abbildung 2.4. Diese Abhängigkeit wird häufig mit einem Zener-Wert-Avrami-Ansatz [20] beschrieben.

Der Effekt des thermischen Eigenspannungsabbaus wird beim Spannungsarmglühen ausgenutzt.

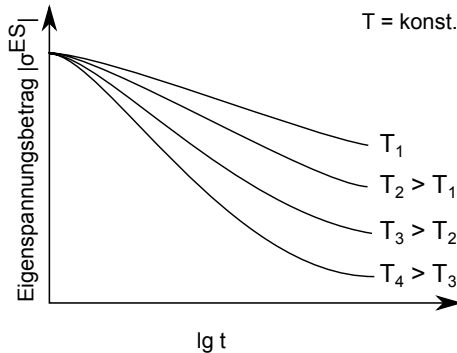


Abb. 2.4: thermischer Eigenspannungsabbau, nach [21]

2.2.4 Messung von Eigenspannungen

Es gibt mehrere Methoden, um Eigenspannungen zu messen. Die Messmethoden lassen sich in zerstörende und nicht zerstörende Verfahren einteilen. Die zerstörenden Verfahren beruhen auf einem Eingriff in das Spannungsgleichgewicht. Ein spannungsbehaftetes Bauteilvolumen wird entfernt, wodurch es zu einer Dehnungsauslösung kommt. Diese Dehnung wird gemessen und durch Rückrechnung auf die Eigenspannungen 1. Art geschlossen, die im unzerstörten Bauteil vorlagen. Zerstörende Verfahren werden auch genutzt, um Eigenspannungen 1. Art eindeutig von den Eigenspannungen 2. und 3. Art zu trennen. Zu den zerstörenden Verfahren zählen beispielsweise die Bohrlochmethode [22, 23] und die Kontur-Methode [24].

Die nicht zerstörenden Verfahren basieren entweder auf spannungsbedingten Änderungen der optischen, magnetischen oder akustischen Eigenschaften, oder (bei kristallinen Werkstoffen) auf Änderungen des Gitterebenenabstands, gemessen mittels Diffraktion. Bei der Diffraktometrie wird monochromatische Röntgen- oder Neutronenstrahlung an einer kristallografischen Ebene $\{hkl\}$ gebeugt, siehe Abbildung 2.5. Ein Teil des Röntgen- bzw. Neutronenstrahls wird direkt an der Oberfläche reflektiert. Ein anderer Teil des Strahls dringt in das Material ein und wird an einer tieferliegenden Gitterebene reflektiert. Durch die unterschiedliche Eindringtiefe legen die Strahlteile unterschiedlich lange Wege zurück. Wenn die Wegdifferenz einem ganzzahligen Vielfachen der Wellenlänge λ entspricht, tritt konstruktive Interferenz auf und die Intensität des gebeugten Strahls wird maximal. Dieser Zusammenhang wird in der Bragg'schen Gleichung ausgedrückt:

$$2d_{hkl} \sin(\Theta) = n\lambda. \quad (2.2)$$

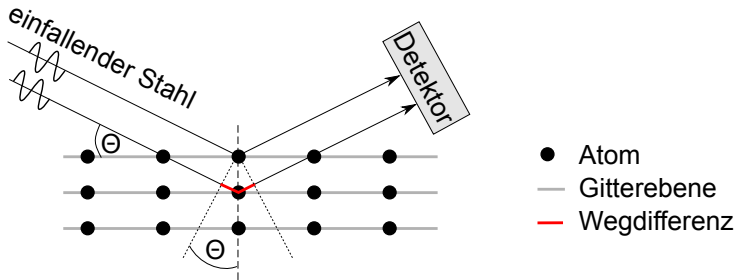


Abb. 2.5: Bragg'sche Interferenz nach [25]

Die Winkellage Θ des Intensitätsmaximums (Peak) ist also ein Maß für den Gitterebenenabstand d_{hkl} des Kristalls. (Eigen-)Spannungen führen zu leichten Änderungen des Gitterebenenabstands. Bei Kristallen, deren $\{hkl\}$ -Ebene senkrecht zu einer Zug-(Eigen-)Spannung orientiert sind, vergrößert sich der Gitterebenenabstand. Wenn eine Zug-(Eigen-)Spannung parallel zur $\{hkl\}$ -Ebene wirkt, verringert sich der Gitterebenenabstand aufgrund der Querkontraktion. Folglich lassen sich Eigenspannungen über die Verschiebung des Diffraktionspeaks quantifizieren. Von den Diffraktionsverfahren ist die Röntgendiffraktometrie (XRD, X-ray diffraction) am weitesten verbreitet und wird auch in dieser Arbeit verwendet. Der prinzipielle Aufbau eines Röntgendiffraktometers ist in Abbildung 2.6 skizziert. Wesentliche Komponenten sind:

- Röntgenquelle und Optik
zur Erzeugung und Fokussierung der Strahlung
- Goniometer mit Probenhalter
zur exakten Positionierung und Bewegung der Komponenten zueinander
- Detektor
zur ortsaufgelösten Messung der Intensität des gebeugten Strahls.

Detaillierte Informationen zur Röntgendiffraktometrie finden sich beispielsweise in [11, 25, 26], hier soll lediglich kurz auf die in dieser Arbeit angewendete $\sin^2(\Psi)$ -Methode eingegangen werden.

Bei der $\sin^2(\Psi)$ -Methode [27] wird das Interferenzlinienprofil unter verschiedenen Ψ -Winkeln aufgenommen. Für eine möglichst aussagekräftige Messung werden die Schritte äquidistant in $\sin^2(\Psi)$ gewählt. Bei jedem Ψ -Winkel sind andere Kristalle genau so orientiert, dass sie zur Interferenz beitragen können. Bei $\Psi = 0$ werden diejenigen Kristalle angesprochen, deren $\{hkl\}$ -Ebene nahezu parallel zur Oberfläche verläuft. Bei größeren Ψ sind die Kristalle interferenzfähig, deren $\{hkl\}$ -Ebene zur Oberfläche verkippt ist. Aus den Interferenzlinienprofilen wird

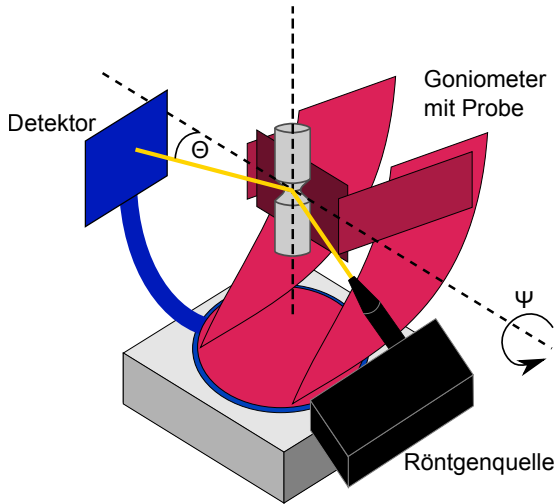


Abb. 2.6: Diffraktometer mit dem Komponenten Röntgenquelle, Goniometer und Detektor

zu jedem Ψ -Winkel derjenige Winkel Θ bestimmt, bei dem der Peak liegt. Für untexturierte Werkstoffe mit annähernd isotrop elastischem Verhalten zeigt Θ in etwa eine lineare Abhängigkeit von $\sin^2(\Psi)$. Aus der Steigung dieser Geraden kann über die röntgenografischen Elastizitätskonstanten und den Gitterebenenabstand des spannungsfreien Gitters die Eigenspannung berechnet werden. Die genaue Bestimmung des unverzerrten Gitterebenenabstands ist problematisch. Mit der Annahme, dass die Spannungskomponente senkrecht zur Oberfläche Null ist, vereinfacht sich die Rechnung und die ermittelte Eigenspannung hängt nur noch schwach vom zugrunde gelegten unverzerrten Gitterebenenabstand ab [25].

Spannungsfelder an Defekten wie Versetzungen und Korngrenzen verändern die Gitterebenenabstände lokal und führen zu einer Verbreiterung des Intensitätspeaks [26, 28], zitiert in [29]. Deshalb kann die Breite des Peaks als Maß für Mikrospannungen betrachtet werden. Sie wird als Halbwertsbreite (HWB) angegeben, siehe Abbildung 2.7.

Röntgenstrahlung dringt wenige Mikrometer tief in Metalle ein. Beispielsweise beträgt die Eindringtiefe von Cr-K α -Strahlung in Ferrit etwa $5\ \mu\text{m}$ [26]. Der gemessene Eigenspannungswert stellt also eine Mittelung über einen kleinen oberflächennahen Bereich dar und die Ortsauflösung in Tiefenrichtung ist hoch. Um Eigenspannungen unter der Oberfläche zu messen, muss Material abgetragen

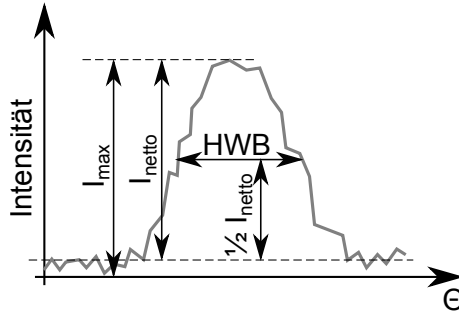


Abb. 2.7: Zur Definition der Halbwertsbreite

werden. Dabei hat sich der elektrochemische Abtrag bewährt, da so keine neuen Eigenspannungen erzeugt werden. Allerdings können sich durch den Abtrag Eigenspannungen umlagern, sodass die folgenden Messwerte von den ursprünglichen Eigenspannungen des intakten Bauteils abweichen. Von Moore und Evans [30] wurde für einfache Geometrien eine mathematische Korrektur hergeleitet, um aus den gemessenen Eigenspannungen auf die Eigenspannungen vor dem Abtrag rückzuschließen.

2.3 Schwingfestigkeit

Bauteile werden in der Praxis meistens mit wechselnden Kräften und Momenten belastet. Dabei ist eine häufige Versagensursache eine schwingende Belastung, die deutlich geringer ist als die maximale einmalig bis zum Bruchversagen ertragbare Last. Die Effekte, die zu dieser Versagensart führen, werden unter dem Begriff Materialermüdung zusammengefasst.

Die Beanspruchung kann im Allgemeinen einen beliebigen zeitlichen Verlauf haben und sich aus mehreren Komponenten unterschiedlicher Richtung, Art (Normal- oder Schubspannung bzw. Dehnung oder Verzerrung), Frequenz und Betrag zusammensetzen. Einen Sonderfall stellt die periodische Belastung mit konstanter Lastamplitude dar. Entsprechende Versuche werden im Wöhlerdiagramm dargestellt, bei dem die bis zum Abschaltkriterium (z.B. Anriss oder Bruch) ertragene Spannungs- oder Dehnungsamplitude über der Schwingungszahl N halb- oder doppellogarithmisch aufgetragen wird. Im Bereich der Kurzzeitfestigkeit (LCF – low cycle fatigue) führt die Belastung makroskopisch zu plastischen Dehnungen [31, 32] und das Bauteil versagt bei Schwingungszahlen kleiner als etwa $N = 10^4$. Im anschließenden Zeitfestigkeitsbereich (HCF –

high cycle fatigue) überwiegen makroskopisch elastische Dehnungen [31, 32], die ertragbare Lastamplitude fällt schnell mit N . Bei etwa $N = 10^6 \dots 10^7$ tritt ein Knickpunkt auf (Eckschwingspielzahl N_D), ab dem der Abfall der Wöhlerkurve deutlich geringer ist. Einige Werkstoffe (z.B. kubisch-raumzentrierte Metalle) zeigen hier gar keinen weiteren Abfall der Wöhlerkurve bis zum Abbruch des Versuchs bei einer Grenzschwingspielzahl von beispielsweise $N_G = 10^7$ [31]. Dieser Bereich wird häufig als Dauerfestigkeitsbereich bezeichnet, die zugehörige, theoretisch „unendlich“ lange ertragbare Last als Dauerfestigkeit [31, 33]. Diese sprachliche Vereinfachung wird auch in dieser Arbeit verwendet, hier ist mit „Dauerfestigkeit“ also genau genommen die bis zur Grenzschwingspielzahl $N_G = 10^7$ ertragbare Last gemeint.

Auch bei sehr hohen Lastspielzahlen $N \gg 10^7$ (VHCF – very high cycle fatigue) kann noch Versagen auftreten [34, 35]. Für den in dieser Arbeit betrachteten Werkstoff 50CrMo4 vergütet auf 37 HRC wurde allerdings in [36] nach dem Knickpunkt bis $N = 10^9$ kein weiterer Abfall der Schwingfestigkeit festgestellt, der Werkstoff zeigt eine ausgeprägte Dauerfestigkeit.

Zu den wichtigsten Aspekten der Betriebsfestigkeit und zugehörigen Versuchs- und Auslegungsmethoden sind mehrere Standardwerke veröffentlicht, z.B. [33, 31].

2.3.1 Lastspannung

Mehrere Kenngrößen der Lastspannung und ihres zeitlichen Verlaufs beeinflussen die Dauerfestigkeit. Dazu zählen die Belastungsfrequenz, die Mittelspannung und die Mehrachsigkeit des Spannungszustands.

Frequenz

Die Belastungsfrequenz wirkt sich auf die Schwingfestigkeit aus, wenn zeitabhängige Mechanismen wie Korrosion oder Kriechen zur Schädigung beitragen. Auch die Dehnrates und gegebenenfalls die Temperaturentwicklung im hochbeanspruchten Probenvolumen können einen Einfluss auf die Schwingfestigkeit haben. Ein Überblick zum Frequenzeinfluss findet sich in [36].

In der vorliegenden Arbeit wird die Schwingfestigkeit nur bei Raumtemperatur in Laborluft betrachtet. Untersuchungen in [36] mit den Prüffrequenzen 150 Hz, 1,50 kHz und 20 kHz am hier betrachteten Werkstoff 50CrMo4 vergütet auf 37 HRC zeigen, dass in diesem Fall der Einfluss der Frequenz auf die Dauerfestigkeit vernachlässigbar ist.

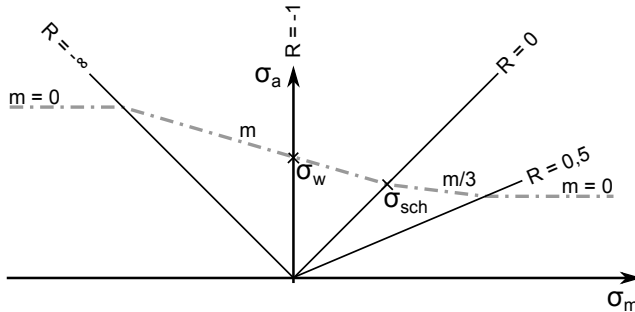


Abb. 2.8: Haigh-Diagramm (schematisch) nach [40]

Mittelspannung

Den Spannungsamplituden überlagerte zeitlich konstante Spannungen können die ertragbare Spannungsamplitude erniedrigen (Zugmittelspannungen) bzw. erhöhen (Druckmittelspannungen). Bekannte Formeln zur Abschätzung des Mittelspannungseinflusses stammen von Goodman und Gerber [37, 38], zitiert in [31]. Dabei wird die ertragbare Amplitude als lineare bzw. quadratische Funktion der Mittelspannung und der Zugfestigkeit beschrieben. Üblicherweise wird der Einfluss über die Mittelspannungsempfindlichkeit m nach Schütz [39] ausgedrückt, die definiert ist als das Verhältnis von Schwell- zu Wechselfestigkeit:

$$m = \frac{\sigma_{sch}}{\sigma_w} = \frac{\sigma_D(R=0)}{\sigma_D(R=-1)}. \quad (2.3)$$

Im Haigh-Diagramm (Abb. 2.8) ist die ertragbare Spannungsamplitude über der Mittelspannung aufgetragen. Ursprungsgeraden sind dabei Linien mit konstantem Spannungsverhältnis R

$$R = \frac{\sigma_u}{\sigma_o} = \frac{\sigma_m - \sigma_a}{\sigma_m + \sigma_a}. \quad (2.4)$$

Hochfeste Stähle zeigen in der Regel eine höhere Mittelspannungsempfindlichkeit als niedrigfeste Stähle. In der FKM-Richtlinie [40] wird die Mittelspannungsempfindlichkeit mit einem linearen Zusammenhang aus der Zugfestigkeit abgeschätzt und im Bereich $-\infty < R < 0$ angewendet. Für $0 < R < 0,5$ wird eine reduzierte Mittelspannungsempfindlichkeit von $\frac{m}{3}$ angesetzt; außerhalb dieser Bereiche wird davon ausgegangen, dass die Mittelspannung keinen weiteren Einfluss hat. Dieser Verlauf ist in Abbildung 2.8 als gestrichelte Linie dargestellt.

Mehrachsigkeit

Wie bei quasistatischer Last wird auch bei schwingender Last über eine Versagenshypothese eine Vergleichsspannung ermittelt. Die Vergleichsspannung ist die einachsig gedachte Spannung mit derselben schädigenden Wirkung wie der tatsächliche, mehrachsige Spannungszustand. Die klassischen (statischen) Vergleichsspannungshypothesen werden z.T. auch bei schwingenden Beanspruchungen verwendet. In diesem Fall wird je eine Vergleichsspannung für die Amplitude und die Mittelspannung bestimmt und für die Mittelspannung ein Vorzeichen ergänzt [41]. Als Vorzeichen der Vergleichsmittelspannung kann z.B. das des hydrostatischen Anteils der Mittelspannung angenommen werden [41].

Im Gegensatz zu statischen Belastungen können sich bei schwingenden Lasten die Hauptspannungsrichtungen über die Zeit ändern, z.B. wenn Spannungsamplitude und Mittelspannung in unterschiedlichen Richtungen wirken. Diese Änderung der Hauptspannungsrichtungen kann von den klassischen Hypothesen nicht erfasst werden, weshalb spezielle Mehrachsigkeitshypothesen für schwingende Belastungen entwickelt wurden. Es existieren grundsätzlich drei Ansätze [42]:

- **Integrale Anstrengung**, z.B. Schubspannungsintensitätshypothese (SIH) [43, 44]
Bei den Hypothesen der integralen Anstrengung wird aus den zeitlich veränderlichen und konstanten Spannungskomponenten eine Größe definiert, die als versagensrelevant angesehen wird, und am betrachteten Ort für alle Raumrichtungen bzw. Schnittebenen über den zeitlichen Verlauf ausgewertet. Die Vergleichsspannung ergibt sich aus der Integration über alle Ebenen.
- **Kritische Ebene**, z.B. Kritische-Ebene-Vergleichsspannung (KE-V) [41], Dang Van-Kriterium (DV) [45]
Ähnlich wie bei den Hypothesen der integralen Anstrengung wird bei den Kritische-Ebenen-Verfahren am betrachteten Ort im Allgemeinen eine Spannungsgröße für alle Schnittebenen über den zeitlichen Verlauf berechnet. Diese Spannungsgröße ist in der Regel aufgeteilt in Amplitude und Mittelspannung. Die Vergleichsspannung ist die Spannung in derjenigen Ebene, in der die größte schädigende Wirkung bzw. die kleinste Sicherheit berechnet wird, was z.B. anhand eines Dauerfestigkeitsschaubilds bewertet werden kann [46].
- **empirische Ansätze**, z.B. von Gough [47, 48] zitiert in [49].

In dieser Arbeit wurden die klassische Gestaltänderungsenergie-Hypothese (GEH), die Kritische-Ebene-Vergleichsspannung (KE-V) sowie das Dang Van-Kriterium gewählt.

Die KE-V wurde bei der Robert Bosch GmbH als Modifikation der Kritische-Ebene-Gestaltänderungsenergie-Hypothese entwickelt [41] und ist unter der Bezeichnung „Modifizierte Vergleichsspannung in der kritischen Schnittebene“ in der kommerziellen Auslegungssoftware FEMFAT implementiert [50]. Bei der KE-V werden Schnittebenen betrachtet, die über die Winkel α , γ definiert sind. Aus dem Spannungstensor (mit allen zeitlich veränderlichen und konstanten Spannungskomponenten) am betrachteten Ort werden jeweils die Normalspannung senkrecht auf der Ebene ($\sigma_{\alpha\gamma}$) und zwei Schubspannungen in der Ebene ($\tau_{\alpha\gamma,\alpha}$ und $\tau_{\alpha\gamma,\gamma}$) berechnet, siehe Abbildung 2.9.

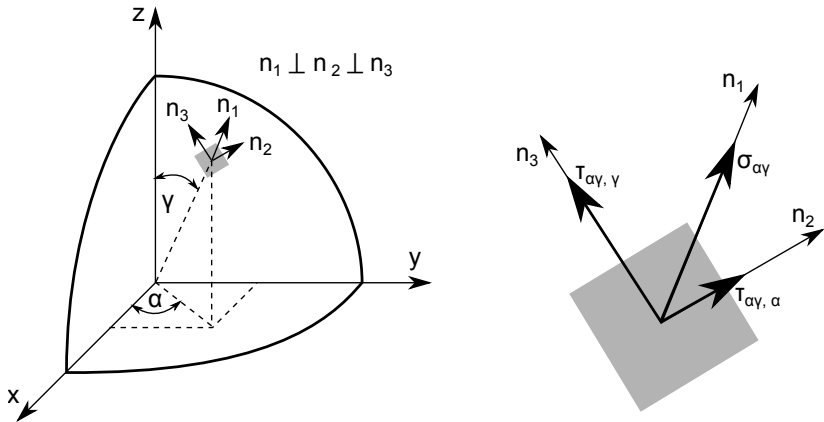


Abb. 2.9: Orientierungen (links) und Spannungen bei der KE-V

Die beiden Schubspannungen in der Ebene überlagern sich zu einer Gesamtschubspannung

$$\tau_{\alpha\gamma} = \sqrt{\tau_{\alpha\gamma,\alpha}^2 + \tau_{\alpha\gamma,\gamma}^2}. \quad (2.5)$$

Die Normal- und die Schubspannungen in der Ebene $\alpha\gamma$ sind zeitabhängig. Während bei der Normalspannung auf der Ebene nur der Betrag variiert, beschreibt die Gesamtschubspannung in der Ebene eine Bahnkurve. Aus diesen Zeitverläufen wird jeweils die Amplitude ($\sigma_{a,\alpha\gamma}$, $\tau_{a,\alpha\gamma}$) und die Mittelspannung ($\sigma_{m,\alpha\gamma}$, $\tau_{m,\alpha\gamma}$) bestimmt, siehe z.B. [51]. Daraus werden die Vergleichsspannungsamplitude und die Vergleichsmittelspannung dieser Ebene berechnet

$$\sigma_{v,a} = \begin{cases} \sqrt{k_w^2 \left(1 - \frac{k_w^2}{4}\right) \sigma_{a,\alpha\gamma}^2 + k_w^2 \tau_{a,\alpha\gamma}^2} & \text{für } k_w > \sqrt{2} \\ \sqrt{\sigma_{a,\alpha\gamma}^2 + k_w^2 \tau_{a,\alpha\gamma}^2} & \text{für } k_w \leq \sqrt{2} \end{cases} \quad (2.6)$$

$$\sigma_{v,m} = \begin{cases} \operatorname{sgn}(\sigma_{m,\alpha\gamma}) \sqrt{k_w^2 \left(1 - \frac{k_w^2}{4}\right) \sigma_{m,\alpha\gamma}^2 + k_w^2 \tau_{m,\alpha\gamma}^2} & \text{für } k_w > \sqrt{2} \\ \operatorname{sgn}(\sigma_{m,\alpha\gamma}) \sqrt{\sigma_{m,\alpha\gamma}^2 + k_w^2 \tau_{m,\alpha\gamma}^2} & \text{für } k_w \leq \sqrt{2} \end{cases} \quad (2.7)$$

wobei der Parameter

$$k_w = \frac{\sigma_w}{\tau_w} \quad (2.8)$$

genutzt wird, um die Hypothese an das Werkstoffverhalten anzupassen, sodass die grundlegenden Fälle einer Belastung mit nur einer Zug-Druck- bzw. einer Torsionskomponente richtig wiedergegeben werden.

Liegt nur eine schwingende Last vor (synchrone Belastung), vereinfacht sich die Bahnkurve der Schubspannungen in der Ebene zu einer Geraden und die Normal- und Schubspannung $\sigma_{\alpha\gamma}$ und $\tau_{\alpha\gamma}$ lassen sich getrennt für die Amplitude und die Mittelspannung berechnen.

Das Dang Van-Kriterium [45] wird im Zusammenhang mit Weakest-Link-Modellen (Abschnitt 2.4.5) häufig verwendet [52, 53, 54, 55, 56]. Ausgangspunkt für das Dang Van-Kriterium ist die Überlegung, dass eine Ermüdungsschädigung nahe der Dauerfestigkeit in einem Korn mit ungünstiger kristallografischer Orientierung startet. Die makroskopische Spannung, wie sie beispielsweise mit der FEM berechnet wird, ist im Bereich der Dauerfestigkeit elastisch und innerhalb eines Volumenelements homogen. Die mikroskopische Spannung in einem einzelnen Korn unterscheidet sich von der Spannung in den benachbarten Körnern und kann im Korn zu einer plastischen Dehnung führen. Die umgebenden, rein elastisch verformten Körner, haben eine stützende Wirkung. Durch kombinierte kinematisch-isotrope Verfestigung im kritischen Korn wird ein stabilisierter Zustand erreicht. Die mikroskopische Spannung setzt sich dann zusammen aus der makroskopischen Spannung und dem deviatorischen Anteil der stabilisierten (mikroskopischen) Eigenspannung $\operatorname{dev} \rho^*$. Entscheidend für die Schädigung in diesem Korn ist die maximale Schubspannung ($\tau = 1/2 \sigma_{v,\text{Tresca}}$), die in einer Kristallebene wirkt. Die hydrostatische Spannung σ_h spielt ebenfalls eine wichtige Rolle, da sie für ein Öffnen oder Schließen des Mikrorisses sorgt. Es tritt keine Schädigung ein, wenn zu allen Zeiten t gilt

$$\tau_a(t) + \alpha_{\text{DV}} \sigma_h(t) \leq \tau_w. \quad (2.9)$$

Dabei ist τ die maximale Schubspannung der mikroskopischen Spannung, α_{DV} eine Materialkonstante und τ_w die Schubwechselfestigkeit. Im allgemeinen Fall

muss $\text{dev } \rho^*$ in einer aufwändigen Rechnung bestimmt werden. Für synchrone Beanspruchungen gilt $\rho^* = 0$ [45] und aus Gleichung 2.9 folgt

$$\sigma_v = \frac{\tau_{a,\max} + \alpha_{DV} \sigma_{h,\max}}{1/2 + \alpha_{DV}/3} \quad (2.10)$$

[56], wobei sich der Index „max“ auf die Zeit bezieht. Auch wenn beim Dang Van-Kriterium nicht für verschiedene Ebenen gerechnet wird, gehört es zu den Kritische-Ebenen-Verfahren [49], da die maximale Schubspannung τ implizit eine Orientierung enthält.

2.3.2 Eigenspannungen

Einen guten Überblick über die Wirkung von Eigenspannungen bietet [57]. Wie Druckmittelspannungen steigern auch Druckeigenspannungen im Allgemeinen die Dauerfestigkeit, Zugeigenspannungen senken sie. Dieser Effekt ist besonders ausgeprägt bei Proben mit einem Spannungsgradienten, also Kerbproben bzw. Biegeproben, an denen die oberflächennahen Druck- bzw. Zugeigenspannungen dort wirken, wo auch die höchsten Lastspannungen auftreten. Neben dem Spannungsgradienten beeinflusst auch die Festigkeit (und damit die Eigenspannungsstabilität) die eigenspannungsbedingte Schwingfestigkeitsänderung.

In der Bauteilauslegung werden Eigenspannungen häufig entweder gar nicht oder analog zu Mittelspannungen berücksichtigt. Entsprechend wurde eine Eigenspannungsempfindlichkeit $m^{\text{ES}} = \frac{\Delta R_w}{\Delta \sigma^{\text{ES}}}$ definiert [3]. Die Eigenspannungsempfindlichkeit nimmt ebenso wie die Mittelspannungsempfindlichkeit mit der Härte des Werkstoffs zu, liegt aber immer unterhalb der Mittelspannungsempfindlichkeit [4]. Andererseits konnte für harte Werkstoffe durch eine Überlagerung der Eigenspannungen mit entgegengesetzt gerichteten Mittelspannungen gleichen Betrags gezeigt werden, dass Eigen- und Mittelspannung auf die gleiche Weise wirken [58]. Unterschiede in der Wirkung sind laut [55] auf Eigenspannungsabbau und den statistischen Größeneinfluss, also die inhomogene Verteilung der Eigenspannungen, zurückzuführen. [3] führt folgende Unterschiede zwischen Mittel- und Eigenspannungen an:

- Homogenität über den Prüfquerschnitt
Eigenspannungen stehen über dem Bauteil im Gleichgewicht und sind folglich nicht homogen.
- Mehrachsigkeit
Lastmittelspannungen sind oft einachsig, Eigenspannungen nicht.

- Zeitliche Veränderung
Lastmittelspannungen lassen sich nachregeln, Eigenspannungen können sich abbauen, siehe Abschnitt 2.2.3.
- Weitere Veränderung
Wenn Eigenspannungen erzeugt werden, gehen damit abhängig vom Werkstoffzustand und der Art der Eigenspannungserzeugung weitere Veränderungen des Bauteils einher, insbesondere Ver- oder Entfestigung und Änderung der Rauheit.

Wenn die Betrachtung lokal erfolgt, eine Vergleichsspannungshypothese verwendet wird, die Eigenspannungen stabil sind und die weiteren Veränderungen berücksichtigt werden, können Eigenspannungen den Lastmittelspannungen additiv überlagert und mit einer gemeinsamen Mittelspannungsempfindlichkeit rechnerisch berücksichtigt werden [59].

2.3.3 Verfestigung

Durch Versuche, bei denen den Eigenspannungen entgegengerichtete Lastmittelspannungen überlagert wurden, konnte der Einfluss der randnahen Verfestigung separat bewertet werden [60], zitiert in [58]. Es zeigt sich ein großer Verfestigungseinfluss bei niedrigfesten Stählen. Mit zunehmender Festigkeit des Grundmaterials nimmt dieser Einfluss ab und verschwindet schließlich ganz [58]. Die Verfestigung kann durch einen verfahrensabhängigen Faktor [40] oder als lokale (Schwing-)Festigkeitsänderung in Abhängigkeit von der Härte [61] oder von der röntgenografischen Halbwertsbreite (siehe Abschnitt 2.2.4) berücksichtigt werden.

Zum Zusammenhang zwischen Härte und Festigkeit gibt es eine Vielzahl von Untersuchungen, aus denen empirische Beschreibungen abgeleitet wurden [61]. Allerdings ist bei sehr randnaher Verfestigung die räumliche Auflösung der Härtemessung nicht fein genug. Außerdem werden Härtemessungen durch Makro eigenspannungen verfälscht: Druckeigenspannungen lassen den Werkstoff härter erscheinen als er ist [62, 63].

Versetzungen und Korngrenzen bewirken eine Verbreiterung des röntgenografischen Interferenzpeaks, siehe Abschnitt 2.2.4. Deshalb wird in dieser Arbeit die Breite des Peaks (Halbwertsbreite, HWB) genutzt, um die Verfestigung zu charakterisieren. Die HWB hat eine sehr hohe örtliche Auflösung, die der Auflösung der röntgenografischen Eigenspannungsmessung entspricht. Die Eindringtiefe des Röntgenstrahls beträgt wenige Mikrometer, also ist die HWB sehr lokal messbar. Die Messung der HWB stellt keine Beeinflussung der Mi-

struktur dar und reagiert deshalb viel sensitiver als die Härtemessung auf Änderungen des Verfestigungszustands [62]. Allerdings konnte Hoffmeister [64] an einer Nickellegierung zeigen, dass die HWB nicht nur von der plastischen Verformung, sondern auch von der Verformungsgeschwindigkeit abhängig ist. Diese Ergebnisse können auf die unterschiedlichen Versetzungsstrukturen zurückgeführt werden [64]. Experimentelle Zusammenhänge zwischen HWB, plastischer Verformung und Festigkeit lassen sich also nur eingeschränkt auf verschiedene Fertigungsverfahren übertragen.

2.3.4 Oberflächentopografie

Eine hohe Rauheit begünstigt die Rissentstehung an der Oberfläche. Ab welcher Rauheit ein negativer Einfluss auftritt, wird in der Literatur nicht eindeutig geklärt. Gaier [65] hat abhängig von der Korngröße eine Grenzrautiefe $R_0 = 1 \dots 6 \mu\text{m}$ gefunden, unterhalb derer kein Einfluss auf die Schwingfestigkeit besteht. In [66] wurde bereits bei Rauheiten $R_z < 2 \mu\text{m}$ ein Unterschied in der Schwingfestigkeit festgestellt. Der Einfluss der Topografie wird meist über einen Oberflächenfaktor $F_O < 1$ abgebildet [40, 67]. Zur Berechnung des Oberflächenfaktors gibt es verschiedene formelmäßige Ansätze, die empirische Zusammenhänge zwischen Rauheitsgrößen wie R_z oder R_a und der resultierenden Festigkeitsminderung nutzen, wobei auch die Zugfestigkeit als Indikator für die Kerbempfindlichkeit mitverwendet wird [40, 67]. Diese Rauheitsgrößen erfassen allerdings nicht die Form der Topografie, obwohl die schädigende Wirkung der Topografie stark von der Form (Radius und Abstand der Profiltäler) abhängt [68]. Beispielsweise sind R_z und R_a für eine sinus- und eine sägezahnförmige Topografie gleich, die Kerbschärfe und damit die Schädigung aber sehr unterschiedlich [69]. Um diesen Effekt abzubilden, wurden ausgehend von Neubers Gleichungen zur Spannungsüberhöhung in Kerben [70] oder von Simulationen verschiedene Oberflächenfaktoren vorgeschlagen, die neben einer Rauheitsgröße eine Formkenngröße nutzen [44, 71, 72]. Bei Liu [44] wird die Formkenngröße K_O aus den geometrischen Kenngrößen Riefenbreite b , Riefenabstand B , Riefentiefe t und Riefenradius ρ berechnet:

$$K_O = 1 + \left(2 - \frac{b}{B}\right) \sqrt{\frac{t}{\rho}}. \quad (2.11)$$

Die geometrischen Kenngrößen sind in Abbildung 2.10 dargestellt.

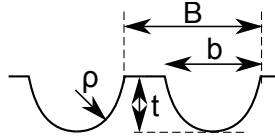


Abb. 2.10: Geometrische Kenngrößen für die Berechnung des Oberflächenfaktors nach Liu [44]

Der Oberflächenfaktor nach Liu berechnet sich zu

$$F_{O,Liu} = \frac{1}{1 + \left((K_O - 1)^{-2,5} + \left(\sqrt{1 + \frac{R_z + R_{max}}{2\Delta_0}} - 1 \right)^{-2,5} \right)^{0,4}}. \quad (2.12)$$

Dabei wird Δ_0 als charakteristische Mikrostrukturlänge bezeichnet und folgendermaßen bestimmt:

$$\Delta_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{2\sigma_w Y_0} \right)^2. \quad (2.13)$$

Der Schwellenwert des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} kann für Stähle zu $\Delta K_{th} = 220 \text{ MPa}\sqrt{\text{mm}}$ und die Korrekturfunktion Y_0 zu $Y_0 = 1,12$ angesetzt werden [44].

Durch Oberflächenbehandlungen wie Nitrieren oder Kugelstrahlen kann sich der Bruchausgang von der Oberfläche nach innen verlagern, sodass die Rauheit nicht mehr ausschlaggebend ist [65]. Das Gleiche wurde im VHCF-Bereich beobachtet, wo Risse im Inneren der Probe an nichtmetallischen Einschlüssen initiieren [73]. Ein Oberflächenfaktor kann in diesem Fall zu konservativen Ergebnissen führen, wenn der Wechsel des Versagensortes nicht in der Auslegungsmethode (z.B. durch eine lokale Betrachtung aller potentiellen Versagensorte) berücksichtigt wird.

Anstatt die Topografie mit wenigen Parametern zu charakterisieren, kann sie auch direkt in einem FE-Modell simuliert werden [74, 75, 76, 77]. So erhält man einen Spannungsverlauf, der bruchmechanisch [75, 76] oder mit dem Konzept der lokalen Dauerfestigkeit [77] bewertet werden kann.

Murakami [78] interpretiert die Rauheit als Oberflächendefekt mit einer äquivalenten Defektgröße, die von der Rautiefe und dem Abstand der Profiltäler abhängt. Die Dauerfestigkeit ist dann die Spannung, bei der Defekte dieser Größe gerade nicht wachstumsfähig sind, vgl. Abschnitt 2.3.5.

2.3.5 Defekte

Nichtmetallische Einschlüsse und eventuell Poren stellen Defekte dar, die bei hochfesten, spröden Werkstoffen sowie im VHCF-Bereich häufig Ausgang des Ermüdungsbruchs sind [78]. Solche Defekte können als Anfangsrisse gewertet werden. Die Schwingfestigkeit wird dann mit den Methoden der Bruchmechanik berechnet [78, 79, 80], Abschnitt 2.4.4.

Üblicherweise werden Defekte nicht explizit, sondern implizit in den Festigkeitswerten berücksichtigt [40].

2.4 Auslegungskonzepte

Es gibt zahlreiche Modelle, um die fertigungsabhängigen Werkstoffzustände zu bewerten. Hier soll ein kurzer Überblick gegeben werden.

2.4.1 Multiplikative oder summarische Kombination der Fertigungseinflüsse für einen Versagensort

Es wird davon ausgegangen, dass alle Fertigungseinflüsse unabhängig voneinander wirken. Die Berechnung erfolgt für einen bestimmten Ort, der als versagensrelevant eingestuft wird, z.B. an der Oberfläche im Kerbgrund. Die Dauerfestigkeit eines Bauteils bzw. einer Probe wird aus der Dauerfestigkeit eines Referenzbauteils bzw. einer Referenzprobe berechnet. Unterschiede in den Oberflächeneigenschaften zwischen dem betrachteten Zustand und der Referenz können über Oberflächenfaktoren berücksichtigt werden, sodass sie sich multiplikativ überlagern, z.B. [69, 71, 81]. Alternativ kann jeder einzelnen Einflussgröße eine Erhöhung oder Verminderung der Dauerfestigkeit zugeordnet werden, aus denen sich dann additiv die Gesamtänderung der Dauerfestigkeit ergibt [5]. Dieses Vorgehen wird in [82] unter der Bezeichnung „Parametertrennung“ dargestellt.

Die Konzepte mit multiplikativer bzw. summarischer Kombination der Fertigungseinflüsse sind anwendbar, wenn sich die Versagensart und der Ort der Rissinitiierung nicht durch die Fertigungseinflüsse ändern. Außerdem ist sicherzustellen, dass nur die am Rissinitiierungsort wirksamen Eigenschaften berücksichtigt werden, siehe Abschnitt 2.3.4.

2.4.2 Mehrschichtmodell

Durch Verfahren wie Nitrieren oder induktives Härten der Oberfläche können oberflächennah Werkstoffeigenschaften eingestellt werden, die sich in der chemischen Zusammensetzung, dem Gefüge und den mechanischen Eigenschaften stark vom Kernmaterial unterscheiden. Rand und Kern können dann mit dem Mehrschichtmodell getrennt bewertet werden [83, 84]. Dabei wird das Bauteil bzw. die Probe in Schichten mit annähernd konstanten Eigenschaften unterteilt. Bei graduellen Übergängen sind entsprechend viele Schichten nötig, sodass sich in diesem Fall anstelle des Mehrschichtmodells eine kontinuierliche Beschreibung empfiehlt.

2.4.3 Konzept der lokalen Dauerfestigkeit

Das Konzept der lokalen Dauerfestigkeit wurde erstmals von Wohlfahrt [3] vorgestellt und geht laut [5] auf Ansätze von Syren [85] zurück. Die lokale Dauerfestigkeit $R_D(x)$ wird aus der Wechselfestigkeit $R_w(x)$ des eigenspannungsfreien Werkstoffs, der Eigen- bzw. Mittelspannungsempfindlichkeit m und den lokalen Eigenstressungen $\sigma^{\text{ES}}(x)$ berechnet

$$R_D(x) = R_w(x) - m\sigma^{\text{ES}}(x). \quad (2.14)$$

Die Abbildungen 2.11a und 2.11b zeigen schematisch den Tiefenverlauf der Eigenstressungen und der daraus resultierenden lokalen Dauerfestigkeit. Die lokale Dauerfestigkeit wird der lokalen Spannungsamplitude $\sigma_a(x)$ gegenübergestellt. Rissinitiierung tritt ein, wenn $R_D(x) < \sigma_a(x)$. Je nach Verlauf der lokalen Dauerfestigkeit und der lokalen Spannungsamplitude kann ein Riss an oder unter der Oberfläche initiiert werden (Abb. 2.11c). Neben der Last, ab der mit Versagen zu rechnen ist, liefert das Konzept also auch die möglichen Orte der Rissinitiierung. Das Modell wurde erweitert, um auch Verfestigung, Topografie und die Stützwirkung bei Spannungsgradienten zu berücksichtigen. Die lokale Verfestigung wird dann in $R_w(x)$ erfasst [61]. Die Topografie wird entweder als Abschlagsfaktor unmittelbar an der Oberfläche berücksichtigt [61], oder als Mikrokerbe interpretiert und mit einer oberflächennahen Spannungsüberhöhung abgebildet, die sich auf die Lastspannungsamplitude und Lastmittelspannung auswirkt [77]. Zur Berücksichtigung der Stützwirkung wird eine Stützziffer verwendet, die vom lokalen Spannungsgradienten und der Härte abhängt. Wiederlich [61] bietet hierzu eine ausführliche Anleitung. Das Konzept der lokalen Dauerfestigkeit wurde sowohl für mechanische als auch für thermochemische Oberflächenbearbeitungen angewendet [86, 8, 87].

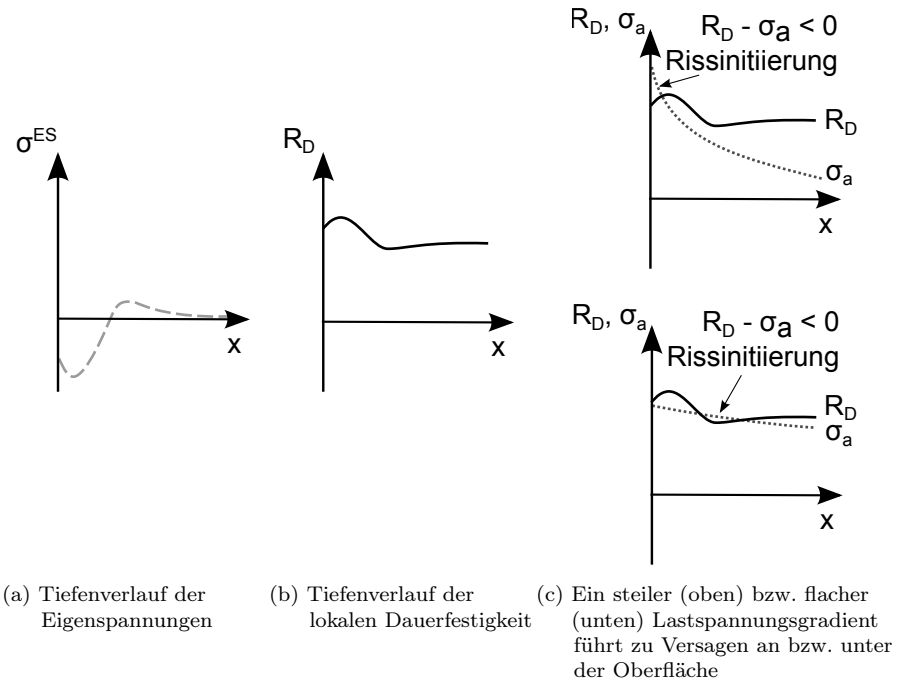


Abb. 2.11: Konzept der lokalen Dauerfestigkeit (schematisch) nach [3, 57]

Das Konzept der lokalen Dauerfestigkeit bewertet die Rissinitiation, kann also keine Aussage über einen möglichen Rissstopp machen. Deshalb wurde es von Löhe et al. [57] mit einer bruchmechanischen Betrachtung kombiniert, um zu prüfen, ob der initiierte Riss ausbreitungsfähig ist. Anwendungsbeispiele finden sich in [59, 77, 88].

2.4.4 Bruchmechanische Konzepte

Bruchmechanische Konzepte gehen davon aus, dass im Bauteil (mindestens) ein Riss vorhanden ist. Die Dauerfestigkeit ist dann diejenige Last, unterhalb derer der Riss nicht weiter wächst.

Die bruchmechanische Bewertung kann über eine FE-Rechnung erfolgen, wobei das Wachstum eines konkreten Risses simuliert wird (Langrissbruchmechanik). Solche Rissfortschrittssimulationen werden z.B. für autofrettierte Common-

Rail-Bauteile durchgeführt, bei denen Risse nach einer Wachstumsphase im ausgeprägten Druckeigenspannungsfeld gestoppt werden können [89]. Für analytische Berechnungen halbelliptischer Oberflächenrisse in Spannungsgradienten, wie sie durch Eigenspannungen auftreten können, ist in [90] eine Methode beschrieben, um die entsprechenden Spannungsintensitätsfaktoren zu ermitteln. Dazu wird der Eigenspannungstiefenverlauf mit Exponentialfunktionen approximiert. Der damit berechnete Spannungsintensitätsfaktor der gradientenbehafteten Eigenspannungen kann dann mit dem Spannungsintensitätsfaktor der homogenen Lastspannungen superponiert werden.

Andere Ansätze betrachten Defekte wie nichtmetallische Einschlüsse, Kratzer oder Poren als Risse und gehen davon aus, dass das Bauteil versagt, wenn der Riss wachstumsfähig ist (Kurzrissbruchmechanik). Die Dauerfestigkeit ist dann abhängig von der Defektgröße. El Haddad [79] leitet über theoretische Überlegungen mit dem Schwellenwert des Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{th} einen Zusammenhang zwischen Defektgröße und Wechselfestigkeit her. Die Wechselfestigkeit berechnet sich damit in Abhängigkeit von der Defektlänge l zu

$$\sigma_w = \sigma_{w,defektfrei} \sqrt{\frac{l_0}{l + l_0}}. \quad (2.15)$$

Über die werkstoffabhängige Länge l_0 wird der Effekt berücksichtigt, dass mikrostrukturell kurze Risse bereits bei niedrigeren Spannungsintensitäten wachstumsfähig sind. Basierend auf einer großen Datenbasis beschreibt Murakami [91] die Wechselfestigkeit als empirische Funktion der Defektgröße und der Vickershärte HV:

$$\sigma_w = \begin{cases} 1,43 \frac{HV+120}{\sqrt{area}^{1/6}} & \text{für Einschlüsse an der Oberfläche;} \\ 1,56 \frac{HV+120}{\sqrt{area}^{1/6}} & \text{für Einschlüsse im Volumen.} \end{cases} \quad (2.16)$$

Die Defektgröße „area“ wird durch eine Projektion des Defekts entlang der Belastungsrichtung bestimmt.

Die tatsächliche Form des Einschlusses wird weder bei El Haddad [79] noch bei Murakami [91] berücksichtigt, ebenso wenig die chemische Zusammensetzung und damit die Anbindung an die Matrix und ggf. das lokale Eigenspannungsfeld um den Einschluss. Experimentell kann allerdings gezeigt werden, dass gleich große Einschlüsse je nach Art unterschiedliche Versagensmechanismen hervorrufen und folglich unterschiedlich kritisch sind [92].

2.4.5 Weakest-Link-Konzept

Das Weakest-Link-Konzept beschreibt zunächst allgemein, dass ein System aus i Elementen (bildlich: Glieder einer Kette) versagt, wenn ein Element versagt. Anders interpretiert: ein System versagt, wenn eine von i möglichen Versagensursachen eintritt. Bei elementweisen Überlebenswahrscheinlichkeiten $P_{\ddot{U},i}$ ist die Ausfallwahrscheinlichkeit des Systems P_{Ausfall}

$$P_{\text{Ausfall}} = 1 - P_{\ddot{U}} = 1 - \prod_i P_{\ddot{U},i}. \quad (2.17)$$

Das Weakest-Link-Konzept kann u.a. angewendet werden, um die statische Festigkeit von spröden Werkstoffen und die (Anriss-)Ermüdungsfestigkeit zu beschreiben [55]. Es ist nicht geeignet zur Beschreibung von Versagen durch makroskopische plastische Deformation oder von Ermüdungsversagen, wenn Rissstopp maßgeblich ist. Mit dem Weakest-Link-Konzept kann der statistische Größeneinfluss (d.h. abnehmende Festigkeit bei zunehmender Größe des Bauteils bzw. des hochbeanspruchten Volumens) erklärt werden, da eine Vergrößerung des hochbeanspruchten Volumens zusätzlichen Elementen mit $P_{\ddot{U},i} \leq 1$ entspricht [93].

Als Auslegungskonzept wird unter diesem Namen in der Regel ein Modell verstanden, das von einer Weibull-verteilten Festigkeit ausgeht. Dabei wird unterschieden, ob das Versagen im Volumen oder an der Oberfläche eintritt. Wenn die Festigkeit homogen über das gesamte Volumen bzw. die gesamte Oberfläche ist, berechnet sich die Überlebenswahrscheinlichkeit des Volumens zu

$$P_{\ddot{U},V} = 2^{-\frac{1}{v_0} \left(\frac{\sigma_{v,\max}}{\sigma_{w,V}} \right)^{m_V}} \int_V \left(\frac{\sigma_v}{\sigma_{v,\max}} \right)^{m_V} dV. \quad (2.18)$$

Dabei ist σ_v eine Vergleichsspannung, die gegebenenfalls auch die Eigen- und Lastmittelspannungen beinhaltet. $\sigma_{w,V}$ ist der 50%-Wert der (Volumen-)Wechselspannungsfestigkeit und bezieht sich auf das Referenzvolumen v_0 . Der Weibull-Exponent m_V beschreibt die Festigkeitsstreuung im Volumen. Analog gilt für die Überlebenswahrscheinlichkeit der Oberfläche

$$P_{\ddot{U},A} = 2^{-\frac{1}{a_0} \left(\frac{\sigma_{v,\max}}{\sigma_{w,A}} \right)^{m_A}} \int_A \left(\frac{\sigma_v}{\sigma_{v,\max}} \right)^{m_A} dA. \quad (2.19)$$

Das sogenannte Spannungsintegral

$$\int_V \left(\frac{\sigma_v}{\sigma_{v,\max}} \right)^{m_V} dV \text{ bzw. } \int_A \left(\frac{\sigma_v}{\sigma_{v,\max}} \right)^{m_A} dA \quad (2.20)$$

ist abhängig von Geometrie und Belastung (der relativen Spannungsverteilung, nicht dem absoluten Wert) und stellt ein Maß für das höchstgefährdete Volumen bzw. die höchstgefährdete Oberfläche dar.

Wenn die Wechselfestigkeit $\sigma_{w,V}$ bzw. $\sigma_{w,A}$ lokal unterschiedlich ist, geht man zu einer elementweisen Rechnung über, wobei die Festigkeit in einem Element näherungsweise konstant ist. Die Überlebenswahrscheinlichkeit für ein Volumenelement berechnet sich über die Gleichung

$$P_{\ddot{U},V,i} = 2^{-\frac{v_i}{v_0} \left(\frac{\sigma_{v,i}}{\sigma_{w,V}} \right)^{m_V}}, \quad (2.21)$$

wobei das betrachtete Element das Volumen v_i hat und einer Vergleichsspannung $\sigma_{v,i}$ (inklusive gegebenenfalls vorhandener Eigen- und Lastmittelspannungen) ausgesetzt ist. $\sigma_{w,V}$ ist der 50%-Wert der lokalen (Volumen-)Wechselfestigkeit und kann, basierend auf dem Ansatz von Murakami (Gleichung 2.16) [91], über die lokale Härte ausgedrückt werden [94]:

$$\sigma_{w,V} = F_V (HV + 120), \quad (2.22)$$

mit einem experimentell zu bestimmenden Faktor F_V für das Volumen. Die Berechnung der Überlebenswahrscheinlichkeit für ein Oberflächenelement verläuft wieder analog:

$$P_{\ddot{U},A,j} = 2^{-\frac{a_j}{a_0} \left(\frac{\sigma_{v,j}}{\sigma_{w,A}} \right)^{m_A}}, \quad (2.23)$$

mit

$$\sigma_{w,A} = F_A (HV + 120). \quad (2.24)$$

Allerdings kann die Oberflächen-Wechselfestigkeit zusätzlich durch die Rauheit oder eine Randoxidation beeinträchtigt sein, was über Abminderungsfaktoren abgebildet werden kann [54].

Das Bauteil bleibt intakt, wenn Versagen weder an einem Volumenelement, noch an einem Oberflächenelement auftritt. Entsprechend ergibt sich die Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit multiplikativ aus allen Teilüberlebenswahrscheinlichkeiten:

$$P_{\ddot{U}} = P_{\ddot{U},V} \cdot P_{\ddot{U},A} = \prod_i P_{\ddot{U},V,i} \cdot \prod_j P_{\ddot{U},A,j}. \quad (2.25)$$

Eine Herleitung dieser Gleichungen ist z.B. in [95] zu finden. Für das Weakest-Link-Konzept wurden verschiedene FE-Postprozessoren entwickelt, z.B. die Methode STAU (**S**tatistische **A**uswertung). Mehrere Postprozessoren sind in [96] aufgeführt.

Das Weakest-Link-Konzept wurde u.a. angewendet, um randschichtgehärtete Proben zu bewerten, z.B. [97, 98].

2.4.6 Kombination bruchmechanischer Konzepte mit dem Weakest-Link-Konzept

Für eine probabilistische Vorhersage der Dauerfestigkeit lässt sich ein bruchmechanisches Materialmodell (z.B. von Murakami, siehe Abschnitt 2.4.4) mit einer Extremwertverteilung der Defekte verbinden. Das Bauteil wird in Elemente mit näherungsweise konstanter Spannung unterteilt. Das Materialmodell beschreibt, ab welcher Größe ein Defekt bei der im betrachteten Element anliegenden Spannung und dem am Element vorliegenden Werkstoffzustand kritisch ist. Die Defektverteilung beschreibt die Wahrscheinlichkeit, dass der größte Defekt im betrachteten Element kleiner als der kritische Wert ist. Die Wahrscheinlichkeit, dass kein kritischer Defekt im Element vorhanden ist, stellt die Überlebenswahrscheinlichkeit des Elements dar. In Verbindung mit dem Weakest-Link-Konzept, Abschnitt 2.4.5, können die elementweisen Überlebenswahrscheinlichkeiten zur Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit des Bauteils aufmultipliziert werden. Das Vorgehen stammt von Melander [80]. In [99] werden damit verschiedene Randschichtzustände bewertet. In [100] wird das Modell auf Stähle angewendet, die unterschiedlich viele und unterschiedlich große sulfidische Einschlüsse aufweisen. In [46] wird es angewendet, um einsatzgehärtete Stirnräder in Großgetrieben gegen Flankenbruch ausgehend von nichtmetallischen Einschlüssen auszulegen.

Voraussetzung für die Anwendbarkeit des Modells ist

- dass die Defekte in geringer Dichte im Werkstoff verteilt sind und so nicht interagieren [101]. Wird das Versagen nicht an einzelnen Defekten initiiert, sondern an einer Ansammlung von Defekten in einem Cluster, so muss das Cluster in der Extremwertstatistik als ein einzelner, entsprechend größerer Defekt gewertet werden [102, 103];
- dass das Weakest-Link-Konzept gültig ist, also dass das Versagen eines Elements zwangsläufig zum Versagen des Bauteils führt, siehe Abschnitt 2.4.5.

2.4.7 Bewertung der Auslegungskonzepte und Zielsetzung dieser Arbeit

Für eine effiziente Entwicklung neuer Produkte ist es erforderlich, bereits in der Vorauslegung den Einfluss fertigungsabhängiger Werkstoffzustände auf die Schwingfestigkeit zu berücksichtigen. Um einen möglichen Wechsel des Versagensortes vorhersagen zu können, ist eine lokale Betrachtung über alle potentiell gefährdeten Bauteilbereiche erforderlich. Häufig wird auf eine bestimmte gefor-

derte Überlebenswahrscheinlichkeit ausgelegt, wozu ein probabilistischer Ansatz benötigt wird.

Die Betrachtung des kritischen (Oberflächen-)Punktes mit multiplikativer oder summarischer Überlagerung der Einflussgrößen (Abschnitt 2.4.1) ist nicht geeignet, wenn sich der Versagensort verlagert, und erfüllt damit nicht die erste Anforderung an das Auslegungskonzept. Das Mehrschichtmodell (Abschnitt 2.4.2) stellt diesbezüglich eine Verbesserung dar. Eine kontinuierliche Abbildung von lokalen Änderungen der Werkstoffzustände ist mit dem Konzept der lokalen Dauerfestigkeit (Abschnitt 2.4.3) möglich. Als deterministisches Konzept kann das Konzept der lokalen Dauerfestigkeit allerdings keine Aussage über die zu erwartende Streuung der Dauerfestigkeit machen.

Beim Weakest-Link-Konzept (Abschnitt 2.4.5) ist die Streuung der Festigkeit zentrales Element der Berechnung, wodurch im Gegensatz zu den deterministischen Konzepten die Streuung der Bauteilfestigkeit prognostiziert und auch der statistische Größeneinfluss explizit berücksichtigt wird. Gleiches gilt für die Kombination bruchmechanischer Konzepte mit dem Weakest-Link-Konzept (Abschnitt 2.4.6), bei der – wegen der zugrunde liegenden bruchmechanischen Konzepte 2.4.4 – Versagen ausgehend von bestehenden Defekten vorausgesetzt wird. Diese probabilistischen Konzepte führen die Streuung der Bauteilfestigkeit allein auf die Streuung der Defekte im Werkstoff beziehungsweise der Werkstofffestigkeit zurück. Weitere Streueinflüsse durch die fertigungsabhängigen Werkstoffzustände werden nicht abgebildet.

Ziel dieser Arbeit ist es, ein probabilistisches Auslegungskonzept zu entwickeln, bei dem neben der Streuung der Werkstofffestigkeit auch die Streuungen der Eigenspannungen, der Verfestigung und der topografiebedingten Mikroerbwirkung berücksichtigt werden. Ausgangsbasis ist das Konzept der lokalen Dauerfestigkeit, das durch Anwendung des Weakest-Link-Gedankens um einen statistischen Ansatz erweitert wird.

3 Werkstoffzustand, Proben und Versuchsführung

In dieser Arbeit wurden Versuche am Vergütungsstahl 50CrMo4 mit Proben unterschiedlicher Geometrien und Endbearbeitungen durchgeführt. Neben dem Werkstoffzustand und den Proben wird in diesem Kapitel auch das Vorgehen bei der experimentellen Charakterisierung der Randschicht sowie bei den Schwingfestigkeitsversuchen vorgestellt, deren Ergebnisse in Kapitel 4 und 5 folgen.

3.1 Werkstoff

Sämtliche Untersuchungen wurden am Vergütungsstahl 50CrMo4 (Werkstoffnummer 1.7228) durchgeführt. Der Stahl wurde auf den Durchmesser 30 mm warmgewalzt und im Stahlwerk auf die Zielhärte 37 ± 2 HRC vergütet. Der gemessene Wert beträgt 367 HV10. Mit einer Umwertung nach DIN EN ISO 18265 [104] zeigt sich, dass die Zielhärte erreicht wurde. Die chemische Zusammensetzung wurde mittels Spektralanalyse bestimmt. Die gemessenen Werte sind in Tabelle 3.1 den Vorgaben gemäß DIN EN 10083-3 [105] gegenübergestellt. Die chemische Zusammensetzung entspricht der Spezifikation. Der Reinheitsgrad

Tab. 3.1: Chemische Zusammensetzung des Werkstoffs 50CrMo4, Angaben in Ma-%

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
Messung [106]	0,56	0,26	0,72	0,0195	0,0074	1,08	0,198
DIN EN 10083-3 [105]	0,44 - 0,56	max. 0,43	0,46 - 0,84	max. 0,030	max. 0,040	0,85 - 1,25	0,12 - 0,33

wurde im Längsschliff auf einer Fläche von 474 mm^2 nach DIN 50602 [107] ausgewertet. Dabei wurden ausschließlich sulfidische Einschlüsse in Strichform gefunden. Es ergaben sich die Gesamtsummenkennwerte $K2 = 5$ und $K3 = 2$.

Das Gefüge wurde anhand von metallografischen Schliffen charakterisiert. Abbildung 3.1 zeigt Aufnahmen eines Längsschliffes im Kernbereich des Stangenma-

materials. Es liegt ein typisches Vergütungsgefüge aus Martensit und etwas Bainit vor, die Nadeln haben eine Länge von bis zu 20 μm . Es sind Seigerungsstreifen zu erkennen. Im Querschliff, Abbildung 3.2, zeigt sich eine deutliche Seigerung in der Mitte des Stangenmaterials. Die metallografische Basischarakterisierung erfolgte firmenintern [106].

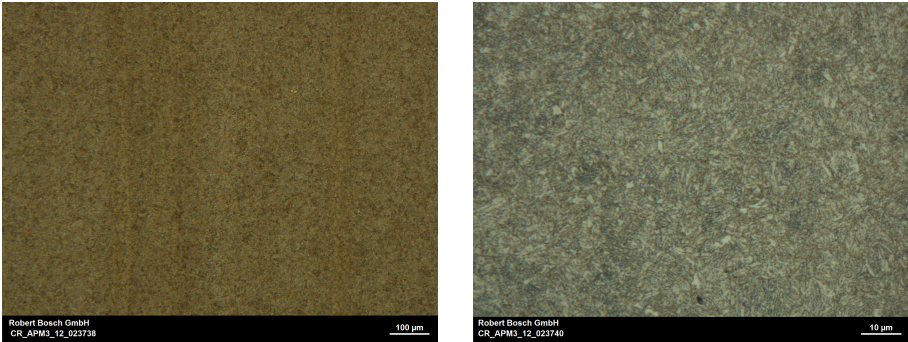


Abb. 3.1: Gefüge des Werkstoffs 50CrMo4 (vergütet auf 37 HRC) in Längsrichtung [106]

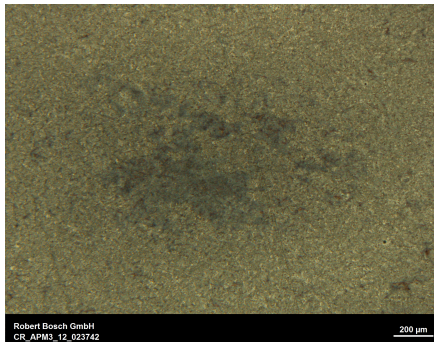


Abb. 3.2: Gefüge des Werkstoffs 50CrMo4 (vergütet auf 37 HRC) in Querrichtung im Kernbereich des Stangenmaterials; Schliff geätzt mit 1% HNO_3 und nachgeätzt mit alkalischer Pikrinsäure [106]

Im Rahmen einer früheren Untersuchung [36] wurden an sieben Proben einer anderen Werkstoffcharge, jedoch vom selben Hersteller, Zugversuche nach DIN EN 10002 [108] durchgeführt. Mittelwerte und Standardabweichungen der bestimmten Kennwerte sind in Tabelle 3.2 zusammengefasst.

Tab. 3.2: Statische Festigkeitskennwerte des Werkstoffs 50CrMo4 im vergüteten Zustand [36]

R_m [MPa]	R_{eH} [MPa]	R_{eL} [MPa]	E-Modul [GPa]	A_g [%]	A_5 [%]	Z [%]
1183	1124	1118	208,1	5,1	14,7	52,9
± 4	± 5	± 5	$\pm 0,4$	$\pm 0,1$	$\pm 0,5$	$\pm 3,3$

Außerdem standen aus einem früheren Projekt Daten von elastisch-plastischen Zug-Druck-Versuchen an martensitisch vergütetem 50CrMo4 gleicher Härte zur Verfügung, an die die Parameter für das Chaboche-Modell angepasst wurden, siehe Abschnitte 2.2.3 und 6.3.3.

3.2 Probengeometrien und -fertigung

In diesem Abschnitt werden zunächst die verwendeten Probengeometrien gezeigt. Anschließend werden die Fertigungsverfahren beschrieben, mit denen die Proben bearbeitet wurden.

3.2.1 Probengeometrien

Die meisten Oberflächenzustände wurden an Kerbproben mit einem Kerbfaktor $K_t \approx 2$ (axiale Belastung) untersucht. Proben dieser Geometrie werden im Folgenden „Kt2“ genannt. Für die vorliegende Arbeit wurde der Kerbwinkel von den beispielsweise in [36] verwendeten 90° auf 100° erhöht, um eine bessere optische Zugänglichkeit für die röntgenografische Eigenspannungsmessung zu erreichen. Die Geometrie ist in Abbildung 3.3 zu sehen. Darüber hinaus wurde an Kerbproben mit einem Kerbfaktor $K_t \approx 1,5$ und an Wechselbiegeproben eine kleinere Auswahl an Oberflächenzuständen untersucht. Die Geometrien dieser „Kt1,5“- und „WeBi“-Proben ist in den Abbildungen 3.4 und 3.5 dargestellt. Die Proben zeichnen sich im Vergleich zu den Kt2-Proben durch einen flacheren Spannungsgradienten bzw. einen geringeren Mehrachsigkeitsgrad der Lastspannungen aus.

3.2.2 Fertigungsverfahren

Die Kt2- und Kt1,5-Proben wurden zunächst mittig aus dem Halbzeug feingedreht mit einem Aufmaß im Kerbbereich. Die WeBi-Proben wurden gefräst und

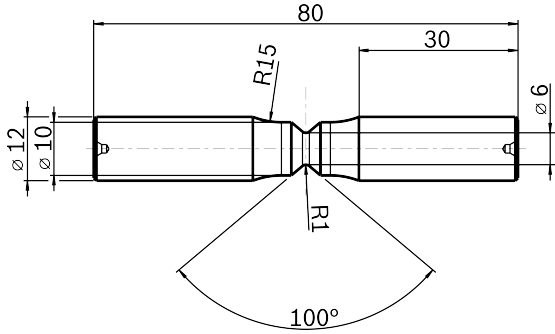


Abb. 3.3: Kerbprobe Kt2

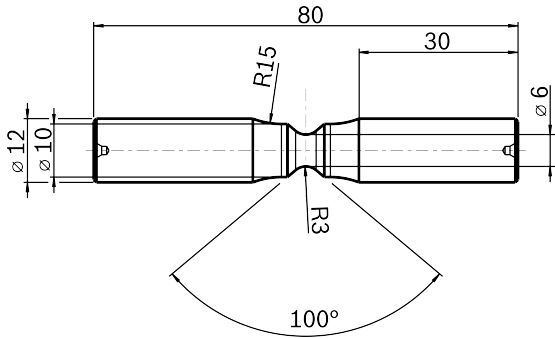


Abb. 3.4: Kerbprobe Kt1,5

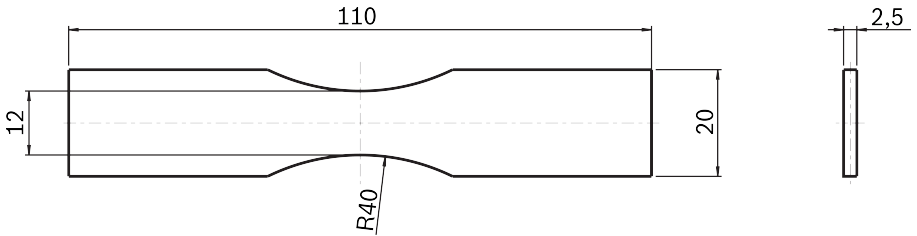


Abb. 3.5: Wechselbiegeprobe WeBi

an Ober- und Unterseite geschliffen. Die WeBi-Proben wurden mit 3 mm Abstand von der Halbzeugmitte entnommen, damit die Seigerung in der Stabmitte (vgl. Abb. 3.2) nicht in den Proben enthalten ist und die Versuchsergebnisse nicht bestimmt.

Anschließend wurden die Proben im Prüfbereich mit unterschiedlichen Verfahren endbearbeitet, um unterschiedliche Oberflächenzustände herzustellen:

- ECM

Electro chemical machining (ECM) kann genutzt werden, um Bohrungsverschneidungen zu verrunden. Für diese Arbeit wurde ECM produktnah bei der Robert Bosch GmbH, Werk Homburg, auf Außenflächen übertragen, weil mit diesem Verfahren kraftfrei und ohne Wärmeentwicklung Material abgetragen und so eine eigenspannungsfreie Oberfläche hergestellt werden kann.

- poliert

Die Proben wurden geschliffen und poliert. Anschließend wurden sie 2 Stunden bei 430 °C unter Stickstoffatmosphäre geglüht. Nach dem Glühen war kein Härteabfall gegenüber der Härte des Halbzeugs erkennbar [109].

- geschliffen

Das Verfahren wurde aufgrund seiner häufigen Anwendung und der dabei entstehenden gerichteten, d.h. anisotropen Topografie gewählt.

- gestrahlt (Keramik-Strahlmittel)

Das Aufmaß wurde vor dem Strahlen abgeschliffen. Als Strahlmittel kamen Keramikstrahlperlen MICROBLAST 120 zum Einsatz. Jede Probe wurde einzeln in einer Druckluft-Injektor-Handstrahlkabine ST 1000 PS mit einer Düse für 10 Sekunden bei 4 bar gestrahlt. Dabei rotierte die Probe mit 24 Umdrehungen pro Minute. Der Strahlmitteldurchsatz betrug $2,8 \frac{\text{kg}}{\text{min}}$, die Almenintensität 0,15 mmA.

Mit diesem Verfahren sollen Druckeigenspannungen eingebracht werden, ohne eine allzu große Rauheit zu erzeugen.

- gestrahlt (kantiges Strahlmittel)

Auch für diese Endbearbeitung wurde zunächst das Aufmaß abgeschliffen. Bei diesem Verfahren wurde dieselbe Anlage verwendet wie beim Strahlen mit keramischem Strahlmittel. Hier war das Strahlmittel kantiger Stahlguss GS-K GH 80. Die Probe rotierte während des Strahlens mit 24 Umdrehungen pro Minute. Die Strahlzeit betrug 5 Sekunden, der Strahlendruck 3 bar, der Strahlmitteldurchsatz $3 \frac{\text{kg}}{\text{min}}$ und die Almenintensität 0,07 mmA.

Ziel dieser Variante ist es, die Wirkung von ausgeprägten Druckeigenstressungen bei gleichzeitig hoher Rauheit zu untersuchen.

- gestrahlt (rundes Strahlmittel)
Das Vorgehen entspricht weitgehend dem beim Strahlen mit kantigem Strahlmittel. Das Aufmaß wurde wieder vor dem Strahlen abgeschliffen. Die Strahlzeit betrug 5 Sekunden, während der die Probe mit 24 Umdrehungen pro Minute rotierte. Der Strahlmitteldurchsatz betrug $3 \frac{\text{kg}}{\text{min}}$. Im Gegensatz zum Strahlen mit kantigem Strahlmittel wurde hier Stahldrahtkorn SDK 0,3 G3 700 HV bei einem Arbeitsdruck von 4 bar verwendet. Die Almenintensität betrug 0,18 mmA.
Hier soll, wie bei der Variante mit kantigem Strahlmittel, die gemeinsame Wirkung von Druckeigenstressungen und Rauheit untersucht werden. Im Vergleich zwischen den beiden Strahlvarianten soll der Unterschied zwischen verschiedenen Formen der Topografie sichtbar werden.
- gestrahlt (rundes Strahlmittel) und ECM
Diese Proben wurden nach dem Strahlen mit rundem Strahlmittel mit ECM bearbeitet, um die Rauheit zu reduzieren und dabei den Eigenspannungszustand möglichst unverändert zu lassen. So soll eine Trennung der Parameter ermöglicht werden.
- gestrahlt (rundes Strahlmittel) und geblüht
Diese Proben wurden nach dem Strahlen mit rundem Strahlmittel 2 Stunden bei 430 °C unter Stickstoffatmosphäre geblüht, um die Eigenspannungen zu reduzieren, ohne das Gefüge signifikant zu verändern. Dieses Verfahren dient ebenfalls der Parametertrennung.

Die Angaben zu den Strahlparametern und Almenintensitäten sind einer Mitteilung des Lieferanten entnommen. Es wird angenommen, dass verfahrensabhängige Abweichungen von der Idealgeometrie vernachlässigbar sind. Welche Proben mit welchen Verfahren bearbeitet wurden und bei welchen Spannungsverhältnissen die Wöhlerversuche durchgeführt wurden, ist in Tabelle 3.3 zusammengefasst.

Tab. 3.3: Übersicht über die durchgeführten Wöhlerversuche

	Kt2	Kt1,5	WeBi
ECM	R = 0,1 R = -1		
poliert	R = 0,1	R = 0,1	R = -1
geschliffen	R = 0,1		
gestrahlt (Keramik)	R = 0,1		
gestrahlt (kantig)	R = 0,1		
gestrahlt (rund)	R = 0,1	R = 0,1	R = -1
gestrahlt (rund) und ECM	R = 0,1		
gestrahlt (rund) und gegläht	R = 0,1	R = 0,1	R = -1

3.3 Randschichtcharakterisierung

Der fertigungsbedingte, oberflächennahe Zustand der Proben wird in dieser Arbeit durch den Eigenspannungs- und Verfestigungszustand sowie die Topografie charakterisiert.

3.3.1 Eigenspannungen

Die Eigenspannungen wurden röntgenografisch gemessen. Dazu stand ein Ψ -Diffraktometer vom Typ XRD 3003 PTS der Firma R. Seifert zur Verfügung. Die Messungen erfolgten mit $\text{Cr-K}\alpha_1$ -Strahlung mit einem Messfleckdurchmesser von etwa 0,3 mm an der $\{211\}$ -Gitterebene. Es wurde jeweils unter 13 Ψ -Winkeln gemessen, die im Bereich von $\pm 45^\circ$ (Kerbproben) bzw. $\pm 60^\circ$ (WeBi-Proben) äquidistant bezüglich $\sin^2(\Psi)$ verteilt waren. Bei den WeBi-Proben konnte dank der ebenen Fläche durch eine translatorische Oszillation quer zur Messrichtung mit einer Amplitude von 1 mm die Anzahl der mit dem Röntgenstrahl erfassten kristallografischen Körner erhöht und so die Messqualität verbessert werden. Die Messungen wurden mit dem $\sin^2(\Psi)$ -Verfahren mithilfe der Software Rayflex ausgewertet. Die Lage des Peaks wurde über die Schwerpunktmethod ermittelt. Es wurden die röntgenografischen Elastizitätskonstanten $-s_1 = 1,33400 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$ und $\frac{1}{2}s_2 = 6,09600 \cdot 10^{-6} \text{ MPa}^{-1}$ verwendet. Die Halbwertsbreite wurde in Anlehnung an $[110]$ jeweils als Mittelwert der Halbwertsbreiten bestimmt, die unter den drei mittleren Winkeln $\Psi = -16,78^\circ, 0^\circ, +16,78^\circ$ (Kerbproben) bzw. $\Psi = -20,70^\circ, 0^\circ, +20,70^\circ$ (WeBi-Proben) gemessen wurden.

Die Eigenspannungen wurden für jeden Zustand an drei Proben und jeweils drei Messpunkten in axialer und tangentialer Richtung (Kerbproben) bzw. längs und quer (WeBi-Proben) gemessen. Bei den Kerbproben waren die Messpunkte gleichmäßig um den Umfang verteilt. Um Tiefenverläufe aufnehmen zu können, wurde schrittweise Material mit dem Elektrolyt A2 und dem Gerät Lectropol der Firma Struers elektrochemisch abgetragen. Für einen gleichmäßig ringförmigen Abtrag an den Kerbproben Kt2 und Kt1,5 wurde eine Vorrichtung konstruiert, die in Abbildung 3.6 zu sehen ist. Bei den WeBi-Proben lagen die drei Messpunk-

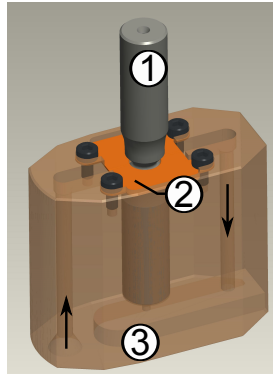


Abb. 3.6: Vorrichtung für einen ringförmigen elektrochemischen Abtrag an Kerbproben: ① Probe, ② zweigeteiltes Elektrodenblech, ③ Halterung mit Bohrungen für den Elektrolytz- und Abfluss

te in der Probenmitte im Abstand von 3 mm zueinander. Für die Tiefenverläufe wurde über die gesamte Probenbreite abgetragen [A1]. Abbildung 3.7 zeigt die Position der Messpunkte sowie die Fläche des elektrochemischen Abtrags.

Die Abtragtiefe wurde mit einer Messuhr gemessen. Die Messung der Abtragtiefe ist bei den Kt2- und Kt1,5-Proben mit einer Unsicherheit behaftet, die mit der Anzahl der Abtragsschritte steigt, da bei den Kerbproben nicht jeweils der resultierende Gesamtabtrag, sondern nur der Abtrag des letzten Schrittes gemessen werden konnte und zum vorherigen Abtrag addiert wurde. Bei den WeBi-Proben wurde die Abtragtiefe über Referenzpunkte außerhalb der Abtragsfläche gemessen. So konnte nach jedem Abtragsschritt direkt die resultierende Gesamttiefe bestimmt werden und die Messunsicherheit nimmt nicht mit jedem Abtragsschritt zu.

Die röntgenografischen Messungen wurden teilweise von Kollegen bzw. studentischen Mitarbeitern durchgeführt und ausgewertet.

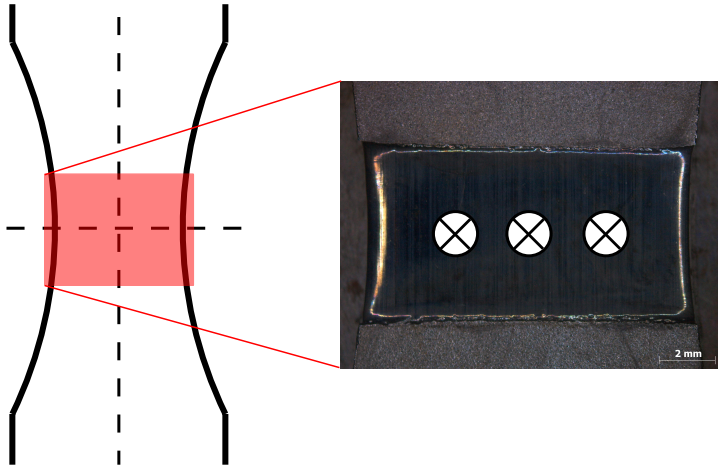


Abb. 3.7: Position der Messpunkte und Abtragsfläche der WeBi-Proben

3.3.2 Verfestigung

Bei Härtemessungen mit HV0,01 sowie bei Nanoindentationen mit einer Prüfkraft $F = 5 \text{ mN}$ konnte kein signifikanter Unterschied zwischen dem oberflächennahen und dem weiter innenliegenden Bereich gestrahlter Proben detektiert werden [111, 112]. Dagegen reagieren die Halbwertsbreiten deutlich sensibler auf Verfestigung. Vöhringer [62] führt diese Beobachtung darauf zurück, dass die Härtemessung selbst das Material lokal zu sehr beeinflusst. Auch die in den oberflächennahen Bereichen vorliegenden Eigenspannungen haben einen Einfluss auf die Ergebnisse der Härtemessung [63].

Aus diesen Gründen wurde die Halbwertsbreite zur Bewertung der Verfestigung herangezogen.

3.3.3 Topografie

Für die Messung der Rauheit wurde ein Perthometer der Firma Mahr genutzt. Eine Bestimmung der Rauheitskenngrößen gemäß VDI-Richtlinie [113] ist in den Kerben der Proben nicht möglich, weil die Messstrecke durch die großen geometriebedingten Höhenunterschiede eingeschränkt ist. Die Länge der Messstrecke in Probenlängsrichtung reicht nicht aus, um die erforderlichen Filter anzuwenden und das gemessene Profil nach Welligkeit und Rauheit zu unterteilen. Damit die Rauheit im schwingfestigkeitsrelevanten Kerbbereich bestimmt werden kann,

wurde in einer studentischen Abschlussarbeit [A2] eine Methodik entwickelt und mit Excel VBA umgesetzt. Dabei wurden für die Kt2- und Kt1,5-Proben Profile mit einer Messstrecke von 0,56 mm an 10 Stellen um den Probenumfang verteilt gemessen. An die Daten jeder einzelnen Messstrecke wurde ein Polynom gefittet. Die Werte des Ausgleichspolynoms wurden von den Messdaten abgezogen, um den Geometrieanteil der Messungen zu kompensieren. Anschließend konnten die Werte der 10 Messstrecken zu einer langen Messstrecke kombiniert werden. Auf diese „synthetische“ Messstrecke kann nun ein Tief- und Hochpassfilter (Grenzwellenlängen $\lambda_s = 0,0025$ mm und $\lambda_c = 0,8$ mm [113]) angewendet werden, der hochfrequente Schwingungen bzw. niederfrequente Welligkeitsanteile entfernt. Für die WeBi-Proben wurde jeweils eine 5,6 mm lange Messstrecke gemessen, auf die der Tief- und Hochpassfilter direkt angewendet werden konnte. Schließlich lassen sich die Rauheitswerte bestimmen. Darüber hinaus wurde in dem Excel-Sheet auch eine Methode implementiert, mit der geometrische Kenngrößen der Topografie bestimmt und der Oberflächenfaktor nach Liu („Oberflächeneinflussfaktor“) [44] berechnet werden, Abschnitt 2.3.4. Die Wechselfestigkeit, die zur Berechnung der Mikrostrukturlänge Δ_0 benötigt wird (Gleichung 2.13), wurde dazu nach der FKM-Richtlinie [40] aus der Zugfestigkeit abgeschätzt. Als Vergleichswerte wurden außerdem die Oberflächenfaktoren nach FKM-Richtlinie („Rauheitsfaktor“) [40] und nach dem Leitfaden für eine Betriebsfestigkeitsrechnung [67] berechnet. Auf diese Art wurde an jeweils drei Proben die Topografie vermessen und die daraus abgeleiteten Kenngrößen gemittelt.

Für eine flächige Charakterisierung der Topografie wurden die Oberflächen am Institut für Angewandte Materialien – Werkstoffkunde (IAM-WK) mit einem konfokalen Weißlichtmikroskop der Bauart Nanofocus μ Surf vermessen.

3.4 Schwingfestigkeitsversuche

Die Auswirkungen der unterschiedlichen fertigungsabhängigen Werkstoffzustände auf das Ermüdungsverhalten wurde anhand von Wöhlerversuchen ermittelt. Ergänzend dazu wurde an ausgewählten Zuständen die Eigenspannungsumlagerung durch die zyklische Belastung untersucht.

3.4.1 Schwingfestigkeitsversuche an Kt2- und Kt1,5-Proben

Die Kt2- und Kt1,5-Proben wurden kraftgeregelt mit einem 100-kN-Resonanzpulsator vom Typ Amsler 10 HFP 1478 mit Mess- und Steuertechnik der Firma

Zwick/Roell geprüft. Die Prüffrequenz lag bei etwa 167 Hz. Als Abschaltkriterium wurde ein Frequenzabfall um 5 Hz bzw. 10 Hz gewählt. Die Differenz zwischen der zugehörigen Schwingspielzahl $N_{-5\text{ Hz}}$ und der Bruchschwingspielzahl N_B ist vernachlässigbar [36], sodass das Abschaltkriterium dem Bruch der Probe entspricht. Für eine Wöhlerkurve wurden jeweils etwa 25 Proben bis zum Versagen bzw. bis zum Erreichen der Grenzschnitzspielzahl $N_G = 10^7$ geprüft.

Die Versuche wurden im Übergangsbereich mit dem Probit-Verfahren und im Zeitfestigkeitsbereich mit dem Perlenschnurverfahren ausgewertet [114]. Es wurde eine log-Normalverteilung für die Dauerfestigkeit sowie für die Lebensdauer angenommen. Aufgrund der geringen Streuungen und der damit einhergehenden Schwierigkeit, mehrere Mischhorizonte zu erhalten, wurde entgegen der gängigen Empfehlung [114] bei einigen Wöhlerlinien der unterste Bruchhorizont in die Auswertung des Übergangsbereichs mit einbezogen.

Für einige ausgewählte Proben wurden fraktografische Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop (REM) und gegebenenfalls mit energiedispersiver Analyse (EDX) im Rahmen einer studentischen Abschlussarbeit [A2] durchgeführt bzw. extern und firmenintern in Auftrag gegeben.

3.4.2 Schwingfestigkeitsversuche an WeBi-Proben

Die Versuche an WeBi-Proben wurden im Rahmen einer Abschlussarbeit [A1] mit dem Treppenstufenverfahren durchgeführt. Es standen zwei Wechselbiegemaschinen der Firma Schenk zur Verfügung. Bei diesen Maschinen wird über eine Antriebsschwinge und einen Exzenter ein Biegemoment aufgebracht. Das Biegemoment wird über Dehnmessstreifen an einem Biegebalken erfasst und kann an einem Messverstärker abgelesen werden. Die Wechselbiegemaschinen haben keine Regelung, sodass sich das Biegemoment durch Ver- oder Entfestigung der Probe erhöhen bzw. verringern kann. Bei den Versuchen wurden bei Durchläufern Änderungen des Biegemoments $\Delta M_B < 1,5\%$ beobachtet, weshalb näherungsweise von einer konstanten Belastung ausgegangen werden kann. Die Prüffrequenz betrug 25 Hz. Die Proben wurden bis zum Abfall des Biegemoments um 10 % bzw. bis zum Erreichen der Grenzschnitzspielzahl $N_G = 10^7$ geprüft. Der Stufensprung wurde in Anlehnung an [115] auf etwa 10 % der zu erwartenden Dauerfestigkeit festgelegt.

Die Auswertung der Versuche wurde mit dem Verfahren nach Dixon und Mood [116], das in [31] beschrieben ist, der IABG-Methode [117] und dem Probit-Verfahren [114] durchgeführt. Die mittleren Dauerfestigkeiten, die mit den drei Methoden bestimmt wurden, unterschieden sich um weniger als 2 %. Die Berechnung der Standardabweichung ist jedoch bei den beiden erstgenannten

Methoden problematisch bzw. in einigen Fällen gar nicht möglich [117, 118]. Deshalb wurde die Streuung mit dem Probit-Verfahren jeweils anhand der Proben auf den beiden Horizonten um die mittlere Dauerfestigkeit bestimmt. Auf diese Weise wird auch eine gute Vergleichbarkeit mit den Versuchen an Kerbproben erreicht.

Analog zu den Kerbproben wurden auch WeBi-Proben fraktografisch untersucht.

3.4.3 Untersuchung der Eigenspannungsumlagerung

Untersuchungen zur Eigenspannungsstabilität waren Gegenstand zweier studentischer Abschlussarbeiten [A3, A1].

Durch die zugschwellende Belastung ($R = 0,1$) ist bei den Kerbproben Kt2 und Kt1,5 eine Überschreitung der quasistatischen oder zyklischen Streckgrenze und damit ein Aufbau von Druck-Eigenspannungen an der Oberfläche denkbar, vgl. Abschnitt 2.2.3. Druckeigenspannungen, die durch die Fertigung eingebracht wurden, senken die über der Zeit maximal auftretende Spannung $\max(\sigma_a^{LS} + \sigma_m^{LS} + \sigma^{ES})$, sodass kein weiter Eigenspannungsaufbau geschehen kann. Deshalb wurden die Untersuchungen an den mit ECM bearbeiteten Kt2-Proben durchgeführt, die im Gegensatz zu allen anderen Kerbproben keine Druckeigenspannungen an der Oberfläche aufweisen. Je drei Proben wurden bei $R = 0,1$ etwas oberhalb der Dauerfestigkeit mit einer Nennspannungsamplitude von $S_a = 280$ MPa bis $N = \frac{1}{2}$ und $N = 5 \cdot 10^4$ belastet. Die gewählte Lasthöhe soll dazu führen, dass einerseits Erkenntnisse über den relevanten Bereich nahe der Dauerfestigkeit gewonnen werden, und dass andererseits eine signifikante Umlagerung messbar ist. An den Proben, die bis $N = \frac{1}{2}$ belastet wurden, wurden die Eigenspannungen an der Oberfläche gemessen, von denen, die bis $N = 5 \cdot 10^4$ geprüft wurden, wurde ein Eigenspannungstiefenverlauf erstellt. Ergänzend wurden die Oberflächeneigenspannungen an zwei Durchläufern auf dem Lasthorizont $S_a = 260$ MPa gemessen.

Bei den WeBi-Proben wurde für alle drei Zustände der Eigenspannungstiefenverlauf an Durchläufern ($N = 10^7$) gemessen. Diese Messungen (Abschnitt 5.3) zeigen, dass nur bei den mit rundem Strahlmittel gestrahlten Proben eine Umlagerung stattfand. Entsprechend konzentrierten sich die weiteren Untersuchungen hierauf. Es wurden ergänzende Eigenspannungstiefenverläufe bei den Schwingenspielzahlen $N = 1$ und $N = 10^4$ für den Durchläufer-Horizont und bei $N = 1$, $N = 10^4$ und $N = 1,5 \cdot 10^5$ für den darüber liegenden Bruch-Horizont aufgenommen. Die Tiefenverläufe wurden jeweils an einer Probe gemessen.

4 Experimentelle Ergebnisse: Charakterisierung des Ausgangszustands

In diesem Kapitel werden die Eigenspannungs- und Halbwertsbreitentiefenverläufe sowie die Rauheitskennwerte und Oberflächenfaktoren der Proben gezeigt, die entsprechend dem in Abschnitt 3.3 beschriebenen Vorgehen bestimmt wurden.

4.1 Eigenspannungen und Halbwertsbreiten

Die Tiefenverläufe der axialen und tangentialen Eigenspannungen und der Halbwertsbreiten von den Kt2-Proben sind in Abbildung 4.1 zusammengefasst. Die tangentialen Eigenspannungen sind für alle Zustände betragsmäßig etwas geringer als die axialen Eigenspannungen. Die mit ECM bearbeiteten Proben (Abb. 4.1a) sind eigenspannungsfrei. Die polierten Proben (Abb. 4.1b) weisen an der Oberfläche geringe Druckeigenspannungen auf, die bereits in wenigen Mikrometern Tiefe verschwinden. Die geschliffenen Proben (Abb. 4.1c) haben an der Oberfläche etwas höhere Druckeigenspannungen als die polierten Proben, die Eindringtiefe ist ähnlich gering. Die Eigenspannungen der unterschiedlichen gestrahlten Zustände haben eine größere Tiefenwirkung. Bei Proben, die mit keramischem Strahlmittel gestrahlt wurden (Abb. 4.1d), finden sich die größten Druckeigenspannungen unmittelbar an der Oberfläche. Dagegen zeigen die mit kantigem Strahlmittel gestrahlten Proben (Abb. 4.1e) ein Maximum der Druckeigenspannungen in einer Tiefe von etwa 20 μm . Die mit rundem Strahlmittel gestrahlten Proben (Abb. 4.1f) haben an der Oberfläche ähnlich hohe Druckeigenspannungen wie die mit keramischem und kantigem Strahlmittel gestrahlten Proben. Die Druckeigenspannungen nehmen jedoch in den ersten Mikrometern noch etwas zu und bilden bis ca. 100 μm ein Plateau, bevor sie gegen Null gehen. Damit hat dieser Zustand die Druckeigenspannungen mit der größten Tiefenwirkung. Die Glühbehandlung (Abb. 4.1h) führt zu einer deutlichen Reduktion der Eigenspannungen, insbesondere nahe der Oberfläche.

Qualitativ gleiche Ergebnisse finden sich für einen vergüteten 42CrMo4 in [21]. Je größer die Druckeigenspannungen sind, desto ausgeprägter ist tendenziell die Erhöhung der Halbwertsbreiten. Die Halbwertsbreiten fallen mit zunehmendem Oberflächenabstand ab und erreichen einen Kernwert etwa in der Tiefe, in der die Eigenspannungen verschwinden. Der Kernwert der Halbwertsbreiten entspricht dem Wert, der auch an den mit ECM bearbeiteten Proben gemessen wurde.

Die Tiefenverläufe der gestrahlten und elektrochemisch polierten Proben (Abb. 4.1g) weisen eine auffällig hohe Streuung auf und sollen hier gesondert betrachtet werden. Abbildung 4.2 zeigt erneut den Tiefenverlauf der axialen und tangentialen Eigenspannungen, jedoch sind die Messwerte hier den drei Messproben zugeordnet. Im Bereich des Plateaus bis zu einer Tiefe von etwa 50 μm streuen die Messwerte nur wenig mehr als bei den anderen Oberflächenzuständen. Beim anschließenden Abfall der Druckeigenspannungen ergibt sich eine große Streubreite der Messwerte. Sowohl die axialen als auch die tangentialen Druckeigenspannungen von Probe 1 (\blacktriangle) streben früher gegen Null als die Druckeigenspannungen von Probe 2 und 3 (\blacksquare , \circ). Vermutlich wurde entweder beim elektrochemischen Polieren bei Probe 1 etwas mehr Material abgetragen oder der Abtrag für die Eigenspannungsmessung wurde bei einem Abtragschritt nicht korrekt gemessen.

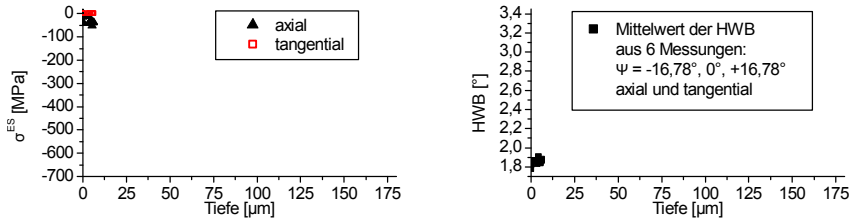
Die Tiefenverläufe der Kt1,5-Proben sind in Abbildung 4.3 dargestellt. Sie ähneln den Tiefenverläufen der entsprechenden Kt2-Proben. Die Eigenspannungen, die durch den Strahlprozess mit rundem Strahlmittel eingebracht wurden, haben bei den Kt1,5-Proben (Abb. 4.3b) eine etwas geringere Eindringtiefe und eine leicht höhere Streuung als bei den Kt2-Proben (Abb. 4.1f).

Auch die Tiefenverläufe der WeBi-Proben (Abb. 4.4) unterscheiden sich kaum von denen der Kt2- und Kt1,5-Proben mit den gleichen Fertigungsverfahren. Die Streuung der Eigenspannungen und Halbwertsbreiten ist sehr gering. Die Eigenspannungen nehmen in Längs- und Querrichtung fast dieselben Werte an.

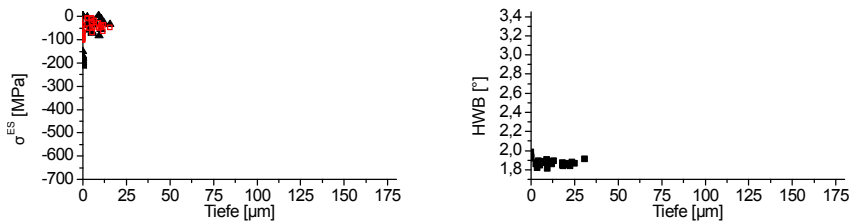
4.2 Oberflächentopografie

In Tabelle 4.1 sind die Rauheitskenngrößen zusammengefasst, die aus den Perthometermessungen abgeleitet wurden, siehe auch Abschnitt 2.3.4. Zusätzlich zu den Werten, die mit der in [A2] entwickelten Auswertung bestimmt wurden, sind für die WeBi-Proben die Rauheitskenngrößen aufgeführt, die mit der automatischen Auswertung der Gerätesoftware ermittelt wurden. Die Werte zeigen eine gute Übereinstimmung. Die mit ECM bearbeiteten Proben sind sehr glatt. Im Sinne der FKM-Richtlinie [40] und des Leitfadens [67] besteht kein Rauheitseinfluss. Auch der Oberflächenfaktor nach Liu $F_{O,Liu}$ [44] ist nahe 1. Die mechanisch polierten Proben haben geringfügig höhere R_a - und R_z -Werte. Nach FKM-Richtlinie und Leitfaden ist auch hier keine Festigkeitsminderung zu erwarten. Für die Riefenradien ρ wurden noch etwas größere Werte bestimmt als bei den mit ECM bearbeiteten Proben, sodass $F_{O,Liu}$ noch näher an 1 ist. Die klassischen Rauheitskenngrößen der geschliffenen Proben sind erwartungsgemäß etwas höher, die Oberflächenfaktoren entsprechend etwas niedriger als bei den polierten Proben. Die mit Keramikperlen gestrahlten Proben und die gestrahlten und elektrochemisch polierten Proben haben ähnliche Rauheitskenngrößen und fast identische Oberflächenfaktoren, obwohl sich die Riefengeometrien unterscheiden, wie an den Riefenparametern b , B , t und ρ (Bezeichnungen siehe Abbildung 2.10) zu erkennen ist. Die mit kantigem Strahlmittel gestrahlten Proben haben einen erhöhten R_z -Wert im Vergleich zu den mit rundem Strahlmittel gestrahlten Proben. Dieser Unterschied wirkt sich kaum auf die Oberflächenfaktoren nach FKM-Richtlinie und Leitfaden aus. Das kantige Strahlmittel führt zu einer schrofferen Topografie, wie es insbesondere der Riefenradius ρ zeigt. Folglich ist der Oberflächenfaktor nach Liu für die mit kantigem Strahlmittel gestrahlten Proben geringer.

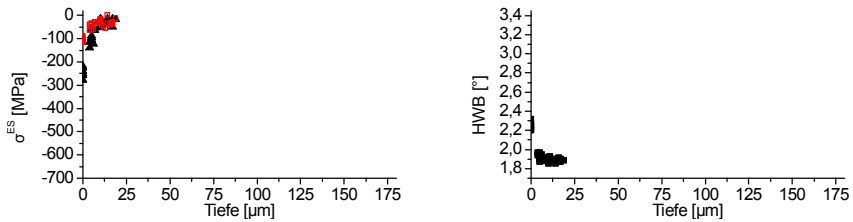
Die drei Oberflächenfaktoren liegen für die meisten der hier untersuchten Oberflächen dicht beieinander. Der Oberflächenfaktor nach FKM-Richtlinie nimmt jeweils den größten Wert an, ist also am wenigsten konservativ. Für die beiden Zustände mit sehr großer Rauheit (gestrahlt mit kantigem bzw. rundem Strahlmittel) ist der Unterschied zwischen den Oberflächenfaktoren am größten, wobei diese Zustände mit dem Oberflächenfaktor nach Liu am kritischsten bewertet werden.



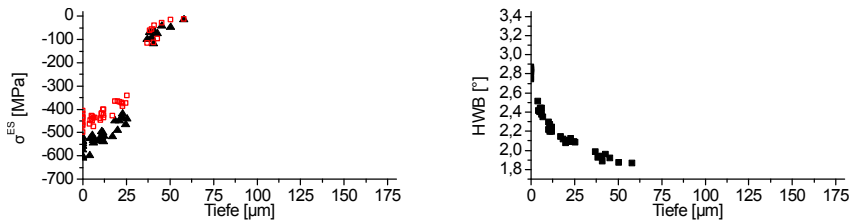
(a) ECM



(b) poliert

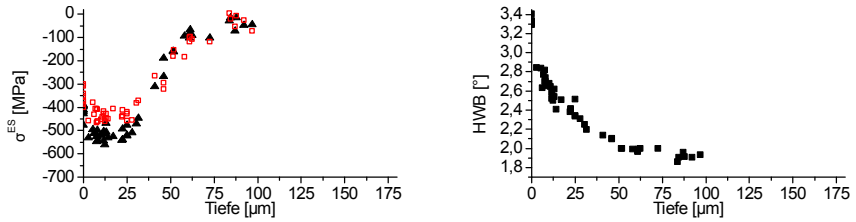


(c) geschliffen

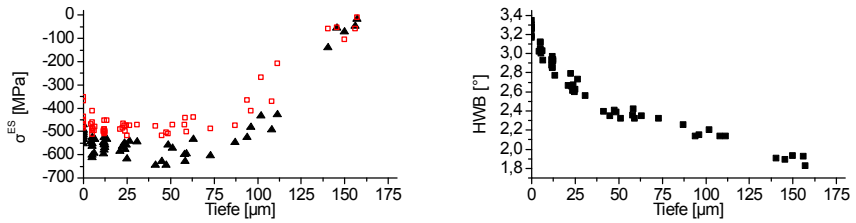


(d) gestrahlt (Keramik)

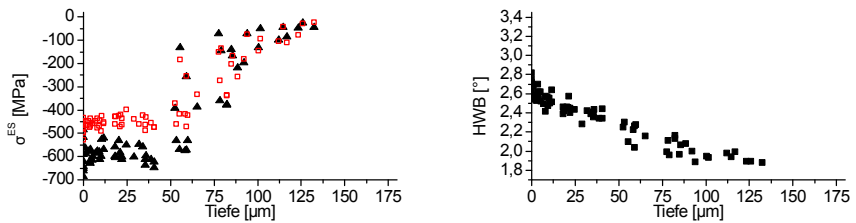
Abb. 4.1: Tiefenverläufe der Eigenspannungen und Halbwertsbreiten von Kt2-Proben



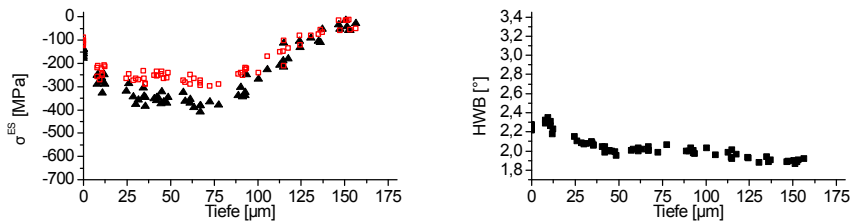
(e) gestrahlt (kantig)



(f) gestrahlt (rund) [119]



(g) gestrahlt (rund) und ECM



(h) gestrahlt (rund) und geölt

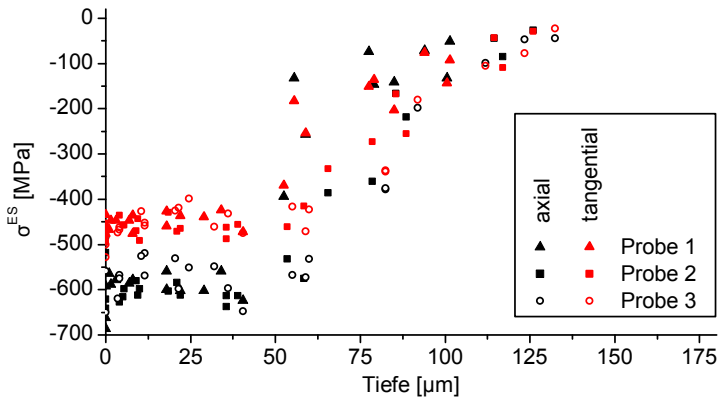
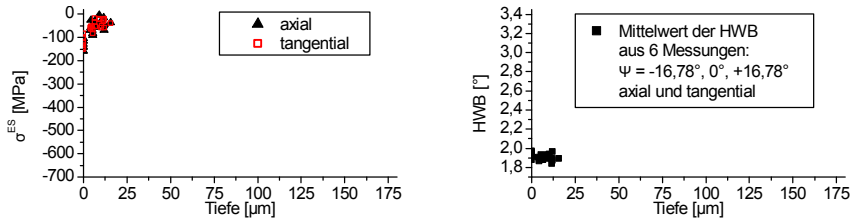
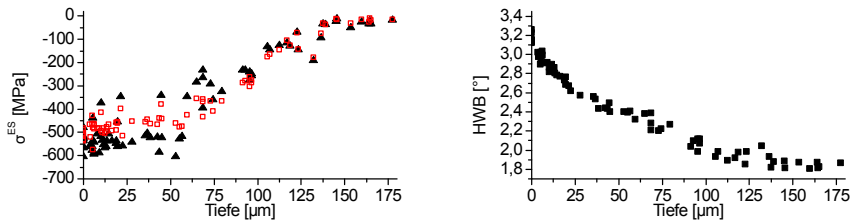


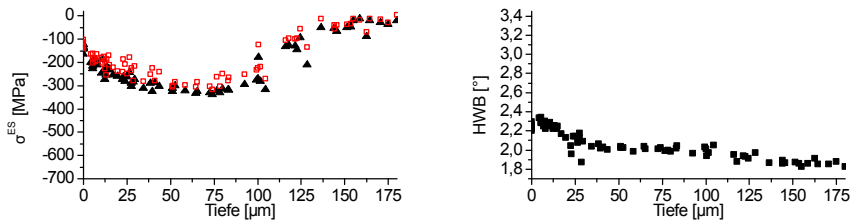
Abb. 4.2: Tiefenverlauf der Eigenspannungen der gestrahlten und elektrochemisch polierten Proben, siehe auch Abb. 4.1g



(a) poliert

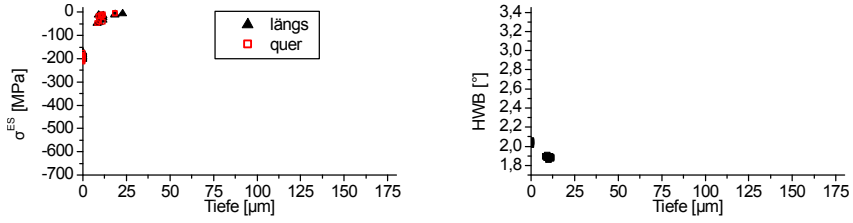


(b) gestrahlt (rund)

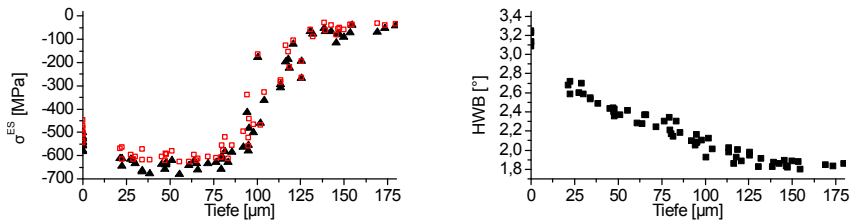


(c) gestrahlt (rund) und gegläht

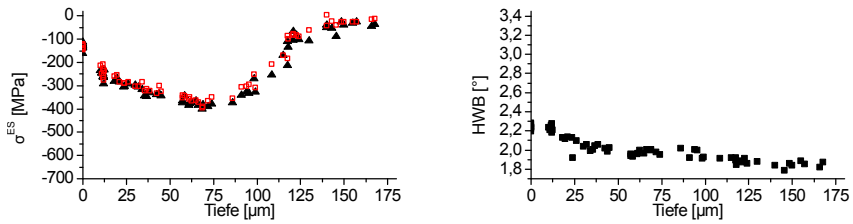
Abb. 4.3: Tiefenverläufe der Eigenspannungen und Halbwertsbreiten von Kt1,5-Proben



(a) poliert



(b) gestrahlt (rund)



(c) gestrahlt (rund) und gegläht

Abb. 4.4: Tiefenverläufe der Eigenspannungen und Halbwertsbreiten von WeBi-Proben

Tab. 4.1: ermittelte Rauheitskenngrößen

	R_a [μm] (automat. Auswertung)	R_z [μm]	b [μm]	B [μm]	t [μm]	ρ [μm]	FKM [40]	F_O Leitf. [67]	Liu [44]	
ECM	Kt2	0,08	0,64	13,08	30,35	0,29	43,94	1,00	1,00	0,97
poliert	Kt2	0,14	0,95	27,58	48,44	0,38	79,81	1,00	1,00	0,97
	Kt1,5	0,07	0,45	15,32	34,61	0,22	68,83	1,00	1,00	0,98
geschliffen	WeBi	0,01 (0,01)	0,20 (0,22)	10,69	53,20	0,10	85,05	1,00	1,00	0,99
	Kt2	0,29	2,11	15,34	31,87	1,01	14,43	0,94	0,92	0,93
gestrahlt (Keramik)	Kt2	0,57	4,39	18,63	38,70	1,83	19,89	0,89	0,85	0,86
	Kt2	1,89	13,95	18,56	39,16	6,09	5,06	0,81	0,75	0,69
gestrahlt (rund)	Kt2	2,06	12,25	34,91	63,75	5,46	16,14	0,82	0,76	0,72
	Kt1,5	1,70	11,03	30,84	58,14	4,68	16,39	0,82	0,77	0,74
gestrahlt (rund) und ECM	WeBi	1,91 (1,92)	11,69 (11,70)	30,34	59,25	4,78	17,16	0,82	0,76	0,73
	Kt2	0,65	4,01	31,21	53,49	1,64	27,72	0,90	0,86	0,87

5 Experimentelle Ergebnisse: Schwingfestigkeitsversuche

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der in Abschnitt 3.4 beschriebenen Schwingfestigkeitsversuche, fraktografischen Untersuchungen und Untersuchungen zur Eigenspannungsumlagerung dargestellt.

5.1 Schwingfestigkeit

Die Ergebnisse der Schwingfestigkeitsversuche für die Kt2-, Kt1,5- und WeBi-Proben sind in den Abbildungen 5.1, 5.2 und 5.3 dargestellt, wichtige Kennwerte sind in Tabelle 5.1 zusammengefasst.

Aus den Dauerfestigkeiten der mit ECM bearbeiteten Proben (Abb. 5.1a) bei $R = -1$ und $R = 0,1$ ergibt sich nach Schütz [39] eine Mittelspannungsempfindlichkeit von $m \approx 0,14$, deutlich abweichend von dem zu erwartenden Wert $m = 0,3$ [40]. Die gleiche Beobachtung wurde, ebenfalls an Kt2-Proben aus dem gleichen Werkstoff, bereits in [36] gemacht. Die überraschend hohe Dauerfestigkeit bei $R = 0,1$ deutet auf einen Eigenspannungsaufbau durch Plastizierung in der Kerbe hin. Allerdings konnte ein Eigenspannungsaufbau in der dazu nötigen Höhe nicht nachgewiesen werden. Die Untersuchungsergebnisse zum Eigenspannungsaufbau folgen in Abschnitt 5.3. Die ECM-Bearbeitung erfolgte in zwei Chargen. Für die Wöhlerversuche bei $R = 0,1$ wurden ausschließlich Proben aus der ersten Charge verwendet. Bei der Wöhlerlinie mit dem Spannungsverhältnis $R = -1$ stammen sechs Proben aus der ersten Charge: die Probe, die auf dem Horizont $S_a = 380$ MPa als letzte Probe bei $N_B = 159.000$ Schwingspielen gebrochen ist, die drei gebrochenen Proben auf dem Horizont $S_a = 300$ MPa sowie zwei der vier Durchläufer auf dem Horizont $S_a = 260$ MPa. Die übrigen Proben, die für die Wöhlerlinie bei $R = -1$ verwendet wurden, stammen aus der zweiten Charge. Die Proben beider Chargen bilden ein gemeinsames Streuband; es ist kein Chargeneinfluss erkennbar.

Die polierten Kt2-Proben (Abb. 5.1b) haben eine deutlich höhere Dauerfestigkeit als die entsprechenden mit ECM bearbeiteten Proben. Verglichen mit den

polierten Proben werden nahezu identische mittlere Dauerfestigkeiten von den geschliffenen und den mit Keramikperlen gestrahlten Proben (Abb. 5.1c, 5.1d) erreicht. Offensichtlich kompensieren sich bei den mit Keramikperlen gestrahlten Proben der positive Einfluss der Druckeigenspannungen und Verfestigung und der negative Einfluss der höheren Rauheit gegenseitig. Die geschliffenen Proben haben eine hohe Streuung von $\frac{1}{T_s} = 1,96$. Auffällig ist insbesondere der Bruch von drei Proben auf dem Horizont $S_a = 260$ MPa. Die drei Proben wurden fraktografisch untersucht und fließen aufgrund der Ergebnisse dieser Untersuchung nicht in die Berechnung der Dauerfestigkeit mit ein (siehe Abschnitt 5.2), wodurch sich die Streuung zu $\frac{1}{T_s} = 1,36$ ergibt. Die mit kantigem und rundem Strahlmittel gestrahlten Proben (Abb. 5.1e, 5.1f) unterscheiden sich kaum in der mittleren Dauerfestigkeit. Die Dauerfestigkeit ist geringer als bei den polierten und geschliffenen Proben, d.h. die schädigende Wirkung der hohen Rauheit überwiegt. Die beiden Wöhlerlinien zur Parametertrennung zeigen die zu erwartenden Ergebnisse: die Dauerfestigkeit der mit rundem Strahlmittel gestrahlten Proben lässt sich durch eine Reduktion der Rauheit deutlich steigern (Abb. 5.1g) und fällt durch reduzierte Eigenspannungen signifikant ab (Abb. 5.1h).

Die Dauerfestigkeit der Kt1,5-Proben liegt durch die weniger scharfe Kerbe für alle Zustände über der der Kt2-Proben. Hier fällt die mittlere Dauerfestigkeit der gestrahlten Probe (Abb. 5.2b) mit der Dauerfestigkeit der polierten Probe (Abb. 5.2a) zusammen. Durch die Glühbehandlung wird die Dauerfestigkeit wie bei den Kt2-Proben deutlich reduziert (Abb. 5.2c). Die polierten Proben zeigen eine etwas höhere Streuung. Die Steigung im Zeitfestigkeitsbereich ist sehr hoch. Dem sollte aber keine große Bedeutung beigemessen werden, da sich die Versuche vor allem auf die Dauerfestigkeit konzentrierten und speziell bei den polierten Kt1,5-Proben nur wenige Datenpunkte im Zeitfestigkeitsbereich vorliegen.

Die WeBi-Proben wurden mit einem anderen Spannungsverhältnis geprüft, außerdem sind der Mehrachsigkeitsgrad und die Größe des hochbeanspruchten Volumens anders als bei den Kerbproben. Dennoch zeigen die Ergebnisse der WeBi-Proben qualitativ das gleiche Bild wie die Ergebnisse der Kt1,5-Proben: die Dauerfestigkeit der polierten und der gestrahlten Proben sind gleich, die der gestrahlten und geglühten Proben liegt darunter. Der Unterschied ist bei den WeBi-Proben allerdings weniger stark ausgeprägt. Die Horizonte der gestrahlten und geglühten Proben (Abb. 5.3c) liegen leicht verschoben im Vergleich zu denen der beiden anderen WeBi-Versuchsreihen. Während dieser Versuchsreihe stellte sich heraus, dass die WeBi-Maschinen neu kalibriert werden mussten. Um Datenpunkte der Proben, die vor der Neukalibrierung geprüft wurden, verwenden zu können, wurden die Lasthorizonte dem Kalibrierungsunterschied entspre-

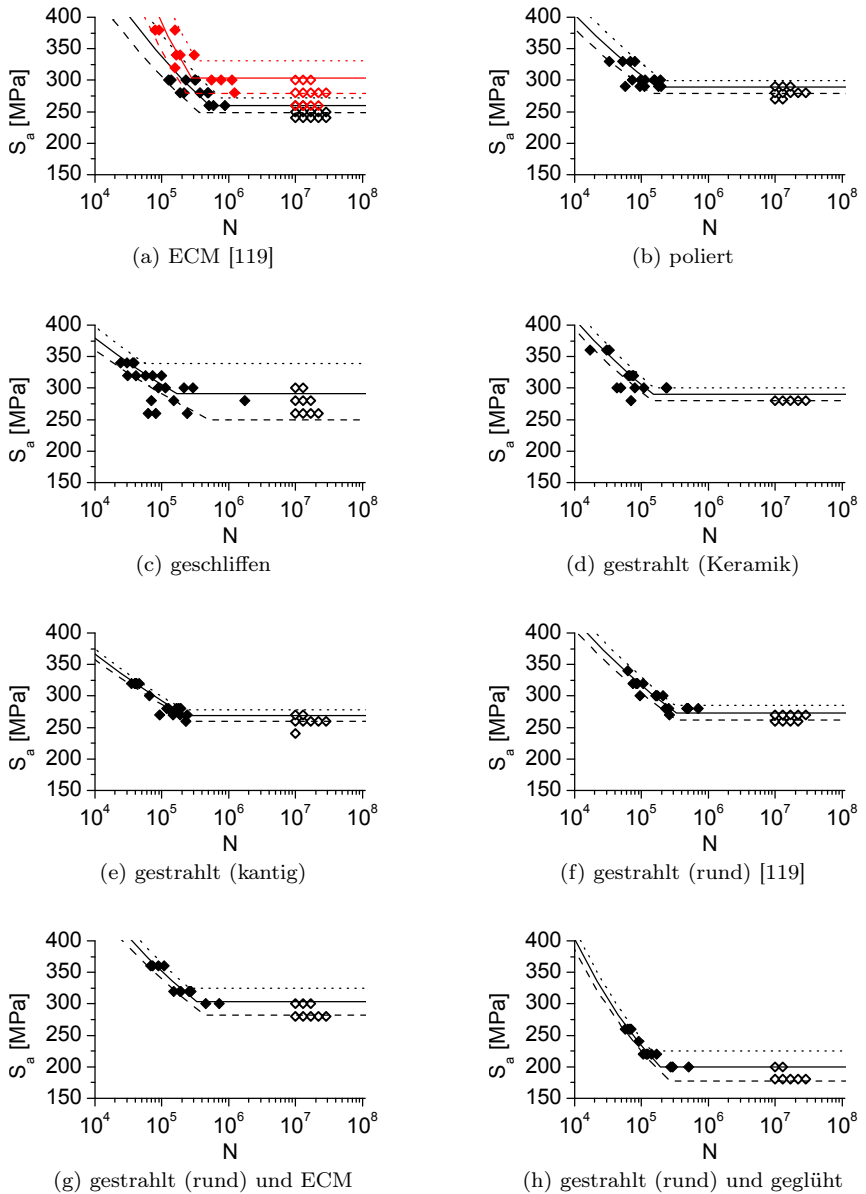


Abb. 5.1: Ergebnisse der Wöhlerversuche an Kt2-Proben, Legende siehe Abb. 5.2

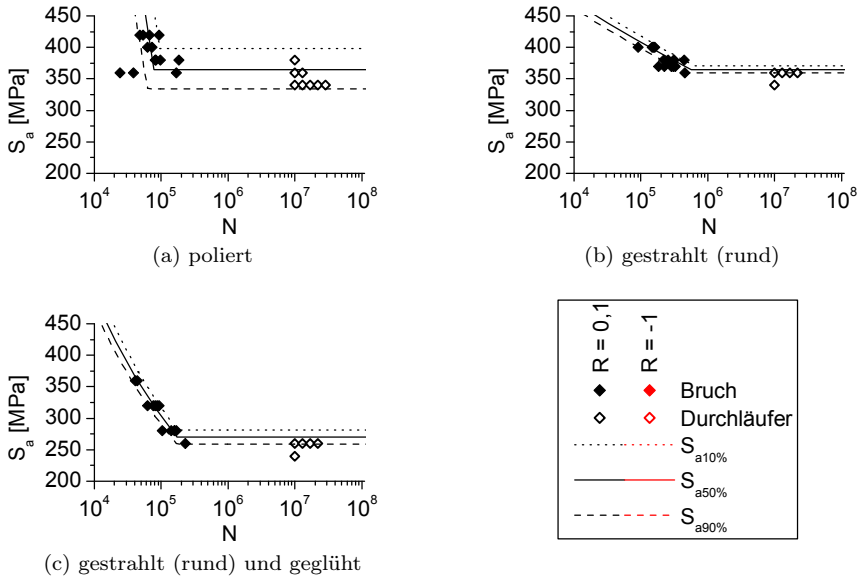


Abb. 5.2: Ergebnisse der Wöhlerversuche an Kt1,5-Proben

chend umgewertet und diese umgewerteten Daten für die weitere Betrachtung verwendet; daraus ergab sich die Verschiebung gegenüber den beiden anderen WeBi-Versuchsreihen [A1]. Proben, die bei einem Moment von $M_B = 6875 \text{ Nmm}$ oder $M_B = 7185 \text{ Nmm}$ nicht gebrochen waren, wurden als Durchläufer des Horizonts $M_B = 6875 \text{ Nmm}$ gewertet [A1]. Nur bei den gestrahlten und geölte Proben ist eine Probe im sogenannten Anschnitt gebrochen und damit nicht Teil der Auswertung. Die Prüfung im Treppenstufenverfahren hat sich damit als sehr effizient zur Bestimmung der mittleren Dauerfestigkeit erwiesen. Alternativ zum Biegemoment M_B kann mit dem Widerstandsmoment W die fiktive, d.h. elastisch gedachte Randspannung $\sigma_{\text{Rand}}^* = \frac{M_B}{W}$ angegeben werden. Die mittleren dauerfest ertragbaren Randspannungen sind $\sigma_{\text{Rand,D50}\%}^* = 630$ bzw. 579 MPa . Gegenüber der analytisch berechneten fiktiven Randspannung σ_{Rand}^* wird im FE-Modell der WeBi-Probe an der Kante eine um etwa 4% höhere Randspannung und in der Probenmitte eine etwas geringere Randspannung ermittelt, was auf die Verjüngung der WeBi-Probe zurückzuführen ist.

Weil die WeBi-Proben im Treppenstufenverfahren geprüft wurden, ist keine Aussage zum Zeitfestigkeitsverhalten möglich.

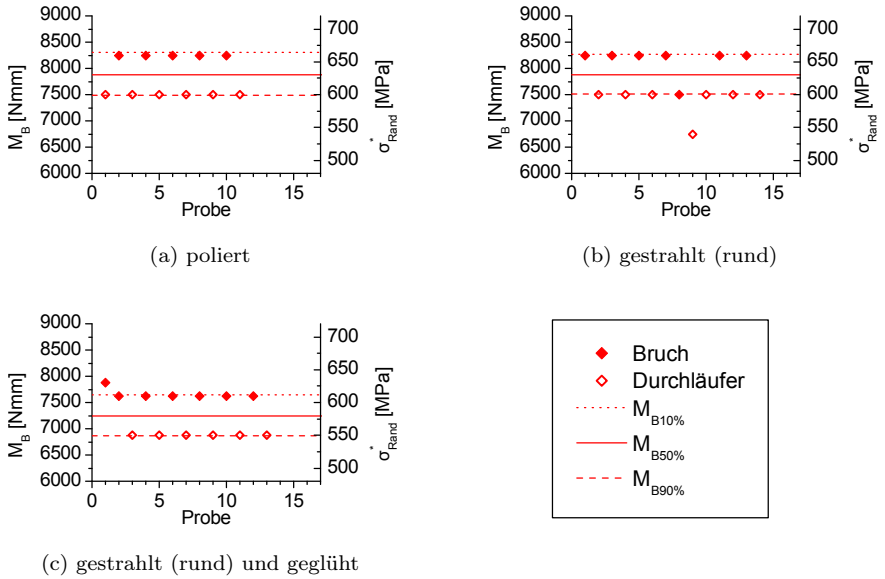


Abb. 5.3: Ergebnisse der Wöhlerversuche (Treppenstufenverfahren) an WeBi-Proben

Die Proben zeigen für alle Geometrien und Oberflächenzustände eine ausgeprägte Dauerfestigkeit. Bis auf wenige Ausnahmen sind die Streuungen mit $\frac{1}{T_S} < 1,2$ gering.

Tab. 5.1: Ergebnisse der Wöhlerversuche

Kt2

	R	$S_{D,50\%}$ [MPa]	$\frac{1}{T_S}$	N_D	k_{WL}	$\frac{1}{T_N}$
ECM	-1	304	1,18	$2,8 \cdot 10^5$	4,09	1,18
	0,1	260	1,09	$5,2 \cdot 10^5$	6,39	3,6
poliert	0,1	289	1,07	$1,7 \cdot 10^5$	8,51	2,7
geschliffen	0,1	291	1,36	$1,7 \cdot 10^5$	10,74	2,9
gestrahlt (Keramik)	0,1	290	1,07	$1,5 \cdot 10^5$	7,85	1,89
gestrahlt (kantig)	0,1	269	1,07	$2,4 \cdot 10^5$	10,26	1,58
gestrahlt (rund)	0,1	273	1,09	$3,3 \cdot 10^5$	8,07	1,9
gestrahlt (rund) und ECM	0,1	303	1,15	$3,3 \cdot 10^5$	8,09	1,83
gestrahlt (rund) und gegläht	0,1	200	1,27	$1,9 \cdot 10^5$	4,23	1,44

Kt1,5

	R	$S_{D,50\%}$ [MPa]	$\frac{1}{T_S}$	N_D	k_{WL}	$\frac{1}{T_N}$
poliert	0,1	365	1,19	$0,7 \cdot 10^5$	1,47	1,96
gestrahlt (rund)	0,1	365	1,03	$5,6 \cdot 10^5$	15,6	2,05
gestrahlt (rund) und gegläht	0,1	270	1,09	$1,7 \cdot 10^5$	4,8	1,51

WeBi

	R	$M_{D,50\%}$ [Nmm]	$\frac{1}{T_S}$	N_D	k_{WL}	$\frac{1}{T_N}$
poliert	-1	7880	1,11			
gestrahlt (rund)	-1	7880	1,10			
gestrahlt (rund) und gegläht	-1	7240	1,11			

5.2 Bruchausgänge

Drei der geschliffenen Kt2-Proben fielen auf dem Horizont $S_a = 260$ MPa unerwartet aus, siehe vorheriger Abschnitt 5.1. An den REM-Aufnahmen (Abb. 5.4) ist zu erkennen, dass jede dieser Proben einen Defekt hatte. Die Art der Defekte ist unterschiedlich: eine Probe hat einen Oberflächeneindruck (Abb. 5.4a), bei der nächsten Probe ist das Bett eines Einschlusses zu sehen (Abb. 5.4b) und die dritte Probe hat durch die Bearbeitung eine tiefe Riefe (Abb. 5.4c). Bei der Probe, die bei $N_B = 62.000$ ausfiel (Abb. 5.4a), liegt die Bruchebene nicht mittig, sondern am Übergang zur Kerbflanke, was den starken Einfluss des Oberflächeneindrucks zeigt. Diese Defekte führen dazu, dass die drei Proben eine geringere Lebensdauer haben als die übrigen, nominell gleichen Proben.

Bei gestrahlten Proben ist es durchaus möglich, dass die Druckeigenstressungen die Oberfläche schützen, sodass Risse im Volumen initiiert werden, wo Zugeigenstressungen oder fast keine Eigenstressungen vorliegen [3]. Deshalb wurden von den mit rundem Strahlmittel gestrahlten Kt2-Proben die sieben gebrochenen Proben des Mischhorizonts $S_a = 270$ MPa und des untersten Bruchhorizonts $S_a = 280$ MPa untersucht. Die Wahrscheinlichkeit für Rissinitiation unter der Oberfläche ist bei einem flacheren Spannungsgradienten höher, weshalb außerdem die Bruchflächen von vier im Übergangsbereich gebrochenen Kt1,5-Proben mit dem gleichen Oberflächenzustand untersucht wurden. Möglicherweise liegt bei diesen Proben der Bruchausgang trotz der hohen Druckeigenstressungen wegen der hohen Rauheit an der Oberfläche. Deshalb wurde auch an vier der weniger rauen, mit Keramikperlen gestrahlten Kt2-Proben, die im Übergangsbereich gebrochen waren, eine Fraktografie durchgeführt. Die Fraktografie ergab für alle untersuchten Proben, dass die Risse ausschließlich an der Oberfläche initiiert wurden.

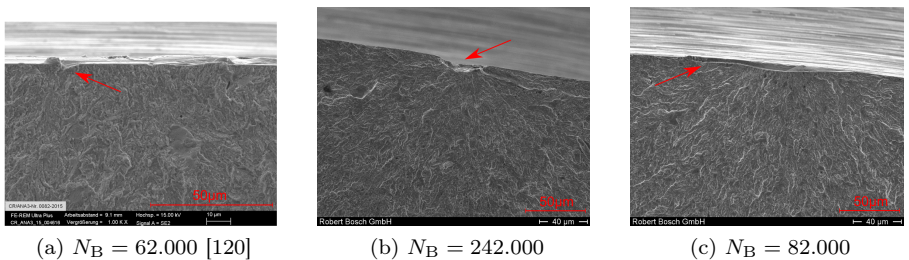


Abb. 5.4: REM-Aufnahmen der Bruchflächen von geschliffenen Kt2-Proben, die auf dem Horizont $S_a = 260$ MPa gebrochen sind

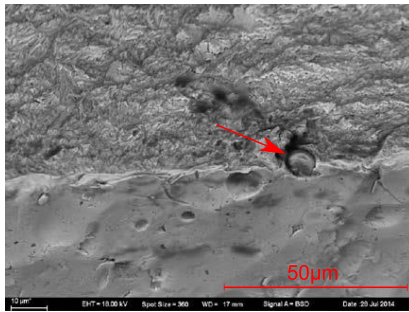
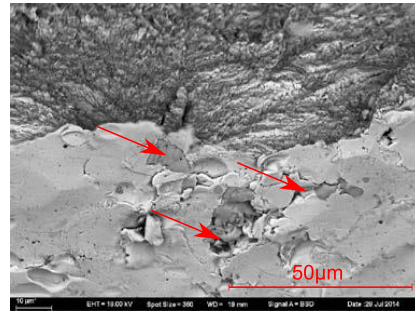
(a) $S_a = 280 \text{ MPa}$, $N_B = 70.000$ (b) $S_a = 300 \text{ MPa}$, $N_B = 43.000$

Abb. 5.5: REM-Aufnahmen der Bruchflächen von Kt2-Proben, die mit Keramikperlen gestrahlt wurden; am Bruchausgang befinden sich Einschlüsse aus Si, Zr, O [121], bei denen es sich vermutlich um Strahlmittel-Rückstände handelt

Bei Proben, die mit Keramikperlen gestrahlt wurden, wurden Teilchen gefunden, die laut EDX Analyse aus Silizium, Zirkon und Sauerstoff bestehen. Vermutlich handelt es sich um Strahlmittel-Rückstände. Abbildung 5.5 zeigt zwei solcher Bruchausgänge.

An den weiteren fraktografisch untersuchten Proben unterschiedlicher Oberflächenzustände war am Bruchausgang entweder keinerlei Auffälligkeit zu erkennen, es wurde ein Teilchen gefunden, oder es lag eine längliche Struktur vor. Abbildung 5.6 zeigt beispielhaft die verschiedenen Auffälligkeiten.

Das Aluminiumoxid (Abb. 5.6b) kann entweder ein metallurgisch bedingter nichtmetallischer Einschluss des Werkstoffs sein oder ein Rückstand von der Schleifbearbeitung (Korund). Die längliche Struktur (Abb. 5.6b) ist möglicherweise das Bett eines ausgefallenen Einschlusses. Bei einer Probe wurde in einer solchen länglichen Struktur Aluminiumoxid gefunden (Abb. 5.6c). Damit liegt der Verdacht nahe, dass die längliche Struktur eine Furche ist, die mit dem Aluminiumoxid beim Schleifen eingebracht wurde, und sich anschließend beim Strahlen noch etwas verformt hat.

Bei den WeBi-Proben wurden jeweils an einer Seite über die Probenbreite mehrere Risse initiiert, an der gegenüberliegenden Seite ein oder zwei Risse, meist in Kantennähe, siehe Abbildung 5.7. Die asymmetrische Struktur der Bruchfläche deutet auf einen schwachen Mittelspannungseinfluss hin, der sich bei der verwendeten Versuchstechnik nicht ganz ausschließen lässt. Die Rissinitiierung nahe der Kante kann durch die Verjüngung der Probe und die daraus resultierende leichte Spannungsüberhöhung zur Kante hin bedingt sein.

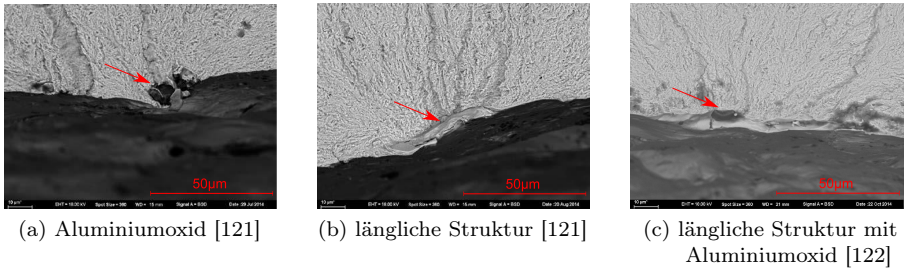


Abb. 5.6: REM-Aufnahmen mit verschiedenen Auffälligkeiten am Bruchausgang
 (a) Kt2, gestrahlt (rund); $S_a = 280$ MPa, $N_B = 228.000$
 (b) Kt2, gestrahlt (rund) und gegläht; $S_a = 200$ MPa, $N_B = 510.000$
 (c) Kt1,5, gestrahlt (rund) und gegläht; $S_a = 280$ MPa, $N_B = 158.000$

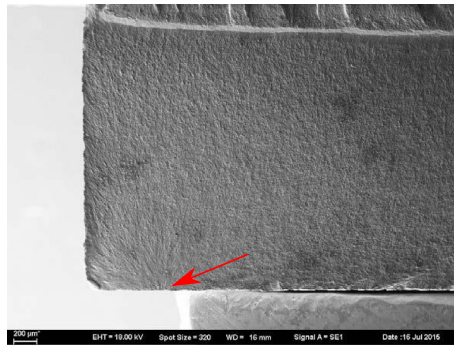


Abb. 5.7: REM-Aufnahme der Bruchfläche einer gestrahlten und geglähten WeBi-Probe, $M_B = 7625$ Nmm; an der oben liegenden Fläche sind zahlreiche Risse zu erkennen, an der unten liegenden Fläche ein einzelner Riss

Eine Übersicht über alle durchgeführten fraktografischen Untersuchungen bieten die Tabellen 10.1, 10.2, 10.3 und 10.4 im Anhang, Abschnitt 10.1.

5.3 Eigenspannungsumlagerung

Abbildung 5.8 zeigt die Eigenspannungen in axialer Richtung für ECM-bearbeitete Kt2-Proben. Im unbelasteten Zustand sind die Proben praktisch eigenspannungsfrei. Nach einer Belastung bis zu einer Nennspannung von

$S = 622$ MPa (dies entspricht einem halben Schwingspiel bei $S_a = 280$ MPa und $R = 0,1$) haben sich an der Oberfläche Druckeigenspannungen von etwa -100 MPa aufgebaut. Die Standardabweichung der Eigenspannungen nimmt dabei von $s[\text{ES}]_{N=0} = 14$ MPa auf $s[\text{ES}]_{N=1/2} = 105$ MPa deutlich zu. Nach $N = 5 \cdot 10^4$ Schwingspielen ist der Mittelwert der Oberflächeneigenspannungen nahezu identisch. Die Standardabweichung hat etwas abgenommen und beträgt nun $s[\text{ES}]_{N=5 \cdot 10^4} = 63$ MPa. Offenbar gibt es einen leichten quasistatischen Aufbau von Eigenspannungen, aber keine weitere, zyklische Umlagerung. Bei $S_a = 260$ MPa und $R = 0,1$ wurde an zwei Durchläufern der Mittelwert der axialen Eigenspannungen zu $\sigma_{\text{ax}}^{\text{ES}} = -79$ MPa bei einer Standardabweichung von $s[\text{ES}]_{\text{DL}} = 46$ MPa bestimmt. Bei den übrigen Oberflächenzuständen der Korbproben ist aufgrund der Druckeigenspannungen an der Oberfläche höchstens ein noch geringerer Aufbau von Eigenspannungen zu erwarten. Dieser wird vernachlässigt, was schlimmstenfalls zu einer leicht konservativen Auslegung führen kann.

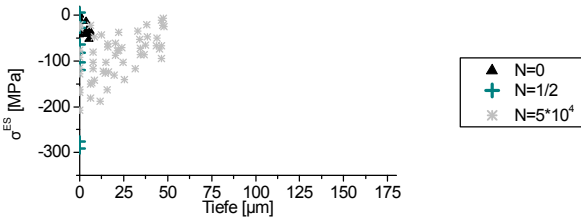


Abb. 5.8: Eigenspannungen (axial) von ECM-bearbeiteten Kt2-Proben im ungeprüften Zustand ($N = 0$) und nach einer Belastung mit $S_a = 280$ MPa, $R = 0,1$ bis $N = \frac{1}{2}$ und $N = 5 \cdot 10^4$ [A3]

Bei den WeBi-Proben ist an den Durchläufern bei den polierten und den gestrahlten und geglähten Proben keine Eigenspannungsumlagerung zu erkennen, Abbildung 5.9. Bei den gestrahlten Proben reduzieren sich die Eigenspannungen. Wie in Abbildung 5.10 zu sehen ist, geschieht dieser Abbau schrittweise, sowohl quasistatisch, als auch zyklisch. Der Abbau ist bei höherer Belastung (Abb. 5.10b) qualitativ gleich, aber noch etwas stärker ausgeprägt als bei der Belastung etwas unterhalb der Dauerfestigkeit (Abb. 5.10a).

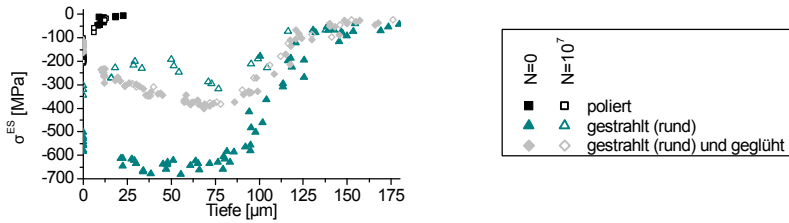
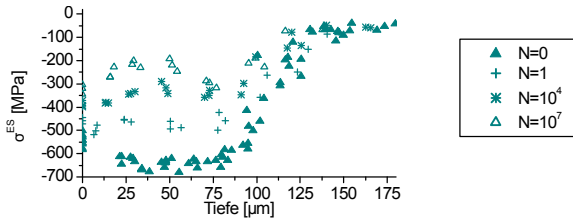
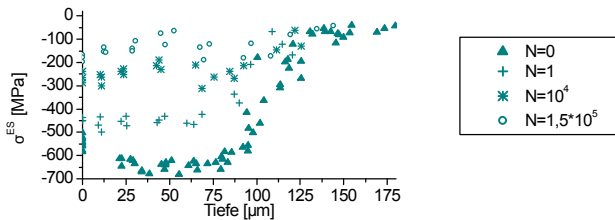


Abb. 5.9: Tiefenverlauf der Eigenspannungen (längs) von WeBi-Proben im ungeprüften Zustand ($N = 0$) und an Durchläufern ($N = 10^7$) [A1]
 poliert: $M_B = 7500 \text{ Nmm}$, $R = -1$,
 gestrahlt (rund): $M_B = 7500 \text{ Nmm}$, $R = -1$,
 gestrahlt (rund) und geglättet: $M_B = 6875 \text{ Nmm}$, $R = -1$



(a) $M_B = 7500 \text{ Nmm}$, $R = -1$



(b) $M_B = 8250 \text{ Nmm}$, $R = -1$

Abb. 5.10: Tiefenverlauf der Eigenspannungen (längs) von mit rundem Strahlmittel gestrahlten WeBi-Proben zu verschiedenen Schwingenspielzahlen [A1]

6 Modellbildung

In diesem Kapitel wird zunächst der grundsätzliche Gedanke des hier entwickelten Modells geschildert. Anschließend wird die rechnerische Umsetzung des Modells und das Vorgehen zur Bestimmung der benötigten Eingangsdaten beschrieben.

6.1 Erweitertes Konzept der lokalen Dauerfestigkeit

Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine Auslegungsmethodik entwickelt, die auf dem Konzept der lokalen Dauerfestigkeit basiert, siehe Abschnitt 2.4.3. Die Grundzüge der hier entwickelten Methodik wurden im Rahmen dieser Promotion bereits bei der European Conference on Residual Stresses 2014 veröffentlicht [119].

In der bisherigen, „klassischen“ Form des Konzepts der lokalen Dauerfestigkeit werden die Eingangsgrößen als deterministisch angenommen. In der Regel werden dabei Mittelwerte verwendet. Tatsächlich unterliegen die Wechselfestigkeit des Werkstoffs sowie die Randschichteigenschaften aber Streuungen, die je nach Fertigungsprozess unterschiedlich groß sein können. Folglich lässt sich die Frage, ob die lokale Spannungsamplitude die lokale Dauerfestigkeit übersteigt und Rissinitiierung stattfindet, nicht eindeutig mit „ja“ oder „nein“ beantworten. Stattdessen gibt es an jedem Ort eine Wahrscheinlichkeit, mit der die lokale Spannungsamplitude die lokale Dauerfestigkeit übersteigt, d.h. eine lokale Wahrscheinlichkeit für Rissinitiierung. Unter der Annahme, dass jeder initiierte Riss unweigerlich zum Versagen führt, ist das die lokale Ausfallwahrscheinlichkeit. Mit dem Weakest-Link-Gedanken (vgl. Abschnitt 2.4.5) kann aus den lokalen Ausfall- bzw. Überlebenswahrscheinlichkeiten die globale (Bauteil-) Überlebenswahrscheinlichkeit berechnet werden.

Die wesentliche Neuerung im hier vorgestellten Modell ist daher diese statistische Erweiterung des Konzepts der lokalen Dauerfestigkeit. Damit ist es möglich, die Streuung der Eingangsgrößen zu bewerten, eine probabilistische Aussage über

die dauerhaft ertragbare Belastung zu machen und damit Bauteile bezüglich ihrer Zuverlässigkeit unter zyklischen Lasten zu beurteilen.

Im folgenden Abschnitt 6.2 wird ein Vorschlag zur rechnerischen Umsetzung des Konzepts gemacht. Die Berechnung wurde in der Programmiersprache Python (Version 2.7) unter Verwendung der Bibliotheken NumPy und SciPy realisiert. Ein Python-Skript zum Auslesen von FE-Daten und zur Berechnung des Oberflächenabstands der Elemente war bereits von einem Kollegen programmiert worden und wurde in dieser Arbeit eingesetzt.

6.2 Umsetzung des Modells

Im folgenden Abschnitt 6.2.1 wird dargestellt, wie die Einflüsse von Verfestigung und Topografie in dieser Arbeit modelliert werden. Die Berechnung der lokalen Überlebenswahrscheinlichkeit und darauf aufbauend die Berechnung der Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit des Bauteils bzw. der Probe sind Gegenstand der nächsten beiden Abschnitte. Danach wird gezeigt, wie in dieser Arbeit verschiedene Möglichkeiten zur Berücksichtigung von mehrachsigen Spannungszuständen umgesetzt werden.

6.2.1 Berücksichtigung von Verfestigung und Topografie

Der Einfluss der Verfestigung auf die Wechselfestigkeit wird über die Halbwertsbreite (HWB) beschrieben, siehe Abschnitte 2.3.3 und 3.3.2. Der Zusammenhang wird als proportional angenommen, der Proportionalitätsfaktor k wird vorläufig zu Eins gesetzt:

$$\begin{aligned} R_w(x) &= R_w^0 \left(1 + k \cdot \frac{\Delta HWB(x)}{HWB_{\text{Kern}}} \right) \\ &= R_w^0 \left(1 - k + k \cdot \frac{HWB(x)}{HWB_{\text{Kern}}} \right). \end{aligned} \quad (6.1)$$

Der Einfluss der Verfestigung auf die Mittelspannungsempfindlichkeit m wird nicht abgebildet. Darüber hinaus wird m als konstant für alle Spannungsverhältnisse R betrachtet.

Die Topografie wird wie bei [77] als Mikrokerben interpretiert, die sich mit dem Mikrokerbfaktor K_{topo} auf die Lastamplitude und die Lastmittelspannung auswirken. Die Bestimmung des Mikrokerbfaktors wird in Abschnitt 6.3.4 beschrieben.

Im Rahmen dieser Arbeit wird der gesamte Lastspannungstensor \mathbb{S}_m^{LS} bzw. \mathbb{S}_a^{LS} mit dem Mikroerbfaktor K_{topo} multipliziert, obwohl K_{topo} streng genommen nur die Überhöhung der Spannungen parallel zur Oberfläche beschreibt. Diese rechnerische Vereinfachung ist zulässig, weil bei den hier betrachteten Belastungen im Wirkungsbereich der Mikroerbwirkung die Spannungskomponente senkrecht zur Oberfläche gegen Null geht. Bei anisotroper Topografie (Riefen) ist K_{topo} auch für die Spannungskomponenten in der Ebene parallel zur Oberfläche richtungsabhängig. Für die hier untersuchten geschliffenen Kerbproben wird diese Richtungsabhängigkeit vernachlässigt. Die Schleifriefen verlaufen orthogonal zur Probenachse und damit zur größten Belastungsrichtung, haben also die spannungsmechanisch ungünstigste Orientierung. Dieselbe Kerbwirkung wird als konservative Abschätzung auch für die kleinere tangentielle Spannungskomponente angenommen. Ein mögliches Vorgehen bei nicht vernachlässigbarer Spannung senkrecht zur Oberfläche, wie es z.B. bei Bauteilen unter Innendruck vorkommt, und bei Berücksichtigung der Anisotropie der Topografie, ist im Anhang 10.3 skizziert.

6.2.2 Lokale Überlebenswahrscheinlichkeit

Für die folgenden Rechnungen ist es zweckmäßig, die Ungleichung des Konzepts der lokalen Dauerfestigkeit (Abschnitt 2.4.3) umzuformulieren. Anstatt die lokale Dauerfestigkeit (Beanspruchbarkeit R) mit der lokalen Spannungsamplitude (Beanspruchung B) zu vergleichen, wird nun geprüft, ob die Differenz aus lokaler Dauerfestigkeit und lokaler Spannungsamplitude (RB) positive oder negative Werte annimmt:

$$\underbrace{R_w(x) - m \cdot (\sigma^{\text{ES}}(x) + \sigma_m^{\text{LS}}(x) \cdot K_{\text{topo}}(x))}_R \leq \underbrace{\sigma_a^{\text{LS}}(x) \cdot K_{\text{topo}}(x)}_B \quad (6.2)$$

entspricht

$$\underbrace{R_w(x) - m \cdot (\sigma^{\text{ES}}(x) + \sigma_m^{\text{LS}}(x) \cdot K_{\text{topo}}(x)) - \sigma_a^{\text{LS}}(x) \cdot K_{\text{topo}}(x)}_{RB} \leq 0. \quad (6.3)$$

Damit sind alle Streugrößen in einem Term zusammengefasst, sodass die streuende Größe RB mit einer deterministischen Größe (hier: die Zahl Null) verglichen werden kann. Dieser Vergleich ist mathematisch einfacher als der Vergleich zwischen zwei streuenden Größen R und B . Prinzipiell wäre es auch denkbar, die Ungleichung mit dem Quotienten

$$\frac{m \cdot (\sigma^{\text{ES}}(x) + \sigma_m^{\text{LS}}(x) \cdot K_{\text{topo}}(x)) + \sigma_a^{\text{LS}}(x) \cdot K_{\text{topo}}(x)}{R_w(x)} \leq 1 \quad (6.4)$$

auszudrücken. Allerdings wären in diesem Fall die streuenden Größen nicht mehr rein additiv und multiplikativ überlagert, was eine Bedingung für die Anwendbarkeit des in dieser Arbeit verwendeten Weges zur Berechnung der Gesamtstreuung ist.

Die Berechnung der lokalen Überlebenswahrscheinlichkeit erfolgt elementweise für jedes Element i . Die Elemente entsprechen dem FE-Modell, mit dem auch die lokalen Spannungen berechnet werden. Der Mittel- bzw. Erwartungswert von RB_i ergibt sich mit Gleichung 6.3 aus den Erwartungswerten der Eingangsgrößen. Die Varianz von RB_i ergibt sich aus den Varianzen der Eingangsgrößen, wobei gilt

$$s[x]^2 = \text{Var}[x] \quad (6.5)$$

mit der Standardabweichung s . Die Berechnung der Gesamtvarianz ist detailliert im Anhang, Abschnitt 10.2, beschrieben.

Damit sind zwei Parameter der Verteilung von RB_i bekannt, nicht aber die Form bzw. die Verteilungsfunktion. In dieser Arbeit wird angenommen, dass RB_i normalverteilt ist.

Die Verteilung von RB_i ist dann für jedes Element i eindeutig beschrieben. Die Ausfallwahrscheinlichkeit des Elements i entspricht dem Integral der Verteilungsdichte von $-\infty$ bis 0, bzw. dem Wert der Summenhäufigkeit bei $RB_i = 0$:

$$P_{\text{Ausfall},i} = \int_{-\infty}^0 \underbrace{\frac{1}{\sqrt{2\pi} s[RB,i]} \exp\left(-1/2 \left(\frac{t - E[RB_i]}{s[RB,i]}\right)^2\right)}_{\text{Verteilungsdichte}} dt \quad (6.6)$$

$$= 1/2 \left(1 + \text{erf}\left(\frac{0 - E[RB_i]}{\sqrt{2} s[RB,i]}\right) \right) \quad (6.7)$$

mit der Fehlerfunktion $\text{erf}(x)$. Dies ist schematisch in Abbildung 6.1 dargestellt.

Die Überlebenswahrscheinlichkeit ergibt sich aus der Ausfallwahrscheinlichkeit zu

$$P_{\text{Ü},i} = 1 - P_{\text{Ausfall},i}. \quad (6.8)$$

6.2.3 Globale Überlebenswahrscheinlichkeit

Während bei der „klassischen“ Form des Konzepts der lokalen Dauerfestigkeit ein einziger Ort als Versagensursprung identifiziert wird, wirken sich bei der hier vorgestellten statistischen Erweiterung auch weniger gefährdete Elemente auf

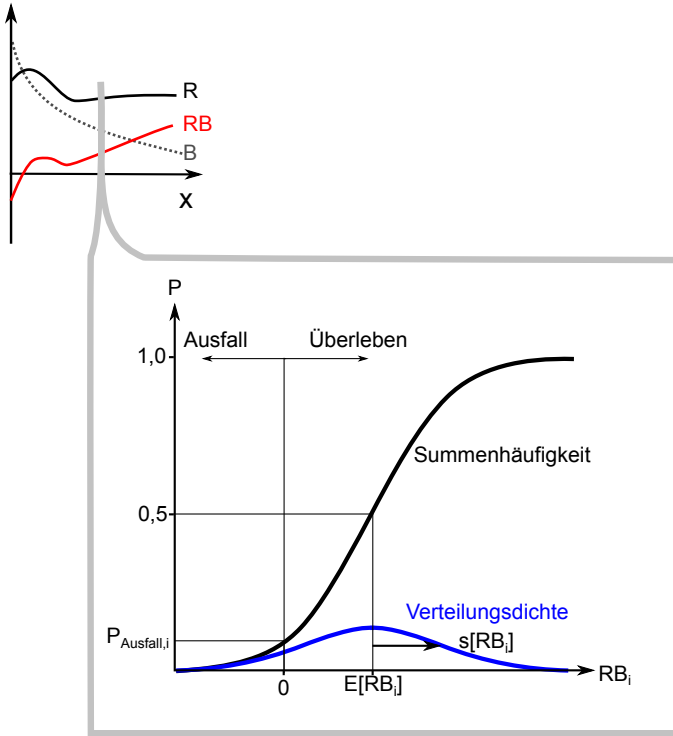


Abb. 6.1: Statistisch erweitertes Konzept der lokalen Dauerfestigkeit (schematisch)

die Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit aus. Entsprechend muss die Auslegung nicht entlang eines Pfades, sondern über alle Elemente i des Bauteils erfolgen.

Unter der Annahme, dass jede Rissinitiierung zum Versagen des Bauteils führt, kann mit einem Weakest-Link-Ansatz aus den lokalen, elementweisen Überlebenswahrscheinlichkeiten die globale (Gesamt-)Überlebenswahrscheinlichkeit des Bauteils berechnet werden. Um den statistischen Größeneinfluss zu berücksichtigen, werden die elementweisen Überlebenswahrscheinlichkeiten $P_{\ddot{U},i}^0$ mit dem Exponenten v_i/v_0 gewichtet. Dabei ist v_i das Volumen des Elements i , v_0 ist die Größe des Werkstoffvolumens im unverfestigten Werkstoff, das eine Belastung mit einer einachsigen Spannungsamplitude in der Höhe von R_w^0 dauerhaft ertragen kann. Die Überlebenswahrscheinlichkeit des Gesamtbauteils

bzw. der Probe ergibt sich aus der Multiplikation der gewichteten elementweisen Überlebenswahrscheinlichkeiten:

$$P_{\ddot{U},\text{ges}} = \prod_i P_{\ddot{U},i}^{v_i/v_0}. \quad (6.9)$$

Vorausgesetzt, dass die Elemente klein genug sind, um die vorliegenden Gradienten abzubilden (d.h. dass RB innerhalb eines Elements nahezu konstant ist), wird mit dieser volumetrischen Gewichtung auch erreicht, dass das Ergebnis unabhängig vom gewählten FE-Netz ist.

Der Beitrag von Elementen mit $P_{\ddot{U},i} > 0,999$ zur Verminderung der Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit $P_{\ddot{U},\text{ges}}$ wird vernachlässigt.

6.2.4 Mehrachsigkeit

In dieser Arbeit werden die Gestaltänderungsenergie-Hypothese (GEH), die Kritische-Ebene-Vergleichsspannung (KE-V) und das Dang Van-Kriterium (DV) gegenübergestellt, siehe Abschnitt 2.3.1. Es werden ausschließlich synchrone Lasten betrachtet, also Belastungen mit einem zeitlich konstanten Anteil \mathbb{S}_m und genau einem zeitlich veränderlichen Anteil $f(t)\mathbb{S}_a$, bei dem alle Spannungskomponenten mit derselben Form und Frequenz in Phase (oder um 180° versetzt) schwingen:

$$\mathbb{S} = \mathbb{S}_m + f(t)\mathbb{S}_a \quad (6.10)$$

mit $f(t) \in [-1,1]$, z.B. $f(t) = \sin(\omega t)$. Bei synchronen Lasten sind die Zeitpunkte maximaler und minimaler Beanspruchung bekannt (nämlich bei $f = 1$ bzw. $f = -1$), wodurch sich die Berechnung der Vergleichsspannung vereinfacht.

Im Allgemeinen ist

$$\sigma_v(\mathbb{S}_1 + \mathbb{S}_2) \neq \sigma_v(\mathbb{S}_1) + \sigma_v(\mathbb{S}_2), \quad (6.11)$$

d.h. die Vergleichsspannung muss aus dem kompletten Spannungstensor aus Last- und Eigenspannungen gebildet werden. Auch die Mikroerbwirkung muss bei der Vergleichsspannung bereits einbezogen werden. Später müssen aber die Erwartungswerte von Spannungsamplitude, Lastmittelspannung, Eigenspannung und Mikroerbwirkung bekannt sein, um die entsprechenden Varianzen zur Gesamtvarianz von RB kombinieren zu können. Dazu muss die Vergleichsspannung in eine Vergleichsamplitude $\sigma_{v,a}^{\text{LS}}$ (ohne K_{topo}), eine Vergleichslastmittelspannung $\sigma_{v,m}^{\text{LS}}$ (ebenfalls ohne K_{topo}) und eine Vergleichseigenspannung σ_v^{ES} aufgeteilt werden. Die Aufteilung ist nur für die Berechnung der Varianz von RB relevant, der Erwartungswert von RB ist davon nicht betroffen.

Außerdem muss die Streuung von σ_v^{ES} aus den Streuungen der Eigenspannungskomponenten abgeleitet werden. Mit den Gleichungen für die Vergleichsspannungen ist es aber nicht möglich, aus den Varianzen der Eigenspannungskomponenten die Varianz der Vergleichseigenspannung analytisch zu berechnen, weshalb hier für jede verwendete Mehrachsigkeitshypothese ein pragmatischer Ansatz gefunden werden muss.

Im Folgenden wird für jede der drei Mehrachsigkeitshypothesen beschrieben, wie sie hier umgesetzt werden, wie die Vergleichsspannung in die genannten Anteile aufgeteilt wird und wie die Streuung der Vergleichseigenspannung berechnet wird.

Gestaltänderungsenergie-Hypothese

Die GEH wird getrennt für $K_{\text{topo}} \cdot \mathbb{S}_a^{\text{LS}}$ und $K_{\text{topo}} \cdot \mathbb{S}_m^{\text{LS}} + \mathbb{S}^{\text{ES}}$ gebildet [41]. Als Vorzeichen der Vergleichsmittelspannung wird das Vorzeichen des hydrostatischen Spannungsanteils festgesetzt:

$$\text{sgn}(\sigma_{v,m}) = \text{sgn} \left(\frac{1}{3} \left(K_{\text{topo}} \sigma_{m,xx}^{\text{LS}} + \sigma_{xx}^{\text{ES}} + K_{\text{topo}} \sigma_{m,yy}^{\text{LS}} + \sigma_{yy}^{\text{ES}} + K_{\text{topo}} \sigma_{m,zz}^{\text{LS}} + \sigma_{zz}^{\text{ES}} \right) \right) \quad (6.12)$$

Um die Vergleichsmittelspannung in einen Lastmittelspannungs- und einen Eigenspannungsanteil zu unterteilen, wird die Gleichung zur Berechnung der GEH geometrisch interpretiert. Die Vergleichsspannung

$$\sigma_v = \sqrt{\frac{1}{2} \left[(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})^2 + (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})^2 + (\sigma_{yy} - \sigma_{zz})^2 + 6(\sigma_{xy}^2 + \sigma_{yz}^2 + \sigma_{xz}^2) \right]} \quad (6.13)$$

wird als Länge eines Vektors betrachtet. Der zugehörige Vektorraum hat sechs Dimensionen: $\sqrt{1/2}(\sigma_{xx} - \sigma_{yy})$, $\sqrt{1/2}(\sigma_{xx} - \sigma_{zz})$, $\sqrt{1/2}(\sigma_{yy} - \sigma_{zz})$, $\sqrt{3}\sigma_{xy}$, $\sqrt{3}\sigma_{yz}$ und $\sqrt{3}\sigma_{xz}$. Weil bei der GEH nur der deviatorische Anteil berücksichtigt wird, beinhaltet keine dieser Achsen die Information zum hydrostatischen Spannungsanteil, d.h. zum Vorzeichen der Vergleichsspannung. Deswegen wird der Vektorraum um die erste Dimension $1/3(\sigma_{xx} + \sigma_{yy} + \sigma_{zz})$ ergänzt, die bei

der Berechnung der Vektorlänge ignoriert wird. Die Lastmittelspannung wird demnach folgendermaßen dargestellt:

$$\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{LS}} = \begin{pmatrix} 1/3 (K_{\text{topo}}\sigma_{m,xx}^{\text{LS}} + K_{\text{topo}}\sigma_{m,yy}^{\text{LS}} + K_{\text{topo}}\sigma_{m,zz}^{\text{LS}}) \\ \sqrt{1/2} (K_{\text{topo}}\sigma_{m,xx}^{\text{LS}} - K_{\text{topo}}\sigma_{m,yy}^{\text{LS}}) \\ \sqrt{1/2} (K_{\text{topo}}\sigma_{m,xx}^{\text{LS}} - K_{\text{topo}}\sigma_{m,zz}^{\text{LS}}) \\ \sqrt{1/2} (K_{\text{topo}}\sigma_{m,yy}^{\text{LS}} - K_{\text{topo}}\sigma_{m,zz}^{\text{LS}}) \\ \sqrt{3} K_{\text{topo}}\sigma_{m,xy}^{\text{LS}} \\ \sqrt{3} K_{\text{topo}}\sigma_{m,yz}^{\text{LS}} \\ \sqrt{3} K_{\text{topo}}\sigma_{m,xz}^{\text{LS}} \end{pmatrix}, \quad (6.14)$$

die Darstellung der Eigenspannung und der Gesamtmittelspannung ist analog.

In diesem 7-dimensionalen Vektorraum kann jeder Spannungstensor \mathbb{S} als Vektor $\vec{\mathbb{S}}$ dargestellt werden. Es gilt

$$\vec{\mathbb{S}}_1 + \vec{\mathbb{S}}_2 = \overrightarrow{(\mathbb{S}_1 + \mathbb{S}_2)}. \quad (6.15)$$

Nun werden drei Vektoren aufgestellt: $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{LS}}$ für die Lastmittelspannung (inkl. Mikroerbfaktor) $K_{\text{topo}}\mathbb{S}_m^{\text{LS}}$, $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ES}}$ für die Eigenspannung \mathbb{S}_m^{ES} und $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}}$ für die Summe aus Lastmittel- und Eigenspannung $K_{\text{topo}}\mathbb{S}_m^{\text{LS}} + \mathbb{S}_m^{\text{ES}}$. Lastmittel- und Eigenspannungen können gleich- oder gegensinnig wirken. Dann haben die Koordinaten von $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{LS}}$ und $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ES}}$ dasselbe bzw. unterschiedliche Vorzeichen. In Abbildung 6.2 sind die Vektoren für die beiden Dimensionen $\sqrt{1/2} (\sigma_{xx} - \sigma_{yy})$ und $\sqrt{1/2} (\sigma_{xx} - \sigma_{zz})$ schematisch dargestellt. Im linken Teilbild wirken Lastmittel- und Eigenspannungen in beiden gezeigten Dimensionen gleichsinnig, im rechten Teilbild wirken sie gegensinnig. Besonders im linken Teilbild wird die Ungleichung 6.11 anschaulich verständlich: $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}}$ ist kürzer als die Summe der Längen von $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{LS}}$ und $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ES}}$, weil $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{LS}}$ und $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ES}}$ nur teilweise in Richtung $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}}$ wirken, teilweise aber auch orthogonal dazu, wobei sich diese orthogonalen Anteile gegenseitig aufheben.

Als Anteil der Lastmittel- bzw. Eigenspannung an der Vergleichsmittelspannung wird der Teil von $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{LS}}$ bzw. $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ES}}$ gewertet, der parallel zu $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}}$ wirkt, also die Projektion von $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{LS}}$ bzw. $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ES}}$ auf eine Gerade, die durch den Ursprung und in Richtung $\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}}$ geht. Die Anteile $\vec{\mathbb{A}}_m^{\text{LS}}$ und $\vec{\mathbb{A}}_m^{\text{ES}}$ sind in Abbildung 6.2 farbig markiert. Es gilt

$$\vec{\mathbb{A}}_m^{\text{LS}} = \frac{\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{LS}} \cdot \vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}}}{|\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}}|^2} \vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}} \quad \text{und} \quad \vec{\mathbb{A}}_m^{\text{ES}} = \frac{\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ES}} \cdot \vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}}}{|\vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}}|^2} \vec{\mathbb{S}}_m^{\text{ges}}. \quad (6.16)$$

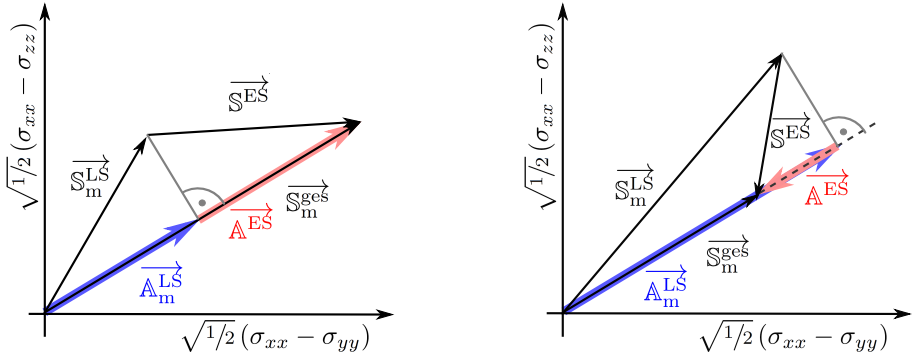


Abb. 6.2: Zur geometrischen Interpretation der GEH (schematisch)

Mit diesen Vektoren wird die Vergleichseigenspannung zu

$$\sigma_v^{ES} = \text{sgn} \left(a_1^{ES} \right) \left| \begin{pmatrix} a_2^{ES} \\ a_3^{ES} \\ a_4^{ES} \\ a_5^{ES} \\ a_6^{ES} \\ a_7^{ES} \end{pmatrix} \right| \quad (6.17)$$

berechnet, die Vergleichslastspannung (ohne Mikrokerbeinfluss) analog zu

$$\sigma_{v,m}^{LS} = \text{sgn} \left(a_{m,1}^{LS} \right) \left| \begin{pmatrix} a_{m,2}^{LS} \\ a_{m,3}^{LS} \\ a_{m,4}^{LS} \\ a_{m,5}^{LS} \\ a_{m,6}^{LS} \\ a_{m,7}^{LS} \end{pmatrix} \right| \frac{1}{K_{\text{topo}}}. \quad (6.18)$$

Es gilt

$$\sigma_v^{ES} + K_{\text{topo}} \sigma_{v,m}^{LS} = \sigma_{v,m}. \quad (6.19)$$

Im Grenzfall $\vec{S}_m^{LS} = 0$ folgt $\sigma_{v,m}^{LS} = 0$ und $\sigma_v^{ES} = \sigma_{v,m}$, bzw. Entsprechendes für den eigenspannungsfreien Zustand.

Als Streuung von σ_v^{ES} wird vereinfachend die Streuung der Eigenspannung in der Hauptbelastungsrichtung angenommen, d.h. bei den Kerbproben die Streuung in axialer Richtung, bei den WeBi-Proben in Längsrichtung.

Kritische-Ebene-Vergleichsspannung

Weil in dieser Arbeit nur synchrone Belastungen betrachtet werden, kann auch bei der KE-V die Vergleichsspannung getrennt für $K_{\text{topo}} \mathbb{S}_a^{\text{LS}}$ und $K_{\text{topo}} \mathbb{S}_m^{\text{LS}} + \mathbb{S}^{\text{ES}}$ gebildet werden.

Die Schubwechselfestigkeit wurde hier nicht experimentell bestimmt. Stattdessen wird nach [123], zitiert in [52], und in Anlehnung an [40] für das Wechselfestigkeitsverhältnis

$$\frac{\sigma_w}{\tau_w} = k_w = 1/0,6 \quad (6.20)$$

angenommen. Als kritisch wird jeweils diejenige Ebene (α, γ) identifiziert, bei der RB minimal ist, wobei

$$RB = R_w^0 \left(1 - k + k \frac{HWB}{HWB_{\text{Kern}}} \right) - m \cdot \sigma_v (\mathbb{S}^{\text{ES}} + \mathbb{S}_m^{\text{LS}} K_{\text{topo}}) - \sigma_v (\mathbb{S}_a^{\text{LS}} K_{\text{topo}}). \quad (6.21)$$

In dieser Ebene wird anschließend die Überlebenswahrscheinlichkeit berechnet. Alternativ wäre es auch möglich, diejenige Ebene als kritisch zu betrachten, bei der nicht der Erwartungswert von RB , sondern die Überlebenswahrscheinlichkeit minimal ist. Das kann zu anderen Ergebnissen führen, wenn die Varianz von RB je nach Ebene unterschiedlich ist, beispielsweise wenn die Eigenspannungen in einer Richtung deutlich mehr streuen als in einer anderen. Dieser Effekt wird zugunsten einer Reduzierung des Rechenaufwands vernachlässigt.

Weil die kritische Ebene über den Erwartungswert von RB definiert wird, kann sie bestimmt werden, ohne dass die Vergleichsmittelspannung in einen Lastmittel- und einen Eigenspannungsanteil aufgeteilt wurde. Die Aufteilung erfolgt dann nicht in jeder, sondern nur in der kritischen Ebene. Dazu wird die gleiche geometrische Interpretation genutzt wie bei der GEH. Für $k_w > \sqrt{2}$ ist

$$\sigma_v = \sqrt{k_w^2 \left(1 - \frac{k_w^2}{4} \right) \sigma_{\alpha\gamma}^2 + k_w^2 \tau_{\alpha\gamma}^2} \quad (6.22)$$

$$= \sqrt{k_w^2 \left(1 - \frac{k_w^2}{4} \right) \sigma_{\alpha\gamma}^2 + k_w^2 (\tau_{\alpha\gamma, \alpha}^2 + \tau_{\alpha\gamma, \gamma}^2)}, \quad (6.23)$$

bzw. mit dem Vorzeichen $\text{sgn}(\sigma_{\alpha\gamma})$ für die Vergleichsmittelspannung, um die unterschiedliche Wirkung von Zug- und Druckmittelspannungen abzubilden. Der

Vektorraum der Vergleichsspannung hat die drei Dimensionen $k_w \sqrt{1 - \frac{k_w^2}{4}} \sigma_{\alpha\gamma}$, $k_w \tau_{\alpha\gamma, \alpha}$ und $k_w \tau_{\alpha\gamma, \gamma}$. Die Information über das Vorzeichen ist in der ersten Dimension enthalten. Verglichen mit der GEH reduziert sich das Problem folglich von sieben auf drei Dimensionen, das Vorgehen bleibt prinzipiell gleich.

Als Streuung von σ_v^{ES} wird wie bei der GEH die Streuung der Eigenspannung in der Hauptbelastungsrichtung angenommen, d.h. bei den Kerbproben die Streuung in axialer Richtung, bei den WeBi-Proben in Längsrichtung.

Dang Van-Kriterium

Die Berechnung der Vergleichsspannung nach dem Dang Van-Kriterium, Gleichung 2.10, bietet den Vorteil, dass die Vergleichsspannung nicht anschließend in eine Vergleichslastamplitude, eine Vergleichslastmittelspannung und eine Vergleichseigenspannung aufgeteilt werden muss, sondern bei synchroner Belastung von vornherein getrennt für diese Anteile bestimmt werden kann. $\tau_{a,\max}$ beinhaltet nur $K_{\text{topo}} \mathbb{S}_a^{\text{LS}}$. Für die hydrostatische Spannung gilt

$$\sigma_h(\mathbb{S}_1 + \mathbb{S}_2) = \sigma_h(\mathbb{S}_1) + \sigma_h(\mathbb{S}_2). \quad (6.24)$$

Damit ist

$$\sigma_{v,a}^{\text{LS}} = \frac{\tau_{\max}(K_{\text{topo}} \mathbb{S}_a^{\text{LS}}) + \alpha_{\text{DV}} \sigma_h(K_{\text{topo}} \mathbb{S}_a^{\text{LS}})}{1/2 + \alpha_{\text{DV}}/3} \quad (6.25)$$

$$\sigma_{v,m}^{\text{LS}} = \frac{\alpha_{\text{DV}}}{1/2 + \alpha_{\text{DV}}/3} \sigma_h(K_{\text{topo}} \mathbb{S}_m^{\text{LS}}) \quad (6.26)$$

$$\sigma_v^{\text{ES}} = \frac{\alpha_{\text{DV}}}{1/2 + \alpha_{\text{DV}}/3} \sigma_h(\mathbb{S}^{\text{ES}}). \quad (6.27)$$

Die Standardabweichung der Vergleichseigenspannung wird zu

$$s[\sigma_v^{\text{ES}}] = \sqrt{\frac{\alpha_{\text{DV}}}{3(1/2 + \alpha_{\text{DV}}/3)} \left(s[\sigma_{xx}^{\text{ES}}]^2 + s[\sigma_{yy}^{\text{ES}}]^2 + s[\sigma_{zz}^{\text{ES}}]^2 \right)} \quad (6.28)$$

angenommen. Das entspricht der Kombination der Varianzen von σ_{11}^{ES} , σ_{22}^{ES} und σ_{33}^{ES} , wenn diese Größen unkorreliert, d.h. wenn ihre Kovarianzen Null sind.

Der Parameter α_{DV} wird wie z.B. in [52, 53, 56] aus dem Wechselfestigkeitsverhältnis $k_w = 1/0,6$ abgeschätzt:

$$\alpha_{\text{DV}} = 3(1/k_w - 1/2) = 0,3. \quad (6.29)$$

Die Gewichtung der (hydrostatischen) Mittelspannung ist bereits in dem Term $\frac{\alpha_{\text{DV}}}{1/2 + \alpha_{\text{DV}}/3}$ enthalten, weshalb $m = 1$ gesetzt wird.

6.3 Bestimmung der Eingangsdaten für das erweiterte Konzept der lokalen Dauerfestigkeit

In diesem Abschnitt wird beschrieben, wie die Eingangsdaten für die im vorangegangenen Abschnitt 6.2 vorgestellten Gleichungen bestimmt werden.

6.3.1 Werkstoffkennwerte

Die Wechselfestigkeit des unverfestigten Werkstoffs R_w^0 und das zugehörige Volumen v_0 werden anhand einer Wöhlerlinie mit eigenspannungsfreien, unverfestigten Proben möglichst geringer Rauheit mit $R = -1$ bestimmt. Hier wird die Wöhlerlinie der mit ECM bearbeiteten Kt2-Proben verwendet. Aus der Versuchsauswertung ist die Nennspannung $S_{D,50\%}$ bekannt, bei der 50 % der Proben versagen, sowie die Streuspanne $\frac{1}{T_S}$. Aus der Streuspanne ergibt sich die Standardabweichung der zur Basis 10 logarithmierten Größe [33] zu

$$s[\log_{10}(R_w^0)] = \frac{1}{2 \cdot 1,28} \log_{10}\left(\frac{1}{T_S}\right). \quad (6.30)$$

Aus $S_{D,50\%}$ wird die maximale lokale Spannung (d.h. die Spannung im Kerbgrund) berechnet. Je nach verwendeter Mehrachsigeitshypothese ergibt sich ein anderer Wert, der den Median der Wechselfestigkeit darstellt. Erwartungswert und Varianz sind [124]

$$E[R_w^0] = \text{Median}[R_w^0] \cdot 10^{1/2 \log_e(10) s[\log_{10}(R_w^0)]^2}, \quad (6.31)$$

$$\text{Var}[R_w^0] = E[R_w^0]^2 \left(10^{\log_e(10) s[\log_{10}(R_w^0)]^2} - 1 \right) = s[R_w^0]^2. \quad (6.32)$$

Das Volumen v_0 wird so gewählt, dass sich für eine Nennlast in Höhe von $S_{D,50\%}$ die rechnerische Überlebenswahrscheinlichkeit zu $P_{\ddot{u},\text{ges}} = 50\%$ ergibt.

Die Mittelspannungsempfindlichkeit kann nach der FKM-Richtlinie [40] aus der Zugfestigkeit für Stähle folgendermaßen abgeschätzt werden:

$$m = 0,35 \cdot 10^{-3} \frac{R_{\text{tm}}}{\text{MPa}} - 0,1. \quad (6.33)$$

6.3.2 Vollständiger Eigenspannungszustand

Aus röntgenografischen Messungen sind an einzelnen Messpunkten je zwei Spannungskomponenten bekannt. Es wird aber der Eigenspannungszustand an jedem Punkt bzw. jedem FE-Element des Bauteils benötigt. Theoretisch gibt es unendlich viele Lösungen, bei denen die Spannungen den Messungen entsprechen und im Gleichgewicht sind, mathematisch ist das System unterbestimmt. Entsprechend ist es nicht möglich, den „echten“ Eigenspannungszustand zu bestimmen. Stattdessen wird ein möglicher, plausibler Eigenspannungszustand gesucht. Dazu werden die gemessenen Eigenspannungswerte zunächst nach Moore und Evans [30] korrigiert, um die Umlagerung durch den elektrochemischen Abtrag rückzurechnen. Für die Kerbproben wird auf die Formeln für einen Rundstab zurückgegriffen, bei den WeBi-Proben auf die Formeln für eine ebene Platte. Aus den korrigierten Werten wird numerisch ein Eigenspannungsverlauf in einer Schnittebene durch die Probe ermittelt, der die Gleichgewichtsbedingung erfüllt (Schritt 1). Anschließend wird dieser Verlauf mittels FEM auf das Bauteilvolumen übertragen (Schritt 2).

Schritt 1: Eigenspannungsverlauf in der Schnittebene

Für die Kerbproben und die WeBi-Proben wurde der rechnerische Eigenspannungsverlauf in der Querschnittsebene in Probenmitte festgelegt, also in der Ebene, in der die Messpunkte liegen. Dazu stand ein Python Script zur Verfügung [46]. Die nach Moore und Evans [30] korrigierten Messwerte werden durch ein Polynom der Form $f_1 = a+bx+cx^2+\dots$ angenähert. Bei den hier vorliegenden Eigenspannungszuständen mit geringer Tiefenwirkung wird angenommen, dass die Eigenspannungen zur Probenmitte hin abklingen und dass sich der weitere Verlauf mit einer Funktion $f_2 = (ax^3 + bx^2 + cx + d) \exp(gx)$ beschreiben lässt. Die Parameter dieser zweiten Funktion werden mittels Optimierung bestimmt. Optimierungsziel ist das Kräftegleichgewicht in der Ebene, d.h. $\int_A \sigma^{ES} dA$ wird minimiert. Es wurden folgende Randbedingungen formuliert:

- Der Übergang bei $x = x^*$ zwischen den Funktionen f_1 und f_2 ist ohne Sprung oder Knick, d.h. $f_1(x^*) = f_2(x^*)$ und $\frac{\partial f_1}{\partial x}(x^*) = \frac{\partial f_2}{\partial x}(x^*)$
- Die Eigenspannungen klingen zu 0 ab, $f_2(x_{\max}) = 0$, $\frac{\partial f_2}{\partial x}(x_{\max}) = 0$. Bei Eigenspannungsverläufen mit sehr geringer Tiefenwirkung ist es gegebenenfalls sinnvoll, diese Bedingung zu verschärfen und ein früheres Abklingen zu fordern: $f_2(x) = 0$, $\frac{\partial f_2}{\partial x}(x) = 0$ mit $x^* < x < x_{\max}$.

Das Ergebnis ist der Verlauf einer Eigenspannungskomponente als Funktion des Oberflächenabstands. Das Vorgehen wird für beide gemessenen Eigenspan-

nungskomponenten durchgeführt. Abbildung 6.3 zeigt beispielhaft einen solchen Verlauf.

Schritt 2: Eigenspannungsverlauf im Volumen

Das Vorgehen, um den Eigenspannungsverlauf aus der Ebene auf das Volumen zu extrapolieren, wurde im Rahmen einer Masterarbeit entwickelt [A4]. Dabei werden im FE-Modell der Probe Schichten parallel zur Oberfläche definiert, denen je ein Material zugewiesen wird. Das Materialverhalten ist linear elastisch und zu jedem Material werden anisotrope Wärmeausdehnungskoeffizienten definiert. Die Wärmeausdehnungskoeffizienten werden hier unabhängig von ihrer physikalischen Bedeutung genutzt, um mit einem über das Modell homogenen Temperaturfeld einen Spannungszustand im Gleichgewicht einzustellen. Die Wärmeausdehnungskoeffizienten werden so gewählt, dass sich durch die Wärmeausdehnung beim Aufbringen einer bestimmten Temperatur der bereits berechnete Eigenspannungsverlauf in der Ebene einstellt. Die Anisotropie der Wärmeausdehnungskoeffizienten ermöglicht es, bis zu drei Spannungskomponenten einzustellen.

Um die benötigten Wärmeausdehnungskoeffizienten zu bestimmen, macht man sich zunutze, dass die Rechnung rein elastisch ist, also das Prinzip der linearen Superposition gültig ist. Es kann ein linearer Zusammenhang zwischen dem Wärmeausdehnungskoeffizienten in einer Schicht und den daraus resultierenden Spannungen in allen Schichten hergestellt werden. Dieser Zusammenhang zwischen den Wärmeausdehnungskoeffizienten α in jeder einzelnen Schicht und den jeweils resultierenden Spannungen in allen Schichten wird als Koeffizientenmatrix \mathbb{M} formulieren. So erhält man ein lineares Gleichungssystem, das sich in Tensorschreibweise ausdrücken lässt:

$$\mathbb{M}_{(3i,3i)} \cdot \alpha_{(3i,1)} = \sigma_{(3i,1)}. \quad (6.34)$$

Beim Aufstellen von \mathbb{M} und später beim Aufprägen eines gewünschten Eigenspannungszustands wird jeweils dieselbe, aber willkürlich festgelegte Temperaturdifferenz ΔT zugrunde gelegt. $\mathbb{M}[m,n]$ entspricht dann einer Normalspannung, die sich bei ΔT in Schicht m einstellt, wenn α_n den Wert 1 annimmt und alle anderen thermischen Ausdehnungskoeffizienten zu Null gesetzt sind.

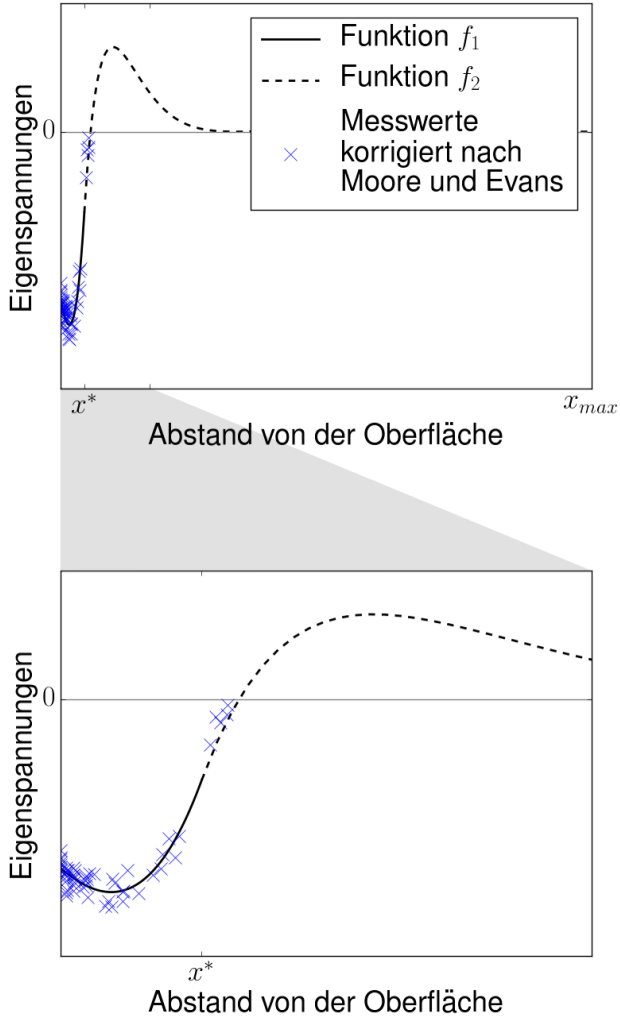


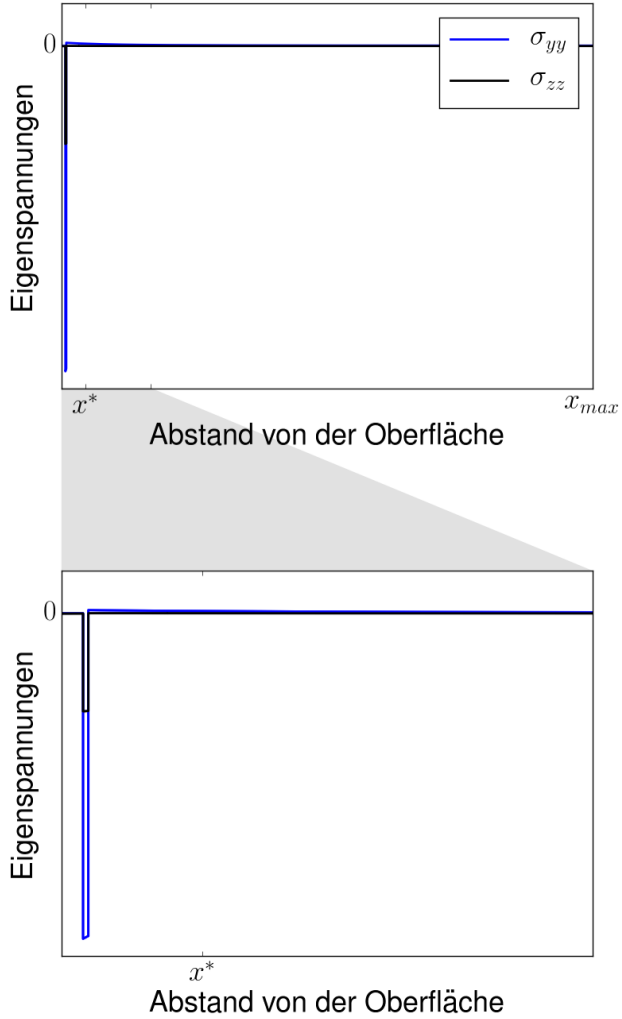
Abb. 6.3: berechneter Eigenspannungsverlauf in der Schnittebene

Die Tensoren sind folgendermaßen aufgebaut:

$$\mathbb{M} = \begin{pmatrix} M_{xx,(1,1)} & \cdots & M_{xx,(1,3i)} \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ M_{xx,(i,1)} & \cdots & M_{xx,(i,3i)} \\ M_{yy,(1,1)} & \cdots & M_{yy,(1,3i)} \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ M_{yy,(i,1)} & \cdots & M_{yy,(i,3i)} \\ M_{zz,(1,1)} & \cdots & M_{zz,(1,3i)} \\ \vdots & \ddots & \vdots \\ M_{zz,(i,1)} & \cdots & M_{zz,(i,3i)} \end{pmatrix}, \quad \boldsymbol{\alpha} = \begin{pmatrix} \alpha_{xx,(1)} \\ \alpha_{yy,(1)} \\ \alpha_{zz,(1)} \\ \vdots \\ \alpha_{xx,(i)} \\ \alpha_{yy,(i)} \\ \alpha_{zz,(i)} \end{pmatrix}, \quad \boldsymbol{\sigma} = \begin{pmatrix} \sigma_{xx,1} \\ \vdots \\ \sigma_{xx,i} \\ \sigma_{yy,1} \\ \vdots \\ \sigma_{yy,(i)} \\ \sigma_{zz,1} \\ \vdots \\ \sigma_{zz,(i)} \end{pmatrix} \quad (6.35)$$

Röntgenografisch ist die Spannungskomponente senkrecht zur Oberfläche nicht zugänglich. Die zugehörigen α werden deshalb zu Null gesetzt, die Tensoren verkleinern sich zu $\mathbb{M}_{(2i,2i)}$, $\boldsymbol{\alpha}_{(2i,1)}$ und $\boldsymbol{\sigma}_{(2i,1)}$. Um \mathbb{M} aufzustellen, werden $2i$ Simulationen durchgeführt, bei denen jeweils alle α bis auf einen zu Null gesetzt sind und die Temperaturdifferenz ΔT auf das gesamte Modell aufgebracht wird. Die $2i$ Simulationsvarianten inkl. anschließender Extraktion der Schichtspannungen und Aufstellen von \mathbb{M} wurden teilautomatisiert mit der Optimierungssoftware OptiSLang durchgeführt. Abbildung 6.4 zeigt beispielhaft den Spannungsverlauf für eine solche Simulation an einer Kt2-Probe. Der Wärmeausdehnungskoeffizient in y-Richtung (axial) in Schicht Nummer 5 führt besonders in dieser Schicht zu einer großen Druckspannung, in den angrenzenden Schichten ergeben sich leichte Zugspannungen. Die Wirkung zeigt sich besonders in y-Richtung, weniger ausgeprägt ist sie in z-Richtung (tangential).

Wenn \mathbb{M} für eine Geometrie und Vernetzung bestimmt ist, kann $\boldsymbol{\alpha}$ dazu für jeden beliebigen Gleichgewichts-Eigen Spannungszustand berechnet werden. Dazu wird der Eigen Spannungszustand in $\boldsymbol{\sigma}$ ausgedrückt, und das lineare Gleichungssystem nach $\boldsymbol{\alpha}$ aufgelöst. Mit dem so berechneten $\boldsymbol{\alpha}$ und der Temperaturdifferenz ΔT sind alle nötigen Eingangsdaten für die Simulation des Eigen Spannungszustands vorhanden. Soll anschließend mit diesem Eigen Spannungszustand in FE weitergerechnet werden, können die Spannungen aus der Eigen Spannung-Simulation für den FE-Solver Abaqus mit dem Befehl *INITIAL STRESSES übergeben werden, ohne dass die Materialdefinition und die Temperatur beibehalten werden müssen.

Abb. 6.4: Spannungsverlauf für $\alpha_{y,(5)} \neq 0$

6.3.3 Eigenspannungsumlagerung

Um den umgelagerten Eigenspannungszustand einer Probe simulativ vorherzusagen, wird – sofern die Probe nach der Fertigung nicht eigenspannungsfrei ist – zunächst der (Fertigungs-)Eigenspannungszustand wie im vorherigen Abschnitt 6.3.2 beschrieben mittels thermischer Ausdehnungskoeffizienten auf das FE-Modell aufgeprägt. Der resultierende Spannungszustand wird an ein zweites FE-Modell übergeben. Dieses zweite FE-Modell hat dieselbe Geometrie und dasselbe Netz wie das erste Modell. Im zweiten Modell wird aber kein Temperaturfeld aufgebracht und anstelle der schichtweise definierten Materialien mit linear elastischem Werkstoffverhalten und anisotropen thermischen Ausdehnungskoeffizienten wird für die gesamte Probe ein Material definiert, das das elastisch-plastische Werkstoffverhalten beschreibt, siehe auch Abschnitt 2.2.3. In der vorliegenden Arbeit wurde das Chaboche-Modell [12, 13, 14, 15] in der in [125] beschriebenen Variante verwendet. Das Modell beschreibt mithilfe von vier Rückspannungstensoren das elastisch-plastische Materialverhalten bei der Erstbelastung. Die Parameter für das Chaboche-Modell wurden an Daten von elastisch-plastischen Zug-Druck-Versuchen aus einem früheren Projekt angepasst. Dazu stand eine Excel-basierte Optimierungsroutine zur Verfügung. Mit diesem Parametersatz lässt sich die Erstbelastung (ein Schwingenspiel) des Materials in FE simulieren. Weitere Belastungszyklen oder der Einfluss der Verfestigung (z.B. durch Kugelstrahlen) können damit nicht beschrieben werden. Die verwendeten Parameter sind in Tabelle 6.1 zusammengefasst. In Abbildung 6.5 sind die experimentellen und die daran angepassten rechnerischen Spannungs-Dehnungs-Kurven gegenübergestellt. Im FE-Modell wird ein Lastzy-

Tab. 6.1: Parameter für das Chaboche-Modell zur Modellierung der Erstbelastung

E-Modul	200 GPa
Querkontraktion ν	0,29
Anfangsstreckgrenze	1020 MPa
C_1	95426,7 MPa
γ_1	308,6
C_2	31862,4 MPa
γ_2	83,0
C_3	3295,3 MPa
γ_3	18,7
C_4	1902,8 MPa
γ_4	39,8
b	143,5
R_s	-555,6 MPa

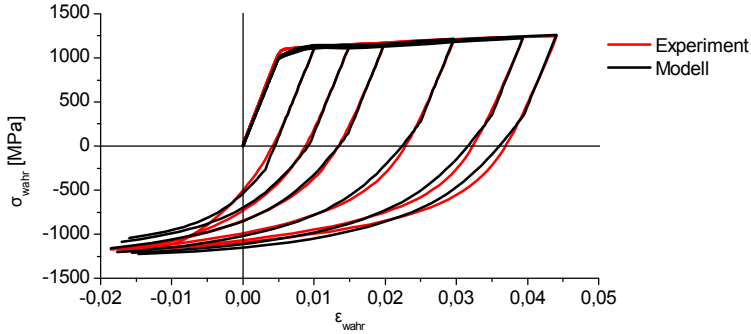


Abb. 6.5: Experimentelle und rechnerische Spannungs-Dehnungs-Kurven der Erstbelastung

klus simuliert. Die Spannungen, die sich durch die elastisch-plastische Beanspruchung einstellen, sind die Eingangsdaten für das erweiterte Konzept der lokalen Dauerfestigkeit. Die Streuung der Eigenspannungen ist nur bekannt, wenn die Eigenspannungen experimentell bestimmt wurden, nicht aber, wenn der umgelagerte Eigenspannungszustand mittels elastisch-plastischer Simulation berechnet wurde. Deswegen wird in diesem Fall die Streuung der Eigenspannungen bei der Berechnung der Überlebenswahrscheinlichkeit vernachlässigt.

6.3.4 Mikroerbfaktor

Der Mikroerbfaktor einer Oberfläche K_{topo} wird über eine linear-elastische FE-Simulation der realen Topografie bestimmt. In Abbildung 6.6 ist das Vorgehen schematisch dargestellt.

Zunächst wird die Oberfläche mikroskopisch vermessen, siehe Abschnitt 3.3.3. Die Messung liefert die (xyz) -Koordinaten für ein gleichmäßiges (xy) -Raster von 512×512 Oberflächenpunkten auf einer Fläche von etwa $800 \times 800 \mu\text{m}^2$. Für die folgende Datenaufbereitung und das Preprocessing wurde ein Python-Skript geschrieben.

Bei der Oberfläche sind Geometrie und Topografie einander überlagert. Um die beiden Bestandteile zu trennen, wurde die Geometrie mit einer zweifach gekrümmten Flächenfunktion approximiert, wobei vorausgesetzt wird, dass die Probe unter dem Mikroskop hinreichend gerade ausgerichtet war. Die Parameter der Flächenfunktion werden mittels der Methode der kleinsten Quadrate als Fit an die Oberflächendaten ermittelt. Die Geometrie wird von der Oberfläche

subtrahiert, um die Koordinaten der Topografie zu erhalten. Die Topografie-Koordinaten werden mit einem Gaussfilter der Grenzwellenlänge $8\ \mu\text{m}$ leicht geglättet. Bei den Kerbproben sind die Daten am Rand des Messfeldes verzerrt, weil die Oberfläche an den Kerbflanken sehr schräg zur optischen Achse des Mikroskops steht. Deshalb wird am oberen und unteren Rand je ein Streifen mit einer Breite von 100 Datenpunkten entfernt.

Aus der aufbereiteten Topografie wird ein volumenförmiges FE-Netz erzeugt. Die mittlere Höhe des Körpers wird zu $70\ \mu\text{m}$ festgelegt.

Über die Höhe werden 15 Elemente vom Typ C3D8 erstellt, d.h. dreidimensionale Elemente mit jeweils 8 Knoten. Das FE-Netz hat folglich $511 \cdot 311 \cdot 15 = 2.383.815$ Elemente. Die x- und y-Koordinaten der Knoten entsprechen dabei immer dem Raster der Messpunkte. Die z-Koordinate der untersten Knoten wird zu Null gesetzt, die z-Koordinate der obersten Knoten entspricht den Werten der Topografie. Die z-Koordinaten der Knoten dazwischen werden so verteilt, dass das Netz zur Oberfläche hin feiner wird und die Oberflächenelemente in etwa würfelförmig sind.

An der flachen Unterseite wird eine Randbedingung so definiert, dass sich die Knoten dieser Fläche nicht in z-Richtung bewegen können. Die Last wird als Kraft über einen Referenzknoten eingebracht, der über eine kinematische Kopplungsbedingung mit einer Seitenfläche des Volumens verbunden ist. Die gegenüberliegende Seitenfläche wird mit einer Randbedingung in der Richtung der Kraft fixiert.

Das FE-Processing sowie die anschließende Auswertung erfolgen in Abaqus. Mittelwert und Standardabweichung von K_{topo} an der Oberfläche werden an den zehn Stellen mit den größten Spannungsüberhöhungen bestimmt. An diesen Stellen wird der Spannungsverlauf entlang von Pfaden senkrecht zur Oberfläche ausgewertet und die Tiefe $x_{K_{\text{topo}}}$ bestimmt, in der die Spannungsüberhöhung zur Hälfte abgeklungen ist (d.h. $K_{\text{topo}}(x = x_{K_{\text{topo}}}) = \frac{K_{\text{topo}}(x=0)-1}{2}$). Für die Rechnung mit dem erweiterten Konzept der lokalen Dauerfestigkeit wird K_{topo} in Abhängigkeit vom Abstand zur Oberfläche mit einer Exponentialfunktion beschrieben, die sich asymptotisch dem Wert 1 nähert. Die Berechnung mit dem erweiterten Konzept der lokalen Dauerfestigkeit erfolgt auf Basis der Elemente des zugrunde liegenden FE-Modells der Probe. Bei der Ermittlung des Abstands eines Elements zur Oberfläche wird der geometrische Schwerpunkt bzw. Mittelwert der Eckknoten des Elements verwendet; folglich haben auch Elemente, die direkt an die Oberfläche grenzen, einen Oberflächenabstand $x > 0$ und einen Mikrokerbfaktor, der bereits unterhalb $K_{\text{topo}}(x = 0)$ liegt.

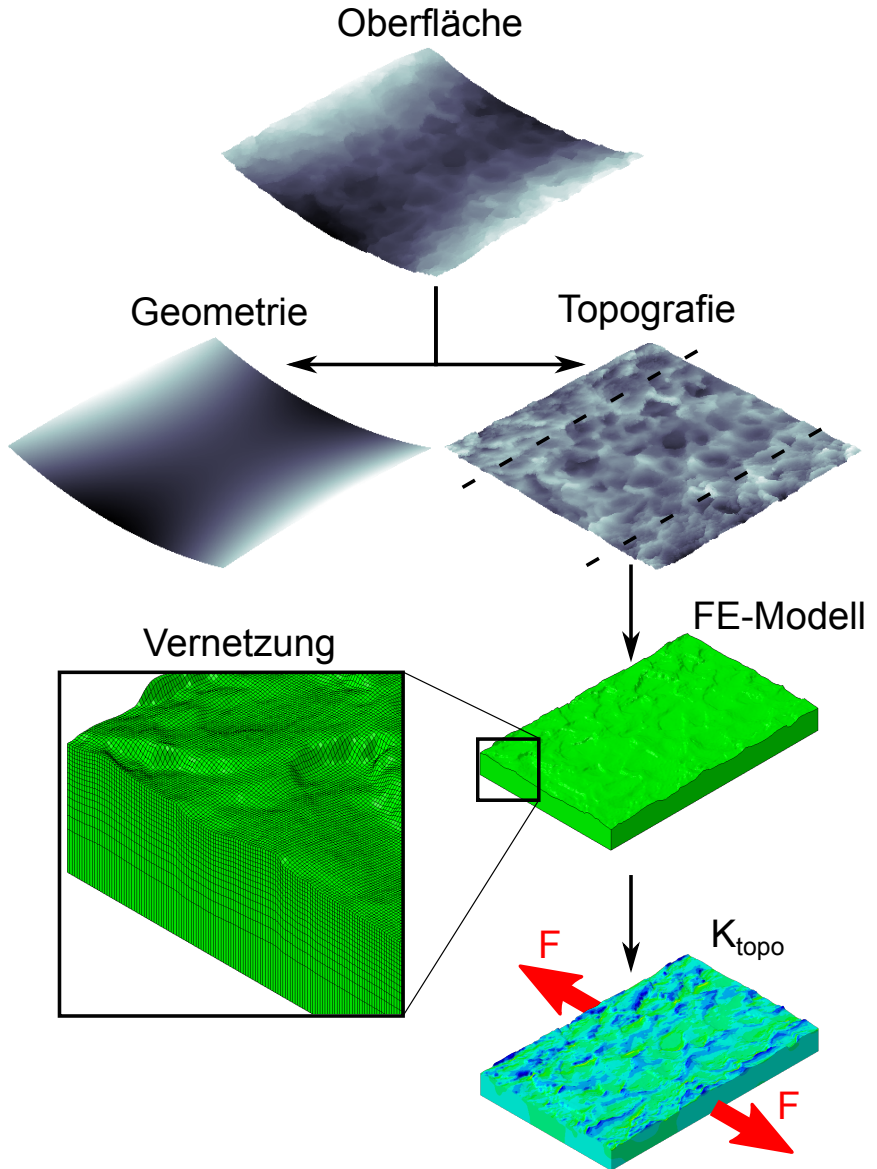


Abb. 6.6: Flussdiagramm zur Bestimmung des Mikrokerbfaktors

6.3.5 Verfestigung

Wie in den Abschnitten 3.3.2 und 6.2.1 erläutert wurde, wird in der vorliegenden Arbeit die Verfestigung anhand der Halbwertsbreite quantifiziert. An die experimentellen Daten der Halbwertsbreite (HWB) wird eine Exponentialfunktion gefittet, die für große Oberflächenabstände zum Kernwert, d.h. dem Oberflächenwert der mit ECM bearbeiteten Proben, strebt. Analog zum Vorgehen beim Mikrokerbfaktor kann so jedem Element entsprechend seinem Abstand zur Oberfläche ein HWB-Wert zugewiesen werden.

6.3.6 Streuung der Randschichteigenschaften

Die Standardabweichungen von Eigenspannungen, Mikrokerbfaktor und Halbwertsbreite lassen sich experimentell nicht für jeden Oberflächenabstand x bestimmen. Die Standardabweichung an der Oberfläche ist experimentell am besten zugänglich, für den weiteren Verlauf werden Annahmen getroffen. Dabei wird ein linearer Zusammenhang zwischen dem lokalen Erwartungswert und der lokalen Standardabweichung angenommen. Es wird davon ausgegangen, dass die Streuung der Eigenspannungen und der Mikrokerbwirkung mit dem Einfluss der jeweiligen Randschichteigenschaft verschwindet, d.h.

$$s[\text{ES}](x) = 0 \text{ wenn } \sigma^{\text{ES}}(x) = 0 \text{ MPa,} \quad (6.36)$$

$$s[K_{\text{topo}}](x) = 0 \text{ wenn } K_{\text{topo}}(x) = 1. \quad (6.37)$$

Für die Halbwertsbreite wird angenommen, dass die Streuung im Kern den Wert der mit ECM bearbeiteten Proben annimmt:

$$s[\text{HWB}](x) = s[\text{HWB}_{\text{Kern}}] \text{ wenn } \text{HWB}(x) = \text{HWB}_{\text{Kern}}. \quad (6.38)$$

Wenn an der Oberfläche keine Eigenspannungen, keine Mikrokerbwirkung bzw. keine Verfestigung vorliegt, wird unabhängig vom Ort $s[\text{ES}] = 0$, $s[K_{\text{topo}}] = 0$ bzw. $s[\text{HWB}] = s[\text{HWB}_{\text{Kern}}]$ gesetzt.

Die lokalen Standardabweichungen werden abhängig von den lokalen Erwartungswerten und den Oberflächenwerten folgendermaßen berechnet:

$$s[\text{ES}](x) = s[\text{ES}](x=0) \left| \frac{\sigma^{\text{ES}}(x)}{\sigma^{\text{ES}}(x=0)} \right| \quad (6.39)$$

$$s[K_{\text{topo}}](x) = s[K_{\text{topo}}](x=0) \frac{K_{\text{topo}}(x) - 1}{K_{\text{topo}}(x=0) - 1} \quad (6.40)$$

$$\begin{aligned}
s[HWB](x) &= (s[HWB](x=0) - s[HWB_{\text{Kern}}]) \cdots \\
&\cdots \left| \frac{HWB(x) - HWB_{\text{Kern}}}{HWB(x=0) - HWB_{\text{Kern}}} \right| + s[HWB_{\text{Kern}}]
\end{aligned} \tag{6.41}$$

Die Halbwertsbreite setzt sich zusammen aus einem Grundwert des unverfestigten Zustands HWB_{Kern} und einer Veränderung durch Ver- oder Entfestigung ΔHWB :

$$HWB = HWB_{\text{Kern}} + \Delta HWB. \tag{6.42}$$

Entsprechend gilt für die Varianz der Halbwertsbreite:

$$\text{Var}[HWB] = \text{Var}[HWB_{\text{Kern}}] + \text{Var}[\Delta HWB] + 2 \text{Cov}[HWB_{\text{Kern}}, \Delta HWB]. \tag{6.43}$$

Wenn die Halbwertsbreite ein Maß für die Wechselfestigkeit ist und die Halbwertsbreite des unverfestigten Zustands HWB_{Kern} der Wechselfestigkeit R_w^0 entspricht, so sind $\text{Var}[HWB_{\text{Kern}}]$ und $\text{Var}[R_w^0]$ zwei Ausdrücke für denselben Effekt. Damit dieser Effekt nicht zweimal berücksichtigt wird, wird die Streuung der Halbwertsbreite des unverfestigten Zustands zu Null gesetzt ($\text{Var}[HWB_{\text{Kern}}] = 0$) und bei der Halbwertsbreite nur der Teil $\text{Var}[\Delta HWB] = \tilde{s}[HWB]^2$ der Streuung betrachtet, der sich zusätzlich durch die Ver- oder Entfestigung ergibt. Geht man davon aus, dass für den hier untersuchten Werkstoff die Veränderung der Halbwertsbreite durch die Bearbeitung nur vom Verfestigungsprozess abhängt und nicht von der davor vorliegenden Halbwertsbreite des unverfestigten Zustands, sind HWB_{Kern} und ΔHWB unabhängig und es folgt $\text{Cov}[HWB_{\text{Kern}}, \Delta HWB] = 0$. Aus Gleichung 6.43 ergibt sich dann

$$\begin{aligned}
\tilde{s}[HWB] &= \sqrt{\text{Var}[\Delta HWB]} \\
&= \sqrt{s[HWB]^2 - s[HWB_{\text{Kern}}]^2}.
\end{aligned} \tag{6.44}$$

Eine Verringerung der Streuung der Halbwertsbreite durch die Bearbeitung ($s[HWB] < s[HWB_{\text{Kern}}]$) wird hier nicht in Betracht gezogen.

7 Anwendung des Modells

In diesem Kapitel werden zunächst die verwendeten FE-Modelle vorgestellt. Anschließend wird detailliert auf die Eingangsdaten für das Auslegungsmodell eingegangen, dessen Ergebnisse im dritten Teil des Kapitels dargestellt sind.

7.1 FE-Modelle der Proben

Die FE-Rechnungen wurden mit Abaqus durchgeführt.

Für die Kerbproben wurden rotationssymmetrische Modelle einer Probenhälfte erstellt. Die Verbreiterung zum Einspannbereich wurde nicht modelliert, da sie die Spannungen im Kerbgrund nicht beeinflusst. Die Geometrie der Kerbe entspricht der Idealgeometrie gemäß Zeichnung. Geometrische Abweichungen, die durch die unterschiedlichen Fertigungsverfahren auftreten können, werden nicht modelliert. Um die Symmetrie abzubilden, wurde an den Knoten in der Probenmitte eine Translation in y -Richtung durch eine Randbedingung unterbunden. Die Last wurde als Flächenkraft in y -Richtung auf die Stirnfläche aufgeprägt. Die Randbedingung und Lasteinleitung ist für die Kt2-Probe in Abbildung 7.1a dargestellt.

Um dem Modell schichtweise unterschiedliche Materialeigenschaften zuweisen zu können und so einen gewünschten Eigenspannungsverlauf aufzuprägen (siehe Abschnitt 6.3.2), wurden bei den Kerbproben im Bereich des Kerbradius sowie der Kerbflanke 200 Schichten mit jeweils einer Dicke von $5\ \mu\text{m}$ definiert. So kann der Eigenspannungsverlauf bis zu einer Tiefe von 1 mm gezielt eingestellt werden. Es wurden axialsymmetrische Dreieckselemente mit linearem Ansatz (Elementtyp CAX3) verwendet. Jede Schicht hat über die Dicke drei Elemente. Im Kerbbereich außerhalb der Schichten sind die Elemente größer. Im Einspannbereich nimmt die Elementgröße nochmals deutlich zu. In Abbildung 7.1b ist das Netz der Kt2-Probe mit vergrößerten Ansichten des Kerbbereichs und eines Ausschnitts am Rand der Schichten dargestellt. Die 200. Schicht ist darin rot markiert. Das FE-Modell der Kt1,5-Probe ist analog aufgebaut.

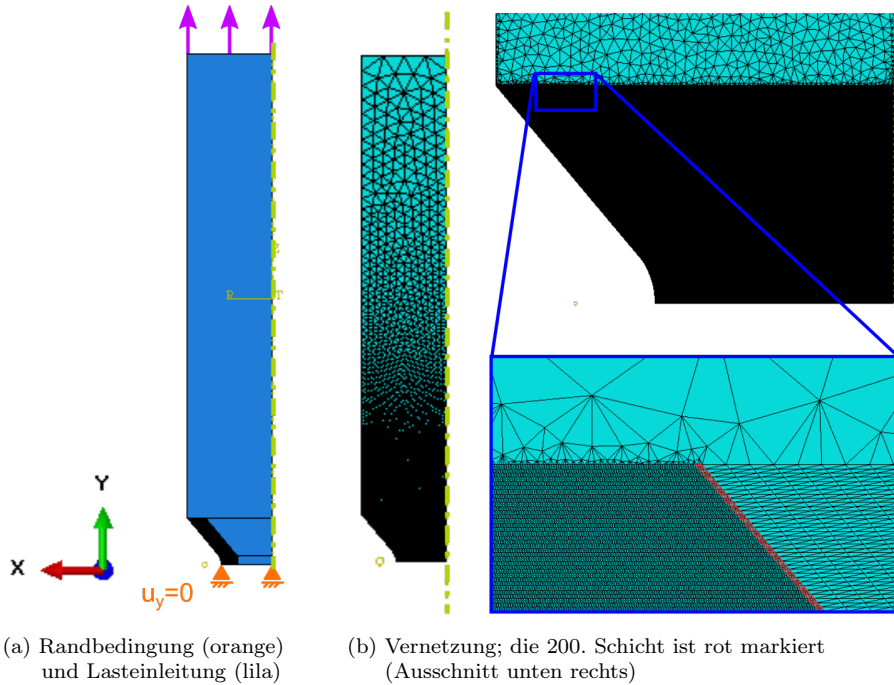


Abb. 7.1: FE-Modell der Kt2-Probe

Eine exakte Bestimmung des Oberflächenabstands ist bei gekrümmten Oberflächen numerisch äußerst aufwändig. Aus diesem Grund wurde bei den Kerbproben als Oberflächenabstand vereinfachend der Abstand des geometrischen Schwerpunkts des dreieckigen Elements zum nächstgelegenen Oberflächenknoten gesetzt. Die Strecke zwischen dem geometrischen Elementschwerpunkt und dem Oberflächenknoten verläuft nicht orthogonal zur Oberfläche, wodurch der Oberflächenabstand insbesondere für die Elemente, die sehr nah an der Oberfläche liegen, abhängig von der Vernetzung etwas überschätzt wird.

Für die WeBi-Probe ist es ausreichend nur ein Viertelmodell zu erstellen. Wie bei den Kerbproben wurde auch bei den WeBi-Proben von der Idealgeometrie ausgegangen. Als Symmetrierandbedingungen wurden an der Längs-Mittelfläche die Knotenbewegung in x -Richtung, an der Quer-Mittelfläche die Knotenbewegung in y -Richtung ausgeschlossen. Die Probe wurde in z -Richtung an einer Kante weit außerhalb des Prüfquerschnitts festgehalten. Die Lasteinbringung

erfolgte als Moment über einen Referenzpunkt. Die Randbedingungen und die Lasteinleitung sind in Abbildung 7.2a gezeigt.

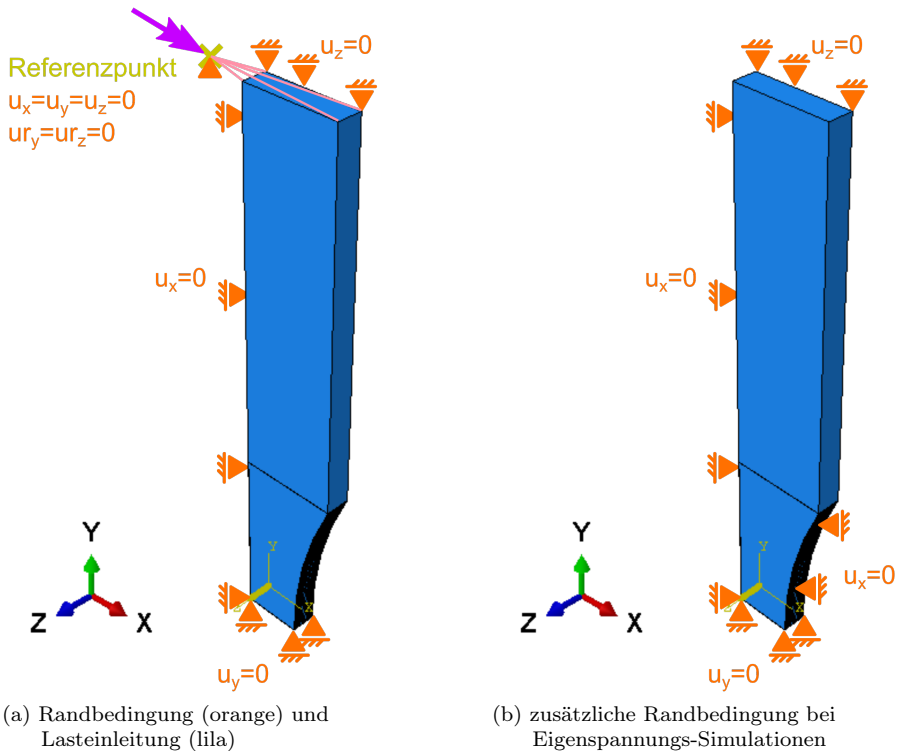


Abb. 7.2: FE-Modell der WeBi-Probe

Bei den Eigenspannungssimulationen wurde als zusätzliche Randbedingung eine Translation der Knoten auf der gekrümmten Seitenfläche in x-Richtung unterbunden (siehe Abb. 7.2b), um vereinfachend oberflächenparallel annähernd konstante Eigenspannungen in x- und y-Richtung zu erzielen. Dies entspricht einem ebenen Dehnungszustand im mittleren Abschnitt der WeBi-Probe. Für das Aufprägen der Eigenspannungen wurde der verjüngte Bereich von der Oberfläche bis zur Probenmitte in 23 Schichten orthogonal zur z-Achse unterteilt. Die Dicke der Schichten nimmt von $5\ \mu\text{m}$ an der Oberfläche bis auf $200\ \mu\text{m}$ im Inneren zu. Die WeBi-Probe wurde mit rechteckigen Elementen vom Typ C3D8I mit linearem Ansatz vernetzt. Über die Dicke der äußeren beiden Schichten wurden je drei Elemente gesetzt, sodass die Elementdicke hier der Dicke der äußeren

Elemente der Kerbproben ähnlich ist. Ansonsten wurde über die Schichtdicke je ein Element gesetzt.

Bei den WeBi-Proben wurden die beiden Flächen orthogonal zur z-Achse als Oberfläche definiert, nicht jedoch die Seiten- und Stirnflächen. Der Oberflächenabstand des Elements wurde als kürzester Abstand in z-Richtung zwischen dem Mittelwert der Eckknoten des Elements (Elementmittelpunkt) und dem in z-Richtung nächstgelegenen Oberflächenknoten berechnet. Auf diese Weise ist eine exakte Bestimmung des Abstands zwischen dem Elementmittelpunkt und der Oberfläche möglich.

Als Eingangsdaten für das erweiterte Konzept der lokalen Dauerfestigkeit werden von den FE-Simulationen der Last- und Eigenspannungen jeweils die Centroid-Werte der Elemente verwendet.

7.2 Eingangsdaten für das erweiterte Konzept der lokalen Dauerfestigkeit

In diesem Abschnitt werden die Eingangsdaten für das erweiterte Konzept der lokalen Dauerfestigkeit dargestellt, die entsprechend dem in Abschnitt 6.3 beschriebenen Vorgehen berechnet wurden.

7.2.1 Werkstoffkennwerte

Der Erwartungswert und die Standardabweichung der Wechselfestigkeit des unverfestigten Werkstoffs R_w^0 mit dem zugehörigen Volumen (Abschnitt 6.3.1) sind für alle verwendeten Mehrachsigkeitshypothesen in Tabelle 7.1 zusammengefasst.

Tab. 7.1: Wechselfestigkeit des unverfestigten Zustands: Erwartungswert, Standardabweichung und zugehöriges Volumen

	E R_w^0	s R_w^0	v_0
GEH	568 MPa	37 MPa	0,111 mm ³
KE-V	630 MPa	41 MPa	0,132 mm ³
DV	656 MPa	42 MPa	0,122 mm ³

Die Mittelspannungsempfindlichkeit wird aus der Zugfestigkeit zu $m = 0,3$ abgeschätzt.

7.2.2 Vollständiger Eigenspannungszustand

Die nach Moore und Evans [30] korrigierten Eigenspannungsmesswerte sind für die Kt2-, Kt1,5- und WeBi-Proben in den Abbildungen 7.3, 7.4 und 7.5 den entsprechenden Werten im FE-Modell (Abschnitt 6.3.2) gegenübergestellt. Die Korrektur nach Moore und Evans führt nur zu leichten Veränderungen im Vergleich zu den unkorrigierten Messwerten (Abb. 4.1, 4.3, 4.4). Im FE-Modell wird der Verlauf der korrigierten Messwerte gut abgebildet. Die FE-Eigenspannungen verlaufen in Stufen, die den Schichten mit den thermischen Ausdehnungskoeffizienten entsprechen.

Abbildung 7.6 zeigt beispielhaft den Eigenspannungszustand im FE-Modell für die mit rundem Strahlmittel gestrahlten Kt2-Proben. Im Contour-Plot sind die axialen und tangentialen Eigenspannungen im Kerbbereich dargestellt. Wie anhand von Abbildung 7.3e gezeigt, stimmt der Eigenspannungsverlauf des FE-Modells im Kerbgrund gut mit den Messpunkten überein. Der Verlauf der axialen Eigenspannungen bleibt mit zunehmender Entfernung von der Probenmitte qualitativ ähnlich. Quantitativ sind die axialen Eigenspannungen außerhalb des Kerbradius (Bereich ① in Abb. 7.6) aber nur noch sehr gering ausgeprägt. Dagegen sind die tangentialen Eigenspannungen vom Kerbgrund bis zum Ende der Kerbflanke nahezu konstant (Bereiche ① und ② in Abb. 7.6). Zum zylindrischen Probenabschnitt (Bereich ③ in Abb. 7.6) hin fallen die tangentialen Eigenspannungen abrupt ab. Weil im FE-Modell die Schichten mit den thermischen Ausdehnungskoeffizienten nur bis zu dieser Stelle definiert sind, ist ein derartiger Verlauf zu erwarten. Für die Bewertung der Ausfallwahrscheinlichkeit ist der Bereich nicht relevant, weil hier die Lastspannung völlig unkritisch ist, also unabhängig von den Eigenspannungen kein Riss initiiert werden kann. Im Probeninneren sind die Eigenspannungen nahe Null. Abgesehen vom Abfall zwischen der Kerbflanke und dem zylindrischen Abschnitt und den leichten Stufen zwischen den Schichten (Abb. 7.3) haben die Eigenspannungen im FE-Modell einen glatten Verlauf, auch direkt unterhalb des Schichtbereichs. Das zeigt, dass sich die Eigenspannungen in den Schichten in einem sehr gleichgewichtsnahen Zustand befinden, also die thermischen Ausdehnungskoeffizienten gut gewählt sind. Andernfalls würde das Kräftegleichgewicht durch einen Spannungssprung außerhalb des Bereichs der Schichten hergestellt werden. Auch bei den anderen Zuständen wird über die thermischen Ausdehnungskoeffizienten ein gleichgewichtsnaher Zustand erreicht und die Eigenspannungen außerhalb der Schichten sind wie beabsichtigt (siehe Abschnitt 6.3.2) für alle Zustände nahezu Null. Die größte Abweichung davon tritt bei den gestrahlten Kt1,5-Proben auf, bei denen unterhalb der Schichten bis zur Probenmitte fast konstante axiale Eigenspannungen von 6 MPa vorliegen.

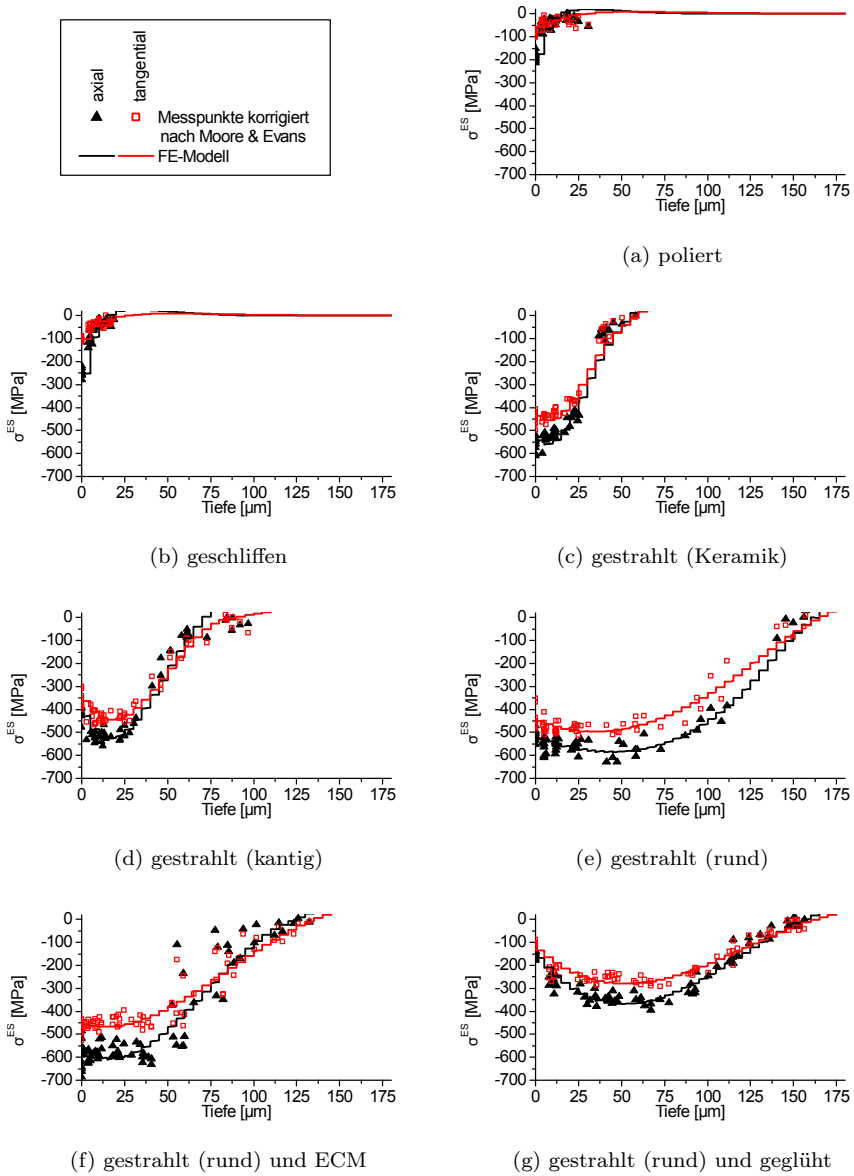


Abb. 7.3: Messpunkte der Eigenspannungen korrigiert nach Moore und Evans [30] und zugehörige Eigenspannungen im FE-Modell der Kt2-Proben

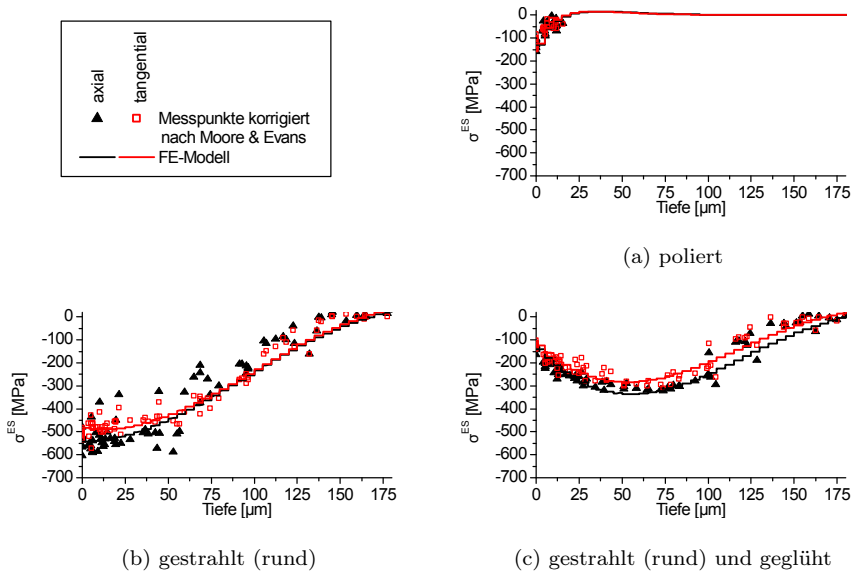
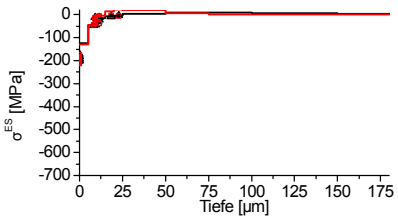
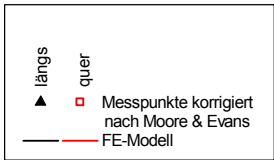
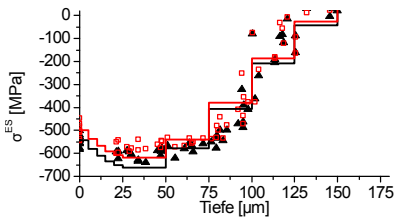


Abb. 7.4: Messpunkte der Eigenspannungen korrigiert nach Moore und Evans [30] und zugehörige Eigenspannungen im FE-Modell der Kt1,5-Proben

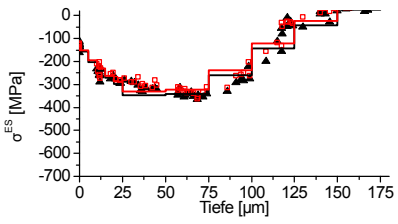
Die Eigenspannungen im FE-Modell der WeBi-Proben sind in Abbildung 7.7 beispielhaft für den gestrahlten Zustand dargestellt. Die Schichten mit den thermischen Ausdehnungskoeffizienten sind nur im verjüngten Probenbereich (Bereich ① in Abb. 7.7) definiert, entsprechend sind die Spannungen außerhalb dieses Bereichs nahe Null. Von der Probenmitte bis zum Beginn des Einspannbereichs (Bereich ② in Abb. 7.7) ändern sich die aufgeprägten Eigenspannungen kaum, lediglich zur Kante am Übergang zwischen verjüngtem und geradem Abschnitt sind die Druckeigenspannungen an der Oberfläche etwas geringer. Wegen der Randbedingung an der gekrümmten Seitenfläche liegen dort die gleichen Eigenspannungen vor wie im Probeninneren. Wie in Abbildung 7.6 sind auch hier keine Spannungsspitzen am Rand der Schichten zu sehen, d.h. auch hier kann das Kräftegleichgewicht innerhalb der Schichten erreicht werden.



(a) poliert



(b) gestrahlt (rund)



(c) gestrahlt (rund) und geglüht

Abb. 7.5: Messpunkte der Eigenspannungen korrigiert nach Moore und Evans [30] und zugehörige Eigenspannungen im FE-Modell der WeBi-Proben

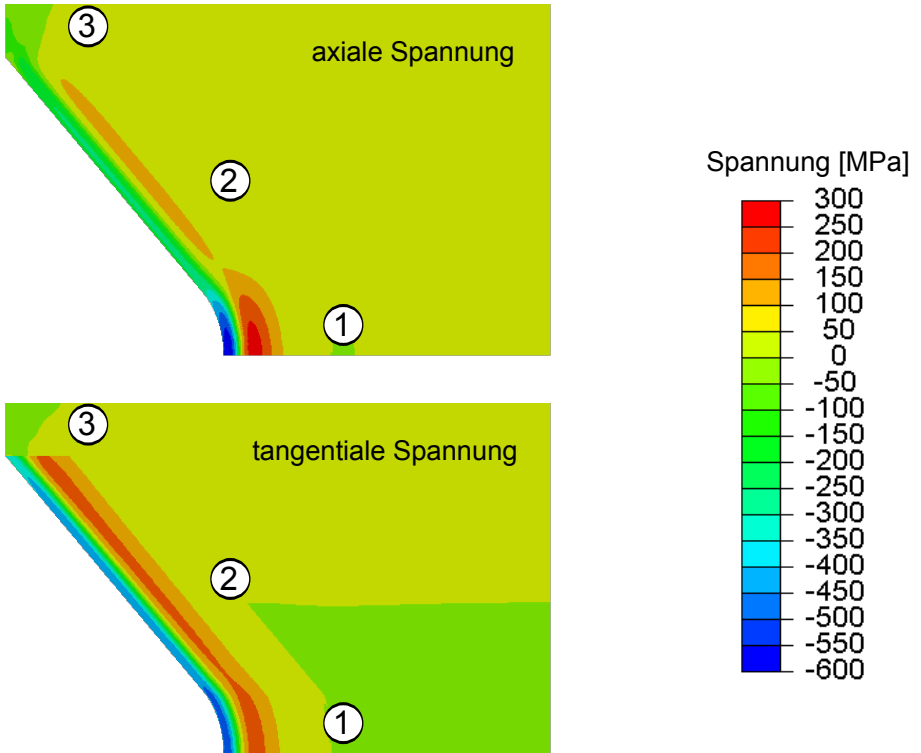


Abb. 7.6: Contour-Plot der axialen und tangentialen Eigenspannungen im FE-Modell der mit rundem Strahlmittel gestrahlten Kt2-Proben
①: Kerbradius; ②: Kerbflanke; ③: zylindrischer Probenabschnitt

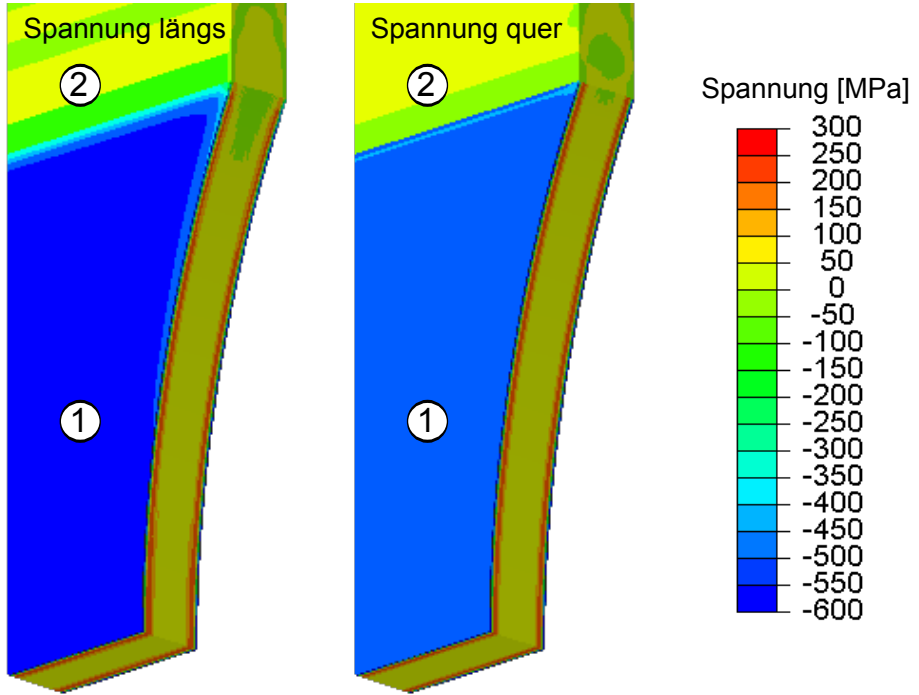


Abb. 7.7: Contour Plot der Eigenspannungen in Längs- und Querrichtung im FE-Modell der mit rundem Strahlmittel gestrahlten WeBi-Proben
①: verjüngter Probenabschnitt mit gekrümmter Seitenfläche;
②: Einspannbereich

7.2.3 Eigenspannungsumlagerung

Abbildung 7.8 zeigt die Eigenspannungsverläufe der ECM-bearbeiteten Kt2-Proben, die für unterschiedliche Nennspannungen bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ mit dem Chaboche-Modell (Abschnitt 6.3.3) berechnet wurden. Die experimentellen Ergebnisse für die Nennspannung $S_a = 280$ MPa nach $N = 5 \cdot 10^4$ Zyklen (Abschnitt 5.3) sind ebenfalls in Abbildung 7.8 dargestellt. Das Simulationsergebnis stimmt gut mit den mittleren experimentellen Werten überein. Für geringere Nennspannungen wurde ein geringerer Eigenspannungsaufbau berechnet. Bei einer Nennspannungsamplitude von $S_a \leq 240$ MPa ändert sich der Eigenspannungszustand laut der Simulation nicht. An Durchläufern

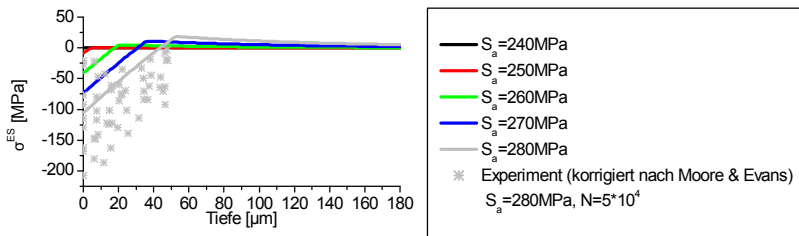


Abb. 7.8: Eigenspannungen (axial) von ECM-bearbeiteten Kt2-Proben nach einer Belastung mit bei $R = 0,1$: Experiment ($S_a = 280$ MPa, $N = 5 \cdot 10^4$ [A3]) und FE-Simulation

auf dem Horizont $S_a = 260$ MPa wurden axiale Oberflächeneigenspannungen von rund -80 MPa gemessen (Abschnitt 5.3). Simulativ wurde hier mit -40 MPa ein etwas geringerer Eigenspannungsaufbau vorhergesagt. Für die Berechnungen der Überlebenswahrscheinlichkeiten für die Nennspannungsamplituden $S_a = 240, 250, 260, 270$ und 280 MPa werden die entsprechenden berechneten umgelagerten Eigenspannungszustände herangezogen.

In Abbildung 7.9 ist das Ergebnis der FE-Simulation (Abschnitt 6.3.3) für die gestrahlten WeBi-Proben den experimentellen Eigenspannungsdaten aus Abschnitt 5.3 gegenübergestellt. Beim Aufprägen des Eigenspannungszustands aus der Simulation mit den thermischen Ausdehnungskoeffizienten (Abb. 7.5) werden die Stufen geglättet (schwarze Linie), quantitativ ist die Änderung gering und die Simulation stimmt nach wie vor gut mit den Messwerten überein. Simulativ wird ein leichter Eigenspannungsabbau unter der Oberfläche bestimmt, sodass der umgelagerte Verlauf nur noch ein schwach ausgeprägtes Maximum der Druckeigenspannungen unterhalb der Oberfläche zeigt (rote Linie). Das stimmt qualitativ gut mit der experimentell gefundenen Umlagerung nach einem Schwingspiel (rote Dreiecke) überein. Quantitativ wird mit dieser Simulation die

Umlagerung im ersten Schwingspiel unterschätzt. Durch den zyklischen Eigenspannungsabbau nimmt die Diskrepanz zwischen Simulation und Experiment (blaue Dreiecke) weiter zu, da die Parameter des Chaboche-Modells nur für die Erstbelastung bestimmt wurden und folglich nur der quasistatische Abbau simuliert wird (Abschnitt 6.3.3). Für die Berechnung der Überlebenswahrscheinlichkeit der gestrahlten WeBi-Proben mit dem erweiterten Konzept der lokalen Dauerfestigkeit wird deshalb nicht das Ergebnis der Plastizierungssimulation verwendet, sondern der experimentell bestimmte Eigenspannungsverlauf nach $M_B = 7500 \text{ Nmm}$ und $N = 10^7$ mittels thermischer Ausdehnungskoeffizienten auf das FE-Modell aufgeprägt (blaue Linie).

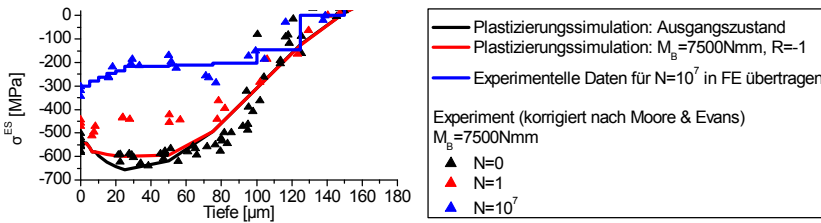


Abb. 7.9: Eigenspannungen (längs) von gestrahlten WeBi-Proben nach einer Belastung mit $M_B = 7500 \text{ Nmm}$ und $R = -1$: Experiment ($N = 0, 1, 10^7$) und FE-Simulationen

7.2.4 Mikroerbfaktor

Abbildung 7.10 zeigt die lokalen Normalspannungen in Zugrichtung, die sich für die experimentell bestimmten und in FE-Modellen simulierte Topografien (Abschnitt 6.3.4) unter einer Einheitslast ergeben, bzw. die lokalen Mikroerbfaktoren an der Oberfläche. Mittelwert und Standardabweichung des Mikroerbfaktors an der Oberfläche sowie die Tiefe, bei der der Mikroerbfaktor zur Hälfte abgeklungen ist, sind in Tabelle 7.2 zusammengefasst. Die ECM-Topografie wird als ideal glatt, d.h. der Mikroerbfaktor zu 1 angenommen.

Die Simulation der ECM-Topografie (Abb. 7.10a) zeigt nur leichte Spannungsschwankungen an der Oberfläche. In der Diagonalen von unten links nach oben rechts sind die Spannungen etwas niedriger. Das deutet darauf hin, dass die Probe beim 3D-Scan der Oberfläche leicht verdreht lag und die geometrische Kerbe nicht vollständig herausgerechnet werden konnte. Bei der polierten Oberfläche (Abb. 7.10b) ist die Spannungsüberhöhung aufgrund der Rotation der Probe bei der Bearbeitung zeilenförmig. Das gleiche Bild, stärker ausgeprägt, zeigt sich

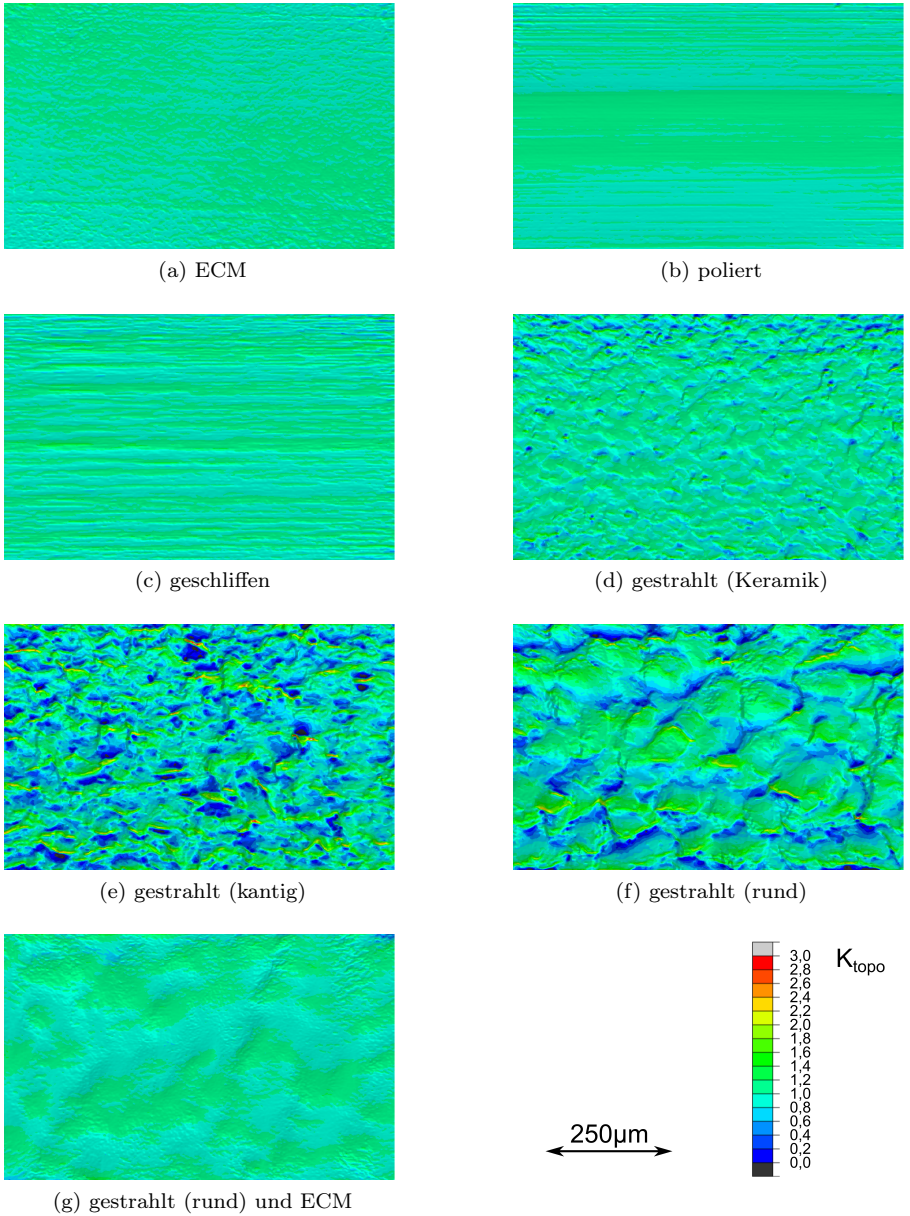


Abb. 7.10: Simulation der Spannungsüberhöhung an den Mikrokerben für die untersuchten Oberflächentopografien

bei der geschliffenen Oberfläche (Abb. 7.10c). Die Oberflächen mit den verschiedenen Strahlvarianten haben keine Richtungsabhängigkeit, sie sind isotrop. Bei den mit kantigem und mit rundem Strahlmittel gestrahlten Oberflächen (Abb. 7.10e, 7.10f) sind die Bereiche mit der geringsten und mit der größten Spannungsüberhöhung nicht kreisförmig um die Kugeleinschläge herum verteilt, sondern eher länglich in Querrichtung orientiert. Dies steht keinesfalls im Widerspruch zur Isotropie der Topografie, sondern lässt sich mit der anliegenden einachsigen Zugbeanspruchung erklären. Die Mikrokerben liegen bei den mit Keramikperlen und den mit kantigem Strahlmittel gestrahlten Oberflächen (Abb. 7.10d, 7.10e) nah beieinander. Die Topografie-Täler der mit rundem Strahlmittel gestrahlten Oberfläche sind weiter voneinander entfernt. Dieser Abstand ist auch bei der Oberfläche wiederzuerkennen, die nach dem Strahlen elektrochemisch poliert wurde (Abb. 7.10g). Durch das elektrochemische Polieren sind die Extrema der Topografie und folglich auch die Spannungsüberhöhung deutlich abgemildert. Während die Spannungsüberhöhung der mit Keramikperlen gestrahlten Oberfläche sehr gleichmäßig erscheint, finden sich bei den mit kantigem und rundem Strahlmittel gestrahlten Oberflächen einzelne Stellen besonders hoher Kerbwirkung.

Tab. 7.2: Mikrokerbfaktoren mit Standardabweichung und Eindringtiefe aus den FE-Topografiesimulationen

	$K_{\text{topo}}(x=0)$	$s[K_{\text{topo}}](x=0)$	$x_{K_{\text{topo}}} [\mu\text{m}]$
ECM	1,000	0,000	-
poliert	1,179	0,110	1,450
geschliffen	1,288	0,042	1,710
gestrahlt (Keramik)	1,615	0,142	1,250
gestrahlt (kantig)	2,809	0,435	1,920
gestrahlt (rund)	2,302	0,402	2,220
gestrahlt (rund) und ECM	1,168	0,085	5,170

7.3 Berechnung der Überlebenswahrscheinlichkeit

In diesem Abschnitt werden für jeden Zustand für eine Reihe von Nennlasten die Überlebenswahrscheinlichkeiten gezeigt, die abhängig von der verwendeten Mehrachsigkeitshypothese berechnet werden. Die lokalen Überlebenswahrscheinlichkeiten werden beispielhaft für das Dang Van-Kriterium (DV) bei einer

(Gesamt-)Überlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\dot{U},\text{ges}} = 50\%$ dargestellt. Eine tabellarische Übersicht zu den rechnerischen mittleren Dauerfestigkeiten inklusive Angaben zu den relativen Abweichungen von den entsprechenden experimentellen Werten ist für alle drei verwendeten Mehrachsigkeitshypothesen im Anhang 10.4 ergänzt.

Kt2-Proben

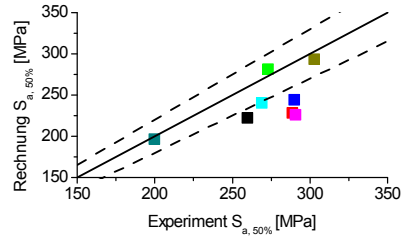
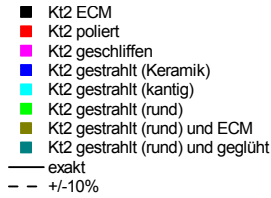
Die rechnerische Dauerfestigkeit der ECM-bearbeiteten Kt2-Proben, die mit dem Spannungsverhältnis $R = -1$ geprüft wurden, stimmt für alle Mehrachsigkeitshypothesen mit der experimentell ermittelten Dauerfestigkeit überein, da mit diesem Versuch das Bezugsvolumen v_0 bestimmt wurde (Abschnitt 7.2.1).

Für die Kt2-Proben, die mit $R = 0,1$ geprüft wurden, sind in Abbildung 7.11 die rechnerischen mittleren Dauerfestigkeiten den experimentellen Werten gegenübergestellt. Für die GEH (Abb. 7.11a) und die KE-V (Abb. 7.11b) zeigt sich das gleiche Bild: die rechnerische Dauerfestigkeit der mit rundem Strahlmittel gestrahlten, der gestrahlten und elektrochemisch polierten und der gestrahlten und geglühten Proben bewegt sich im Bereich von $\pm 10\%$ um die experimentell bestimmte Dauerfestigkeit. Die übrigen rechnerischen Dauerfestigkeiten liegen mehr als 10% zu niedrig, d.h. die Rechnung ist konservativ.

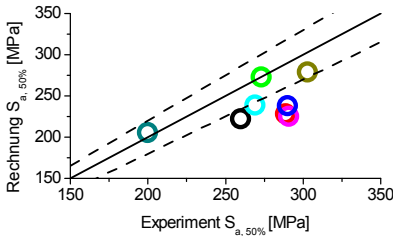
Mit DV ergeben sich geringere Abweichungen zwischen Rechnung und Experiment. Die Dauerfestigkeit wird für die mit rundem Strahlmittel gestrahlten und die gestrahlten und geglühten Proben etwas mehr als 10% überschätzt. Die Dauerfestigkeiten der ECM-bearbeiteten Proben, der mit Keramikperlen bzw. mit kantigem Strahlmittel gestrahlten Proben und der gestrahlten und elektrochemisch polierten Proben liegen höchstens $\pm 10\%$ von den experimentell ermittelten Dauerfestigkeiten entfernt.

Bei allen drei Mehrachsigkeitshypothesen wird besonders bei den polierten und den geschliffenen Proben die Dauerfestigkeit unterschätzt. Die rechnerischen Dauerfestigkeiten dieser beiden Zustände sind kaum höher als die berechnete Dauerfestigkeit der ECM-bearbeiteten Proben. Anscheinend haben die oberflächennahen Eigenspannungen der polierten und der geschliffenen Proben nur einen sehr geringen Einfluss auf die berechnete Dauerfestigkeit.

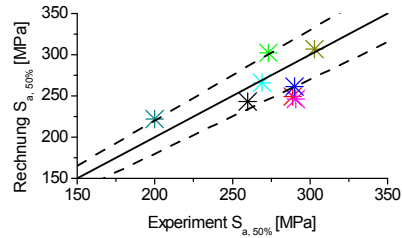
Die Streuungen der rechnerischen und experimentell ermittelten Dauerfestigkeiten lassen sich anhand von Abbildung 7.12 vergleichen, wo die berechneten (Gesamt-)Überlebenswahrscheinlichkeiten über der Nennspannung aufgetragen sind. Auf der rechten Seite der Teilabbildung sind jeweils die elementweisen Überlebenswahrscheinlichkeiten $P_{\dot{U},i}$ im Kerbgrund dargestellt. Die element-



(a) GEH



(b) KE-V



(c) DV

Abb. 7.11: Vergleich der rechnerischen und der experimentellen Dauerfestigkeiten der Kt2-Proben ($R = 0,1$)

weisen Überlebenswahrscheinlichkeiten zeigen, an welcher Stelle Rissinitiierung wahrscheinlich ist. Experimentell wurde Rissinitiierung ausschließlich an der Oberfläche beobachtet (Abschnitt 5.2).

Bei den ECM-bearbeiteten Proben, die mit $R = -1$ geprüft wurden, ergeben sich für die drei Mehrachsigkeitshypothesen die gleichen Überlebenswahrscheinlichkeiten (Abb. 7.12a links). Die rechnerische Streuung ist etwas geringer als im Experiment ermittelt. Für $R = 0,1$ sind die Berechnungspunkte von GEH und KE-V nahezu deckungsgleich. Die Kurven aller drei Mehrachsigkeitshypothesen verlaufen etwa parallel zur experimentell ermittelten Kurve. Die Ergebnisse, die mit DV berechnet wurden, liegen ungefähr mittig zwischen den Ergebnissen, die mit GEH bzw. KE-V berechnet wurden, und den experimentellen Ergebnissen. Ab einer Nennspannung von $S_a = 240$ MPa wurde für die Berechnung der simulierte umgelagerte Eigenspannungszustand verwendet (Abschnitt 7.2.3). Im elastischen Bereich wurde eine Abtastrate von 5 MPa gewählt, im plastischen Bereich 10 MPa. Die rechnerische mittlere Dauerfestigkeit wird durch die Berücksichtigung der umgelagerten Eigenspannungen bei der GEH und KE-V nicht beeinflusst, da bei $S_a = 240$ MPa die berechnete Überlebenswahrscheinlichkeit

bereits unterhalb 50 % liegt. Bei DV ist höchstens ein geringer Einfluss möglich, hier liegt bei $S_a = 240$ MPa die berechnete Überlebenswahrscheinlichkeit wenig oberhalb von 50 %. Rechnerisch tritt also Versagen auf, bevor es zu Eigenspannungsumlagerung kommen kann. Der rechte Teil von Abbildung 7.12a zeigt, dass die geringsten Überlebenswahrscheinlichkeiten wie zu erwarten unmittelbar im Kerbgrund vorhergesagt werden.

Ganz ähnlich stellt sich die Situation für die polierten Proben dar (Abb. 7.12b). GEH und KE-V führen zu fast identischen Ergebnissen, mit DV werden bei gleichen Nennspannungen höhere Überlebenswahrscheinlichkeiten berechnet. Die rechnerischen Ergebnisse der polierten Proben unterscheiden sich wenig von den entsprechenden Ergebnissen der ECM-bearbeiteten Proben. Allerdings sind die experimentellen Ergebnisse bei den polierten Proben im Vergleich zu den ECM-bearbeiteten Proben zu höheren Nennspannungen verschoben. Die elementweisen Überlebenswahrscheinlichkeiten, die mit DV berechnet wurden, sind unmittelbar an der Oberfläche etwas geringer als bei den ECM-bearbeiteten Proben (Abb. 7.12b rechts). Hier zeigt sich die Mikrokerbwirkung der schwach ausgeprägten Topografie. Im Abstand von etwa 5 – 10 μm von der Oberfläche ist die Überlebenswahrscheinlichkeit dafür höher. Hier liegen noch geringe Druckeigenspannungen vor (Abb. 7.3a).

Bei den geschliffenen Proben werden mit DV mögliche Orte der Rissinitiierung fast ausschließlich einige Mikrometer unterhalb der Oberfläche vorhergesagt (Abb. 7.12c). Diese leichte Verschiebung weg von der Oberfläche wirkt sich kaum auf die Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeiten aus. Die relativ große Streuung der experimentell ermittelten Dauerfestigkeit wird von den rechnerischen Ergebnissen nicht wiedergegeben.

Für die mit Keramikperlen gestrahlten Proben führen GEH und KE-V erstmals zu sichtbar verschiedenen Ergebnissen (Abb. 7.12d). Die berechneten Überlebenswahrscheinlichkeiten sind für die KE-V geringer als für die GEH, für DV wieder höher. Versagen wird ausschließlich für einen Bereich von ca. 30–120 μm unterhalb der Oberfläche erwartet. Die Oberfläche wird offensichtlich ausreichend durch die vorhandenen Druckeigenspannungen geschützt.

Bei den mit kantigem Strahlmittel gestrahlten Proben weicht der Verlauf der berechneten Überlebenswahrscheinlichkeit in seiner Form vom Verlauf der experimentell ermittelten Überlebenswahrscheinlichkeit ab (Abb. 7.12e). Die rechnerische Überlebenswahrscheinlichkeit nimmt mit steigender Nennspannung zunächst langsam ab. Die Steigung nimmt bei $P_{\ddot{u},\text{ges}} \approx 80\text{..}60\%$ zu. Im Bereich niedriger Überlebenswahrscheinlichkeiten ist die Steigung nur noch weniger als die Steigung der experimentell ermittelten Dauerfestigkeit. Qualitativ zeigt sich dieses Verhalten für alle drei Mehrachsigkeitshypothesen, ist aber

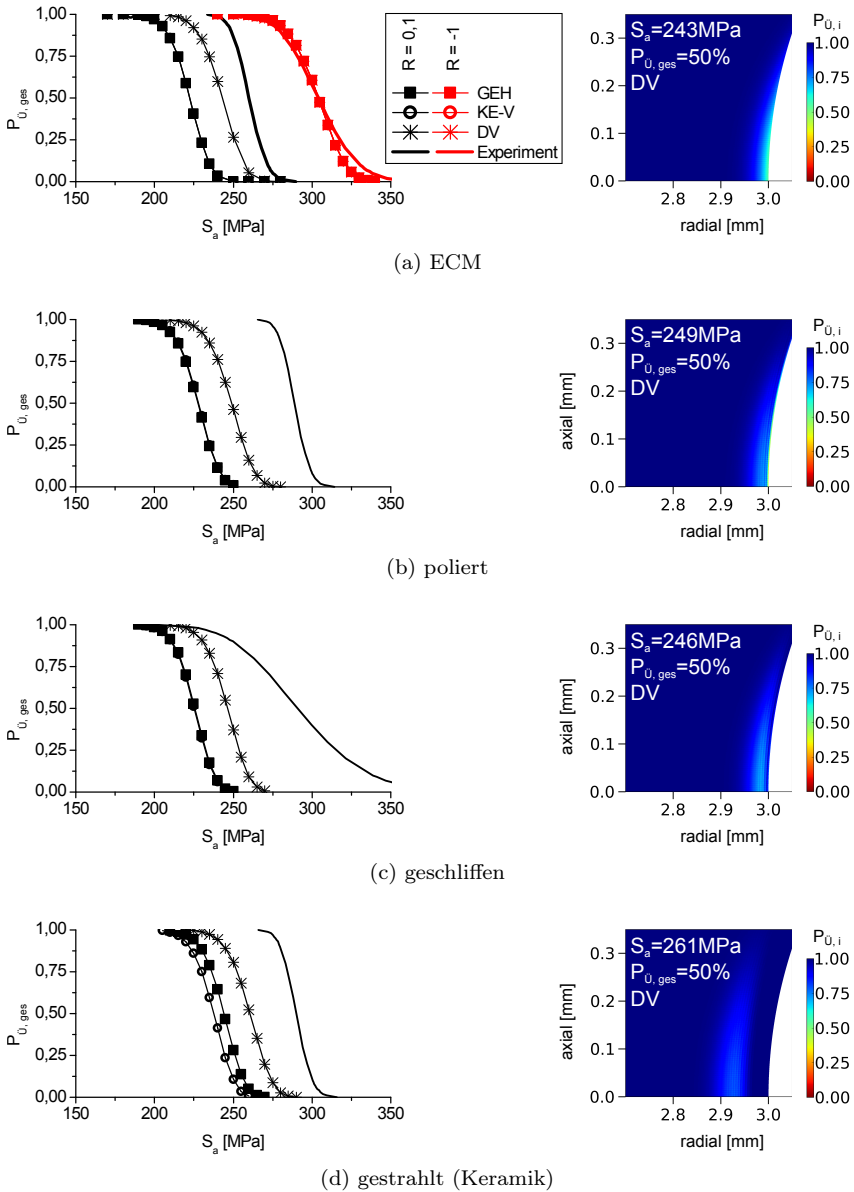
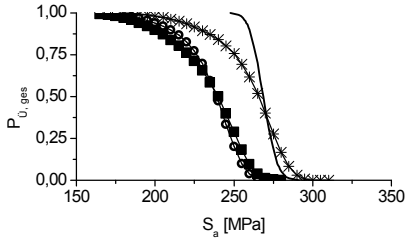
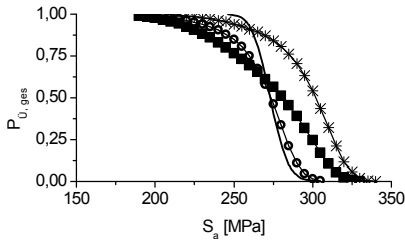
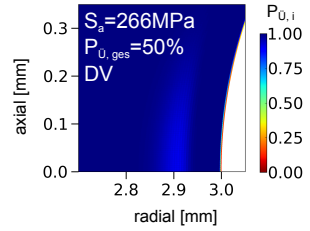


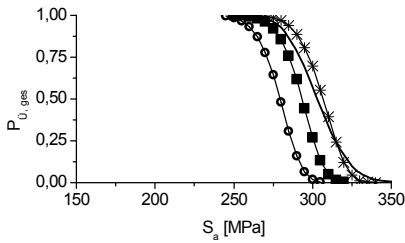
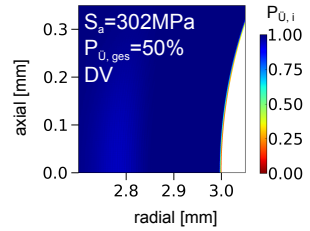
Abb. 7.12: Gesamt-Überlebenswahrscheinlichkeit (linke Spalte) und lokale Überlebenswahrscheinlichkeit für $P_{U,ges} = 50\%$ berechnet mit DV (rechte Spalte) von Kt2-Proben



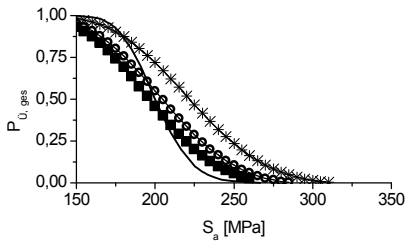
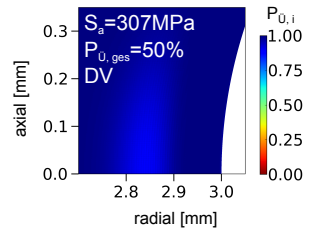
(e) gestrahlt (kantig)



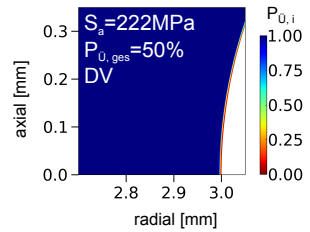
(f) gestrahlt (rund)



(g) gestrahlt (rund) und ECM



(h) gestrahlt (rund) und geölt



unterschiedlich stark ausgeprägt. Die elementweisen Überlebenswahrscheinlichkeiten sind unmittelbar an der Oberfläche sehr gering. In einer Tiefe von etwa $100\ \mu\text{m}$ ist ein größerer Bereich, in dem Rissinitiierung als möglich vorhergesagt wird.

Die Ergebnisse der mit rundem Strahlmittel gestrahlten Proben (Abb. 7.12f) sind qualitativ gleich. An diesem Fall sollen die Ursache für den Verlauf der berechneten Überlebenswahrscheinlichkeiten untersucht und beispielhaft die lokalen Überlebenswahrscheinlichkeiten der verschiedenen Mehrachsigkeitshypothesen verglichen werden. Dazu sind in Abbildung 7.13 die lokalen Überlebenswahrscheinlichkeiten bei den Nennspannungen, die zu einer rechnerischen Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit $P_{\ddot{U},\text{ges}} = 90, 50$ bzw. 10% führen, einander gegenübergestellt. Für alle drei Mehrachsigkeitshypothesen geht bei $P_{\ddot{U},\text{ges}} = 90\%$

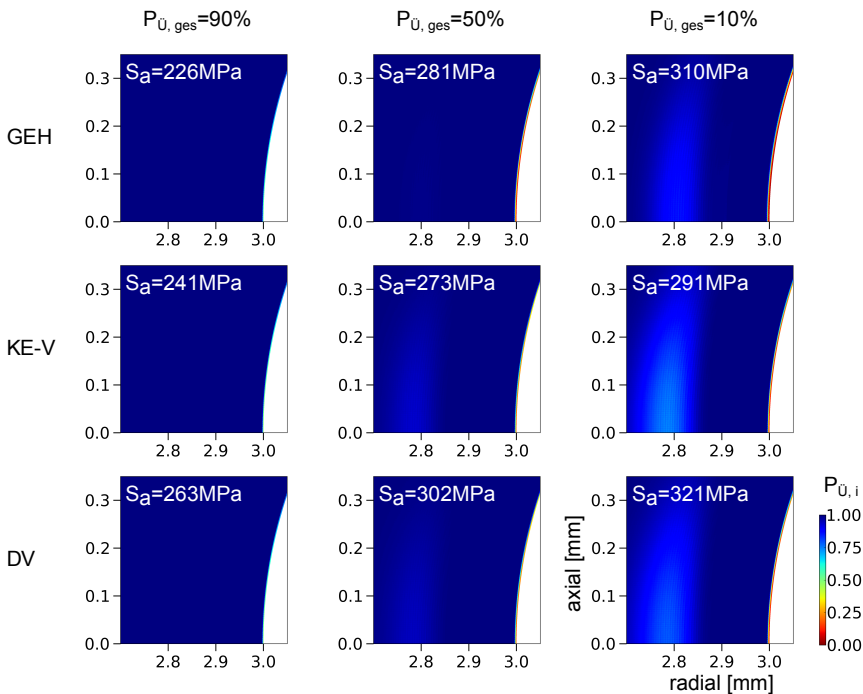


Abb. 7.13: Vergleich der lokalen Überlebenswahrscheinlichkeiten der mit rundem Strahlmittel gestrahlten Kt2-Proben für die drei Mehrachsigkeitshypothesen GEH, KE-V und DV bei $P_{\ddot{U},\text{ges}} = 90, 50$ und 10%

das Risiko einer Rissinitiierung nur von dem oberflächennahen Bereich aus. Bei $P_{\ddot{U},\text{ges}} = 50\%$ zeigt sich für die KE-V und DV ein Bereich etwa $200\ \mu\text{m}$ unter der Oberfläche, an dem ebenfalls Risse initiiert werden können. Für die GEH ist in Abbildung 7.13 ein solcher Bereich erst bei $P_{\ddot{U},\text{ges}} = 10\%$ zu erkennen. Ob die Überlebenswahrscheinlichkeit vom oberflächennahen Bereich oder vom Volumen bestimmt wird, d.h. ob Rissinitiierung an oder unter der Oberfläche wahrscheinlicher ist, kann auch quantitativ beschrieben werden. Dazu wird die Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit aus allen Elementen mit einem Oberflächenabstand von $x \leq 10\ \mu\text{m}$ („Überlebenswahrscheinlichkeit nahe der Oberfläche“, $P_{\ddot{U},\text{A,ges}}$) bzw. aus allen Elementen mit $x > 10\ \mu\text{m}$ („Überlebenswahrscheinlichkeit des Volumens“, $P_{\ddot{U},\text{V,ges}}$) berechnet. Es gilt $P_{\ddot{U},\text{ges}} = P_{\ddot{U},\text{A,ges}} \cdot P_{\ddot{U},\text{V,ges}}$, siehe auch Gleichung 2.25. Die Überlebenswahrscheinlichkeiten nahe der Oberfläche und im Volumen sind in Tabelle 7.3 zusammengestellt.

Tab. 7.3: Überlebenswahrscheinlichkeit nahe der Oberfläche (Oberflächenabstand $x \leq 10\ \mu\text{m}$) und im Volumen (Oberflächenabstand $x > 10\ \mu\text{m}$) der mit rundem Strahlmittel gestrahlten Kt2-Proben

	$P_{\ddot{U},\text{ges}} = 90\%$	$P_{\ddot{U},\text{ges}} = 50\%$	$P_{\ddot{U},\text{ges}} = 10\%$
GEH	$P_{\ddot{U},\text{A,ges}} = 90,1\%$	$P_{\ddot{U},\text{A,ges}} = 52,5\%$	$P_{\ddot{U},\text{A,ges}} = 29,5\%$
	$P_{\ddot{U},\text{V,ges}} = 100,0\%$	$P_{\ddot{U},\text{V,ges}} = 95,3\%$	$P_{\ddot{U},\text{V,ges}} = 35,4\%$
KE-V	$P_{\ddot{U},\text{A,ges}} = 90,2\%$	$P_{\ddot{U},\text{A,ges}} = 73,2\%$	$P_{\ddot{U},\text{A,ges}} = 60,5\%$
	$P_{\ddot{U},\text{V,ges}} = 99,8\%$	$P_{\ddot{U},\text{V,ges}} = 69,9\%$	$P_{\ddot{U},\text{V,ges}} = 15,8\%$
DV	$P_{\ddot{U},\text{A,ges}} = 90,0\%$	$P_{\ddot{U},\text{A,ges}} = 70,1\%$	$P_{\ddot{U},\text{A,ges}} = 57,3\%$
	$P_{\ddot{U},\text{V,ges}} = 100,0\%$	$P_{\ddot{U},\text{V,ges}} = 71,6\%$	$P_{\ddot{U},\text{V,ges}} = 18,1\%$

Mit zunehmender Nennspannung beeinflusst der Bereich unter der Oberfläche immer mehr die Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit. Bei der KE-V und DV sind bei $P_{\ddot{U},\text{ges}} = 50\%$ Oberfläche und Volumen gleichermaßen gefährdet, bei der GEH erst bei noch geringeren Überlebenswahrscheinlichkeiten bzw. höheren Nennspannungen. Anschaulich bedeutet das z.B. für die Berechnung mit DV folgendes: werden zehn Proben mit $S_a = 263\ \text{MPa} = S_{D,90\%}$ geprüft, wird wahrscheinlich an einer Probe ein Riss an der Oberfläche initiiert und die übrigen neun Proben versagen nicht. Werden zehn Proben mit $S_a = 302\ \text{MPa} = S_{D,50\%}$ geprüft, versagen fünf der Proben – etwa die Hälfte davon durch Rissinitiierung an der Oberfläche, die andere Hälfte durch Rissinitiierung im Volumen. Auf dem Horizont $S_a = 321\ \text{MPa} = S_{D,10\%}$ versagen wahrscheinlich neun von zehn Proben, die meisten davon durch Risse, die im Volumen initiiert wurden. Rechnerisch treten bei den mit rundem Strahlmittel gestrahlten Proben also zwei Versagensmechanismen auf, die bei unterschiedlich hohen Nennspannungen

relevant werden. Der anfänglich flache Abfall der Überlebenswahrscheinlichkeit mit der Nennspannung in Abbildung 7.12f kann dabei auf Rissinitiierung zurückgeführt werden, die ausschließlich nahe der Oberfläche erwartet wird. Erst wenn die elementweisen Überlebenswahrscheinlichkeiten im Bereich von rund 200 μm Tiefe deutlich sinken, nimmt die Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit mit der Nennspannung stärker ab.

Bei den mit rundem Strahlmittel gestrahlten und elektrochemisch polierten Proben zeigt sich wieder der gewohnte Verlauf der berechneten Überlebenswahrscheinlichkeit (Abb. 7.12g). Während bei den mit rundem Strahlmittel gestrahlten Proben ohne einen weiteren Fertigungsschritt rechnerisch Versagen an oder unter der Oberfläche auftreten kann, wird hier Versagen fast ausschließlich unterhalb der Oberfläche erwartet, weil die Oberfläche mit geringerem Mikrokerbeinfluss weniger stark beansprucht wird.

Bei den mit rundem Strahlmittel gestrahlten und geglühten Proben (Abb. 7.12h) verhält es sich genau andersherum. Der Mikrokerbfaktor ist so ausgeprägt wie bei den mit rundem Strahlmittel gestrahlten Proben. Die Oberfläche wird durch die geringeren Druckeigenspannungen aber weniger geschützt. Damit nimmt die Überlebenswahrscheinlichkeit an der Oberfläche bereits bei deutlich geringeren Nennspannungen ab als die Überlebenswahrscheinlichkeit im Bereich unterhalb der Oberfläche. Rissinitiierung wird folglich nur direkt an der Oberfläche vorhergesagt. Die Streuung der rechnerischen Dauerfestigkeit ist deutlich größer als bei den anderen Kt2-Proben. Diese erhöhte Streuung zeigt sich auch in der experimentell ermittelten Dauerfestigkeit.

Kt1,5-Proben

Bei den Kt1,5-Proben ist die experimentelle mittlere Dauerfestigkeit der polierten und der mit rundem Strahlmittel gestrahlten Proben etwa gleich, die der mit rundem Strahlmittel gestrahlten und geglühten Proben liegt deutlich darunter. Das ergeben auch die Rechnungen, unabhängig von der Mehrachsigkeitshypothese, wie in Abbildung 7.14 dargestellt. Mit der GEH (Abb. 7.14a) und KE-V (Abb. 7.14b) wird die mittlere Dauerfestigkeit unterschätzt, wie es tendenziell auch bei den Kt2-Proben der Fall ist (Abb. 7.11a, 7.11b). Mit DV weichen die rechnerischen mittleren Dauerfestigkeiten weniger als $\pm 10\%$ von den experimentellen Ergebnissen ab.

Die (Gesamt-)Überlebenswahrscheinlichkeit ist in Abbildung 7.15 über der Nennspannung aufgetragen. Daneben sind wieder die lokalen Überlebenswahrscheinlichkeiten im Kerbgrund gezeigt, die mit DV bei der Nennspannung berechnet werden, die zu $P_{\ddot{U},\text{ges}} = 50\%$ führen. Die berechneten Streuungen

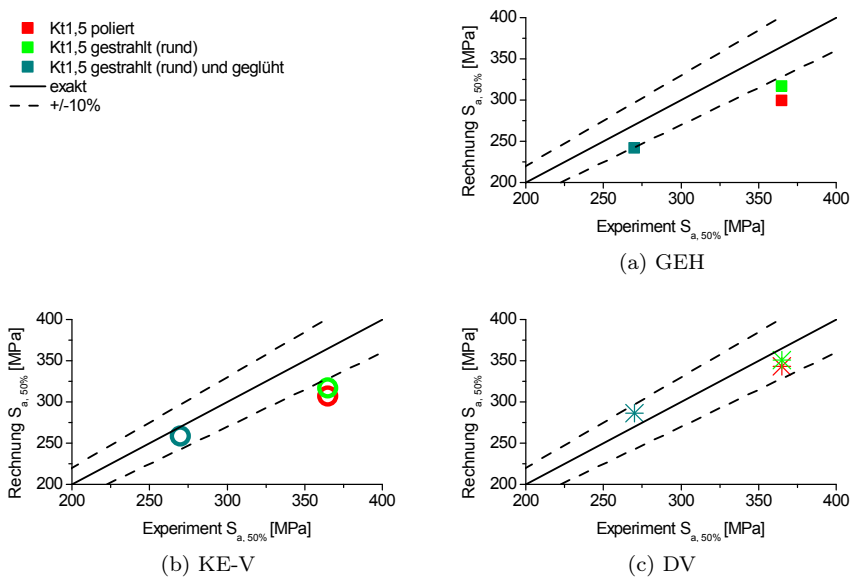
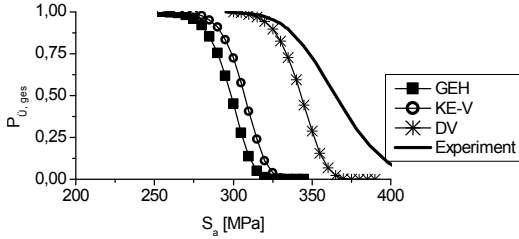


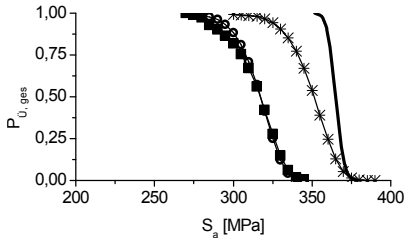
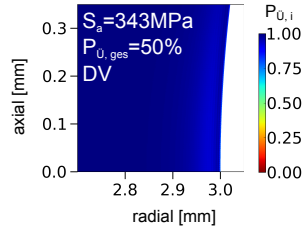
Abb. 7.14: Vergleich der rechnerischen und der experimentellen Dauerfestigkeiten der Kt1,5-Proben ($R = 0,1$)

unterscheiden sich zwar von Zustand zu Zustand, sind aber jeweils für alle drei Mehrachsigkeitshypothesen ähnlich.

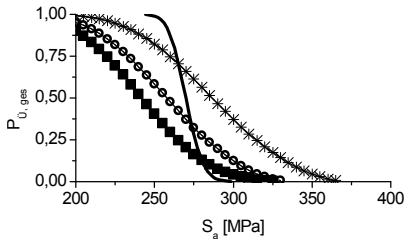
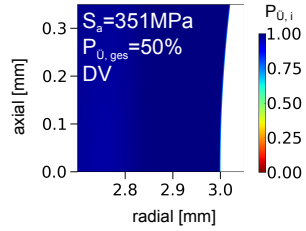
Für die polierten Kt1,5-Proben wird die Streuung etwas unterschätzt (Abb. 7.15a). Rissinitiierung wird direkt an oder wenige Mikrometer unter der Oberfläche vorhergesagt. Bei den mit rundem Strahlmittel gestrahlten Kt1,5-Proben ist die Streuung der rechnerischen Dauerfestigkeit etwas größer als die sehr geringe experimentelle Streuung (Abb. 7.15b). Für den Verlauf der Überlebenswahrscheinlichkeit, die mit der GEH berechnet wurde, deutet sich das gleiche Verhalten wie bei den entsprechenden Kt2-Proben (Abb. 7.12f) an: die Überlebenswahrscheinlichkeit fällt zunächst nur langsam mit steigender Nennspannung ab, wobei sich der Verlauf ab $P_{\dot{U},\text{ges}} \approx 70\%$ an die Kurve annähert, die mit der KE-V berechnet wurde. Dieser Effekt ist hier jedoch deutlich schwächer ausgeprägt als bei den Kt2-Proben. Rissinitiierung wird an der Oberfläche oder in einem Bereich im Abstand $x > 200\ \mu\text{m}$ erwartet. Bei den gestrahlten und geglähten Kt1,5-Proben wird die Streuung der Dauerfestigkeit deutlich überschätzt (Abb. 7.15c). Rissinitiierung wird ausschließlich unmittelbar an der Oberfläche vorhergesagt.



(a) poliert



(b) gestrahlt (rund)



(c) gestrahlt (rund) und gegläht

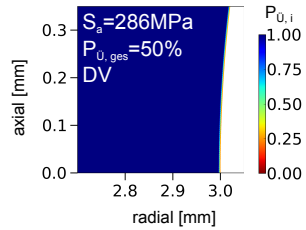


Abb. 7.15: Gesamt-Überlebenswahrscheinlichkeit (links) und lokale Überlebenswahrscheinlichkeit für $P_{U,ges} = 50\%$ berechnet mit DV (rechts) von Kt1,5-Proben

WeBi-Proben

Die berechneten und experimentellen mittleren Dauerfestigkeiten der WeBi-Proben sind in Abbildung 7.16 gezeigt. Die Dauerfestigkeit wird für alle Zustände und mit allen Mehrachsigkeitshypothesen unterschätzt. Die rechnerische Dauerfestigkeit der polierten Proben wird mit der KE-V und DV um $\leq 10\%$ unterschätzt, mit der GEH etwas mehr. Für die gestrahlten Proben wird mit allen drei Mehrachsigkeitshypothesen eine geringere Dauerfestigkeit berechnet als für die polierten Proben, obwohl experimentell kein Unterschied in der Dauerfestigkeit festgestellt wurde. Für die gestrahlten und geglähten Proben werden nochmals deutlich geringere Dauerfestigkeiten berechnet als für die gestrahlten Proben, wie es aufgrund der geringeren Eigenspannungen bei gleicher Topografie zu erwarten ist. Die Dauerfestigkeit wird hier deutlich unterschätzt. Wie bei den beiden anderen Probengeometrien werden mit DV tendenziell höhere Dauerfestigkeiten berechnet als mit GEH oder KE-V und die Abweichung zwischen rechnerischer und experimenteller Dauerfestigkeit ist für DV am geringsten.

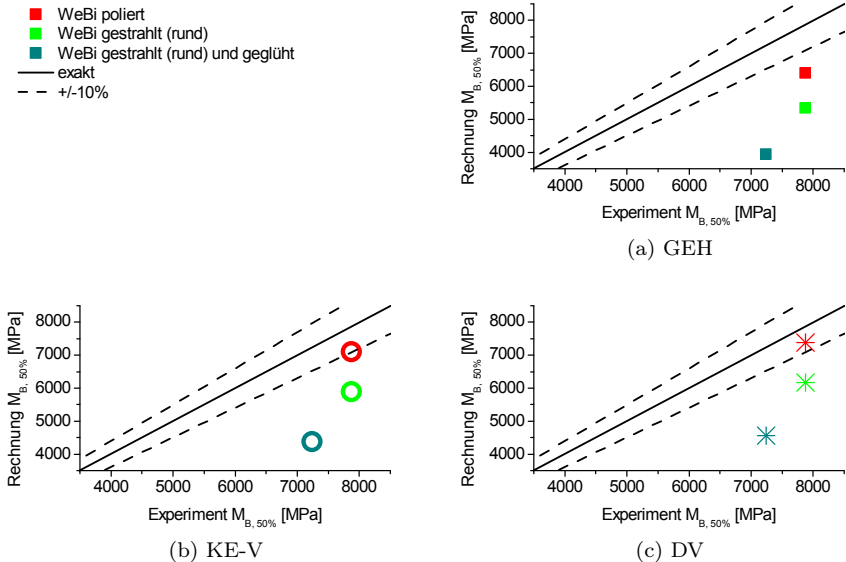
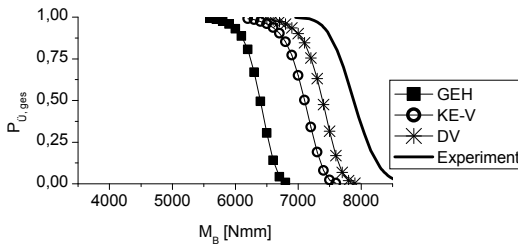
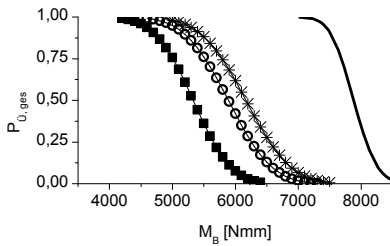
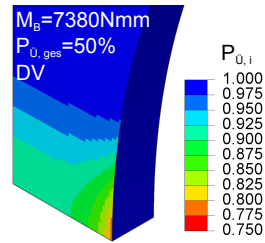


Abb. 7.16: Vergleich der rechnerischen und der experimentellen Dauerfestigkeiten der WeBi-Proben ($R = -1$)

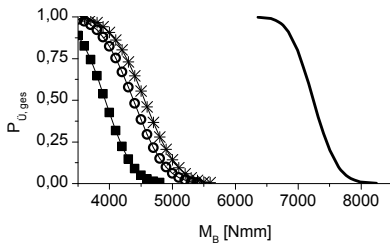
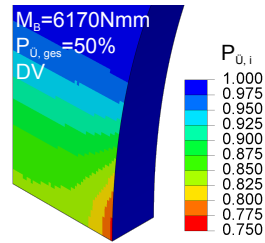
Die rechnerische Dauerfestigkeit streut für alle drei Mehrachsigkeitshypothesen für die gestrahlten sowie für die gestrahlten und geglähten Proben mehr als die experimentelle Dauerfestigkeit (Abb. 7.17b, 7.17c), dagegen stimmen die rechnerischen Streuungen für die polierten Proben mit der experimentellen Streuung ungefähr überein (Abb. 7.17a). Die Kurven der berechneten Überlebenswahrscheinlichkeiten der drei Mehrachsigkeitshypothesen verlaufen jeweils etwa parallel.



(a) poliert



(b) gestrahlt (rund)



(c) gestrahlt (rund) und gegläht

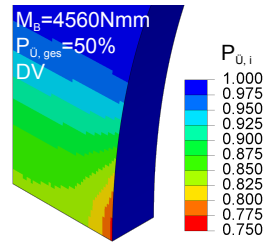


Abb. 7.17: Gesamt-Überlebenswahrscheinlichkeit (links) und lokale Überlebenswahrscheinlichkeit für $P_{U,ges} = 50\%$ berechnet mit DV (rechts) von WeBi-Proben

Die lokalen Überlebenswahrscheinlichkeiten $P_{\ddot{U},i}$ bei einer Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit von $P_{\ddot{U},\text{ges}} = 50\%$ nehmen für DV keine Werte unter 75% an. Im Vergleich zu den Kerbproben ist die lokale Überlebenswahrscheinlichkeit also insgesamt tendenziell größer, ebenso aber auch der gefährdete Bereich bzw. das hochbeanspruchte Volumen. Mit den Rechnungen mit DV wird bei $P_{\ddot{U},\text{ges}} = 50\%$ für alle Zustände Rissinitiierung an der Oberfläche vorhergesagt (Abb. 7.17).

8 Diskussion

In diesem Kapitel werden zunächst die experimentellen Ergebnisse erörtert. Im zweiten Teil des Kapitels werden die Ergebnisse, die mit dem erweiterten Konzept der lokalen Dauerfestigkeit gewonnen wurden, sowie das Modell selbst diskutiert.

8.1 Experimentelle Ergebnisse

Die unterschiedlichen Topografien, Eigenspannungs- und Verfestigungszustände der hier geprüften Proben führen zu signifikant unterschiedlichen Dauerfestigkeiten. Bei den Kt2-Proben nimmt die Dauerfestigkeit Nennspannungswerte zwischen $S_a = 200$ MPa (gestrahlte und geglähte Proben) und 303 MPa (gestrahlte und elektrochemisch polierte Proben) an. Die unterschiedlichen Oberflächenzustände, vereinfachend charakterisiert über die Rauheit R_z und die axialen Eigenspannungen an der Oberfläche, und die damit erreichten Dauerfestigkeiten sind für die Kt2-Proben in Abbildung 8.1 visualisiert.

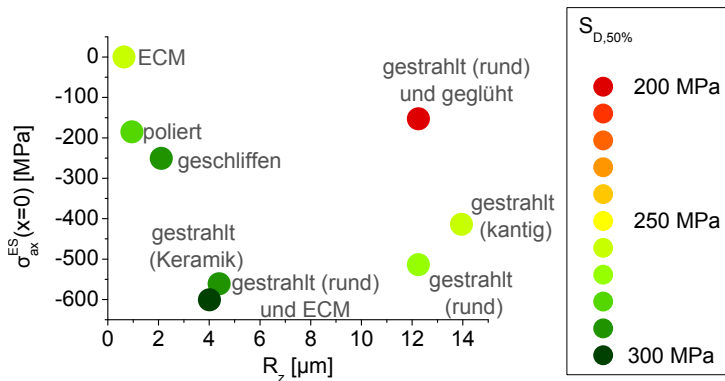


Abb. 8.1: Mittlere Dauerfestigkeit der Kt2-Proben ($R = 0,1$) in Abhängigkeit von der Rauheit und den axialen Eigenspannungen an der Oberfläche

Die Wöhlerversuche zeigen wie erwartet, dass sich eine raue Topografie negativ auf die Dauerfestigkeit auswirkt. Die Einflüsse von Eigenspannungen und Verfestigung lassen sich bei einer qualitativen Betrachtung nicht trennen, da bei den Proben mit Druckeigenspannungen auch immer die Halbwertsbreite erhöht ist, und zwar umso mehr, je höher die Druckeigenspannungen sind. Liegen Druckeigenspannungen und eine erhöhte Halbwertsbreite vor, steigt die Dauerfestigkeit deutlich. Das zeigt sich im Vergleich der mit rundem Strahlmittel gestrahlten und der gestrahlten und geglähten Proben aller untersuchten Geometrien. Rissinitiierung wurde ausschließlich an der Oberfläche festgestellt (Abschnitt 5.2). Entsprechend ist hier für die Wirkung der Eigenspannungen der Oberflächenwert ausschlaggebend, nicht die Eindringtiefe. Dies zeigt sich z.B. im Vergleich zwischen den mit kantigem und den mit rundem Strahlmittel gestrahlten Kt2-Proben, die ähnliche Rauheitswerte und Oberflächenwerte der Eigenspannungen und Halbwertsbreite haben und nur geringe Unterschiede in der Topografie – charakterisiert durch R_z , durch einen Oberflächenfaktor nach FKM-Richtlinie [40], Leitfaden [67] oder Liu [44] oder durch den Mikrokerbfaktor – aufweisen. Obwohl die Eigenspannungen und Halbwertsbreite der mit kantigem Strahlmittel gestrahlten Proben eine geringere Eindringtiefe haben als die Eigenspannungen der mit rundem Strahlmittel gestrahlten Proben, ist die Dauerfestigkeit fast genauso hoch. Die Eigenspannungen der polierten Proben beschränken sich auf die ersten Mikrometer, die Lastspannungen sind unterhalb des Wirkungsbereichs der Druckeigenspannungen also noch kaum vermindert. Trotz dieser äußerst geringen Eindringtiefe ist die Dauerfestigkeit der polierten Kt2-Proben höher als die der ECM-bearbeiteten Kt2-Proben. Offensichtlich kommt der Oberfläche auch ohne den Einfluss einer rauen Oberflächentopografie eine große Bedeutung zu, die sich nicht allein damit begründen lässt, dass die Lastspannung oberflächennah höher ist.

Der negative Einfluss einer rauen Topografie und der positive Einfluss von Eigenspannungen und Verfestigung können sich gegenseitig aufheben. Das zeigt sich im Vergleich der polierten und der gestrahlten Proben für alle hier geprüften Probengeometrien. Folglich ist es für die Auslegung unbedingt erforderlich, alle diese Randschichteigenschaften mit einzubeziehen. Die Frage, ob die Rauheit oder die Eigenspannungen für die Schwingfestigkeit entscheidender ist, lässt sich nicht pauschal beantworten. Ob sich Unterschiede in der Schwingfestigkeit hauptsächlich mit Unterschieden in der Rauheit oder mit unterschiedlichen Eigenspannungszuständen erklären lassen, hängt wesentlich damit zusammen, in welchem Bereich sich die Rauheiten und Eigenspannungen bewegen [A5]. Die mit rundem Strahlmittel gestrahlten und die gestrahlten und elektrochemisch polierten Kt2-Proben unterscheiden sich vor allem in der Topografie. Der Unterschied in der dauerhaft ertragbaren Nennspannungsamplitude von $\Delta S_{D,50\%} = 30 \text{ MPa}$ ist also hauptsächlich auf den Topografieunterschied zu-

rückzuführen. Auch bei den gestrahlten und geglühten und den geschliffenen Kt2-Proben besteht der Unterschied vor allem in der Topografie. Der Unterschied in der dauerhaft ertragbaren Nennspannungsamplitude ist hier noch größer und beträgt $\Delta S_{D,50\%} = 91 \text{ MPa}$. Diese beiden Vergleiche zeigen eindrücklich den Einfluss der Topografie. In der industriellen Praxis sind solche drastischen topografiebedingten Unterschiede aber nicht zu erwarten, da die Rauheit an mittel- und hochfesten Werkstoffen in der Regel nicht in einem so großen Bereich ($R_z = 2 \dots 12 \mu\text{m}$) variiert wird.

Bei dieser Diskussion der Randschichtefflüsse und bei der Modellierung wurden Fertigungsfehler nicht betrachtet. Solche Fehler können Rückstände von der Schleifscheibe sein, die in die Oberfläche eingedrückt sind (Abschnitt 5.2, Abb. 5.6a). Bis auf die ECM-bearbeiteten Proben wurden alle Proben geschliffen. Falls diese Teilchen die Dauerfestigkeit beeinträchtigen, ist mit diesem Effekt bei allen bis auf die ECM-bearbeiteten Proben gleichermaßen zu rechnen. Bei den mit Keramikperlen gestrahlten Proben wurden mutmaßlich implantierte Strahlmittelpartikel (Abb. 5.5) gefunden. Ob diese Teilchen die Dauerfestigkeit herabgesetzt haben oder nur zufällig auch in der Nähe des Rissinitiierungsortes sind, ist unklar. Die Fertigung kann unter Umständen auch die Geometrie der Proben verfälschen. Während mit Schleifen und Polieren Geometrien mit hoher Maßhaltigkeit hergestellt werden können und bei den verschiedenen Strahlverfahren vorwiegend die Mikrogeometrie verändert wird, ist die Geometrie durch den ECM-Prozess nicht exakt einstellbar. Dies betrifft in geringerem Maße auch die gestrahlten und elektrochemisch polierten Proben.

Unabhängig vom Randschichtzustand und von der Höhe der Dauerfestigkeit gilt, dass die ermittelten Streuspannen der Dauerfestigkeit keine reine Probenkennwerte sind, sondern auch von der Anzahl der geprüften Proben und dem Stufensprung der Horizonte abhängen. Wenn kein Mischhorizont geprüft wurde, wird die Streuspanne anhand des oberen Durchläufer- und des unteren Bruchhorizonts berechnet. Große rechnerische Streuspannen ergeben sich, wenn die beiden Horizonte weit auseinander liegen oder schlecht belegt sind. Insofern ist vor allem bei den Versuchen mit WeBi-Proben davon auszugehen, dass die wahre Streuung der Dauerfestigkeit eher kleiner ist als die ermittelte Streuung.

8.2 Modell

Die Dauerfestigkeiten der Kt2- und Kt1,5-Proben, die mit dem Dang Van-Kriterium (DV) berechnet wurden, stimmen im Allgemeinen gut mit den experimentell ermittelten Dauerfestigkeiten überein, mit der Gestaltänderungsenergie-Hypothese (GEH) und der Kritische-Ebene-Vergleichsspannung (KE-V) wird

die Dauerfestigkeit in den meisten Fällen unterschätzt (Abb. 7.11, 7.14, 7.16). Dies ist auch bei den ECM-bearbeiteten Kt2-Proben, die mit $R = 0,1$ belastet wurden, der Fall. Bei diesen Proben wirken weder Eigenspannungen, noch Verfestigung oder Mikrokerben. Damit liegt der Verdacht nahe, dass der entscheidende Unterschied zwischen GEH und KE-V auf der einen und DV auf der anderen Seite die Berücksichtigung der Mittelspannung ist. Während bei GEH und KE-V die Vergleichsmittelspannung bis auf das Vorzeichen analog zur Vergleichsspannungsamplitude gebildet wird, geht bei DV nur der hydrostatische Anteil der Mittelspannung ein. Verschiedene Veröffentlichungen, in denen die Vorhersagegüte von Vergleichsspannungshypothesen untersucht wird und die diesbezüglich zu sehr unterschiedlichen Schlussfolgerungen kommen (z.B. [126, 127, 128, 129]), machen allerdings deutlich, dass die Datenbasis dieser Arbeit nicht umfangreich genug ist, um eine allgemeine Aussage über die Treffsicherheit der hier verwendeten Vergleichsspannungshypothesen abzuleiten.

Die Wechselfestigkeit mit dem Bezugsvolumen wurde an ECM-bearbeiteten Kt2-Proben bestimmt. Wird das Modell mit diesen Werkstoffparametern auf die Kt1,5- und WeBi-Proben angewendet, ist die Vorhersagegüte für die polierten Kt1,5- und WeBi-Proben ähnlich der für die Kt2-Proben; tendenziell wird die Vorhersage weniger konservativ. Anscheinend ist das Modell mit den an Kt2-Proben bestimmten Kennwerten R_w^0 und v_0 im Rahmen der hier betrachteten Mehrachsigsgrade und Spannungsgradienten bzw. hochbeanspruchten Volumina übertragbar. Anders stellt sich die Situation bei den gestrahlten sowie den gestrahlten und geglühten Proben der drei Geometrien dar, die sich von den polierten Proben vor allem durch einen höheren Mikrokerbfaktor K_{topo} und eine größere Streuung der Differenz aus Beanspruchbarkeit und Beanspruchung RB an der Oberfläche (bedingt durch die große Streuung von K_{topo}) unterscheiden: mit größer werdendem hochbeanspruchten Volumen wird die Vorhersage der Dauerfestigkeit deutlich konservativer.

Abweichend zu den experimentellen Ergebnissen (Abschnitt 5.2) wird Rissinitiation bei den Kerbproben für die meisten Zustände vorwiegend für den Bereich unter der Oberfläche vorhergesagt (Abb. 7.12, 7.15, 7.17). Das führt dazu, dass die positive Wirkung von Eigenspannungen mit geringer Tiefenwirkung nicht ausreichend erfasst wird und die berechnete Dauerfestigkeit der polierten bzw. geschliffenen Kt2-Proben nicht signifikant oberhalb der der ECM-bearbeiteten Proben liegt.

Die Streuung der Dauerfestigkeit wird vom Modell nur teilweise richtig wiedergegeben. Abweichungen zwischen experimenteller und rechnerischer Streuung können verschiedene Gründe haben: entweder die Streuung der Randschichteigenschaften wird nicht richtig erfasst (Fehler bei den Eingangsdaten), der Versagensmechanismus oder die Wirkung der Streuung der Eingangsdaten auf

die Streuung der Überlebenswahrscheinlichkeit wird nicht richtig abgebildet (Fehler in der Modellierung), oder es gibt zusätzliche Streueinflüsse, die nicht erfasst werden. Bei den geschliffenen Kt2- und den polierten Kt1,5-Proben ist die experimentell ermittelte Streuung besonders hoch, die berechnete Streuung aber nicht (Abb. 7.12c, 7.15a). Bei den geschliffenen Proben deuten Frühausfälle (Abschnitt 5.2) darauf hin, dass hier Defekte einen zusätzlichen, nicht modellierten Streueinfluss darstellen. Eine hohe rechnerische Streuung ergibt sich, wenn die Überlebenswahrscheinlichkeit topografiebedingt von den oberflächennahen Bereichen dominiert wird, d.h. bei den gestrahlten und geglühten Proben aller drei Geometrien und bei den gestrahlten Kt1,5- und WeBi-Proben, sowie bei den mit kantigem bzw. rundem Strahlmittel gestrahlten Kt2-Proben bei höheren Überlebenswahrscheinlichkeiten. Durch die relativ hohe Standardabweichung des Mikroerbfaktors bei diesen Zuständen streut hier auch RB mehr.

Im Folgenden sollen verschiedene Aspekte des Modells diskutiert werden. Die Gliederung orientiert sich an den Einflussparametern des Modells.

8.2.1 Wechselfestigkeit und Ort der Rissinitiierung

Mit der Wechselfestigkeit R_w^0 des unverfestigten Zustands wird ein reiner Werkstoffkennwert beschrieben, der die einachsige Spannungsamplitude darstellt, die ein Werkstoffvolumen der Größe v_0 dauerhaft ertragen kann (Abschnitt 6.2.3). Dieser Wert wird bestenfalls in einem Versuch mit einachsiger, über die Probe homogener Beanspruchung bestimmt. v_0 entspricht dann dem Prüfvolumen der Probe. In dieser Arbeit wurde R_w^0 an Kt2-Proben ermittelt. Die Kerbe bewirkt einen mehrachsigen Spannungszustand, der erst mit einer Vergleichsspannungshypothese in eine einachsig gedachte Spannung umgewertet werden muss. Verschiedene Vergleichsspannungshypothesen führen zu verschiedenen Vergleichsspannungen, sodass R_w^0 nicht eindeutig bestimmt werden kann. Die Frage, was der „richtige“ Wert von R_w^0 beziehungsweise was die „richtige“ Vergleichsspannungshypothese sei, übersteigt den Rahmen dieser Arbeit und wird in der Literatur zum Teil kontrovers diskutiert [49, 126, 44, 127, 128, 130, 129]. Dadurch, dass bei der Berechnung der Dauerfestigkeit mit jeder Vergleichsspannungshypothese jeweils der entsprechende Wert von R_w^0 verwendet wurde, sind die Rechnungen konsistent.

Auch die Standardabweichung $s[R_w^0]$ bezeichnet eine reine Werkstoffeigenschaft. Die experimentell ermittelte Streuspanne $\frac{1}{T_s}$ und damit $s[R_w^0]$ hat aber weitere Einflussgrößen. Zusätzliche Streueinflüsse kommen aus der Versuchstechnik (z.B. tatsächlich aufgebrachte Last, kleine Exzentrizitäten bei der Einspannung), was auch bei regelmäßiger Überprüfung und Kalibrierung der Prüfmaschine

nicht vollständig ausgeschlossen werden kann, und der Probengeometrie. Diese Einflüsse lassen sich experimentell kaum trennen und werden im Modell nicht explizit erfasst. Wenn die zusätzlichen Streueinflüsse bei allen Versuchsreihen ähnlich groß sind, ist der Fehler vernachlässigbar.

Das hier verwendete Volumen v_0 ist in ganz ähnlicher Form auch im Weakest-Link-Konzept mit Weibull-verteilter Festigkeit (Abschnitt 2.4.5) zu finden. Wertet man die Dauerfestigkeit der mit $R = -1$ belasteten ECM-bearbeiteten Kt2-Proben unter der Annahme einer Weibullverteilung aus, so erhält man einen Weibullmodul von $m = 23$ und kann damit das Spannungsintegral für die ECM-bearbeiteten Kt2-Proben für die verschiedenen Mehrachsigkeitshypothesen berechnen. In dieser Arbeit wurde für R_w^0 der Wert der Vergleichsspannung verwendet, der bei der mittleren dauerfest ertragbaren Nennspannung im Kerbgrund auftritt (folglich die maximale Vergleichsspannung). Bei einer analogen Vorgehensweise mit dem Weakest-Link-Konzept folgt aus Gleichung 2.18, dass das Spannungsintegral gleich v_0 ist. Die beiden Bezugsvolumina v_0 aus dem hier vorgestellten erweiterten Konzept der lokalen Dauerfestigkeit und dem Weakest-Link-Konzept sind in Tabelle 8.1 gegenübergestellt. Die Volumina v_0

Tab. 8.1: Bezugsvolumina v_0 für das statistisch erweiterte Konzept der lokalen Dauerfestigkeit und für das Weakest-Link-Konzept

	v_0	
	erweitertes Konzept der lokalen Dauerfestigkeit	Weakest-Link-Konzept
GEH	0,111 mm ³	0,114 mm ³
KE-V	0,132 mm ³	0,135 mm ³
DV	0,122 mm ³	0,124 mm ³

der beiden Auslegungskonzepte beruhen zwar auf unterschiedlichen Verteilungsfunktionen (Normal- bzw. Weibullverteilung), liegen aber nah beieinander, was die Gleichartigkeit unterstreicht.

Beim Konzept der lokalen Dauerfestigkeit wird die Wechselfestigkeit an und unter der Oberfläche grundsätzlich als gleich hoch angenommen. Eine verminderte Wechselfestigkeit an der Oberfläche wird z.B. in [61] nur über eine gegebenenfalls vorhandene Rauheit modelliert. Tatsächlich ist auch bei glatten (im Sinne von „nicht rauen“) Proben die Oberfläche gefährdeter als der Bereich darunter, was sich im Wesentlichen mit zwei Effekten erklären lässt [83]:

- **Medieneinfluss**
Metallische Werkstoffe zeigen unter Laborluft eine geringere Beanspruchbarkeit als im Vakuum [83] bzw. in quasi-inerter Stickstoffatmosphäre

[36]. Verschiedene Erklärungsansätze werden in [83] diskutiert. Während Oberflächenrisse dem Umgebungsmedium ausgesetzt sind, herrschen an Innenrissen Vakuumsbedingungen.

- Bruchmechanischer Unterschied

Die Spannungsintensität ist bei einem Oberflächenriss höher als bei einem Riss im Inneren, was zu einer niedrigeren Festigkeit an der Oberfläche führt [78].

In dieser Arbeit wurde die Wechselfestigkeit R_w^0 des unverfestigten Werkstoffs mit den ECM-bearbeiteten Kt2-Proben bestimmt. Aufgrund der Kerbe und der Abwesenheit von oberflächennahen Druckeigenspannungen werden bei solchen Proben Risse immer an der Oberfläche initiiert. Die hier bestimmte Wechselfestigkeit ist genau genommen also ein Oberflächenwert, der an der Oberfläche und im Volumen gleichermaßen verwendet und auf das Volumen v_0 bezogen wird. Folglich wird die Festigkeit unter der Oberfläche unterschätzt, weshalb die berechneten Überlebenswahrscheinlichkeiten für viele Zustände von den Elementen unter der Oberfläche dominiert werden. Die Verwendung eines einzigen Wertes für die Wechselfestigkeit an der Oberfläche und im Volumen ist eine generelle Schwachstelle des Konzepts der lokalen Dauerfestigkeit [55], die dazu führt, dass die Wirkung von sehr oberflächennahen schwingfestigkeitssteigernden Eigenschaften (z.B. Druckeigenspannungen mit einer Tiefenwirkung von wenigen μm wie bei den polierten Kt2-Proben) unterschätzt wird. Bei der hier vorgestellten statistisch erweiterten Version tritt der Effekt verstärkt hervor, da Versagen hauptsächlich unter der Oberfläche selbst dann vorhergesagt werden kann, wenn im Mittel die Differenz aus Beanspruchbarkeit und Beanspruchung an der Oberfläche kritischer ist als im Volumen. Dies ist der Fall, wenn oberflächennah ein kleiner Bereich eine geringe Überlebenswahrscheinlichkeit, unter der Oberfläche aber ein großer Bereich moderate Überlebenswahrscheinlichkeiten hat. Der bruchmechanische Unterschied zwischen Oberfläche und Volumen kann über eine Modellierung der Wachstumsfähigkeit von Rissen aufgegriffen werden, die sich an die Bewertung mit dem klassischen Konzept der lokalen Dauerfestigkeit anschließt. Dies wurde z.B. in [77] umgesetzt. Doch auch in [77] wird die Dauerfestigkeit der Proben unterschätzt, wenn Versagen aus dem Volumen vorhergesagt wird.

Beim Weakest-Link-Konzept (Abschnitt 2.4.5) wird ein anderer Ansatz gewählt: Oberfläche und Volumen werden unabhängig voneinander bewertet. Für Oberfläche und Volumen existiert jeweils eine Wechselfestigkeit, die sich auf eine Fläche a_0 bzw. auf ein Volumen v_0 bezieht. Weil die Angabe der Wechselfestigkeit erst mit der Bezugsgröße vollständig und sinnvoll ist, kann zwischen den beiden Wechselfestigkeitswerten kein formelmäßiger Zusammenhang hergestellt werden. Entsprechend müssen mehr Werkstoffkennwerte experimentell ermittelt werden.

Das oben beschriebene Problem bei der Auslegung kann damit umgangen werden. Ob die scharfe Trennung zwischen einerseits einer Oberfläche ohne jede Ausdehnung in die dritte Dimension und andererseits einem bei einer Tiefe von Null beginnenden Volumenbereich physikalisch stimmig ist oder ob vielmehr oberflächennahe Bereiche einen Übergang bilden, scheint nicht von praktischer Relevanz.

In zukünftigen Arbeiten zum Konzept der lokalen Dauerfestigkeit sollte daher ein Schwerpunkt auf der Abbildung des Unterschiedes zwischen Oberfläche und Volumen liegen. Ein erster pragmatischer Ansatz findet sich für Versagen an Einschlüssen in [36], wo die Ausfallsmechanismen „(angeschnittenes) Carbid an der Oberfläche“, „Carbid nahe der Oberfläche“ (Abstand $< 5 \mu\text{m}$) und „Carbid unter der Oberfläche“ (Abstand $> 5 \mu\text{m}$) unterschieden werden.

8.2.2 Verfestigung

Um die Verfestigung abzubilden, wurde eine lineare Abhängigkeit der Wechselfestigkeit von der Halbwertsbreite angenommen (Gleichung 6.1) und die Steigung $k = 1$ gesetzt. Bei den mit rundem Strahlmittel gestrahlten Kt2-Proben ergibt sich so eine lokale Wechselfestigkeit, die am Rand teilweise um mehr als 70 % gegenüber dem unverfestigten Zustand gesteigert ist. Ob dieser Wert realistisch ist und der Zusammenhang mit $k = 1$ gut beschrieben wird, lässt sich anhand der hier durchgeführten Versuche nicht direkt beurteilen. In [6] sind einige experimentelle Daten zum Zusammenhang zwischen der Änderung der Halbwertsbreite und dem Verfestigungszustand zusammengestellt. Allerdings beziehen sich diese Ergebnisse auf die zyklische Stauchgrenze im verfestigten und unverfestigten Zustand, nicht auf die Wechselfestigkeit. Für den Stahl AISI4140 (42CrMo4) wurden je nach Wärmebehandlungszustand nach dem Kugelstrahlen zyklische Stauchgrenzen beobachtet, die um bis zu 47 % erhöht (gehärteter Zustand) bzw. um bis zu -27 % gesenkt (vergüteter Zustand mit Anlasstemperatur 450°C) werden. Dabei kann auch der Bauschinger-Effekt auftreten [6]. Diese Daten zeigen, dass sich die Festigkeitswerte durch Kugelstrahlen durchaus stark verändern können, gestatten aber keine quantitativen Schlussfolgerungen für den hier verwendeten Zusammenhang zwischen Wechselfestigkeit und Halbwertsbreite.

Mit den in dieser Arbeit durchgeführten Versuchen und den verschiedenen Halbwertsbreiten-Tiefenverläufen ist es prinzipiell möglich, die Steigung k rechnerisch durch eine Optimierung zu bestimmen, also k so zu wählen, dass die Abweichungen zwischen experimenteller und rechnerischer Dauerfestigkeit minimiert werden. Voraussetzung dafür ist, dass der berechnete Ort der Rissinitiierung mit dem experimentellen übereinstimmt und im Wirkungsbereich der Verfestigung

liegt, was beim aktuellen Stand des Modells nicht erfüllt ist, siehe Abschnitt 8.2.1.

8.2.3 Eigenspannungen

Die rechnerischen Eigenspannungsverläufe über die gesamte Probe (Abschnitt 7.2.2) stellen nur einen möglichen, aber nicht unbedingt den tatsächlichen Verlauf dar, der mit röntgenografischen Messungen nicht zugänglich ist. Der angenommene Verlauf weicht also höchstwahrscheinlich vom tatsächlichen Verlauf ab. Alternativ wäre es möglich, die Eigenspannungen unterhalb des letzten Messergebnisses gar nicht zu berücksichtigen, d.h. zu Null zu setzen. Dagegen spricht, dass dieser Verlauf nicht im Gleichgewicht steht, also kein physikalisch möglicher Verlauf ist. Bei den hier untersuchten Verläufen mit Druckeigenspannungen nahe der Oberfläche und Zugeigenspannungen im messtechnisch nicht erfassten Bereich wäre eine Vernachlässigung nicht konservativ. Die hier verwendete Methode ist zwar nicht zuverlässig konservativ, liefert aber eine plausible Abschätzung.

Die quasistatische Eigenspannungsumlagerung an den ECM-bearbeiteten Kt2-Proben wird durch die Simulation ausreichend gut beschrieben (Abschnitt 7.2.3, Abb. 7.8). Die gute Übereinstimmung zwischen experimentellen und simulierten Werten liegt daran, dass der Werkstoffzustand nach der ECM-Bearbeitung homogen und unverfestigt ist und folglich das erste Schwingenspiel des Wöhlerversuchs tatsächlich die Erstbelastung des Werkstoffs darstellt. Eine zyklische Eigenspannungsumlagerung, die sich der quasistatischen Umlagerung anschließt, wurde im Experiment nicht beobachtet und muss deshalb auch nicht in der Simulation abgebildet werden. Die quasistatische und zyklische Umlagerung bei den gestrahlten WeBi-Proben wird deutlich unterschätzt (Abb. 7.9). Im Gegensatz zu den ECM-bearbeiteten Kt2-Proben liegt hier ein durch das Strahlen verfestigter Werkstoffzustand vor und das erste Schwingenspiel des Wöhlerversuchs ist nicht die erste Belastung des Werkstoffs. Die Veränderung des Werkstoffzustands beim Strahlen müsste simulativ erfasst werden, z.B. durch eine Simulation des Strahlprozesses. Ein weiterer Unterschied der gestrahlten WeBi-Proben zu den ECM-bearbeiteten Kt2-Proben ist der hier stattfindende zyklische Eigenspannungsabbau. Für die gestrahlten WeBi-Proben ist es also nicht ausreichend, das quasistatische Materialverhalten zu modellieren. Durch die Strahlbearbeitung und die inhomogen verteilte Lastspannung ist der Werkstoffzustand örtlich unterschiedlich stark ver- bzw. entfestigt und erreicht höchstens in einem Teil des Volumens den zyklisch stabilisierten Zustand.

Das vorliegende Materialmodell eignet sich für die Simulation der Erstbelastung des unverfestigten Werkstoffs. Mit diesem Materialmodell ist es also für den Fall der gestrahlten WeBi-Proben nicht möglich, die Eigenspannungsumlagerung zu beschreiben. Wenn die umgelagerten Eigenspannungsverläufe nicht wie hier experimentell ermittelt werden können, sondern simulativ vorhergesagt werden sollen, muss ein Materialmodell verwendet werden, das sowohl das Erstbelastungsverhalten als auch den Übergang zum zyklisch stabilisierten Materialverhalten abbildet, z.B. [16, 17]. Ein solches Materialmodell erfordert allerdings einen hohen Aufwand bei der experimentellen Bestimmung der benötigten Parameter sowie bei der Simulation der zyklischen Belastung.

Die Aufteilung der Vergleichsmittelspannung in einen Eigenspannungs- und einen Lastmittelspannungsanteil (Abschnitt 6.2.4) ist notwendig, um die Gesamtstreuung von RB zu berechnen, siehe auch Anhang 10.2. Beim Dang Van-Kriterium kann die Vergleichsspannung getrennt für die Lastspannungen und die Eigenspannungen berechnet werden, was hier sicher für die Verwendung dieser Mehrachsigkeitshypothese spricht. Die Methode der Aufteilung bei der GEH und der KE-V basiert auf rein mathematischen Überlegungen, zumal auf mikrostruktureller Ebene eine Unterscheidung zwischen (stabilen Makro-) Eigenspannungen und Lastspannungen nicht sinnvoll ist. Die Aufteilung bietet also einen pragmatischen Ansatz für eine mathematische Fragestellung.

8.2.4 Mikroerbwirkung

Welche Netzfeinheit bei der Simulation einer vermessenen Topografie angemessen ist, wird in der Literatur unterschiedlich bewertet. In [74] wird das Netz abhängig von der Krümmung der Oberfläche gestaltet, was bei starken Krümmungen zu Elementkantenlängen in der Größenordnung von $0,1\ \mu\text{m}$ führt. Mit diesem feinen Netz können Spannungsgradienten und die maximal auftretenden Spannungen gut erfasst werden. In [75, 76] wird mit der Kontinuumsbedingung der FEM argumentiert, wonach ein Element groß genug sein soll, um mehrere Körner zu umfassen und so ein repräsentatives Materialvolumen darzustellen. Die beiden entgegengesetzten Forderungen – kleine Elemente für eine konvergente Spannungsberechnung, hinreichend große Elemente mit repräsentativem Materialvolumen – werden in [75, 76] als erfüllt betrachtet.

In der vorliegenden Arbeit wird jeder mit dem Mikroskop erfasste Messpunkt als Eckknoten eines Elements genommen (Abschnitt 6.3.4), sodass die gesamte Messinformation genutzt wird. Die Elemente haben also eine Kantenlänge von etwa $1,5\ \mu\text{m}$, folglich hat ein Element ein Materialvolumen, das nicht als homogen betrachtet werden kann. Allerdings ist über die gesamte Probenober-

fläche eine Vielzahl von ähnlichen Topografietälern verteilt (z.B. Einschläge vom Kugelstrahlen) mit jeweils unterschiedlicher Kornorientierung an den Orten höchster Mikrokerbwirkung. Gemittelt über diese kleinen verteilten Volumina ergibt sich ein repräsentatives Volumen, sodass die Kontinuumsbedingung als erfüllt betrachtet werden kann [89]. Sowohl die Netzfeinheit des Modells zur simulativen Bestimmung des Mikrokerbfaktors, als auch die Netzfeinheit der Modelle der Proben führt zu einer unvollständigen Abbildung des topografiebedingten steilen Spannungsgradienten und damit zu einer Mittelung der lokalen Spannung über das jeweilige Element.

Bei den Kerbproben wird der Oberflächenabstand der oberflächennahen Elemente durch die vereinfachte Abstandsberechnung überschätzt (Abschnitt 7.1). Da der lokale Mikrokerbfaktor $K_{\text{topo}}(x)$ den Elementen über den Oberflächenabstand zugewiesen wird, wird die Mikrokerbwirkung unterschätzt. Die Halbwertsbreite wird ebenfalls über eine Funktion des Oberflächenabstands beschrieben. Weil aber die Halbwertsbreite einen deutlich geringeren Gradienten als der Mikrokerbfaktor hat, wirkt sich der Fehler bei der Abstandsberechnung hier quasi nicht aus. Die Unterschätzung der Mikrokerbwirkung führt für Zustände, deren Überlebenswahrscheinlichkeit von der Oberfläche dominiert wird, zu einer Überschätzung der rechnerischen Dauerfestigkeit, das heißt die vereinfachte Abstandsberechnung wirkt sich am meisten bei den gestrahlten und geglühten Kt2- und Kt1,5-Proben aus. Für diesen Zustand wird K_{topo} bei den Elementen, die direkt an der Oberfläche liegen, um rund 10 % (= 0,1) unterschätzt. Würden allein diese Elemente die Gesamt-Überlebenswahrscheinlichkeit bestimmen, wäre von einer Überschätzung der Dauerfestigkeit um etwa die gleiche Größe (relative Abweichung $\frac{1}{1-0,1} - 1$) auszugehen. Bei den übrigen Zuständen der Kt2- und Kt1,5-Proben wird die rechnerische Dauerfestigkeit weniger von K_{topo} bestimmt – entweder weil die Mikrokerbwirkung gering ist, oder weil Rissinitiierung hauptsächlich im Volumen vorhergesagt wird. Die Abstandsberechnung hat hier also nur einen sehr geringen Einfluss auf die rechnerische Dauerfestigkeit. Eine verbesserte Abstandsberechnung kann mit einer anderen Vernetzung des FE-Modells oder einem anderen, aufwändigeren Algorithmus, bei dem der Oberflächenabstand beispielsweise mit einem Lot auf die Oberfläche bestimmt wird, erreicht werden. Die Dauerfestigkeit der gestrahlten und geglühten Kt2- und Kt1,5-Proben wird im Vergleich zur experimentellen Dauerfestigkeit überschätzt oder zumindest weniger konservativ bewertet als für die übrigen Zustände, sodass die Vorhersagegüte für diese Fälle bei exakter Bestimmung des Oberflächenabstands nahezu gleich derer der anderen Zustände bliebe.

Die simulativ bestimmten Mikrokerbfaktoren, die die Erhöhung der Lastspannung durch Mikrokerben beschreiben, werden nicht allein durch einen Oberflä-

chenwert, sondern auch durch die Tiefenwirkung charakterisiert. Oberflächenfaktoren (z.B. nach FKM-Richtlinie [40], Leitfaden [67] oder Liu [44]) fassen beide Charakteristika in einer Verminderung der Oberflächenfestigkeit zusammen. Entsprechend lassen sich die Oberflächenfaktoren aus Tabelle 4.1 nicht unmittelbar quantitativ mit den Mikrokerbfaktoren aus Tabelle 7.2 vergleichen. Die geringe Tiefenwirkung der Spannungsüberhöhung bewirkt eine hohe Schädigungslokalisierung oder, anders ausgedrückt, ein kleines höchstbeanspruchtes Volumen. So ist es plausibel, dass die Oberflächenwerte der Mikrokerbfaktoren $K_{\text{topo}}(x = 0)$ größer sind als die Reziprokwerte der Oberflächenfaktoren. Ein weiterer Unterschied zwischen Oberflächen- und Mikrokerbfaktoren liegt in den Größen, mit denen sie multipliziert werden. Während beim Oberflächenfaktor die Topografie als festigkeitsmindernd betrachtet wird, wird beim Mikrokerbfaktor die Erhöhung der Lastspannung durch die Topografie modelliert. In Anwesenheit von Eigenspannungen sind diese beiden Vorgehensweisen nicht mehr äquivalent.

Ungeachtet dieser Unterschiede zeigt sich qualitativ eine weitgehende Übereinstimmung: die Topografien der polierten und geschliffenen Oberflächen haben einen geringen Einfluss auf die Schwingfestigkeit. Der Topografie-Einfluss ist bei den Strahlvarianten größer, wobei er von den Keramikperlen über das runde Strahlmittel zum kantigen Strahlmittel zunimmt. Die gestrahlte und elektrochemisch polierte Oberfläche hat einen Mikrokerbfaktor ähnlich dem der polierten Oberfläche, allerdings bei deutlich größerer Wirtiefe. Bezüglich der Oberflächenfaktoren nach FKM-Richtlinie [40], Leitfaden [67] oder Liu [44] entspricht sie aber eher der mit Keramikperlen gestrahlten Oberfläche.

Die Spannungen, die durch Multiplikation der lokalen Lastspannung mit dem Mikrokerbfaktor berechnet werden, nehmen bei Belastung im Bereich der Dauerfestigkeit Werte an, die die statische Streckgrenze erreichen oder überschreiten können. Bei den Proben mit ausgeprägter Topografie (gestrahlt mit kantigem oder rundem Strahlmittel) ist also mit Plastizierung in den Topografiefältern zu rechnen, die bei diesem linear elastischen Ansatz nicht erfasst wird. Mit dem Mikrokerbfaktor wird folglich die Mikrokerbwirkung ab dem Einsetzen von Plastizierung in den Mikrokerben überschätzt, und zwar umso mehr, je höher die Nennlast ist. Bei den Oberflächenfaktoren nach FKM-Richtlinie [40] und Leitfaden [67] ist die Plastizierung implizit über die Zugfestigkeit bzw. die zugrunde liegende empirische Datenbasis enthalten, der Oberflächenfaktor nach Liu [44] beinhaltet mit der sogenannten charakteristischen Mikrostrukturlänge eine Art Kerbempfindlichkeit des Werkstoffs. Aber auch bei diesen Oberflächenfaktoren bleibt die Lasthöhe und damit die mit der Last zunehmende Plastizierung unberücksichtigt.

8.2.5 Stützwirkung

Beim Konzept der lokalen Dauerfestigkeit in der „klassischen“, deterministischen Fassung wird beispielsweise bei Winderlich [61] eine Stützziffer verwendet, um die Stützwirkung von Spannungsgradienten abzubilden. Die Stützziffer ist umso größer, je größer der Spannungsgradient und je geringer die Festigkeit des Werkstoffs ist. Der Ansatz hat eine weite Verbreitung erfahren, u.a. in der FKM-Richtlinie [40]. Obwohl sich die Stützziffer in der Auslegung also als zweckmäßig gezeigt hat, wird sie im hier vorgestellten erweiterten Konzept der lokalen Dauerfestigkeit bewusst nicht verwendet, weil die zugrunde liegenden Effekte hier entweder anders abgebildet werden, oder gar nicht abgebildet werden sollen.

Die Stützwirkung lässt sich in drei Effekte unterteilen, die in der sechsten Ausgabe der FKM-Richtlinie [131] getrennt bewertet werden.

Der erste Effekt ist der statistische Größeneinfluss, der durch Oberflächen- bzw. Werkstofffehler und lokalisierte Schädigung hervorgerufen wird [132, 133]. Durch die statistische Stützziffer wird der statistische Größeneinfluss nur teilweise abgebildet. Zwar berücksichtigt die Stützziffer, dass bei Spannungsgradienten nur ein kleiner Teil des Probenvolumens hochbeansprucht ist; Unterschiede im hochbeanspruchten Volumen, die auch ohne Spannungsgradient z.B. bei unterschiedlichen Probenlängen vorliegen, können aber nicht berücksichtigt werden. In den Weakest-Link-Ansätzen und im statistisch erweiterten Konzept der lokalen Dauerfestigkeit ist der statistische Größeneinfluss durch die Multiplikation der Teil-Überlebenswahrscheinlichkeiten und die volumetrische Gewichtung bereits enthalten.

Der zweite Effekt wird mit einer verformungsmechanischen [131] bzw. plastischen [134] Stützziffer beschrieben und beruht auf dem Abbau von Spannungsspitzen durch Plastizierung. Im Kontext von Eigenspannungen wird deutlich, dass dieser Teil der Stützwirkung nicht nur von der anliegenden Lastamplitude und der Werkstofffestigkeit abhängen kann. Vielmehr sollte die Plastizierung als Ab- oder Aufbau von Eigenspannungen berücksichtigt werden. Das kann durch eine elastisch-plastische Simulation der Eigenspannungsumlagerung vor der eigentlichen Auslegung geschehen, oder mit experimentell bestimmten umgelagerten Eigenspannungstiefenverläufen.

Die bruchmechanische Stützziffer beruht auf dem Effekt, dass Risse, die in einen Bereich geringerer Beanspruchung wachsen, langsamer sind als Risse in einem homogenen Beanspruchungsfeld [131]. Diese Betrachtung kann für die Oberfläche sinnvoll sein. Ein Riss, der unterhalb der Oberfläche initiiert wird und sich in einem gradierten Spannungsfeld befindet, wird zwar in der einen Richtung in seinem Wachstum gebremst, in der anderen Richtung aber beschleunigt. Eine

örtliche bruchmechanische Stützziffer unterhalb der Oberfläche erscheint daher nicht gerechtfertigt.

8.2.6 Verteilungsfunktion

Mit welcher Verteilungsfunktion die Dauerfestigkeit am treffendsten beschrieben wird, lässt sich aufgrund der großen dazu benötigten Datenmenge in der Praxis nie eindeutig sagen [135]. Häufig wird die Festigkeit mit einer Lognormal- oder Weibullverteilung modelliert [33]. Auch die Wöhlerversuche dieser Arbeit wurden mit der Lognormalverteilung ausgewertet. Die Weibullverteilung ist im Kontext des Weakest-Link-Konzepts verbreitet und dadurch motiviert, dass die Verteilung der größten Defekte in einem Volumen mit der Fréchetverteilung beschrieben wird. Wenn das Versagen von den größten Defekten bestimmt wird und diese Fréchet-verteilt sind, folgt daraus eine Weibull-verteilte Festigkeit [100]. Die Defektverteilung lässt sich aber auch mit anderen Verteilungsfunktionen beschreiben, d.h. Versagen an Defekten erfordert nicht zwangsläufig, dass die Festigkeit mit einer Weibullverteilung modelliert wird. Beispielsweise kann für die Defektgröße auch die Lognormalverteilung verwendet werden [135].

Die Lognormal- und Weibullverteilung sind aber nur auf den positiven reellen Zahlen definiert und deshalb für die Beschreibung von RB ungeeignet. Deswegen wurde hier für RB die Normalverteilung angenommen. Die Normalverteilung trifft auf viele Zufallsvariablen zu und ergibt sich durch die Überlagerung von mehreren unabhängigen Einflüssen [136].

Allerdings bringt die Normalverteilung bei dieser Anwendung mathematische Schwächen mit sich: beim Weakest-Link-Konzept mit Weibull-verteilter Festigkeit (Abschnitt 2.4.5) ergeben sich identische Überlebenswahrscheinlichkeiten für verschiedene Wertepaare von v_0 und $\sigma_{w,V}$, solange $v_0 \cdot \sigma_{w,V}^{m_V} = \text{konst}$ [56]. Bei bekanntem Weibullmodul m_V kann also beispielsweise v_0 beliebig gewählt und $\sigma_{w,V}$ entsprechend angepasst werden. Bei der hier gewählten Normalverteilung sind solche äquivalenten Formulierungen nicht möglich. Die berechneten Überlebenswahrscheinlichkeiten hängen also davon ab, ob R_w^0 und das zugehörige Volumen v_0 an großen oder kleinen Proben ermittelt wurden. Außerdem bleibt die Weibullverteilung beim Potenzieren mit dem Volumenterm erhalten (z.B. wenn aus der Festigkeit kleiner Proben auf die Festigkeit eines großen Bauteils geschlossen wird), die Normalverteilung geht dagegen verloren, sodass hier ein Bruch in der mathematischen Beschreibung besteht und der Größeneinfluss nicht konsistent erfasst wird. Extrapolationen auf deutlich größere oder kleinere hochbeanspruchte Volumina führen damit zu Fehlern, die über den technologischen Größeneinfluss [137] hinausgehen.

Die Frage, mit welcher Verteilungsfunktion sich eine streuende Größe am besten beschreiben lässt, stellt sich grundsätzlich, wenn die Gesamtstreuung aus mehreren Einzelstreuungen zusammengesetzt werden soll. Die Verteilung von RB setzt sich aus den Verteilungen der streuenden Eingangsgrößen zusammen, die lokal unterschiedlich stark zur Verteilung von RB beitragen. Folglich kann es erforderlich sein, RB mit lokal unterschiedlichen Verteilungsfunktionen zu beschreiben [A5]. Diese Schwierigkeit kann nur gelöst werden, wenn es gelingt sicherzustellen, dass die Verteilungsfunktion von RB für jede mögliche Kombination der Eingangswerte und -Streuungen auf unterschiedlich große Volumina skalierbar ist, also beim Potenzieren mit dem Volumenterm erhalten bleibt. Zukünftige Arbeiten sollten diesem Aspekt Rechnung tragen.

8.2.7 Streuung der Randschichteigenschaften

In dieser Arbeit wurden zahlreiche Messungen der Eigenspannungen und Halbwertsbreite durchgeführt und Mittelwerte und Streuungen anhand dieser Datenbasis ermittelt. Auch für die Topografie liegen mit den vermessenen Oberflächen umfangreiche Daten vor. Damit ist eine ausführliche Charakterisierung des Oberflächenzustandes gegeben. Unter der Oberfläche liegen nicht an jedem Ort mehrere Messwerte vor, hier kann die lokale Streuung also nicht direkt bestimmt werden, sondern es müssen Annahmen zur Extrapolation der Streuung getroffen werden. Eine Überprüfung und ggf. Anpassung dieser Annahmen kann zukünftig vorgenommen werden, wenn mit weiterer Datensammlung Erfahrungswerte generiert werden. Anstatt für einen Zustand die tatsächlichen Streuungen aufwändig experimentell zu bestimmen, können dann auf den Erfahrungswerten basierend prozessabhängig typische Streuungen für die Rechnung verwendet werden. Analog zur Herangehensweise bei den erforderlichen Sicherheitsfaktoren, die je nach Inspektionsmöglichkeit und Schadensfolge eingehalten werden müssen (z.B. [40]), können größere bzw. kleinere Streuungen angenommen werden, wenn der Fertigungsprozess entsprechend gut beherrscht und überwacht wird.

Rechnerische Auslegungsmethoden wie das hier vorgestellte erweiterte Konzept der lokalen Dauerfestigkeit, die mehrere Einflüsse berücksichtigen, sind aber nicht nur dann nützlich, wenn alle Eigenschaften (hier: lokale Eigenspannungen, HWB, Mikrokerbwirkung und die jeweiligen Streuungen) bekannt sind. Sie eignen sich auch für Worst-Case-Abschätzungen und Sensitivitätsstudien, bei denen die Bedeutung einzelner Eigenschaften für die Bauteilfestigkeit oder auch einzuhaltende Grenzwerte herausgefunden werden können.

9 Zusammenfassung und Ausblick

In dieser Arbeit wurde der Einfluss der fertigungsbedingten Randschicht auf die Dauerfestigkeit untersucht.

Dazu wurden Wöhlerversuche an Proben unterschiedlicher Geometrien aus dem Vergütungsstahl 50CrMo4 (vergütet auf 37 HRC) durchgeführt, die mit unterschiedlichen mechanischen Fertigungsverfahren bearbeitet wurden. Verursacht durch diese unterschiedlichen Fertigungsverfahren wiesen die Proben unterschiedliche Randschichtzustände auf, die sich über die Eigenspannungen, den Verfestigungszustand und die Oberflächentopografie charakterisieren lassen.

Das ECM-Verfahren (Electro Chemical Machining), das zur Verrundung von Bohrungsverschneidungen verwendet werden kann, wurde auf Außengeometrien übertragen und so an Kerbproben ein Oberflächenzustand hergestellt, der glatt und nahezu frei von Eigenspannungen und Verfestigung ist. An polierten und geschliffenen Proben wurde der Einfluss geringer Rauheit bei gleichzeitig geringen Druckeigenspannungen und Verfestigung untersucht. Rauere Oberflächen mit stark ausgeprägten Druckeigenspannungen und deutlicher Verfestigung wurden durch verschiedene Strahlverfahren erreicht. Ein Teil der gestrahlten Proben wurde zusätzlich gegläht, wodurch Zustände mit hoher Rauheit bei gleichzeitig geringen Eigenspannungen und Verfestigung hergestellt wurden. Ein weiterer Teil der gestrahlten Proben wurde elektrochemisch poliert, um bei nach wie vor hohen Druckeigenspannungen und deutlicher Verfestigung eine reduzierte Rauheit zu erreichen.

Die Eigenspannungen wurden röntgenografisch gemessen. Die Verfestigung wurde anhand derselben röntgenografischen Messungen über die Halbwertsbreite quantifiziert. Die Oberflächentopografie wurde über Rauheitsmessungen und optisch mit einem 3D-Scan erfasst.

Die Versuche bestätigen, dass die Dauerfestigkeit bei rauer Topografie geringer ist und durch Druckeigenspannungen und Verfestigung gesteigert werden kann. Die Einflüsse von Eigenspannungen und Verfestigung lassen sich allerdings mit den vorliegenden Ergebnissen nicht eindeutig trennen. Die gegensinnige Wirkung von rauer Topografie und Druckeigenspannungen führte dazu, dass die Dauerfestigkeit gestrahlter Proben mit sehr hoher Rauheit ($R_z = 4...14 \mu\text{m}$) trotz

deutlicher Druckeigenspannungen ($\sigma_{ax}^{ES} = -414... - 561$ MPa an der Oberfläche) nicht über der Dauerfestigkeit polierter Proben ($R_z < 1 \mu\text{m}$, $\sigma_{ax}^{ES} = -185$ MPa an der Oberfläche) lag.

Um die Randschichteigenschaften und ihre Streuungen auch in der Auslegung berücksichtigen zu können, wurde ausgehend vom Konzept der lokalen Dauerfestigkeit ein probabilistisches Modell entwickelt.

Aus den Eigenspannungsmessungen wurde für jeden Fertigungszustand ein möglicher Eigenspannungszustand des gesamten Prüfvolumens abgeleitet und auf ein FE-Modell aufgebracht. Dazu wurde zunächst für eine Schnittebene durch die Probe ein Eigenspannungstiefenverlauf bestimmt, der den Messwerten entspricht und die Gleichgewichtsbedingung erfüllt. Im FE-Modell der Probe wurden Bereiche mit unterschiedlichen thermischen Ausdehnungskoeffizienten definiert. Die Ausdehnungskoeffizienten wurden so gewählt, dass sich bei einer festgelegten, über die Probe konstanten Temperatur in der Schnittebene der zuvor bestimmte Eigenspannungstiefenverlauf einstellt.

Die Topografie wurde über einen Mikrokerbfaktor berücksichtigt, der über eine linear-elastische Simulation aus den Topografiescans bestimmt wurde. So wurde die Topografie nicht vereinfacht über einen Rauheitskennwert wie beispielsweise R_z charakterisiert, sondern auch die tatsächliche Form der Topografie erfasst.

Das Konzept der lokalen Dauerfestigkeit wurde um einen statistischen Ansatz erweitert, mit dem die Streuung der Wechselfestigkeit sowie der Randschichteigenschaften berücksichtigt und Ausfall- bzw. Überlebenswahrscheinlichkeiten berechnet werden können. Mit der lokalen Überlebenswahrscheinlichkeit können mögliche Rissinitiierungsorte identifiziert, mit der Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit kann die Zuverlässigkeit des Bauteils bewertet werden.

Damit wurde ein Gesamtkonzept vorgestellt, das alle Schritte von der Bestimmung der nötigen Eingangsdaten – insbesondere der Eigenspannungen an jedem Punkt des Prüfvolumens und des Mikrokerbfaktors – über die Kombination der Einflussgrößen und deren Streuungen bis zur Berechnung der lokalen und globalen Überlebenswahrscheinlichkeit umfasst.

Mit der statistischen Erweiterung wurde eine Brücke geschlagen zwischen dem Konzept der lokalen Dauerfestigkeit und dem Weakest-Link-Konzept mit Weibull-verteilter Festigkeit (z.B. [138, 97, 98, 53]). Bei beiden Konzepten wird lokal die Beanspruchbarkeit mit der Beanspruchung verglichen. Die Beanspruchbarkeit ist jeweils die Wechselfestigkeit des Werkstoffs mit Verfestigung, die Beanspruchung wird als Vergleichsspannung ausgedrückt, wobei Lastamplitude, Lastmittelspannung und Eigenspannungen kombiniert werden. Es wird jeweils die Wahrscheinlichkeit berechnet, mit der die Beanspruchbarkeit grö-

ßer ist als die Beanspruchung. Diese lokalen Überlebenswahrscheinlichkeiten werden multiplikativ zur Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit des Bauteils überlagert. Die Konzepte unterscheiden sich im Wesentlichen in folgenden Punkten: beim hier vorgestellten erweiterten Konzept der lokalen Dauerfestigkeit wird die Differenz aus Beanspruchbarkeit und Beanspruchung betrachtet, es wird eine Normalverteilung angenommen und die Streuung der Wechselfestigkeit sowie der Randschichteigenschaften berücksichtigt. Beim Weakest-Link-Konzept wird der Quotient aus Beanspruchung und Beanspruchbarkeit mit einer Weibullverteilung modelliert, die Streuung wird allein auf die Wechselfestigkeit zurückgeführt. Beim Konzept der lokalen Dauerfestigkeit wird nicht zwischen Oberflächen- und Volumenfestigkeit unterschieden, beim Weakest-Link-Konzept werden Oberfläche und Volumen unabhängig voneinander bewertet.

Auf der Basis von Wahrscheinlichkeiten besteht auch die Möglichkeit, eine Auslegung gegen verschiedene, voneinander unabhängige Versagensmechanismen durchzuführen, bei der sich die Gesamtüberlebenswahrscheinlichkeit multiplikativ aus den Überlebenswahrscheinlichkeiten bezüglich der einzelnen, potentiell auftretenden Versagensmechanismen zusammensetzt. Eine solche Überlagerung konkurrierender Versagensmechanismen ist für Matrix- und Defektversagen in [139] gezeigt. Wenn in dem hier vorgestellten Modell für die Wechselfestigkeit der Wert der idealen, defektfreien Matrix verwendet wird, lässt es sich beispielsweise mit dem Defektmodell nach Melander [80] kombinieren. Die getrennte Betrachtung von Matrix- und Defektversagen kann dann dazu genutzt werden, um den Einfluss eines veränderten Reinheitsgrads des Werkstoffs vorherzusagen.

Inzwischen existieren mehrere Methoden zur Berücksichtigung von fertigungsabhängigen Werkstoffzuständen bzw. Randschichteigenschaften bei der Auslegung, von leicht anwendbaren empirischen Ansätzen bis zu ausgefeilten Modellen, die auf werkstoffwissenschaftlichen Überlegungen basieren und aufwändige Rechenalgorithmen erfordern. Welche Methode am besten geeignet ist, ist je nach Fragestellung zu entscheiden. In jedem Fall sollte eine örtliche Methode gewählt werden, bei der die Randschichteigenschaften gemeinsam eingehen, da bei oberflächennahen Druckeigenstressungen die Gefahr besteht, dass Risse unterhalb der Oberfläche initiiert werden, und die Schwingfestigkeit durch das Zusammenwirken der Randschichteigenschaften bestimmt wird, wie die hier durchgeführten Versuche bestätigen. Komplexere Modelle, bei denen mehr Effekte abgebildet werden, versprechen eine bessere Vorhersagegüte. Die höhere Anzahl der nötigen Eingangsparameter und gegebenenfalls Unsicherheiten bei der Modellierung physikalischer Zusammenhänge können sich aber auch negativ auf die Genauigkeit auswirken. Gegenüber einfacheren empirischen Ansätzen bieten die komplexeren Modelle, wie das hier vorgestellte, den Vorteil, dass damit rechnerisch Effekte zugänglich sind, die sich experimentell nur schwer oder gar nicht trennen lassen.

10 Anhang

10.1 Fraktografie

Die Ergebnisse der durchgeführten fraktografischen Untersuchungen sind in den Tabellen 10.1, 10.2, 10.3 und 10.4 zusammengefasst.

Tab. 10.1: Ergebnisse der fraktografischen Untersuchungen an Kt2-Proben, die mit $R = 0,1$ geprüft wurden

	S_a [MPa]	N_B	Befund	Quelle
geschliffen	260	62.000	Versagen von der Oberfläche, Oberflächeneindruck, außermitiger Bruch	[120]
	260	82.000	Versagen von der Oberfläche, Riefe	
	260	242.000	Versagen von der Oberfläche, Teilchen nach Bruch herausgefallen	
	280	70.000	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen	
	280	151.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	
gestrahlt (Keramik)	280	70.000	Versagen von der Oberfläche, Teilchen mit Si, Zr, O	[121]
	300	43.000	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, Teilchen mit Si, Zr, O	[121]
	300	80.000	Versagen von der Oberfläche, längliche Struktur, Teilchen mit Si, Zr, O	[121]
	300	236.000	Versagen von der Oberfläche, längliche Struktur	[121]

gestrahlt (kantig)	260	231.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]
	270	93.000	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, längliche Struktur	[122]
gestrahlt (rund)	270	260.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[121]
	280	228.000	Versagen von der Oberfläche, Teilchen mit Al, O	[121]
	280	257.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[121]
	280	471.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[121]
	280	492.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[121]
	280	492.000	Versagen von der Oberfläche, Teilchen mit Al, O	[121]
	280	710.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[121]
gestrahlt (rund) und ECM	300	458.000	Versagen von der Oberfläche, kerbartiger Oberflächenfehler wahrscheinlich nicht ursächlich für den Bruch	[121]
	300	727.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[121]
gestrahlt (rund) und geglüht	200	274.000	Versagen von der Oberfläche, längliche Struktur	[121]
	200	293.000	Versagen von der Oberfläche	[121]
	200	510.000	Versagen von der Oberfläche, längliche Struktur	[121]

Tab. 10.2: Ergebnisse der fraktografischen Untersuchungen an Kt2-Proben, die mit $R = -1$ geprüft wurden

	S_a [MPa]	N_B	Befund	Quelle
ECM	280	1.217.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[121]

	300	553.000	Versagen von der Oberfläche, am Bruchausgang stark zerdrückte Bruchfläche	[121]
	300	771.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[121]
	300	1.124.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[121]

Tab. 10.3: Ergebnisse der fraktografischen Untersuchungen an Kt1,5-Proben ($R = 0,1$)

	S_a [MPa]	N_B	Befund	Quelle
poliert	360	24.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]
	360	38.000	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen	[122]
	360	81.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]
	360	83.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]
	380	97.000	Versagen von der Oberfläche, Teilchen mit Al, O	[122]
	380	167.000	Versagen von der Oberfläche, Teilchen mit Al, O	[122]
	380	182.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]
gestrahlt (rund)	370	288.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]
	370	305.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]
	370	323.000	Versagen von der Oberfläche, Teilchen mit Al, O	[122]
	370	449.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]
gestrahlt (rund) und geglüht	260	104.000	Versagen von der Oberfläche, Teilchen mit Al, O	[122]
	280	140.000	Versagen von der Oberfläche	[122]
	280	158.000	Versagen von der Oberfläche, längliche Struktur mit Teilchen mit Al, O	[122]

	280	158.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]
	280	169.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]
	280	228.000	Versagen von der Oberfläche, keine Auffälligkeiten	[122]

Tab. 10.4: Ergebnisse der fraktografischen Untersuchungen an WeBi-Proben ($R = -1$)

	M_B [Nmm]	Befund	Quelle
poliert	8250	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, Teilchen mit Al, Mg, O	[140]
	8250	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, Teilchen mit Si in einer Tiefe von etwa 5 μm	[140]
	8250	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	8250	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
gestrahlt (rund)	7500	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	8250	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	8250	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	8250	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	8250	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	8250	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	8250	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
gestrahlt (rund) und geglüht	7625	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	7625	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	7625	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]

	7625	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	7625	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	7625	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]
	7875	Versagen von der Oberfläche mit mehreren Bruchausgangsstellen, keine Auffälligkeiten	[140]

10.2 Varianzen

Für die Berechnung der Varianz $\text{Var}[RB] = s[RB]^2$ wird die Zustandsgleichung 6.3 in Abschnitte unterteilt:

$$\underbrace{R_w^0}_{\text{Teil 1a}} \cdot \underbrace{\left(1 - k + \frac{k}{\text{HWB}_{\text{Kern}}} \cdot \text{HWB}\right)}_{\text{Teil 1b}} \underbrace{- m\sigma_v^{\text{ES}}}_{\text{Teil 2}} \underbrace{- (m\sigma_{v,\text{im}}^{\text{LS}} + \sigma_{v,\text{a}}^{\text{LS}}) K_{\text{topo}}}_{\text{Teil 3}} \quad (10.1)$$

Teil 1

Die Varianzen dieser Abschnitte lassen sich mit einfachen Gleichungen bestimmen. Es gilt

$$E[aX + bY + c] = aE[X] + bE[Y] + c \quad (10.2)$$

$$\begin{aligned}
 \text{Var}[aX + bY + c] &= a^2 \text{Var}[X] + b^2 \text{Var}[Y] + 2ab \cdot \text{Cov}[X, Y] \\
 &\leq a^2 \text{Var}[X] + b^2 \text{Var}[Y] \cdots \\
 &\quad \cdots + 2|ab| \sqrt{\text{Var}[X]} \sqrt{\text{Var}[Y]}
 \end{aligned} \quad (10.3)$$

mit

$$-1 \cdot \sqrt{\text{Var}[X]} \sqrt{\text{Var}[Y]} \leq \text{Cov}[X, Y] \leq 1 \cdot \sqrt{\text{Var}[X]} \sqrt{\text{Var}[Y]}. \quad (10.4)$$

Unter der Annahme, dass $\text{Cov}[X, Y] = 0$, gilt außerdem

$$E[aXY] = aE[X]E[Y] \quad (10.5)$$

$$\begin{aligned}
 \text{Var}[aXY] &= a^2 \text{Var}[X] E[Y]^2 + a^2 \text{Var}[Y] E[X]^2 \cdots \\
 &\quad \cdots + a^2 \text{Var}[X] \text{Var}[Y].
 \end{aligned} \quad (10.6)$$

Der Berechnung von $\text{Var}[RB]$ wurden diese Annahmen zugrunde gelegt:

- Die Wechselfestigkeit R_w^0 , die Halbwertsbreite HWB, die Vergleichseigen-
spannung σ_v^{ES} und der Mikroerbfaktor K_{topo} streuen mit den Standard-
abweichungen $s[R_w^0]$, $s[HWB]$, $s[\sigma_v^{ES}]$ und $s[K_{topo}]$ um die Erwartungs-
werte $E[R_w^0]$, $E[HWB]$, $E[\sigma_v^{ES}]$ und $E[K_{topo}]$.
- Alle streuenden Größen sind unkorreliert, d.h. $Cov[X, Y] = 0$ für alle streu-
enden Größen. Mit einer stichprobenhaften rechnerischen Untersuchung an
mit rundem Strahlmittel gestrahlten Kt2-Proben wurde abgeschätzt, dass
selbst bei voller Korrelation zwischen Eigenspannungen und Halbwerts-
breite ($Cov[HWB, \sigma_v^{ES}] = \pm s[HWB]s[\sigma_v^{ES}]$, siehe Gleichung 10.4) der
Einfluss auf die berechnete Überlebenswahrscheinlichkeit vernachlässigbar
wäre [A5].
- Die Konstanten m , R und k werden als deterministisch betrachtet.
- Die Streuung der Lastspannungen $\sigma_{v,a}^{LS}$ und $\sigma_{v,m}^{LS}$ wird nicht abgebildet.
- Die Streuung der Wechselfestigkeit des unverfestigten Werkstoffs wird über
 R_w^0 berücksichtigt, nicht über die Halbwertsbreite des unverfestigten Werk-
stoffs HWB_{Kern} . Aus demselben Grund wird bei der Halbwertsbreite nur
die Vergrößerung der Standardabweichung $\tilde{s}[HWB]$ durch die Verfestigung
verwendet (siehe Abschnitt 6.3.6).

Die Erwartungswerte und Varianzen der Abschnitte sowie $E[RB]$ und $Var[RB]$
ergeben sich folgendermaßen:

- Teil 1a: R_w^0

$$E[\text{Teil 1a}] = E[R_w^0] \quad (10.7)$$

$$Var[\text{Teil 1a}] = s[R_w^0]^2 \quad (10.8)$$

- Teil 1b: $1 - k + \frac{k}{HWB_{Kern}} \cdot HWB$

$$E[\text{Teil 1b}] = 1 - k + \frac{k}{HWB_{Kern}} \cdot E[HWB] \quad (10.9)$$

$$Var[\text{Teil 1b}] = \left(\frac{k}{HWB_{Kern}} \right)^2 (\tilde{s}[HWB])^2 \quad (10.10)$$

- Teil 1: $R_w^0 \cdot \left(1 - k + \frac{k}{HWB_{\text{Kern}}} \cdot HWB\right)$

$$E[\text{Teil 1}] = E[\text{Teil 1a}] E[\text{Teil 1b}] \quad (10.11)$$

$$\begin{aligned} \text{Var}[\text{Teil 1}] &= \text{Var}[\text{Teil 1a}] E[\text{Teil 1b}]^2 \dots \\ &\quad \dots + \text{Var}[\text{Teil 1b}] E[\text{Teil 1a}]^2 \dots \\ &\quad \dots + \text{Var}[\text{Teil 1a}] \text{Var}[\text{Teil 1b}] \end{aligned} \quad (10.12)$$

- Teil 2: $-m\sigma_v^{\text{ES}}$

$$E[\text{Teil 2}] = -m E[\sigma_v^{\text{ES}}] \quad (10.13)$$

$$\text{Var}[\text{Teil 2}] = m^2 s[\sigma_v^{\text{ES}}]^2 \quad (10.14)$$

- Teil 3: $-(m\sigma_{v,m}^{\text{LS}} + \sigma_{v,a}^{\text{LS}}) K_{\text{topo}}$

$$E[\text{Teil 3}] = -(m\sigma_{v,m}^{\text{LS}} + \sigma_{v,a}^{\text{LS}}) E[K_{\text{topo}}] \quad (10.15)$$

$$\text{Var}[\text{Teil 3}] = (m\sigma_{v,m}^{\text{LS}} + \sigma_{v,a}^{\text{LS}})^2 s[K_{\text{topo}}]^2 \quad (10.16)$$

- Gesamt RB :

$$E[RB] = E[\text{Teil 1}] + E[\text{Teil 2}] + E[\text{Teil 3}] \quad (10.17)$$

$$\text{Var}[RB] = \text{Var}[\text{Teil 1}] + \text{Var}[\text{Teil 2}] + \text{Var}[\text{Teil 3}] \quad (10.18)$$

10.3 Mikrokerbfaktor

Die Topografie bewirkt bei den Lastspannungskomponenten in der Ebene eine Spannungsüberhöhung. Durch die Mikrokerbwirkung entstehen auch Kräfte senkrecht zur Oberfläche, diese sind aber deutlich geringer ($K_{\text{topo},\perp\text{Oberfl.}} \approx 1$). Bei anisotroper Topografie (z.B. Riefen) wirkt auch auf die Spannungskomponenten in der Oberfläche nicht jeweils der gleiche Mikrokerbfaktor. Die Mikrokerbwirkung ist senkrecht zu den Riefen maximal, parallel zu den Riefen wirkt keine Spannungsüberhöhung.

Bei isotroper Topografie und geringer Spannung senkrecht zur Oberfläche kann vereinfachend der gesamte Lastspannungstensor mit K_{topo} multipliziert werden. Wenn aber die Spannung senkrecht auf die Oberfläche nicht vernachlässigbar (z.B. Bauteile unter Innendruck) und die Topografie anisotrop ist, wird folgendes Vorgehen empfohlen: K_{topo} wird in Richtung der größten Mikrokerbwirkung,

d.h. quer zu den Riefen bestimmt. Der Spannungstensor wird für jedes Element so gedreht, dass σ_{33} senkrecht zur Oberfläche steht, σ_{11} und σ_{22} parallel zur Oberfläche mit $\sigma_{12} = \sigma_{21} = 0$. Auf σ_{11} und σ_{22} wirkt jeweils eine Spannungsüberhöhung, die vom Winkel zwischen der 11-Richtung und der Richtung parallel zu den Riefen abhängig ist, siehe Abbildung 10.1.

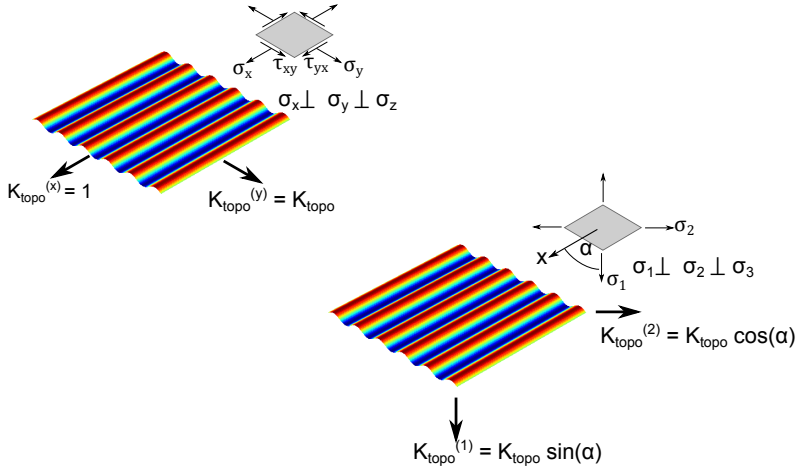


Abb. 10.1: Mikrokerbwirkung bei anisotroper Topografie

Der Spannungstensor ergibt sich zu

$$\mathbb{S} = \begin{pmatrix} K_{\text{topo}} \sin(\alpha) \sigma_{11} & 0 & \sigma_{13} \\ 0 & K_{\text{topo}} \cos(\alpha) \sigma_{22} & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (10.19)$$

$$= K_{\text{topo}} \begin{pmatrix} \sin(\alpha) \sigma_{11} & 0 & 0 \\ 0 & \cos(\alpha) \sigma_{22} & 0 \\ 0 & 0 & 0 \end{pmatrix} + \begin{pmatrix} 0 & 0 & \sigma_{13} \\ 0 & 0 & \sigma_{23} \\ \sigma_{31} & \sigma_{32} & \sigma_{33} \end{pmatrix} \quad (10.20)$$

Für die Berechnung der Varianz ist dann eine Aufteilung nötig, analog zur Aufteilung der Mittelspannung in Eigenspannungen und Lastmittelspannungen, siehe Abschnitt 6.2.4.

10.4 Experimentelle und rechnerische Dauerfestigkeit

In Tabelle 10.5 sind die rechnerischen mittleren Dauerfestigkeiten für alle untersuchten Probengeometrien und Mehrachsigkeitshypothesen zusammengefasst und den mittleren experimentell ermittelten Dauerfestigkeiten gegenübergestellt. In Klammern ist jeweils die relative Abweichung der berechneten von der experimentellen Dauerfestigkeit angegeben.

Tab. 10.5: Experimentelle und berechnete Dauerfestigkeit

Kt2, $R = 0,1$

	Exp.	$S_{D,50\%}$ [MPa] (Abweichung)		
		GEH	KE-V	DV
ECM	260	222 (-15 %)	222 (-15 %)	243 (-7 %)
poliert	289	228 (-21 %)	228 (-21 %)	249 (-14 %)
geschliffen	291	226 (-22 %)	225 (-23 %)	246 (-15 %)
gestrahlt (Keramik)	290	244 (-16 %)	238 (-18 %)	261 (-10 %)
gestrahlt (kantig)	269	240 (-11 %)	239 (-11 %)	266 (-1 %)
gestrahlt (rund)	273	281 (+3 %)	273 (0 %)	302 (+11 %)
gestrahlt (rund) und ECM	303	293 (-3 %)	279 (-8 %)	307 (1 %)
gestrahlt (rund) und gegläht	200	196 (-2 %)	205 (+3 %)	222 (+11 %)

Kt1,5, $R = 0,1$

	Exp.	$S_{D,50\%}$ [MPa] (Abweichung)		
		GEH	KE-V	DV
poliert	365	299 (-18 %)	307 (-16 %)	343 (-6 %)
gestrahlt (rund)	365	317 (-13 %)	317 (-13 %)	351 (-4 %)
gestrahlt (rund) und gegläht	270	242 (-10 %)	258 (-4 %)	286 (+6 %)

WeBi, $R = -1$

	Exp.	$M_{D,50\%}$ [Nmm] (Abweichung)		
		GEH	KE-V	DV
poliert	7880	6400 (-19 %)	7100 (-10 %)	7380 (-6 %)
gestrahlt (rund)	7880	5330 (-32 %)	5890 (-25 %)	6170 (-22 %)
gestrahlt (rund) und gegläht	7240	3930 (-46 %)	4380 (-40 %)	4560 (-37 %)

Literatur

- [1] K. Reif, Hrsg. *Dieselmotor-Management – Systeme, Komponenten, Steuerung und Regelung*. 5. Vieweg+Teubner Verlag, 2012.
- [2] M. Köder. „Schwingfestigkeitsnachweis für innendruckbelastete Common-Rail-Bauteile aus 100Cr6 unter Berücksichtigung hochzyklischer Betriebsbeanspruchungen“. Diss. Universität Siegen, 2014.
- [3] H. Wohlfahrt. „Auswirkung von Gefüge, Fertigung und Beanspruchung auf das Dauerschwingverhalten – Einfluss von Eigenspannungen“. In: *Verhalten von Stahl bei schwingender Beanspruchung*. Hrsg. von W. Dahl. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1978, S. 141–164.
- [4] E. Macherauch und H. Wohlfahrt. „Eigenspannungen und Ermüdung“. In: *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*. Munz, D, 1985.
- [5] H. Wohlfahrt. *Mechanische Oberflächenbehandlungen*. Wiley-VCH, 2000.
- [6] V. Schulze. *Modern mechanical surface treatment: states, stability, effects*. Wiley-VCH, 2006.
- [7] V. Schulze, J. Michna, F. Zanger und R. Pabst. „Modeling the process-induced modifications of the microstructure of work piece surface zones in cutting processes“. In: *Advanced Materials Research* 223 (2011), S. 371–380.
- [8] B. Scholtes und E. Macherauch. „Auswirkungen mechanischer Randschichtverformungen auf das Festigkeitsverhalten metallischer Werkstoffe / Effects of mechanical surface treatments on the strength properties of metallic materials“. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 77.5 (1986), S. 322–337.
- [9] E. Macherauch, H. Wohlfahrt und U. Wolfstieg. „Zur zweckmäßigen Definition von Eigenspannungen“. In: *HTM - Härterei-Technische Mitteilungen* 28.3 (1973), S. 201–211.
- [10] B. Syren, H. Wohlfahrt und E. Macherauch. „Zur Entstehung von Bearbeitungseigenspannungen“. In: *Arch. Eisenhüttenwes.* 48.8 (1977), S. 421–426.
- [11] B. Scholtes. *Eigenspannungen in mechanisch randschichtverformten Werkstoffzuständen: Ursachen, Ermittlung und Bewertung*. DGM - Informationsgesellschaft, 1990.

- [12] P. J. Armstrong und C. Frederick. *A mathematical representation of the multiaxial Bauschinger effect*. Central Electricity Generating Board und Berkeley Nuclear Laboratories, Research & Development Department, 1966.
- [13] J. Chaboche. „Time-independent constitutive theories for cyclic plasticity“. In: *International Journal of Plasticity* 2.2 (1986), S. 149–188.
- [14] J.-L. Chaboche. „Constitutive equations for cyclic plasticity and cyclic viscoplasticity“. In: *International journal of plasticity* 5.3 (1989), S. 247–302.
- [15] J.-L. Chaboche. „On some modifications of kinematic hardening to improve the description of ratchetting effects“. In: *International journal of plasticity* 7.7 (1991), S. 661–678.
- [16] Y. Jiang und H. Sehitoglu. „Modeling of Cyclic Ratchetting Plasticity, Part I: Development of Constitutive Relations“. In: *Journal of Applied Mechanics* 63.3 (Sep. 1996), S. 720–725.
- [17] R. Döring. „Zum Deformations- und Schädigungsverhalten metallischer Werkstoffe unter mehrachsiger nichtproportionaler zyklischer Beanspruchung“. Diss. Technische Universität Darmstadt, 2006.
- [18] R. Döring, J. Hoffmeyer, T. Seeger und M. Vormwald. „A plasticity model for calculating stress-strain sequences under multiaxial nonproportional cyclic loading“. In: *Computational Materials Science* 28 (2003). Twelfth International Workshop on Computational Mechanics of Materials, S. 587–596.
- [19] R. Döring, J. Hoffmeyer, T. Seeger und M. Vormwald. „Short fatigue crack growth under nonproportional multiaxial elastic-plastic strains“. In: *International Journal of Fatigue* 28.9 (2006). Fatigue lifetime prediction of metals based on microstructural behaviour, S. 972–982.
- [20] O. Vöhringer und H. Wohlfahrt. „Abbau von Eigenspannungen“. In: *Eigenspannungen: Entstehung – Messung – Bewertung*. Hrsg. von V. Hauk und E. Macherauch. DGM - Informationsgesellschaft, Oberursel, 1983, S. 49–83.
- [21] V. Schulze, F. Burgahn, O. Vöhringer und E. Macherauch. „Zum thermischen Abbau von Kugelstrahl-Eigenspannungen bei vergütetem 42Cr-Mo4“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 24.7 (1993), S. 258–267.
- [22] G. S. Schajer. „Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part I – Stress Calculation Procedures“. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 110.4 (Okt. 1988), S. 338–343.
- [23] G. S. Schajer. „Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part II – Practical Application of the Integral

- Method“. In: *Journal of Engineering Materials and Technology* 110.4 (Okt. 1988), S. 344–349.
- [24] M. B. Prime und A. T. DeWald. „The Contour Method“. In: *Practical Residual Stress Measurement Methods*. Gary S. Schajer, 2013.
- [25] L. Spieß, G. Teichert, R. Schwarzer, H. Behnken und C. Genzel. *Moderne Röntgenbeugung - Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*. German. Vieweg+Teubner, 2009.
- [26] V. Hauk. *Structural and Residual Stress Analysis by Nondestructive Methods: Evaluation – Application – Assessment*. Elsevier Science, 1997.
- [27] E. Macherauch und P. Müller. „Das $\sin^2 \Psi$ -Verfahren der röntgenographischen Spannungsmessung“. In: *Zeitschrift für angewandte Physik* 13.7 (1961).
- [28] B. Warren. „X-ray Diffraction. Dover“. In: *New York* 253 (1990).
- [29] I. Müller. „Vergleich orts aufgelöster zerstörungsfreier Methoden zur Plastizitätsuntersuchung“. Diss. Rheinische Friedrich-Wilhelms-Universität Bonn, 2006.
- [30] M. Moore und W. Evans. „Mathematical Corrections for Stress in Removed Layers in X-Ray Diffraction Residual Stress Analysis“. In: *SAE Trans* 66 (1958).
- [31] D. Radaj. *Ermüdungsfestigkeit*. Springer, 2007.
- [32] J. Schijve. *Fatigue of Structures and Materials*. Hrsg. von J. Schijve. Springer, 2009.
- [33] E. Haibach. *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*. 3. Aufl. Springer, 2006.
- [34] C. Bathias, L. Drouillac und P. L. François. „How and why the fatigue S-N curve does not approach a horizontal asymptote“. In: *International Journal of Fatigue* 23, Supplement 1.0 (2001), S. 143–151.
- [35] C. Sonsino. „Dauerfestigkeit - Eine Fiktion“. In: *Konstruktion* 4 (2005), S. 87–92.
- [36] S. Schmid. „Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten von mittel- und hochfesten Stählen bei sehr hohen Lastspielzahlen unter Berücksichtigung von Schwingungsrissskorrosion infolge moderner Biokraftstoffe“. Diss. Universität Bremen, 2013.
- [37] J. Goodman. *Mechanics Applied to Engineering*. London: Longman, Green & Company, 1899.
- [38] H. Gerber. „Bestimmung der zulässigen Spannungen in Eisenkonstruktionen“. In: *Z. d. Bayer. Architekten u. Ingenieurvereins* 6 (1874), S. 101–110.
- [39] W. Schütz. „Über eine Beziehung zwischen der Lebensdauer bei konstanter und bei veränderlicher Beanspruchungsamplitude und ihre An-

- wendbarkeit auf die Bemessung von Flugzeugbauteilen“. Diss. Technische Hochschule München, 1965.
- [40] *FKM-Richtlinie "Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen"*, 5. Ausgabe. Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM), 2003.
- [41] A. Dimitrov. „Berücksichtigung der Mehrachsigkeit bei der dauerfesten Auslegung von Bauteilen“. interner Forschungsbericht. 2007.
- [42] J. Liu und H. Zenner. „Berechnung der Dauerschwingfestigkeit bei mehrachsiger Beanspruchung - Teil 1“. In: *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* 24.7 (1993), S. 240–249.
- [43] J. Liu. „Beitrag zur Verbesserung der Dauerfestigkeitsberechnung bei mehrachsiger Beanspruchung“. Diss. Technische Universität Clausthal, 1991.
- [44] J. Liu. *Dauerfestigkeitsberechnung metallischer Bauteile*. Papierflieger, 2001.
- [45] K. Dang Van, B. Griveau und O. Message. „On a New Multiaxial Fatigue Limit Criterion: Theory and Application“. In: *Biaxial and multiaxial fatigue 3* (1989), S. 479–496.
- [46] R. Weber. „Auslegungskonzept gegen Volumenversagen bei einsatzgehärteten Stirnrädern“. Diss. Universität Kassel, 2015.
- [47] H. Gough und H. Pollard. „The strength of metals under combined alternating stresses“. In: *Proceedings of the institution of mechanical engineers* 131.1 (1935), S. 3–103.
- [48] H. Gough. „Engineering steels under combined cyclic and static stresses“. In: *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers* 160.1 (1949), S. 417–440.
- [49] D. Socie und G. Marquis. *Multiaxial fatigue*. Society of Automotive Engineers, 2000.
- [50] *FEMFAT 5.0 – BASIC Benutzerhandbuch*. Magna Powertrain. 2011.
- [51] B. Weber, B. Kenmeugne, J. Clement und J. Robert. „Improvements of multiaxial fatigue criteria computation for a strong reduction of calculation duration“. In: *Computational materials science* 15.4 (1999), S. 381–399.
- [52] S. Beretta. „Application of multiaxial fatigue criteria to materials containing defects“. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 26.6 (2003). cited By (since 1996) 8, S. 551–559.
- [53] G. Habedank, J. Woitschig, T. Seefeld, W. Jüptner, F. Vollertsen, R. Baierl, H. Bomas, P. Mayr, J. Mego und R. Schröder. „Gepulstes Laserhärten von bauteilähnlichen Proben: Teil 2: Messung und Berechnung der Dauerfestigkeit“. In: *HTM Härtereitechnische Mitteilungen* 61.3 (2006), S. 148–159.

- [54] M. Schleicher, H. Bomas, P. Mayr, F. Jablonski, K. Kutschan und R. Kienzler. *Dauerfeste Dimensionierung schwingend beanspruchter Bauteile aus einsatzgehärteten Stählen*. Techn. Ber. Abschlussbericht zum AiF-Forschungsvorhaben 10867N. AiF, 1998.
- [55] H. Bomas, T. Linkewitz und P. Mayr. „Bewertung des Einflusses von Eigen- und Mittelspannungen auf die Dauerfestigkeit des Stahls 42CrMo4 im vergüteten Zustand“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 29.5 (1998), S. 270–276.
- [56] H. Bomas, M. Bacher-Höchst, R. Kienzler, S. Kunow, G. Loewisch, F. Muehleder und R. Schroeder. „Crack initiation and endurance limit of a hard steel under multiaxial cyclic loads“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 33.2 (2010), S. 126–139.
- [57] D. Löhe, K.-H. Lang und O. Vöhringer. „Residual Stresses and Fatigue Behavior“. In: *Handbook of residual stress and deformation of steel*. Hrsg. von G. Totten, M. Howes und T. Inoue. ASM International, 2002.
- [58] H. Bomas, F. Hoffmann und P. Mayr. „Ermüdungsverhalten von rand-schichtbehandelten Bauteilen“. In: *Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe*. D. Munz, 1985.
- [59] T. Krug, K.-H. Lang, T. Fett und D. Löhe. „Influence of residual stresses and mean load on the fatigue strength of case-hardened notched specimens“. In: *Materials Science and Engineering: A* 468-470.0 (2007). The McEvily Symposium: Fatigue and Fracture of Traditional and Advanced Materials, TMS 2006, S. 158–163.
- [60] W. Evans, R. Ricklefs und J. Millan. „X-ray and fatigue studies of hardened and cold-worked steels“. In: (1966).
- [61] B. Winderlich. „Das Konzept der lokalen Dauerfestigkeit und seine Anwendung auf martensitische Randschichten, insbesondere Laserhärtungsschichten“. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 21.10 (1990), S. 378–389.
- [62] O. Vöhringer. „Changes in the State of the Material by Shot Peening“. In: *Shot Peening - Science, Technology, Application*. 1987, S. 185–204.
- [63] J. Gibmeier. „Zum Einfluss von Last- und Eigenspannungen auf die Ergebnisse instrumentierter Eindringhärteprüfungen“. Diss. Universität Kassel, 2004.
- [64] J. Hoffmeister, V. Schulze, R. Hessert und G. Koenig. „Effects of the surface treatment on the measured diffraction peak width of Inconel 718“. In: *The 11th International Conference on Shot Peening*. 2011.
- [65] M. Gaier. „Untersuchungen über den Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf die Dauerschwingfestigkeit metallischer Bauteile bei Raumtemperatur“. Diss. Technische Hochschule Stuttgart, 1955.

- [66] M. Spickenreuther. „Untersuchungen zur Berechnung der Dauerfestigkeit von randschichtgehärteten Dieseleinspritzdüsen“. Diss. Technische Universität Ilmenau, 2007.
- [67] H. Gudehus und H. Zenner. „Leitfaden für eine Betriebsfestigkeitsrechnung“. In: *Verlag Stahleisen GmbH, Düsseldorf* (1999).
- [68] B. Syren. „Der Einfluß spanender Bearbeitung auf das Biegewechselverformungsverhalten von Ck 45 in verschiedenen Wärmebehandlungszuständen“. Diss. Universität Karlsruhe, 1975.
- [69] U. Kleemann. „Bauteilrandschicht und Schwingfestigkeit“. Diss. Technische Universität Clausthal, 2007.
- [70] H. Neuber. *Kerbspannungslehre*. Bd. 3. Springer-Verlag, 1985.
- [71] A. Javidi. „Influence of machining on the surface integrity and fatigue strength of 34CrNiMo6 steel / Einfluß der spanenden Bearbeitung auf die Oberflächenintegrität und Ermüdungsfestigkeit des Stahles 34CrNiMo6“. Diss. Montanuniversität Leoben, 2008.
- [72] D. Arola und C. Williams. „Estimating the fatigue stress concentration factor of machined surfaces“. In: *International Journal of Fatigue* 24.9 (2002), S. 923 –930.
- [73] H. Itoga, K. Tokaji, M. Nakajima und H.-N. Ko. „Effect of surface roughness on step-wise S-N characteristics in high strength steel“. In: *International Journal of Fatigue* 25.5 (2003), S. 379 –385.
- [74] S. K. Ås, B. Skallerud und B. W. Tveiten. „Surface roughness characterization for fatigue life predictions using finite element analysis“. In: *International Journal of Fatigue* 30.12 (2008), S. 2200 –2209.
- [75] M. Suraratchai, J. Limido, C. Mabru und R. Chieragatti. „Modelling the influence of machined surface roughness on the fatigue life of aluminium alloy“. In: *International Journal of Fatigue* 30.12 (2008), S. 2119 –2126.
- [76] M. Chaussumier, C. Mabru, M. Shahzad, R. Chieragatti und F. Rezai-Aria. „A predictive fatigue life model for anodized 7050 aluminium alloy“. In: *International Journal of Fatigue* 48.0 (2013), S. 205 –213.
- [77] M. Klemenz. „Anwendung der Simulation der Randschichtausbildung beim Kugelstrahlen auf die Abschätzung der Schwingfestigkeit gekerbter Bauteile“. Diss. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), 2009.
- [78] Y. Murakami. *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*. Elsevier, 2002.
- [79] M. El Haddad, N. Dowling, T. Topper, K. Smith, P. Theocaris, J. Milios, M. Kanninen, C. Atkinson, B. Brickstad und F. Nilsson. „J integral applications for short fatigue cracks at notches“. In: *International Journal of Fracture* 15.6 (1979), S. 15–30.
- [80] A. Melander, M. Rolfsson, A. Nordgren, B. Jansson, H. Hedberg und T. Lund. „Influence of inclusion contents on fatigue properties of SAE

- 52100 bearing steels“. In: *Scandinavian Journal of Metallurgy* 20.4 (1991), S. 229–244.
- [81] C. Hollmann. „Die Übertragbarkeit von Schwingfestigkeits-Eigenschaften im Örtlichen Konzept“. Diss. Technische Universität Dresden, 2004.
- [82] J. Merkel. „Untersuchungen zum Einfluss von Kugelstrahl- und Festwalzbehandlungen auf den Randschichtzustand und die Schwingfestigkeit von Sintereisenwerkstoffen“. Diss. Universität Karlsruhe (TH), 2009.
- [83] A. Bäumel. „Experimentelle und numerische Untersuchung der Schwingfestigkeit randschichtverfestigter eigenspannungsbehafteter Bauteile“. Diss. Technische Hochschule Darmstadt, 1991.
- [84] T. Palin-Luc, D. Coupard, C. Dumas und P. Bristiel. „Simulation of multiaxial fatigue strength of steel component treated by surface induction hardening and comparison with experimental results“. In: *International Journal of Fatigue* 33.8 (2011), S. 1040–1047.
- [85] B. Syren, H. Wohlfahrt und E. Macherauch. „Der Einfluß von Bearbeitungseigenspannungen auf das Biegewechselverhalten von Stahl Ck 45 im weichgeglühten Zustand“. In: *Arch Eisenhuettenwes* 46.11 (1975), S. 735–739.
- [86] E. Velten. „Entwicklung eines Schwingfestigkeitskonzepts zur Berechnung der Dauerfestigkeit thermochemisch randschichtverfestigter bauteilähnlicher Proben“. Diss. TH Darmstadt, 1984.
- [87] J. E. Hoffmann und D. Löhe. „Einfluss von Makro eigenspannungen auf das Ermüdungsverhalten von glatten und gekerbten Proben aus gehärtetem Stahl Ck 45“. In: *HTM. Härtereitechnische Mitteilungen* 57.2 (2002), S. 79–85.
- [88] V. Schulze, J. Hoffmeister und M. Klemenz. „Correlation of mechanical surface treatments, induced surface states and fatigue performance of steel components“. In: *Procedia Engineering* 19 (2011), S. 324–330.
- [89] E. Herz, R. Thumser, J. Bergmann und M. Vormwald. „Endurance limit of autofrettaged Diesel-engine injection tubes with defects“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 73.1 (2006), S. 3–21.
- [90] T. Fett und D. Munz. „Local stress intensity factors for small semi-elliptical cracks under exponentially distributed stresses“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 64.1 (1999), S. 105–116.
- [91] Y. Murakami. „Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions on the Fatigue Strength of Metals“. In: *The Japan Society of Mechanical Engineers (JSME)* 32 (1989), S. 167–180.
- [92] P. Grad, D. Spriestersbach und E. Kerscher. „Influence of the inclusion type on the threshold value of failure in the VHCF-regime of high-strength steels“. In: *Advanced Materials Research* 891 (2014), S. 339–344.

- [93] W. Weibull. „A Statistical Theory of the Strength of Materials“. In: *Ingeniörsvetenskapsakademiens Handlingar* 151 (1939), S. 1–45.
- [94] F. Jablonski und R. Kienzler. „Calculation of fatigue limits based on the weakest-link concept“. In: *Computational Materials Science* 13.1-3 (1998), S. 61–66.
- [95] A. Diemar, R. Thumser und J. W. Bergmann. „Determination of local characteristics for the application of the Weakest-Link Model“. In: *Mat.-wiss. u. Werkstofftech.* 36.5 (2005), S. 204–210.
- [96] A. Diemar, R. Thumser und J. W. Bergmann. „Statistischer Größeneinfluss und Bauteilfestigkeit – Eine neue Methode zur Ermittlung von Spannungsgesamtintegralen“. In: *MP Materialprüfung* 46 (2004), S. 16–21.
- [97] M. Schleicher, H. Bomas, P. Mayr, R. Kohlmann, S. Hock, D. Dengel und D. Römppler. „Berechnung der Dauerfestigkeit von gekerbten und mehrachsigen beanspruchten Proben aus dem einsatzgehärteten Stahl 16MnCrS5“. In: *HTM. Härtereitechnische Mitteilungen* 56.2 (2001), S. 84–94.
- [98] S. Schnack und R. Kienzler. „Calculation of the fatigue limit of pulsed laser hardened specimen based on an engineering interpretation of the weakest-link concept“. In: *Engineering Fracture Mechanics* 71 (2004), S. 779–787.
- [99] F. Meurling, A. Melander, M. Tidesten und L. Westin. „Influence of carbide and inclusion contents on the fatigue properties of high speed steels and tool steels“. In: *International Journal of Fatigue* 23.3 (2001), S. 215–224.
- [100] J. Schumacher, H. Bomas, M. Kuntz und H.-W. Zoch. „Schwingfestigkeit schwefellegierter, sprühkompaktierter Stähle“. In: *HTM Journal of Heat Treatment and Materials* 64.6 (2009), S. 309–322.
- [101] R. Danzer. „Some Notes on the Correlation between Fracture and Defect Statistics: Are Weibull Statistics valid for very Small Specimens?“ In: *Journal of the European Ceramic Society* 26.15 (2006), S. 3043–3049.
- [102] C. Temmel, B. Karlsson und N.-G. Ingesten. „Fatigue crack initiation in hardened medium carbon steel due to manganese sulphide inclusion clusters“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 31.6 (2008), S. 466–477.
- [103] E. Pessard, F. Morel, A. Morel und D. Bellett. „Modelling the role of non-metallic inclusions on the anisotropic fatigue behaviour of forged steel“. In: *International Journal of Fatigue* 33.4 (2011), S. 568–577.
- [104] *Metallische Werkstoffe - Umwertung von Härtewerten; Deutsche Fassung EN ISO 18265:2003*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V.

- [105] *Vergütungsstähle - Teil 3: Technische Lieferbedingungen für legierte Stähle; Deutsche Fassung EN 10083-3:2006*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- [106] I. Wolfrum und E. Bachmeyer. *Robert Bosch GmbH, Abteilung CR/APM; interner Metallografie-Bericht Nr. 0686-2012*. 2012.
- [107] *Mikroskopische Prüfung von Edelmetallen auf nichtmetallische Einschlüsse mit Bildreihen DIN 50602*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- [108] *Metallische Werkstoffe - Zugversuch Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur Deutsche Fassung EN 10002-1:2001*. DIN Deutsches Institut für Normung e.V.
- [109] I. Wolfrum und P. McKay. *Robert Bosch GmbH, Abteilung CR/APM; interner Metallografie-Bericht Nr. 0211-2013*. 2013.
- [110] J. Hoffmeister. „Beschreibung des Eigenspannungsabbaus in kugelgestrahltem Inconel 718 bei thermischer, quasistatischer und zyklischer Beanspruchung“. Diss. Karlsruher Institut für Technologie (KIT), 2009.
- [111] I. Wolfrum und J. Siewert. *Robert Bosch GmbH, Abteilung CR/APM; interner Metallografie-Bericht Nr. 0492-2013*. 2013.
- [112] C. Godard. *Persönliche Email vom 26.08.2014 und 01.09.2014*.
- [113] *VDI/VDE 2602 Blatt 3: Oberflächenprüfung - Angabe der Oberflächenbeschaffenheit in der technischen Produktdokumentation*. Verein Deutscher Ingenieure.
- [114] H. Mauch. *Statistische Methoden zur Beurteilung von Bauteillebensdauer und Zuverlässigkeit und ihre beispielhafte Anwendung auf Zahnräder: Abschlußbericht; Forschungsvorhaben Nr. 304 "Lebensdauerstatistik"*. FVA, 1999.
- [115] R. Menig. „Randschichtzustand, Eigenspannungsstabilität und Schwingfestigkeit von unterschiedlich wärmebehandeltem 42CrMo4 nach modifizierten Kugelstrahlbehandlungen“. Diss. Universität Karlsruhe (TH), 2002.
- [116] W. J. Dixon und A. M. Mood. „A method for obtaining and analyzing sensitivity data“. In: *Journal of the American Statistical Association* 43.241 (1948), S. 109–126.
- [117] M. Hück, W. Schütz und L. Thrainer. *Berechnung von Wöhlerlinien für Bauteile aus Stahl, Stahlguß und Grauguß: synthetische Wöhlerlinien*. Verein Deutscher Eisenhüttenleute, 1983.
- [118] C. Müller, K. Hinkelmann, R. Masendorf und A. Esderts. *Zur Treffsicherheit der experimentellen Dauerfestigkeitsschätzung*. Techn. Ber. Fakultät für Mathematik/Informatik und Maschinenbau, Technische Universität Clausthal, 2014.
- [119] K. Buchhöcker, V. Schulze, J. Hoffmeister, M. Bacher-Höchst und E. Herz. „The Concept of Local Fatigue Strength Extended by Statistical

- Approaches to Assess Manufacturing Influences such as Residual Stresses“. In: *Advanced Materials Research*. Bd. 996. Trans Tech Publ, 2014, S. 722–728.
- [120] T. Linkewitz und A. Hentrich. *Robert Bosch GmbH, Abteilung CR/ANA; interner Schadensanalyse-Bericht Nr. 0082-2015*. 2015.
- [121] P. Häfele und J. Kraut. *Steinbeis-Transferzentrum BWF Esslingen, Projektnummer: BWF 5500; unveröffentlichter Untersuchungsbericht: Fraktographische Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop an Kerbproben aus 50CrMo4 nach Schwingfestigkeitsversuchen*. 2014.
- [122] P. Häfele und J. Kraut. *Steinbeis-Transferzentrum BWF Esslingen, Projektnummer: BWF 5527; unveröffentlichter Untersuchungsbericht: Fraktographische Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop an Kerbproben aus 50CrMo4 nach Schwingfestigkeitsversuchen*. 2014.
- [123] G. Sines und J. Waisman. *Metal Fatigue*. McGraw-Hill Book Co., New York, 1959.
- [124] W. B. Nelson. *Applied life data analysis*. Wiley Series in Probability and Statistics. John Wiley & Sons, Inc., 1982.
- [125] M. Lechmann. „Entwicklung eines schwingbruchmechanischen Auslegungskonzeptes für innendruckbeanspruchte Bauteile mit ausgeprägten Druckeigen Spannungsfeldern“. Diss. Universität Stuttgart, 2008.
- [126] I. V. Papadopoulos, P. Davoli, C. Gorla, M. Filippini und A. Bernasconi. „A comparative study of multiaxial high-cycle fatigue criteria for metals“. In: *International Journal of Fatigue* 19.3 (1997), S. 219–235.
- [127] A. Carpinteri und A. Spagnoli. „Multiaxial high-cycle fatigue criterion for hard metals“. In: *International Journal of Fatigue* 23.2 (2001), S. 135–145.
- [128] Y.-Y. Wang und W.-X. Yao. „Evaluation and comparison of several multiaxial fatigue criteria“. In: *International Journal of Fatigue* 26.1 (2004), S. 17–25.
- [129] Ø. Bruun und G. Härkegård. „A comparative study of design code criteria for prediction of the fatigue limit under in-phase and out-of-phase tension-torsion cycles“. In: *International Journal of Fatigue* 73 (2015), S. 1–16.
- [130] A. Fatemi und N. Shamsaei. „Multiaxial fatigue: An overview and some approximation models for life estimation“. In: *International Journal of Fatigue* 33.8 (2011). Multiaxial Fatigue Models, S. 948–958.
- [131] *FKM-Richtlinie "Rechnerischer Festigkeitsnachweis für Maschinenbauteile aus Stahl, Eisenguss- und Aluminiumwerkstoffen"*, 6. Ausgabe. Forschungskuratorium Maschinenbau (FKM), 2012.

- [132] K. Heckel. „Wirkung von Kerben bei schwingender Beanspruchung“. In: *Verhalten von Stahl bei schwingender Beanspruchung*. Hrsg. von W. Dahl. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1978, S. 165–179.
- [133] E. Macherauch und W. Reik. „Auswirkung von Gefüge, Fertigung und Beanspruchung auf das Dauerschwingverhalten – Übersicht und Bewertung wichtiger Einflussgrößen“. In: *Verhalten von Stahl bei schwingender Beanspruchung*. Hrsg. von W. Dahl. Verlag Stahleisen, Düsseldorf, 1978, S. 111–140.
- [134] H. Mertens und M. Hahn. „Vorhersage von Bauteil-Wöhlerlinien für Nennspannungskonzepte“. In: *Konstruktion* 49.9 (1997), S. 31–37.
- [135] A. Cetin, A. Naess und G. Härkegård. „A physically based extreme value characterization of material fatigue“. In: *International Journal of Fatigue* 47 (2013), S. 216–221.
- [136] G. Bourier. *Wahrscheinlichkeitsrechnung und schließende Statistik*. Wiesbaden: Gabler, 2009.
- [137] K. Kloos. „Einfluss des Oberflächenzustandes und der Probengröße auf die Schwingfestigkeitseigenschaften“. In: *VDI-Berichte* 268.268 (1976), S. 63–76.
- [138] H. Bomas, T. Linkewitz und P. Mayr. „Application of a weakest-link concept to the fatigue limit of the bearing steel SAE 52100 in a bainitic condition“. In: *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures* 22.9 (1999), S. 733–741.
- [139] H. Bomas, K. Burkart und H.-W. Zoch. „Evaluation of S-N curves with more than one failure mode“. In: *International Journal of Fatigue* 33.1 (2011). *Advances in Very High Cycle Fatigue*, S. 19–22.
- [140] P. Häfele und J. Kraut. *Steinbeis-Transferzentrum BWF Esslingen, Projektnummer: BWF 5520; unveröffentlichter Untersuchungsbericht: Fraktographische Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop an Flachbiegeproben aus 50CrMo4 vergütet nach Schwingfestigkeitsversuchen*. 2015.

Studentische Abschlussarbeiten

Folgende studentische Abschlussarbeiten wurden im Rahmen der Promotion betreut:

- [A1] M. Hollerbach. „Zyklischer Eigenspannungsabbau in Abhängigkeit von Spannungsverhältnis und -gradient“. Diplomarbeit. Universität Stuttgart, 2014.
- [A2] E. Loroff. „Einfluss fertigungsbedingter Randschichten auf die Schwingfestigkeit von hochfestem Stahl unter Berücksichtigung der Eigenspannungszustände“. Masterarbeit. Fachhochschule Stralsund, 2013.
- [A3] A. Leenders. „Experimentelle und simulative Untersuchungen zur Eigenspannungsumlagerung unter zyklischer Beanspruchung“. Bachelorarbeit. Gottfried Wilhelm Leibniz Universität Hannover, 2015.
- [A4] A. Al-Arabi. „FE-basierte Eigenspannungsabschätzung für das Bauteilvolumen“. Masterarbeit. Universität Stuttgart, 2014.
- [A5] P. Chauhan. „Design Methodology taking in to account Production Influences“. Masterarbeit. Hochschule Esslingen, 2015.