

Einflussfaktoren auf die Rissinitiierung, die Rissausbreitung und die Wechselfestigkeit von mikrostrukturierten Proben aus Reintitan

Vom Fachbereich Maschinenbau und Verfahrenstechnik
der Technischen Universität Kaiserslautern
zur Erlangung des akademischen Grades

Doktor-Ingenieur (Dr.-Ing.)
genehmigte
Dissertation

vorgelegt von
Luisa Böhme (M.Sc.)
aus Halle an der Saale

Dekan:	Prof. Dr.-Ing. T. Beck
Vorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. J. Seewig
Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. E. Kerscher
	Prof. Dr.-Ing. V. Schulze
Tag der mündlichen Prüfung:	23. September 2021

Vorwort

Die vorliegende Dissertation entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftliche Mitarbeiterin der Arbeitsgruppe Werkstoffprüfung an der Technischen Universität Kaiserslautern. Ich danke der Deutschen Forschungsgemeinschaft für die finanzielle Unterstützung im Rahmen des Sonderforschungsbereiches 926. Weiter möchte ich an dieser Stelle den Personen danken, die entschieden zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben.

Zuerst gilt mein Dank meinem Doktorvater Herrn Prof. Dr.-Ing. Eberhard Kerscher, der mir die Möglichkeit zu dem Promotionsstudium in seiner Arbeitsgruppe gegeben hat. Stets stand er mir in dem Forschungsprojekt und sowohl bei Vorträgen und Veröffentlichungen, als auch beim Verfassen der Dissertation mit wertvollen Anregungen und Hinweisen zur Seite. Herrn Prof. Dr.-Ing. Jörg Seewig gilt mein Dank für die gute Zusammenarbeit im Sonderforschungsbereich 926 und für die Übernahme des Vorsitzes der Prüfungskommission. Herrn Prof. Dr.-Ing. Volker Schulze danke ich für die Übernahme des Koreferats und für das Interesse an meiner Arbeit.

Ich bedanke mich bei Frau Dipl.-Ing. Christine Wagner vom Institut für Oberflächen- und Schichttechnologie, die meine Forschung mit EBSD-Messungen unterstützte, die essenziell für wesentliche Forschungsergebnisse waren.

Den Kollegen im Sonderforschungsbereich 926 möchte ich für die gute Zusammenarbeit und die wunderbare Zeit bei zahlreichen Ausflügen, Retreats und Plenarsitzungen danken. Ein besonderer Dank gilt Frau Sonja Kieren-Ehse und Herrn Dr. Martin Bohley für die Mikrostrukturierung der Proben.

Für die tatkräftige Unterstützung bei der Eruiierung experimenteller Daten danke ich den Hilfswissenschaftlern und Studierenden, deren Projekt- und Abschlussarbeiten ich betreuen durfte. Besonders hervorheben möchte ich Frau Stella Diederichs, die in ihrer Abschlussarbeit außergewöhnliches Engagement gezeigt und hervorragende Ergebnisse erzielt hat.

Ich danke meinen Kollegen in der Arbeitsgruppe. Besonderer Dank gilt dabei Herrn Dr. Daniel Priestersbach, sowie meinen Bürokollegen Frau Dr. Lucia Morales-Rivas und Herrn Dr. Stefan Averbek.

Schließlich danke ich meinen Freunden und besonders Herrn Timo Wiegel und Frau Julia Hanfland, auf deren Freundschaft und Unterstützung ich mich stets verlassen kann. Herrn Klaus Rau danke ich für den Zuspruch und für den Rat, ein Promotionsstudium aufzunehmen. Ihm verdanke ich, meinen Weg in die Werkstoffkunde und dort mein Glück gefunden zu haben. Ein letzter großer Dank gilt meinen Eltern und meiner Familie. Meiner Mutter verdanke ich mehr, als ich an dieser Stelle zu schreiben vermag. Für wunderbare Momente der Ablenkung danke ich meinem Lebensgefährten und unserer Tochter. Sie hat mir im letzten Jahr der Promotion gezeigt, dass es auch andere wichtige Dinge gibt. Meine liebe Hanna, du bist immer das Wichtigste.

Kurzfassung

Moderne Mikrostrukturierungsverfahren können dazu genutzt werden, die Eigenschaften von Bauteiloberflächen zu verändern und für bestimmte Anwendungsfälle gezielt zu optimieren. Gleichzeitig ist die Beschaffenheit einer Oberfläche von entscheidender Bedeutung für die Initiierung von Ermüdungsrissen. Im Rahmen dieser Arbeit wurden miniaturisierte Proben aus alpha-Titan mit drei verschiedenen Korngrößen, deren Oberflächen mithilfe von vier Mikrostrukturierungsverfahren modifiziert wurden, untersucht und die Einflussfaktoren auf die Schädigungsentwicklung unter zyklischer Beanspruchung eruiert. Dafür wurden Methoden zur Charakterisierung der Oberflächenmorphologie (Topographie, Korngröße und kristallographische Orientierung) der Proben entwickelt. Die daraus abgeleiteten Informationen wurden für die Detektion kritischer Bereiche genutzt, in denen die Ermüdungsrissinitiierung vorzugsweise auftritt. Die Untersuchungen zeigen, dass sich der Rissinitiierungsort anhand der entwickelten Methoden basierend auf Topographie- und Probenzustandsdaten für Probenzustände bestimmen lässt, bei denen die Topographie den Rissinitiierungsort determiniert und bei denen folglich auch die Wechselfestigkeit aufgrund der Oberflächenstrukturierung reduziert ist. Für Probenzustände, bei denen die Rissinitiierung nicht an topographischen Merkmalen erfolgt, wird der Rissinitiierungsort durch lokale mikrostrukturelle Charakteristika bestimmt und konnte im Rahmen der vorliegenden Arbeit mit der Korngröße und der kristallographischen Orientierung korreliert werden.

Abstract

Modern micro machining processes can be used to modify component surfaces as to optimize its characteristics for specific applications. At the same time the condition of a surface is of major importance for the fatigue crack initiation. Within the present work alpha-Titanium miniature specimens with micro machined surfaces and with three different grain sizes are investigated in order to study the influence of surface morphology characteristics on the damage mechanisms under cyclic loading. For this reason, methods were developed for the characterization and analyzation of the surface morphology (topography, grain size, and crystallographic orientation) of these specimens. The resulting informations were used for the detection of critical areas where fatigue crack initiation preferentially occurs. The comparison of the predicted crack initiation areas with the actual crack initiation areas show that the topography based prediction method succeeds in case of specimen states for which the crack initiation area is determined by the surface topography. Certain specimen states do not show crack initiation at surface topography characteristics. In these cases crack initiation is determined by the local microstructure. A correlation is shown between the path of a fatigue crack and the grain size as well as the crystallographic orientation.

Summary

Micro machining processes such as micro milling have become increasingly important in the recent years. This is due to the fact that these highly precise processes can be used to modify component surfaces and to optimize these surfaces for different specific applications. At the same time it is well known that the local surface condition plays a major role during fatigue crack initiation. The overarching aim of the present work was to give a better understanding of how the material microstructure and the surface topography reciprocally influence the damage mechanisms during the initiation and the growth of fatigue cracks as well as the fatigue strength of a component. In the present work, numerous methodologies were applied and in part newly developed for the manufacturing and for the characterization of the surface morphology of alpha-Titanium specimens with micro machined surfaces and with three different grain sizes. The investigations lead to numerous new findings described below.

Fatigue tests of alpha-Titanium miniature specimens with smooth surfaces and with micro machined surfaces are the central element of the present investigations. The results show that it is possible to apply micro machining processes to generate surface topography characteristics without reducing the fatigue limit of the material significantly. A reciprocal influence of the order of magnitude of the generated topography characteristics and the relevant microstructural characteristics can be noticed. On the one hand the results show that the smaller the average grain size of a material state the smaller the dimensions of a topography characteristic that leads to a reduction of the fatigue limit. On the other hand the results suggest that an increasing average grain size leads to the phenomenon that proportionally small notches cause a reduction of the fatigue limit. Comparative investigations of smooth and notched macro-specimens show that the influence of the specimen size on the fatigue limit is not negligible. The miniaturization of the specimens leads to a strength enhancement and to a higher uncertainty of the measurement. Both can be explained by the statistical size effect as described in literature.

Scanning electron microscopy was used for the characterization of the fracture morphology of the miniature specimens after fatigue failure. These investigations show the influence of the microstructure of the material on the damage processes during fatigue loading in three stages of fatigue crack growth. The larger the average grain size of a material state and the lower the stress amplitude during fatigue loading, the larger the proportion of first stage fatigue crack growth where the maximum shear stress and the crystallographic microstructure are of significant relevance. This can be explained by theories in literature on the transition of the crack growth states.

A new methodology for the acquisition and processing of surface topography data was developed and applied for the detection of critical areas, where fatigue crack initiation may preferentially occur. The applicability of this methodology could be attributed to the material and surface condition of

a respective sample state. The results show that the methodology succeeds in case of sample states where the crack initiation area is determined by the surface topography rather than by the microstructure of the material.

Instrumented indentation testing were conducted on cross sections of alpha-Titanium samples with micro-machined surfaces. The investigations show no influence of the micro machining processes with the exception of a slight increase of the indentation hardness in close proximity to the surface of a face milled sample. The latter is explained by the generation of dislocations which may also lead to an increase of the fatigue strength for this surface state though this cannot be concluded from the results of the fatigue tests. The comparison of the results of instrumented indentation tests with the crystallographic orientation data from an electron backscatter diffraction measurement leads to new findings on the effect of the crystallographic orientation on the measured indentation hardness in terms of the rotation angle of the sample and the first Euler angle in Bunge notation.

Additionally, a new methodology based on polarized light microscopy was developed and applied for the detection of the orientation of the crystallographic c-axis of alpha-Titanium. This method can be complemented with the results from indentation testing based on the new findings in terms of the influence of the rotation angle of the specimen in a reasonable way in the future. Both methodologies are assumed to be transferable to other materials exhibiting an intrinsic anisotropy.

Different process zone methods from literature were applied for the prediction of the fatigue limit of the alpha-Titanium miniature specimens. It is assumed by a comprehensive literature research that this is the first application of these methods on miniaturized components with notches of the same size as the size of the relevant crystallographic characteristics of the material. The methods require a length parameter which was determined in two different ways: fully based on literature data and by using the fatigue limit results, determined experimentally. Here a distance based method, the point method, with an in part experimentally determined length parameter provides the best results. Nevertheless, the discrepancy between the experimental and the predicted results is significant for the material states of the ultrafine grained and the very coarse grained material states. Therefore it is recommended to determine the length parameter by further investigations without literature data.

Inhaltsverzeichnis

Nomenklatur	III
1 Einleitung	1
1.1 Problemstellung	1
1.2 Zielsetzung	1
1.3 Gliederung der Arbeit	2
2 Kenntnisstand	4
2.1 Ermüdungsrissinitiierung in Reintitan	6
2.1.1 Einfluss der Topographie der Oberfläche	7
2.1.2 Einfluss der kristallographischen Korngröße	10
2.1.3 Einfluss der kristallographischen Orientierung	11
2.2 Ermüdungsrissausbreitung in Reintitan	16
2.3 Ausgewählte Konzepte zur Prognose der Wechselfestigkeit ...	24
2.3.1 Atzori	25
2.3.2 Murakami	27
2.3.3 Prozesszonen-Methoden	28
3 Experimentelles Vorgehen	32
3.1 Werkstoffe und Probenherstellung	32
3.1.1 Werkstoffzustände	32
3.1.2 Probenherstellung und Präparation	38
3.1.3 Oberflächenzustände	41
3.2 Experimentelle Methodik	47
3.2.1 Methoden der Oberflächencharakterisierung	47
3.2.2 Schwingfestigkeitsversuche	55
3.2.3 Ergänzende experimentelle Methoden	61
3.2.4 Methoden zur Prädiktion der Wechselfestigkeit	67
4 Ergebnisse	71
4.1 Schwingfestigkeitsversuche an Miniaturproben	71

4.2	Schwingfestigkeitsversuche an Makroproben	76
4.3	Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen	77
4.4	Prognose der Wechselfestigkeit	82
4.5	Polarisierte Lichtmikroskopie	84
4.6	Instrumentierte Eindringprüfung	89
4.6.1	Untersuchung des Einflusses der kristallographischen Orientierung	89
4.6.2	Untersuchung des Einflusses der Oberflächenstrukturi- erung	93
4.7	Orte der Ermüdungsrissinitiierung und Rissausbreitungspfad .	97
5	Diskussion	106
5.1	Neue Methoden zur Detektion der kristallographischen Ori- entierung	106
5.1.1	Kristallographische Orientierung durch polarisierte Licht- mikroskopie	106
5.1.2	Kristallographische Orientierung durch instrumentier- te Eindringprüfung	107
5.2	Einfluss der Mikrostrukturierung auf die oberflächennahe Ge- fügemorphologie	109
5.3	Charakterisierung der Schädigungsentwicklung	111
5.3.1	Rissinitiierung	112
5.3.2	Rissausbreitung	115
5.4	Rahmenbedingungen für die Reduktion der Wechselfestigkeit	119
5.4.1	Mittlere Korngröße und Probengröße	119
5.4.2	Topographie und Kerben	124
5.4.3	Abschließende Betrachtungen	132
5.5	Validierung der Orte der Ermüdungsrissinitiierung	133
6	Zusammenfassung und Ausblick	135
	Literaturverzeichnis	138

Nomenklatur

Lateinische Buchstaben

Zeichen	Einheit	Beschreibung
a	μm	Risslänge
a_0	μm	Materialparameter
A_p	μm^2	projizierte Kontaktfläche bei der instrumentierten Eindringprüfung
B'	-	Konstante in der Exponentialfunktion bei der instrumentierten Eindringprüfung
C	-	Rissausbreitungskoeffizient
D	μm	Kerbtiefe
E	GPa	Elastizitätsmodul
F	N	Kraft
F_{\max}	mN	maximale Prüflast bei der instrumentierten Eindringprüfung
d	m	Korndurchmesser
d_m	μm	mittlere Korngröße
G	-	mittlerer Grauwert in einem Korn
G_0	-	Mittelwert der Grauwertentwicklung $G(\gamma)$
G_a	-	Amplitude der Grauwertentwicklung $G(\gamma)$
h	μm	Eindringtiefe bei der instrumentierten Eindringprüfung
h_c	μm	Kontakttiefe bei der instrumentierten Eindringprüfung
h_{\max}	μm	maximale Eindringtiefe bei der instrumentierten Eindringprüfung
H_{IT}	GPa	Eindringhärte
k	$\text{Nm}^{1,5}$	Konstante in der Hall-Petch Beziehung
K	$\text{MPa}\sqrt{m}$	Spannungsintensitätsfaktor
k_f	-	Kerbwirkungszahl
K_t	-	Kerbformzahl
ΔK	$\text{MPa}\sqrt{m}$	Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors
ΔK_{th}	$\text{MPa}\sqrt{m}$	Schwellenwert der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors
l	μm	Länge eines Oberflächendefektes
L	μm	geometrieunabhängiger Materialparameter
L_{Exp}	μm	geometrieunabhängiger Materialparameter basierend auf Literaturwerten und experimentellen Daten
L_{Lit}	μm	geometrieunabhängiger Materialparameter basierend auf Literaturwerten
m	-	Rissausbreitungsexponent

m'	-	Exponent in der Exponentialfunktion bei der instrumentierten Eindringprüfung
N	-	Lastspielzahl
N_B	-	Bruchlastspielzahl
N_G	-	Grenzschwingspielzahl
n_P	-	Anzahl der Schnittpunkte von Korngrenzen mit einer Einzelmessstrecke
q	-	Kerbempfindlichkeit
r	μm	Distanz von Kerbgrund
R_a	μm	arithmetischer Mittelwert von Profildordinaten
R_{ku}	μm	Steilheit des Profils einer Oberfläche
R_m	MPa	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	MPa	0,2 %-Dehngrenze
R_q	μm	Quadratischer Mittelwert von Profildordinaten
R_{sk}	μm	Schiefe des Profils einer Oberfläche
R_z	μm	Größte Höhe des Profils einer Oberfläche
s	μm	Länge einer Einzelmessstrecke
S	$\frac{\text{mN}}{\mu\text{m}}$	lokale Steifigkeit
t	μm	Tiefe eines Oberflächendefektes
V	mm^3	Volumen einer Probe im Messbereich
x	μm	Richtung in kartesischem Koordinatensystem entlang der Längsachse einer Ermüdungsprobe (Taststrecke in einer Rauheitsmessung)
Y	-	Geometriefaktor
z	μm	Ordinatenwert, ist die Höhe eines gemessenen Profils einer Rauheitsmessung

Griechische Buchstaben

Zeichen	Einheit	Beschreibung
α	$^\circ$	Phasenverschiebung der Grauwertentwicklung
α_N	μm	Längenparameter nach Neuber
α_P	μm	Längenparameter nach Peterson
γ	$^\circ$	Probendrehwinkel
δ	%	Bruchdehnung
ε'	-	ε -Faktor bei der instrumentierten Eindringprüfung
ε	%	Dehnung
ε_a	%	Dehnungsamplitude
ε_m	%	Mitteldehnung
κ	$^\circ$	Winkel zwischen Zugrichtung und Gleitrichtung
ρ	μm	Kerbradius
σ	MPa	Spannung
$\Delta\sigma$	MPa	Schwingbreite der Spannung
σ_i	MPa	intrinsische Festigkeit

$\Delta\sigma_0$	MPa	Schwingbreite der Dauerfestigkeit
σ_a	MPa	Spannungsamplitude
σ_n	MPa	Nennspannung
$\Delta\sigma_n$	MPa	Schwingbreite der Nennspannung
σ_{th}	MPa	Dauerfestigkeit unter Einfluss von Kerben
$\Delta\sigma_{th}$	MPa	Schwingbreite der Dauerfestigkeit unter Einfluss von Kerben
σ_W	MPa	Wechselfestigkeit
$\Delta\sigma_W$	MPa	Schwingbreite der Wechselfestigkeit
φ_1	°	Erster Euler-Winkel in Bunge [1] Notation
φ_2	°	Dritter Euler-Winkel in Bunge [1] Notation
Φ	°	Zweiter Euler-Winkel in Bunge [1] Notation
χ	°	Winkel zwischen Zugrichtung und Normale zur Gleitebene

Abkürzungen

Abkürzung Beschreibung

AWP	Arbeitsgruppe Werkstoffprüfung
DIN	Deutsches Institut für Normung
EBSD	Electron Backscatter Diffraction
EDS	Energiedispersive Röntgenspektroskopie
ECAP	Equal Channel Angular Pressing
FBK	Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation
FEM	Finite Elemente Methode
hdp	hexagonal dichtest gepackt
IPF	Inverse Polfigur
LEBM	Linearelastische Bruchmechanik
LM	Linienmethode
PLM	Polarisierte Lichtmikroskopie
PM	Punktmethode
SE	Sekundärelektronen
Ti	Titan
WLM	Weißlichtmikroskopie

1 Einleitung

1.1 Problemstellung

In den letzten Jahren hat die Nachfrage nach mikrostrukturierten Oberflächen und Mikrokomponenten deutlich zugenommen. Bauteile mit mikrostrukturierten Oberflächen werden beispielsweise in medizinischen Produkten [2, 3], in der Mikrofluidtechnik [4], in der Elektronik [5], oder in Produkten der Informationstechnologie [6] eingesetzt. Entsprechend werden vermehrt Mikrostrukturierungsverfahren wie das Mikrofräsen erforscht und gezielt zur Modifikation von Bauteiloberflächen genutzt. Gleichzeitig unterliegen Bauteile in der Praxis häufig einer zyklischen Beanspruchung und es ist weiterhin bekannt, dass Bauteilschäden unter zyklischer Beanspruchung an Kerben oder strukturellen Diskontinuitäten auftreten. In diesen Fällen wird die Dauerfestigkeit des verwendeten Werkstoffes durch die Strukturierung im Vergleich zu einer polierten Oberfläche reduziert. In umfassenden Studien wird gezeigt, dass die Reduktion der Dauerfestigkeit nicht alleine von der erzeugten Topographie eines Werkstoffes abhängt, sondern dass ein wechselseitiger Zusammenhang zwischen der durch Anwendung eines Mikrostrukturierungsverfahrens erzeugten Topographie einer Oberfläche und der kristallographischen Gefügestruktur des Werkstoffes besteht [7–9]. In [9] wurde die Frage geklärt, wie sich mikrogefräste Kerben, deren Größe im Bereich der mittleren Korngröße eines Werkstoffes liegt, auf die Wechselfestigkeit von alpha-Titan auswirken. Es konnte gezeigt werden, dass die Wechselfestigkeit nicht reduziert wird, wenn „die Kerben kleiner als die Korngröße“ sind. Die Forschungsergebnisse führen zu der Frage, ob sich dieser Zusammenhang für unterschiedliche Korngrößen bestätigen lässt und ob es möglich ist, anhand von topographischen Daten und Informationen über das kristallographische Gefüge an der Werkstoffoberfläche, Bereiche zu prognostizieren, an denen die Rissinitiierung unter zyklischer Beanspruchung stattfinden wird.

1.2 Zielsetzung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit soll der wechselseitige Einfluss von Mikrostruktur und Topographie auf die Wechselfestigkeit untersucht werden. Ziel ist die Überprüfung der drei folgenden Hypothesen:

- Es ist möglich die Reduktion der Wechselfestigkeit von Miniaturermüdungsproben infolge der Mikrostrukturierung von deren Ober-

flächen zu prognostizieren

- Es existieren Rahmenbedingungen, unter denen eine Mikrostrukturierung nicht zu einer Reduktion der Wechselfestigkeit eines Werkstoffes führt.
- Anhand von topographischen Daten und Informationen über das kristallographische Gefüge an der Werkstoffoberfläche ist es möglich den Bereich einer Oberfläche zu identifizieren, an dem sich unter zyklischer Beanspruchung Risse bilden, die zum Versagen des Bauteils führen.

Um diese Hypothesen zu überprüfen müssen geeignete zerstörungsfreie Verfahren neu entwickelt und validiert werden, mit denen sich Oberflächencharakteristika analysieren und evaluieren lassen. Im Detail bedeutet das, dass die die Rissinitiierung beeinflussenden Merkmale, die Topographie der Oberfläche mitsamt der an der Oberfläche eingebrachten Mikrostrukturen sowie die Größe und die kristallographische Orientierung der Körner an der Oberfläche, analysiert werden müssen. Darüber hinaus ist es notwendig, geeignete Methoden zur Verarbeitung dieser Daten zu entwickeln, mit denen sich kritische Bereiche der Oberfläche detektieren lassen, die die Rissinitiierung maßgeblich determinieren.

1.3 Gliederung der Arbeit

In einer Zusammenfassung des Kenntnisstands in Kapitel 2 werden die zum Zeitpunkt des Verfassens der Arbeit bekannten Grundlagen zur Schädigungsentwicklung unter zyklischer Beanspruchung, mit besonderer Rücksichtnahme auf die Erkenntnisse, die für einphasige topographiebehaftete Werkstoffe und ohne Umgebungseinflüsse wie Temperatur und Korrosion vorliegen, erläutert. Dabei werden die grundlegenden Begriffe zur Beschreibung von Schwingfestigkeitsversuchen nach DIN 50100 vorausgesetzt. Nach einem kurzen allgemeinen Blick auf die historische Entwicklung werden die Rissinitiierung, das Risswachstum und die Einflussfaktoren auf die Wechselfestigkeit im Detail erörtert. Der Fokus liegt dabei stets auf den Erkenntnissen, die für alpha-Titan (Ti) in der Literatur zu diesen Themengebieten zu finden sind. Anschließend werden in Kapitel 3 die Versuche beschrieben, die als Grundlage dieser Arbeit durchgeführt wurden, um die genannten Hypothesen zu überprüfen. Das Kapitel beinhaltet die Beschreibung der Werkstoffe und der Prozedur zur Herstellung mikrostrukturierter Miniaturproben aus diesen Werkstoffen sowie eine Beschreibung der im Rahmen dieser Arbeit angewendeten Methoden. Die Ergebnisse der Untersuchungen werden in Ka-

pitel 4 erläutert. Anschließend werden in Kapitel 5 die wesentlichen wissenschaftlichen Erkenntnisse aus den Ergebnissen der Untersuchungen herausgearbeitet, kritisch diskutiert und abschließend in Kapitel 6 zusammenfassend dargestellt.

2 Kenntnisstand

In der Werkstoffkunde versteht man unter dem Begriff Ermüdung das Versagen von Bauteilen unter Schwingbeanspruchung [10]. Der Begriff Ermüdung (engl.: fatigue) wurde in diesem Kontext erstmals 1854 von Braithwaite [11] verwendet. Zuvor wurden bereits die ersten belegten Ermüdungsversuche von dem königlich hannoverschen Oberbergrat Albert infolge von Schadensfällen an Förderketten, die in den Oberharzer Bergwerken im Einsatz waren, durchgeführt [12]. In der Folge haben weitere Schadensfälle stets neue Anstrengungen zur Erforschung der Ursachen für das Versagen von Bauteilen unter Schwingbeanspruchung bewirkt.

Die Schädigungsentwicklung aufgrund der Schwingbeanspruchung bis hin zum Ermüdungsversagen kann in drei Bereiche eingeteilt werden: die Anfangsphase, die Phase der Rissinitiierung und die Phase der Ermüdungsrissausbreitung, bis das Werkstoffversagen bei der Bruchlastspielzahl N_B eintritt. In der anrissfreien Anfangsphase finden plastische Verformungen im gesamten verformungsfähigen Werkstoffvolumen statt [13]. Dabei kommt es zur Bildung bzw. Annihilation von Versetzungen. Die Anfangsphase kann daher mit einer zyklischen Verfestigung bzw. einer zyklischen Entfestigung des Werkstoffes oder der Kombination von Verfestigungs- und Entfestigungsprozessen verbunden sein. Bei konstant gehaltener Spannungsamplitude kann die Dehnungsamplitude dementsprechend sinken oder ansteigen. Mit zunehmender Lastspielzahl verlagern sich die plastischen Verformungen hin zu oberflächennahen Bereichen, sodass sich ein Quasi-Sättigungszustand einstellen kann, bei dem keine zyklische Ver- oder Entfestigung an der Wechselverformungskurve erkennbar ist. Die Lokalisierung der plastischen Verformung leitet die Phase der Rissinitiierung ein. Zunächst bilden sich Mikrorisse, deren Anzahl mit zunehmender Lastspielzahl ansteigt. Die plastischen Verformungen finden anschließend an der Spitze dieser Mikrorisse statt, sodass diese wachsen. Anschließend kann sich in der Phase der Ermüdungsrissausbreitung ein in der Regel einzelner Riss, vor dessen Spitze durch die Beanspruchung der Schwellenwert des Werkstoffes für die Langrissausbreitung überschritten wird, im Werkstoff ausbreiten, bis schließlich das Versagen eintritt. [14, 15]

Zur Untersuchung des Ermüdungsverhaltens eines Werkstoffes eignet sich die Darstellung der Ergebnisse aus Ermüdungsversuchen anhand eines Wöhler-Diagramms. Namensgeber dieses Diagramms ist August Wöhler, der zu Beginn des Bekanntwerdens der Phänomenologie der Werkstoffschädigung aufgrund einer Schwingbeanspruchung systematische Versuchsreihen zur Unter-

suchung der Brüche von Eisenbahnachsen durchgeführt hat [16–20], obwohl er seine Ergebnisse in tabellarischer Form veröffentlicht hat und die Darstellung seiner Ergebnisse in Form eines Diagramms, in dem die Spannungsamplitude σ_a über der Bruchlastspielzahl N_B aufgetragen ist, erst später durch seinen Nachfolger Spangenberg [21] erfolgte. Abbildung 2.1 zeigt schematisch den Verlauf einer Wöhler-Kennlinie nach [22]. Die heute gebräuchliche doppelt logarithmische Auftragung wurde erstmals 1910 von Basquin angewendet, der die Beschreibung der Zeitfestigkeit mit dem Schwingfestigkeitskoeffizienten σ'_f und dem Schwingfestigkeitsexponenten n nach Gleichung (2.1) einführte [23].

$$\sigma_a = \sigma'_f(N_B)^n \quad (2.1)$$

Für geringe Beanspruchungsamplituden nähert sich die Wöhler-Kennlinie einem konstanten Wert, der allgemein als Dauerfestigkeit bezeichnet wurde, der aber nach DIN50100:2016 als Langzeitfestigkeit zu bezeichnen ist, die mit der Grenzschwingspielzahl N_G , bei der ein Versuch als Durchläufer gewertet wird, angegeben werden muss [22]. In der vorliegenden Arbeit, in der die Versuche bei reiner Wechselbeanspruchung, mit einem Verhältnis zwischen Ober- und Unterspannung von $R = -1$, durchgeführt werden, wird dieser Wert als Wechselfestigkeit σ_W bezeichnet. In der Theorie führen Beanspruchungsamplituden, die unterhalb der Wechselfestigkeit liegen, nicht zum Versagen eines Bauteils.

Für die vorliegende Arbeit ist vor allem die Phase der Ermüdungsrissinitiation bei geringen Beanspruchungsamplituden im Bereich der Langzeitfestigkeit und dabei besonders der Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit und des Werkstoffzustands von Bedeutung. Dabei spielt der Begriff der Kerbwirkung eine wichtige Rolle. Eine Kerbe zeichnet sich dadurch aus, dass sie eine lokale Spannungsüberhöhung mit einem mehrachsigen Spannungszustand in ihrem Kerbgrund verursacht. Dabei wird zwischen geometrischen Kerben und Gefügekerben unterschieden. Geometrische Kerben werden durch die Mikrostrukturierung der Werkstoffoberflächen erzeugt, während Gefügekerben durch Merkmale des kristallographischen Gefüges hervorgerufen werden. Die konkurrierenden Mechanismen dieser beiden Kerbarten bilden den Kern der vorliegenden Untersuchungen. Nachfolgend wird im Detail erörtert, wie sich Gefügekerben und geometrische Kerben auf die Initiierung von Ermüdungsrissen und damit auf die Wechselfestigkeit auswirken.

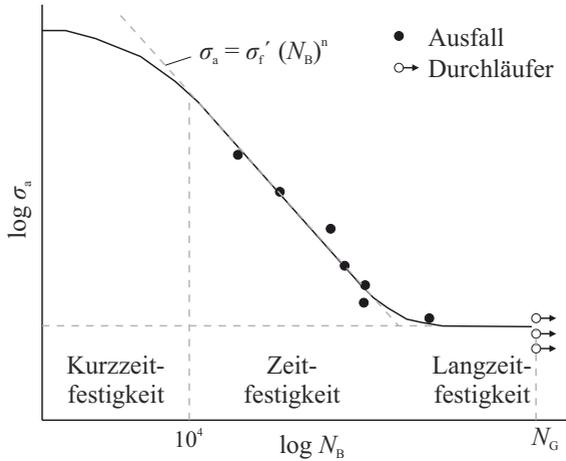


Abb. 2.1: Schematische Darstellung einer Wöhlerkennlinie.

2.1 Ermüdungsrissinitiierung in Reintitan

Ob sich ein Ermüdungsriss bilden und in dem Werkstoff ausbreiten kann, wird von mehreren Faktoren beeinflusst. Generell entstehen Risse in den Bereichen, in denen eine lokale Spannungsüberhöhung vorliegt und eine kritische Schubspannung überschritten wird. Die anliegende Nennspannung kann durch geometrische Kerben und Gefügekerben lokal überhöht sein. Abbildung 2.2 gibt eine Übersicht über die Faktoren, die die Ermüdungseigenschaften eines Bauteils nach [24] maßgeblich determinieren. Angesichts dieser zahlreichen Einflussfaktoren ist es für die Erforschung der konkurrierenden Mechanismen von geometrischen Kerben und Gefügekerben während der Ermüdungsrissinitiierung notwendig, die Anzahl der Variablen zu minimieren. In einem Laborversuch bei Raumtemperatur in einer nicht korrosiven Umgebung bei gegebener mechanischer Beanspruchung an Ermüdungsproben aus einem einphasigen vielkristallinen Werkstoff mit gegebener chemischer Werkstoffzusammensetzung wird die Ermüdungsfestigkeit von folgenden Faktoren bestimmt: von der kristallographischen Orientierung und der gemittelten Größe der Körner des Werkstoffes, von der Geometrie der Probe und von der Topographie der Probenoberfläche. Somit liegt der Fokus im weiteren Verlauf der Arbeit auf der Charakterisierung des Einflusses von Korngröße, Mikrostruktur (kristallographische Orientierung) und Topographie auf die Ermüdungsfestigkeit.

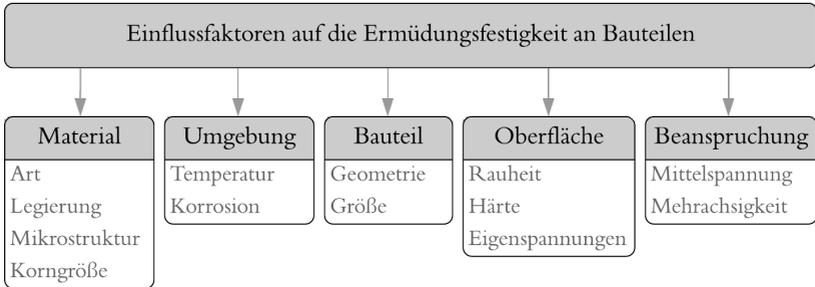


Abb. 2.2: Einflussfaktoren auf die Ermüdungsrissinitiiierung an Bauteilen nach [24].

2.1.1 Einfluss der Topographie der Oberfläche

Die Topographie einer Oberfläche hat einen signifikanten Einfluss auf die Schwingfestigkeit eines Werkstoffes. In [25] wird dieser Einfluss erstmals diskutiert. Für die vorliegende Arbeit, in der der Einfluss einer Mikrostrukturierung untersucht wird, stehen sehr kleine topographische Merkmale im Fokus, deren Größe wenige μm nicht überschreitet. Im Folgenden wird daher besonders der Kenntnisstand mit Bezug zu den in diesen Untersuchungen vorliegenden topographischen Merkmalen erläutert. Konkret sind das die Rauheit sowie scharfe Kerben, wie sie durch das Mikrofräsen und das Planfräsen erzeugt werden.

Wichtige Kenngrößen zur Beschreibung der Topographie einer Oberfläche sind in der DIN EN ISO 4287 definiert [26]. Die Grundlage zur Berechnung der Kenngrößen bilden gemessene (x, y, z) -Topographiedaten. Die größte Höhe des gemessenen Profils R_z innerhalb einer Einzelmessstrecke wird aus der Summe der Höhe der größten Profilspitze und der Tiefe des größten Profiltales gebildet. Weitere häufig verwendete Kennwerte sind der arithmetische Mittelwert der Profildordinaten R_a und der quadratische Mittelwert der Profildordinaten R_q . Diese Kennwerte berechnen sich auf einer Einzelmessstrecke für die Rauheit der Länge s nach Gleichung 2.2 und 2.3.

$$R_a = \frac{1}{s} \int_0^l |z(x)| dx \quad (2.2)$$

$$R_q = \sqrt{\frac{1}{s} \int_0^l z^2(x) dx} \quad (2.3)$$

Gerade in frühen Arbeiten werden einfache Rauheitskennwerte, wie die Am-

plitudenkenngrößen der Oberflächenrauheit R_a oder R_z als maßgebend für die Ermüdungsfestigkeit betrachtet [27–32]. In den meisten Fällen wird berichtet, dass eine geringere Rauheit zu einer längeren Lebensdauer führt. Erst wenn R_a einen sehr geringen Wert annimmt, überwiegt der Einfluss der Eigenspannung und der oberflächennahen Gefügestruktur [33]. In der vorliegenden Arbeit wird R_z als Kennwert für die Quantifizierung der maßgeblichen Kerbtiefe für plangefräste Oberflächen verwendet.

Kerben verursachen eine lokale Spannungsüberhöhung im Werkstoff. Der Höchstwert der durch eine Kerbe verursachten Spannung σ_{\max} mit Bezug zu der durch eine äußere Belastung vorliegenden Nennspannung σ_n wird durch die Kerbformzahl K_t nach Gleichung 2.4 beschrieben. Die Kerbformzahl hängt von der Geometrie der Kerbe und dem Belastungsfall ab. [34–36]

$$K_t = \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_n} \quad (2.4)$$

Für zahlreiche Kerbgeometrien und Belastungsfälle existieren Berechnungsformeln für K_t in der Literatur. Die Kerbformzahl für rechteckige Kerben mit runden Ecken, die beidseitig in einem unendlich ausgedehnten Blech eingebracht sind, wird unter einachsiger Zugbeanspruchung nach [37] mit Abbildung 2.3 bestimmt.

Die Dauerfestigkeit eines Werkstoffes wird durch Kerben abhängig von der durch sie verursachten Spannungserhöhung herabgesetzt. Der von Heyn eingeführte Begriff der Kerbwirkung [38] wurde durch Thum [39] mathematisch beschrieben. Dieser definiert die Kerbwirkungszahl k_f zur Beschreibung des Einflusses einer Kerbe auf die Dauerfestigkeit nach Gleichung 2.5 als das Verhältnis der Dauerfestigkeit des polierten, ungekerbten Zustands σ_0 mit $K_t = 1$ und der Dauerfestigkeit des gekerbten Zustands σ_{th} mit $K_t > 1$.

$$k_f = \frac{\sigma_0}{\sigma_{th}} \quad (2.5)$$

Dabei gilt, dass $k_f < K_t$ ist. Dieser Sachverhalt wird durch eine Mikrostützwirkung erklärt, die auf der Vorstellung beruht, dass die Dauerfestigkeit nicht durch die Kerbhöchstspannung bestimmt ist, sondern durch die über ein am Kerbgrund befindliches elementares Werkstoffteilchen gemittelte Spannung [40].

Die Kerbempfindlichkeit q nach Gleichung 2.6 ist ein Kennwert, mit dem

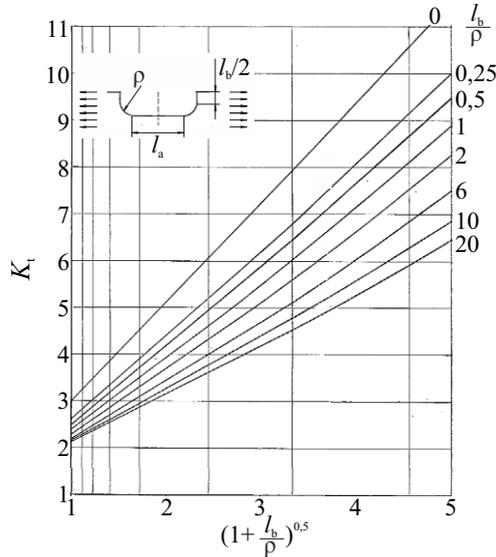


Abb. 2.3: Kerbformzahl in Abhängigkeit von der Kerbgeometrie nach [37].

zur Beschreibung des Einflusses einer Kerbe auf die Dauerfestigkeit auch die Kerbformzahl einbezogen wird [39, 41].

$$q = \frac{k_f - 1}{K_t - 1} \quad (2.6)$$

In mehreren Studien konnte sowohl an Reintitan [42] als auch an anderen Werkstoffen [43, 44] gezeigt werden, dass Kerben die Ermüdungsfestigkeit eines Werkstoffes nicht zwingend reduzieren. Als maßgebliche Faktoren für den Einfluss haben sich in diesen Studien die Geometrie der Kerben und die Werkstoffeigenschaften herausgestellt.

In [45–47] wird gezeigt, dass die Kerbempfindlichkeit von alpha-Ti mit sinkender Korngröße deutlich ansteigt. Neben der Korngröße ist auch die Duktilität des Werkstoffzustands von signifikanter Bedeutung. Dies wird in [46] gezeigt, indem durch Anlassen eines ultrafeinkörnigen Gefügestands ohne deutlichen Einfluss auf die Korngröße und Festigkeit sowohl die Duktilität erhöht als auch die Kerbempfindlichkeit reduziert werden konnte.

Wertvolle Erkenntnisse über die Schädigungsentwicklung an mikrogekerbten miniaturisierten Proben aus cp-Titan unter schwingender Beanspruchung fin-

den sich in den Untersuchungen von Godard et al. [9, 42]. Die Untersuchungen umfassen glatte Proben und Proben, in die mittels Mikrofräsen und mittels Laserablation gefertigte Kerben mit $10\ \mu\text{m}$, $20\ \mu\text{m}$ und $30\ \mu\text{m}$ Tiefe eingebracht sind. Es wird beschrieben, dass durch Kerben, deren Tiefe deutlich geringer ist als die mittlere Korngröße des untersuchten Werkstoffzustands, kein Einfluss auf die Wechselfestigkeit festgestellt werden kann.

2.1.2 Einfluss der kristallographischen Korngröße

Neben topographischen Merkmalen (geometrischen Kerben) können kristallographische Gefügemerkmale (Gefügekerben) zu einer Spannungskonzentration und zu einer Lokalisierung der plastischen Verformungen führen. Geometrische Kerben und Gefügekerben stehen daher bei der Rissbildung in direkter Konkurrenz zueinander. Heute ist bekannt, dass sich Risse bevorzugt in großen Körnern mit einer das Abgleiten kristallographischer Ebenen begünstigenden Orientierung bilden [48–51]. Dementsprechend sind für die vorliegenden Untersuchungen besonders die größten Körner an der Werkstoffoberfläche relevant, weil diese in direkter Konkurrenz zu den durch die Mikrostrukturierung eingebrachten geometrischen Kerben stehen.

Die erste Untersuchung zum Einfluss der kristallographischen Korngröße auf eine mechanische Werkstoffeigenschaft dürfte im Jahr 1919 von Basset und Davis durchgeführt worden sein [52], die einen Zusammenhang zwischen der Korngröße und der Brinell Härte von α -Messing entdeckten. Seit den folgenden Untersuchungen von Hall [53–55] und Petch [56, 57] wird, basierend auf der Versetzungstheorie [58] angenommen, dass sich die Fließspannung σ_y eines Werkstoffes bei niedrigen Temperaturen entsprechend Gleichung (2.7) umgekehrt proportional zur Wurzel von dessen Korndurchmesser d verhält.

$$\sigma_y = \sigma_i + k \frac{1}{\sqrt{d}} \quad (2.7)$$

Die Kennwerte σ_i und k hängen von der chemischen Zusammensetzung und der Mikrostruktur des Werkstoffes ab. Dabei ist σ_i der Widerstand gegen eine Versetzungsbewegung innerhalb eines Korns. Für α -Ti ist σ_i fortan mit $\sigma_0^{\alpha\text{-Ti}}$ bezeichnet. Der $k^{\alpha\text{-Ti}}$ -Wert für Titan kann abhängig vom Gehalt interstitiell gelöster Atome zwischen $190\ \text{MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$ und $410\ \text{MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$ betragen [59, 60]. Die Beziehung zwischen der kristallographischen Korngröße und der Fließgrenze eines Werkstoffes ist als einer der Verfestigungsmechanismen unter dem Begriff Korngrenzenverfestigung oder Feinkornhärtung bekannt, die Hall da-

mit erklärte, dass sich Versetzungen an Korngrenzen aufstauen und makroskopisches Fließen erst dann einsetzt, wenn die Versetzungen diese Korngrenzen überwinden [55]. Die Festigkeit hängt von der Korngröße ab, weil die Strecke des Versetzungsaufbaus und somit wiederum die Höhe der Spannung unmittelbar vor dem Versetzungsaufbau durch die Korngröße begrenzt ist. Hierbei sei vermerkt, dass es der Einfachheit dieser Beziehung geschuldet ist, dass sie weite Verbreitung fand, obwohl darin weitere Werkstoffmerkmale wie die Versetzungsdichte oder kristallographische Texturen außer Acht gelassen werden. Modifizierte Formen der Hall-Petch Beziehung, die den kristallographischen Gegebenheiten entsprechend angepasst wurden, sind z.B. in [61] zusammengefasst. Aufgrund der festigkeitssteigernden Wirkung durch eine Kornfeinung, die zudem für grobkörnige Werkstoffzustände nicht mit einer Verminderung der Duktilität einhergeht (siehe z.B. [62, 63]), wurden ab der zweiten Hälfte des zwanzigsten Jahrhunderts zahlreiche Untersuchungen über die mehrfache plastische Verformung von Werkstoffen vorangetrieben, wodurch ultrafeinkörnige Gefügestrukturen generiert werden können [64–70]. Die mehrfache plastische Verformung kann zu einer verminderten Duktilität führen, sodass die Ermüdungsfestigkeit durch die Kornfeinung nicht derart erhöht wird, wie durch die klassische Hall-Petch Beziehung zu vermuten wäre [71].

Zahlreiche Studien belegen, dass sich auch die Festigkeit von Reintitan durch eine Kornfeinung steigern lässt [65, 66, 72–76]. Abbildung 2.4 zeigt Literaturwerte für die Zugfestigkeit, die 0,2%-Dehngrenze und die Dauerfestigkeit von Reintitan als Funktion der mittleren Korngröße [77–82]. Die Datenpunkte der drei Festigkeitskennwerte weisen prinzipiell den gleichen Verlauf auf und lassen sich durch Näherungsfunktionen nach Gleichung (2.7) annähern. Dabei nehmen $\sigma_0^{\alpha-Ti}$ und $k^{\alpha-Ti}$ die höchsten Werte für die Zugfestigkeit und die geringsten Werte für die Dauerfestigkeit an.

2.1.3 Einfluss der kristallographischen Orientierung

Die kristallographische Orientierung in einem Werkstoffvolumen ist die Ausrichtung der Elementarzelle, bzw. einer ihrer Ebenen mit Bezug zu einem probenfesten Koordinatensystem [83, 84]. Sie ist für die Ermüdungsrissinitiierung von signifikanter Bedeutung, weil die sich unter Schwingbeanspruchung nach der Anfangsphase zur Werkstoffoberfläche hin verlagernden plastischen Verformungen in Körnern konzentrieren, in denen dies durch die kristallographische Orientierung begünstigt ist. Im Folgenden wird beschrieben, wie die Rissinitiierung mit Blick auf die kristallographische Orientierung erfolgt. Anschließend wird erörtert, welche kristallographische Orientierung die Ris-

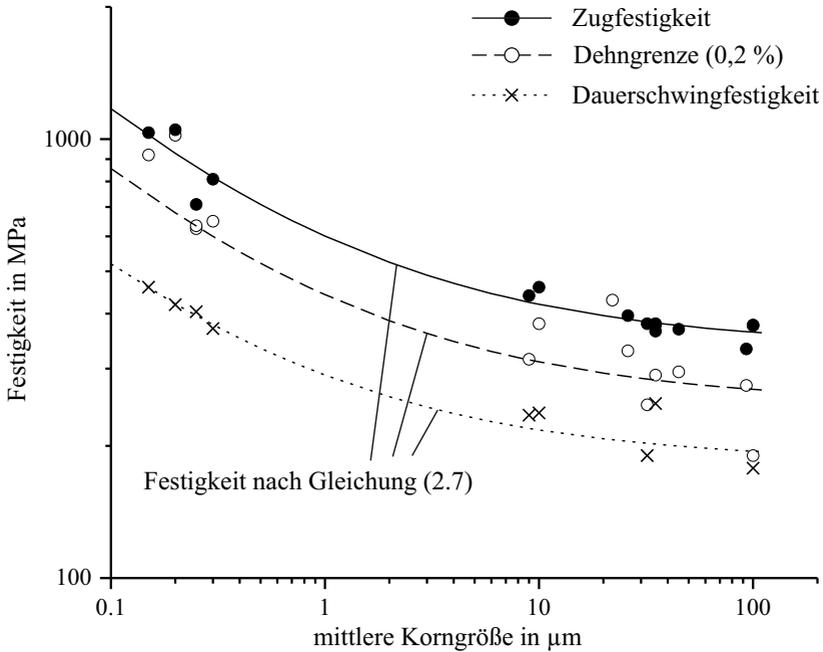


Abb. 2.4: Festigkeitskennwerte von α -Ti als Funktion der mittleren Korngröße. [77–82] und Näherungsfunktionen wie in [61] nach Gleichung (2.7) mit $\sigma_0^{\alpha\text{-Ti}} = 185 \text{ MPa}$, 250 MPa , 337 MPa und $k^{\alpha\text{-Ti}} = 106 \text{ MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$, $192 \text{ MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$, $264 \text{ MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$ für Dauerschwingfestigkeit, 0,2 %-Dehngrenze und Zugfestigkeit.

sinitiiierung in Reintitan begünstigt.

Die auf eine Gleitebene wirkende Schubspannung τ berechnet sich mit dem Schubspannungsgesetz nach Schmid (Gleichung 2.8) mit dem Winkel χ zwischen der Beanspruchungsrichtung und der Normalen der Gleitebene und dem Winkel κ zwischen der Beanspruchungsrichtung und der Gleitrichtung [85]. Das Verhältnis $\frac{\tau}{\sigma}$ wird als Schmidfaktor bezeichnet. Bei $\chi = 45^\circ$, $\kappa = 45^\circ$ erreicht der Schmidfaktor seinen höchsten Wert ($\frac{1}{2}$).

$$\tau = \sigma \cdot \cos\chi \cos\kappa \quad (2.8)$$

Sobald in einem Korn eine für ein Gleitsystem spezifische kritische Schubspannung überschritten wird, bewirkt dies eine Versetzungsbewegung und damit die Verschiebung benachbarter Bereiche innerhalb des Kornes. Damit kennzeichnet die kritische Schubspannung den Übergang von rein elastischer zu einer elastisch-plastischen Verformung. Durch die mehrfache plastische Verformung innerhalb eines Kornes ordnen sich Versetzungen entlang sogenannter persistenter Ermüdungsgleitbänder, die parallel zu den Gleitsystemen mit höchstem Schmidfaktor verlaufen, an. Persistente Ermüdungsgleitbänder sind die an einer Oberfläche auftretenden Spuren der Gleitsysteme, in denen infolge der Schwingbeanspruchung die größten Schubspannungen aufgetreten sind. [86, 87]

An der Oberfläche des schwingbeanspruchten Werkstoffes entstehen durch das nicht vollständig reversible Abgleiten an den persistenten Ermüdungsgleitbändern Erhebungen und Vertiefungen (Extrusionen und Intrusionen), die erstmals 1903 von Ewing und Humfrey auf der Oberfläche von Umlaufbiegeproben beobachtet wurden [88] und deren Entstehung in [89–92] diskutiert wird. Weil Korngrenzen eine Gitterstörung darstellen und als Hindernis für die Versetzungsbewegung wirken, stauen sich die Versetzungen an der Korngrenze auf. Dies bewirkt wiederum eine Spannungskonzentration in dem benachbarten Korn. So steigt mit zunehmender Lastspielzahl die Dichte der persistenten Ermüdungsgleitbänder und die Anzahl der von ihnen durchdrungenen Körner, bis die Rissinitiiierung erfolgt. [14, 93, 94]

Es ist zu beachten, dass die Rissinitiiierung an den persistenten Ermüdungsgleitbändern, wie in [95–97] gezeigt, bei vergleichsweise geringen Werten der Beanspruchungsamplitude erfolgt. Dieser Sachverhalt konnte in [98] auch für Reintitan nachgewiesen werden. Bei höheren Beanspruchungsamplituden überwiegt dagegen die interkristalline Rissinitiiierung. Dabei bilden sich Mikrorisse vorzugsweise an Korn- oder Zwillingsgrenzen [98].

Zur Erörterung der relevanten Gleitsysteme von Reintitan mit den niedrig-

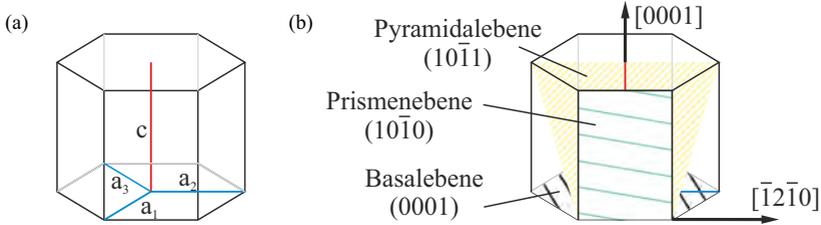


Abb. 2.5: Hexagonale Elementarzelle mit den relevanten Achsen (a), Ebenen und Richtungen (b).

sten kritischen Schubspannungen wird zunächst dessen Kristallstruktur beschrieben. Anschließend werden die kritischen Schubspannungen aus Untersuchungen an einkristallinem Reintitan mit sehr hohem Reinheitsgrad gezeigt und schließlich die Beobachtungen aus Untersuchungen an kommerziell erhältlichen, vielkristallinen Werkstoffzuständen, wie sie auch in den vorliegenden Untersuchungen verwendet werden, geschildert. Reintitan liegt bei einer Temperatur unterhalb von 879°C in hexagonal dichtest gepackter (hdp) Kristallstruktur als $\alpha\text{-Ti}$ vor [99]. Aufgrund dieser Kristallstruktur weist $\alpha\text{-Ti}$ eine materialintrinsische Anisotropie, das bedeutet eine Richtungsabhängigkeit der mechanischen und anderer physikalischer Eigenschaften, auf. Die Verformung in $\alpha\text{-Ti}$ erfolgt durch Abgleiten und durch Zwillingsbildung [100]. Abbildung 2.5 zeigt eine hexagonale Elementarzelle. Darin gekennzeichnet sind die für die Verformung relevanten Achsen und Gleitebenen: die drei a-Achsen und die c-Achse (Abb. 2.5a); die Basalebene (0001), die Pyramidalebene (10 $\bar{1}1$) und die Prismenebene (10 $\bar{1}0$) die mit der [$\bar{1}2\bar{1}0$] Gleitrichtung die Gleitsysteme bilden (Abb. 2.5b).

In Werkstoffen mit hdp Kristallstruktur ist das Verhältnis c/a zwischen den Achsen mit entscheidend dafür, auf welchen Gleitebenen das Abgleiten bevorzugt stattfindet. Das Verhältnis zwischen c-Achse und a-Achse beträgt bei $\alpha\text{-Ti}$ $c/a = 1,588$. Bei ideal dichtester Kugelpackung gilt $c/a = 1,633$. Bei hohen Werten des c/a Verhältnisses, wie es Cadmium [101], Zink [102], Magnesium [103] und Rhenium [104] aufweisen, finden Gleitvorgänge bevorzugt auf den Basalebenen statt. Dagegen ist das Prismengleiten in Werkstoffen mit geringerem c/a Verhältnis, wie es Zirkon [105], Titan [106], Rutil [107] und Hafnium [108] aufweisen, begünstigt. Gleichzeitig ist bei sämtlichen hdp-Werkstoffen die Basalebene die dichtest gepackte Ebene. Das bedeutet, dass die Packungsdichte nicht allein das bevorzugte Gleitsystem determiniert. In [109, 110] wird dies durch d-Elektronen erklärt, die bei der Bindung der

Tab. 2.1: Kritische Schubspannung für das Abgleiten entlang kristallographischer Ebenen in $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ -Richtung in alpha-Ti bei Raumtemperatur (Angaben in MPa).

Basalebene {0001}, $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$	Pyramidalebene $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$	Prismenebene {10 $\bar{1}$ 0}, $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$	max. N, O in Masse-%	
106,9	97,1	90,1	0,1	[113]
-	-	38	0,05-0,1 ^(a)	[117]
-	-	19	0,05	[116]
-	-	20	0,05	[117]
92	-	23,5	0,05	[106]
61,8	-	13,7	0,01	[113]

^(a) durch Vergleich mit Literaturwerten der kritischen Schubspannung bei 78 K bestimmt.

Atome eine wesentliche Rolle spielen und dazu führen können, dass die Stapelfehlerenergie der Basalebene erhöht und das Abgleiten auf Prismenflächen bevorzugt wird.

Aus zahlreichen Studien ist bekannt, dass das Gleiten auf den Ebenen {10 $\bar{1}$ 0} in $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ Richtung der am häufigsten vorherrschende Verformungsmechanismus in alpha-Ti ist [100, 106, 111–119]. Tabelle 2.1 zeigt Literaturwerte für die kritische Schubspannung, die bei Raumtemperatur für das Abgleiten entlang der drei relevanten Gleitebenen in alpha-Ti notwendig ist. Es sei hier vermerkt, dass die kritische Schubspannung in hohem Maß von der Verformungsrate, der Temperatur und dem Reinheitsgrad von alpha-Ti abhängt. Dabei steigt mit abnehmender Temperatur die Abhängigkeit der kritischen Schubspannung von dem Reinheitsgrad [116, 117]. Mit steigender Temperatur sinken die Werte der kritischen Schubspannung. Gleichzeitig wird die Differenz zwischen den Werten für Gleiten auf den Gleitsystemen {0001} $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ und {10 $\bar{1}$ 0} $\langle \bar{1}2\bar{1}0 \rangle$ geringer [106, 114, 120]. Die in der Tabelle aufgeführten Werte wurden für alpha-Ti mit einem Sauerstoffgehalt von maximal 0,1 Masse-% bei Raumtemperatur (ca. 293 K) und sehr geringer Verformungsrate ermittelt. Wie der Tabelle entnommen werden kann, weisen die Gleitebenen {10 $\bar{1}$ 1} und {10 $\bar{1}$ 0} sehr viel geringere Werte auf als die {0001} Ebene. Daraus ergibt sich, dass das Gleiten bevorzugt auf der {10 $\bar{1}$ 1} Ebene und mehr noch auf der {10 $\bar{1}$ 0} Ebene erfolgt.

Die in Tabelle 2.1 aufgeführten Werte wurden an einkristallinem alpha-Ti mit sehr hohem Reinheitsgrad gemessen. Weil der Reinheitsgrad der im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen verwendeten Werkstoffzustände etwas ge-

ringer ist, ist der Einfluss des Fremdatomgehalts zu klären. Den höchsten Reinheitsgrad kommerziell erhältlichen, vielkristallinen alpha-Ti weist mit maximal ca. 1 Atom-% des Sauerstoffäquivalents $[O_{eq}]$ nach Gleichung 2.9 Ti Grade 1 nach [121] auf. Die weiteren kommerziell erhältlichen Reinheitsgrade Grade 2, Grade 3 und Grade 4 beinhalten jeweils mehr Verunreinigungen. Mit abnehmendem Reinheitsgrad wird auch der Unterschied zwischen den kritischen Schubspannungen für $\{0001\} \langle \bar{1}210 \rangle$ und $\{10\bar{1}0\} \langle \bar{1}210 \rangle$ Gleiten geringer. Nichtsdestotrotz tritt in vielkristallinen Werkstoffen das Abgleiten weiterhin bevorzugt auf Prismenebenen auch bei niedrigen Reinheitsgraden auf, was damit erklärt wird, dass die Prismengleitung eine größere Anzahl an Gleitebenen beinhaltet. [122, 123]

$$[O_{eq}] = [O] + 2[N] + 0,75[C] \quad (2.9)$$

Entsprechend der vorhergehenden Erläuterung zur kritischen Schubspannung und des in alpha-Ti bevorzugten $\{10\bar{1}0\} \langle \bar{1}210 \rangle$ Gleitsystems findet man bei geringen Beanspruchungsamplituden häufig den Fall vor, dass die Ermüdungsrissinitiierung und das Risswachstum in Stadium I entlang eben diesen Gleitsystems erfolgt [124]. Auch in α - β -Titanlegierungen findet das Abgleiten während der Ermüdungsrissinitiierung in $[\bar{1}210]$ -Richtung statt. Dabei wird die Rissinitiierung sowohl auf den $\{10\bar{1}0\}$ und den $\{10\bar{1}0\}$ Ebenen beobachtet. In welchem Bereich die Ermüdungsrissinitiierung erfolgt, hängt hier stark von der Größe des Bereichs ab, den die jeweilige weiche (hohe Schubspannung in $\langle \bar{1}210 \rangle$ -Richtung) alpha-Phase einnimmt. [125, 126]

2.2 Ermüdungsrissausbreitung in Reintitan

In diesem Kapitel werden die Grundlagen zur Beschreibung der Ausbreitung von Ermüdungsrissen erörtert. Dafür werden zunächst die Stadien der Ermüdungsrissausbreitung beschrieben und diese an alpha-Ti Ermüdungsbruchflächen gezeigt. Anschließend wird erklärt, wie mit der linearelastischen Bruchmechanik die mathematische Beschreibung rissbehafteter Bauteile gelingt. Das Ziel des Kapitels ist die Erörterung der Grundlagen, die für die Beschreibung der Schädigungsentwicklung in den Stadien der Ermüdungsrissausbreitung notwendig sind. Zudem soll das Verständnis dafür geschaffen werden, inwiefern die Bruchmechanik für die Beschreibung des Einflusses von kurzen Rissen und scharfen Kerben genutzt werden kann. Abschließend werden die Erkenntnisse dargelegt, die in der Literatur für die Ermüdungs-

rissausbreitung in alpha-Ti zu finden sind.

Die Rissausbreitung erfolgt in verschiedenen Stadien [127, 128]. Im ersten Stadium hängt das Risswachstum von der Mikrostruktur des umgebenden Werkstoffes ab. Dabei erfolgt die Rissausbreitung entlang persistenter Ermüdungsgleitbänder in der Richtung einer Gleitebene mit maximaler Schubspannung. Die Risslänge, bei der der Übergang von Stadium I in Stadium II erfolgt, hängt in erster Linie von dem Werkstoff und der Beanspruchungsamplitude ab. In [129] wird die Annahme getroffen, dass der Übergang abhängig von der Korngröße eines Werkstoffes bei einer Risslänge von zehn, bzw. acht [130] Korndurchmessern erfolgt. Nach [131] geht die Rissausbreitung in ein mikrostrukturunabhängiges Stadium über, sobald die plastische Zone vor der Risspitze einen Korndurchmesser übersteigt. In Stadium II breitet sich der Ermüdungsriss senkrecht zur Richtung der maximalen Zugbeanspruchung und um einen spezifischen Betrag während eines jeden Schwingspiels aus. Hierbei können Schwingstreifen auf der Buchfläche entstehen, deren Abstand dem Inkrement der Risslänge innerhalb eines Belastungszyklus entspricht. Anschließend erfolgt der Übergang vom stabilen zum instabilen Risswachstum in Stadium III. Dabei kann sich der Werkstoff abhängig von seinen Eigenschaften und der thermischen und mechanischen Beanspruchung entweder spröde oder duktil verformen, bis das Versagen eintritt. [127, 128, 132, 133]

Die drei Stadien der Ermüdungsrissausbreitung können auch an Ermüdungsbruchflächen beobachtet werden. Der Anteil des zu einem Stadium gehörenden Bereichs hängt von der Höhe der Beanspruchungsamplitude ab. Je geringer diese ist, desto größer ist der Anteil des zu Stadium I gehörenden Bereichs [134].

Zur mathematischen Beschreibung der Schädigungsentwicklung rissbehafteter Bauteile wird die Bruchmechanik angewendet. Aufbauend auf den Berechnungen der maximalen Tangentialspannung an einem elliptischen Loch inmitten einer unendlich ausgedehnten dünnen Platte unter einachsigen Zug [135, 136] entwickelte Griffith 1920 die Grundlagen der linearelastischen Bruchmechanik (LEBM) [137]. Dabei löste er durch die Einführung des Spannungssingularitätsfaktors K die Problematik der Spannungssingularität in unmittelbarer Nähe zur Risspitze. Das bedeutet, dass im Abstand r von der Risspitze, die einem elliptischen Loch mit einem Radius $\rho \rightarrow 0$ entspricht, für die Spannung $\sigma(r) \xrightarrow{r \rightarrow 0} \infty$ gilt. Dabei ist Y ein dimensionsloser Geometriefaktor. Unter Annahme linear-elastischen Materialverhaltens nimmt Y im Fall eines Innenrisses mit einer Länge von $2a$ in einer unendlich ausgedehnten Platte unter Zugbeanspruchung den Wert $Y = 1$ an. Für einen Randriss der Länge a

in einem ebenen Zugstab der Weite W (Belastungsfall: Mode I) kann der zugehörige Geometriefaktor Y_I in dem Bereich $0 \leq \frac{a}{W} \leq 0,5$ mit hinreichender Genauigkeit nach Gleichung 2.11 berechnet werden [138].

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot Y \quad (2.10)$$

$$Y_I = \frac{K_I}{\sigma \cdot \sqrt{\pi a}} = \frac{1}{1 - \frac{a}{W}} \cdot \sqrt{\frac{A + B \cdot \frac{a}{W-a}}{1 + C \cdot \frac{a}{W-a} + D \cdot \left(\frac{a}{W-a}\right)^2}} \quad (2.11)$$

$$\text{mit } A = 1,26; B = 82,7; C = 76,7; D = -36,2$$

Unter Schwingbeanspruchung ergibt sich aus Gleichung (2.10) die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK nach Gleichung (2.12), von der die Ausbreitungsgeschwindigkeit $\frac{da}{dN}$ eines Ermüdungsrisse abhängt.

$$\Delta K = \Delta \sigma \sqrt{\pi a} \cdot Y \quad (2.12)$$

Damit sind die für die vorliegenden Untersuchungen notwendigen Gleichungen zur mathematischen Beschreibung der Ausbreitung langer Ermüdungsrisse gegeben. Nachfolgend wird beschrieben, wie die Ausbreitung von Ermüdungsrisse in Abhängigkeit von der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors abläuft. Dabei wird zunächst die Ausbreitung langer Ermüdungsrisse betrachtet und anschließend das abweichende Verhalten von kurzen Rissen erörtert. Für die Ausbreitung eines langen Ermüdungsrisse muss ein Schwellenwert des Spannungsintensitätsfaktors überschritten werden. Dies ist in Abbildung 2.6a veranschaulicht. Die Abbildung zeigt die Rissausbreitungsgeschwindigkeit $\frac{da}{dN}$ als Funktion der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK für lange Ermüdungsrisse schematisch in doppelt logarithmischer Auftragung. Die Kurve kann entsprechend der zuvor beschriebenen Stadien der Ermüdungsrisseausbreitung nach [139] in drei Bereiche unterteilt werden.

I: Die Rissausbreitung beginnt, sobald an der Rissspitze eines langen Ermüdungsrisse der Schwellenwert der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors für die Langrissausbreitung ΔK_{th} überschritten wird.

II: In diesem Bereich erfolgt die stabile Rissausbreitung, die mathematisch von Paris et al. in [140] nach Gleichung 2.13 beschrieben wurde. In der Gleichung enthalten sind der Rissausbreitungskoeffizient C , sowie der Rissausbreitungsexponent m .

III: Die Rissausbreitung wird in diesem Bereich, in dem ΔK sehr hohe Wer-

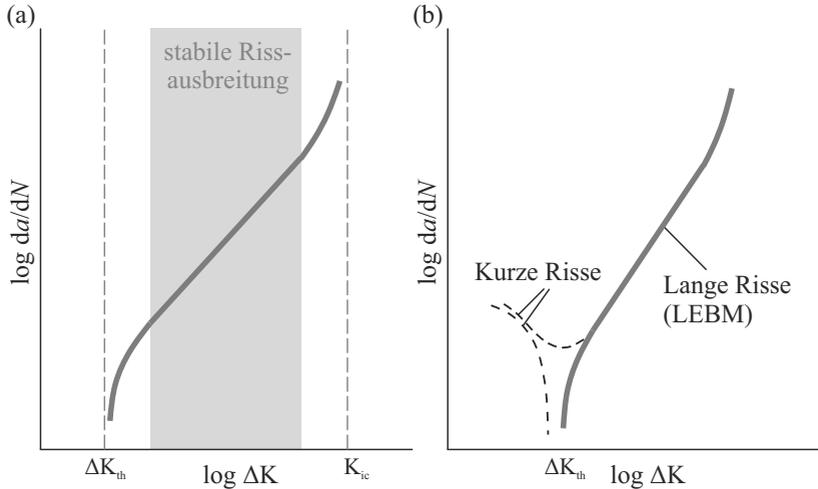


Abb. 2.6: Schematischer Verlauf der Rissausbreitungsgeschwindigkeit als Funktion der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors für lange Risse (a) und zusätzlich für kurze Risse (b) nach [142].

te annimmt, instabil. Die Rissausbreitungskurve nähert sich schließlich der Risszähigkeit K_{Ic} .

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K)^m \quad (2.13)$$

Kurze Risse zeigen ein abweichendes Verhalten. Sie können die gleiche und auch eine sehr viel höhere Rissausbreitungsgeschwindigkeit im Vergleich zur Vorhersage der linear-elastische Bruchmechanik aufweisen. Dieses abweichende Verhalten für Mikrorisse wurde erstmals in [141] dokumentiert. Die Rissausbreitungskurve wird daher für Mikrorisse entsprechend [142] ergänzt (vgl. Abb. 2.6b).

Kurze Risse sind für die vorliegende Arbeit von großer Bedeutung, weil diese die Basis zum Verständnis der konkurrierenden Einflüsse von geometrischen Kerben und Gefügekernen darstellen. Bei der Betrachtung kurzer Risse wird zwischen physikalisch und mikrostrukturell kurzen Rissen unterschieden. Zur Beschreibung der Ausbreitungsfähigkeit physikalisch kurzer Risse eignet sich der Ansatz nach El Haddad entsprechend Gleichung 2.14 [143, 144]. Darin enthalten ist die effektive Risslänge $(a + a_0)$.

$$\Delta K_{\text{th}} = \Delta\sigma_0 \sqrt{\pi (a + a_0)} \cdot Y \quad (2.14)$$

Die Kenngröße a_0 ist ein werkstoffabhängiger Längenparameter. Dieser wurde erstmals von Neuber [35] verwendet. Weil dieser Längenparameter für die Prognose der Schwingfestigkeit in dieser Arbeit von zentraler Bedeutung ist, muss dessen Bestimmung genauer erläutert werden. In [141] konnte ein linearer Zusammenhang zwischen a_0 und der mittleren Korngröße festgestellt werden. Dennoch ist zu vermerken, dass a_0 streng betrachtet auch von der Geometrie des Bauteils und des Risses abhängt. Die Berechnung kann mittels Gleichung 2.15 erfolgen. Der Wert von a_0 entspricht also der Risslänge, bei der die Dauerfestigkeit der rissbehafteten Probe gegeben durch Gleichung 2.12 mit der Dauerfestigkeit des rissfreien Zustands übereinstimmt.

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{\text{th}}}{Y \cdot \Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (2.15)$$

In [145] werden die Vorteile der Verwendung des rein materialabhängigen Parameters L nach Gleichung 2.16 [146, 147] gegenüber des auch von der Geometrie abhängigen Parameters a_0 hervorgehoben. Dabei stellen die Autoren die Tatsache heraus, dass die Bestimmung von a_0 je nach Anwendungsfall mit einer deutlich höheren Komplexität verbunden sein kann. Außerdem weisen sie auf die weitläufigere Anwendbarkeit des geometriunabhängigen Parameters hin und können ihm eine nichtsdestotrotz hohe Genauigkeit nachweisen.

$$L = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{\text{th}}}{\Delta\sigma_0} \right)^2 \quad (2.16)$$

In einem Diagramm, wie es von Kitagawa et al. in [148] eingeführt wurde, lässt sich die mathematische Beschreibung kurzer Risse nach Gleichung 2.14 veranschaulichen. Darin wird die Spannungsschwingbreite über der Risslänge doppelt logarithmisch aufgetragen (vgl. Abb. 2.7). Zwei Linien, gegeben durch die Dauerfestigkeit $\Delta\sigma_0$ und den Schwellenwert für die Langrissausbreitung ΔK_{th} , begrenzen den Bereich, in dem das Werkstoffversagen infolge der Schwingbeanspruchung eintritt. Die Ausbreitung von kurzen Ermüdungsrisse kann bei Beanspruchungen unterhalb dieser beiden Geraden erfolgen. Die Ausbreitung physikalisch kurzer Risse ist durch die Kennlinie nach Gleichung 2.14 gegeben.

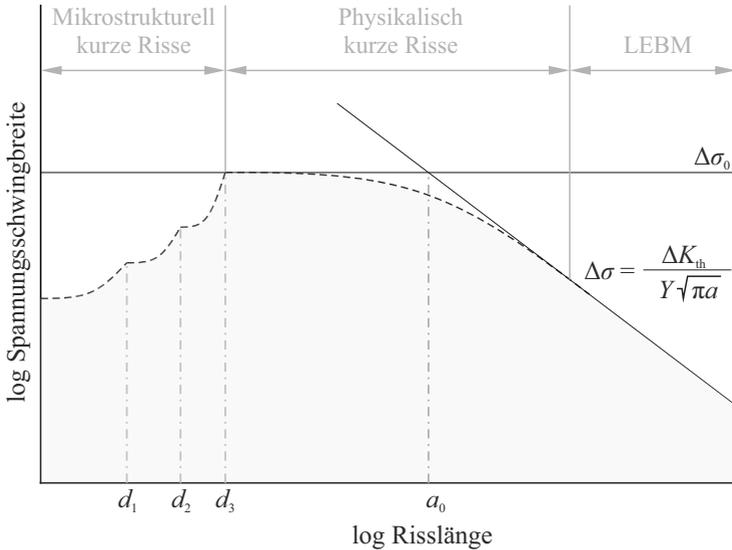


Abb. 2.7: Schematische Darstellung eines Kitagawa Diagramms für mikrostrukturell kurze Risse und physikalisch kurze Risse nach [149].

chung 2.14 begrenzt. Für mikrostrukturell kurze Risse können ebenfalls geringere Schwellenwerte gelten [149–151]. Abbildung 2.7 enthält zur Integration mikrostruktureller Effekte die Kenngrößen d_1 , d_2 und d_3 . Nach [149] entsprechen diese Kenngrößen beispielsweise der Dimension von Einschlüssen, dem Abstand zwischen Ausscheidungen, Körnern, oder dem Abstand zwischen harten Gefügebestandteilen.

Die damit beschriebenen Grundlagen der Bruchmechanik lassen sich auch für die Beschreibung von Oberflächen mit geometrischen Kerben übertragen. Zur Beschreibung des Einflusses von Kerben ohne und mit rissähnlicher Geometrie auf die Dauerfestigkeit eignet sich ein Diagramm nach Frost [152], in dem die Dauerfestigkeit für einen gekerbten Werkstoff σ_{th} mit gegebener Kerbtiefe als Funktion der Kerbformzahl aufgetragen ist. Ein solches Diagramm ist schematisch in Abbildung 2.8 dargestellt. Die Kerbformzahl K_t^* kennzeichnet den Übergang von der stumpfen Kerbe, für die die Dauerfestigkeit entsprechend Gleichung 2.17 berechnet wird, und der spitzen Kerbe, bei der die Rissausbreitung durch die LEBM nach Gleichung 2.14 begrenzt ist. Für $K_t > K_t^*$ existiert ein Bereich, der durch die Gleichungen 2.14, 2.17 eingeschlossen wird. In diesem Bereich werden Risse gebildet, die sich aufgrund

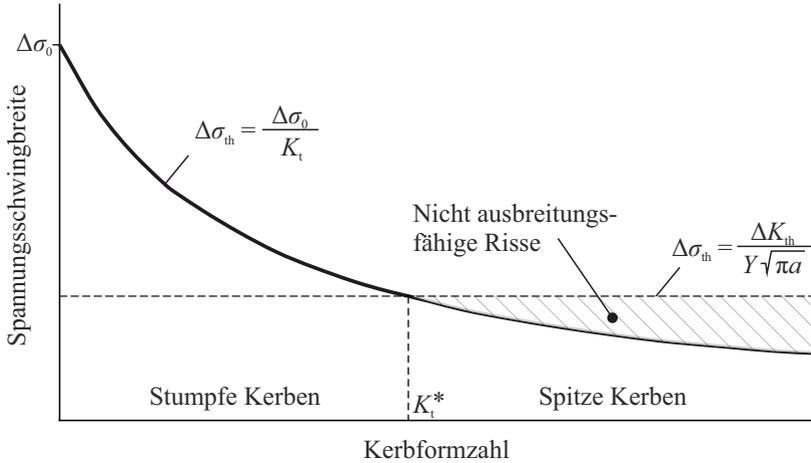


Abb. 2.8: Schematische Darstellung der Dauerfestigkeit als Funktion der Kerbformzahl nach [152].

der geringen Spannungsschwingbreite nicht ausbreiten können. [152]

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta\sigma_0}{K_t} \quad (2.17)$$

Zum Abschluss des Kapitels werden die in der Literatur vorliegenden Erkenntnisse für die Ausbreitung von Ermüdungsrissen in alpha-Ti erörtert. Abbildung 2.9a zeigt die Ermüdungsbruchfläche einer alpha-Ti Miniaturprobe. Darin gekennzeichnet sind die zu den drei Stadien gehörenden Bereiche des Ermüdungsrisswachstums. In Abbildung 2.9b sind Schwingstreifen auf der Ermüdungsbruchfläche einer alpha-Ti Probe und deren Abstand als Funktion der Risslänge und in Abhängigkeit von der Spannungsamplitude dargestellt. Wie der Abbildung entnommen werden kann, ist der Abstand zwischen den Schwingstreifen für geringe Risslängen konstant und steigt bei höheren Werten der Risslänge linear mit dieser an [153].

An alpha-Ti wurden die in Tabelle 2.2 angegebenen Schwellenwerte für die Langrissausbreitung gemessen. Wie der Tabelle entnommen werden kann, steigen die Schwellenwerte mit zunehmender mittlerer Korngröße d_m . In [154] wird ein linearer Zusammenhang zwischen ΔK_{th} und R nach Gleichung 2.18 festgestellt.

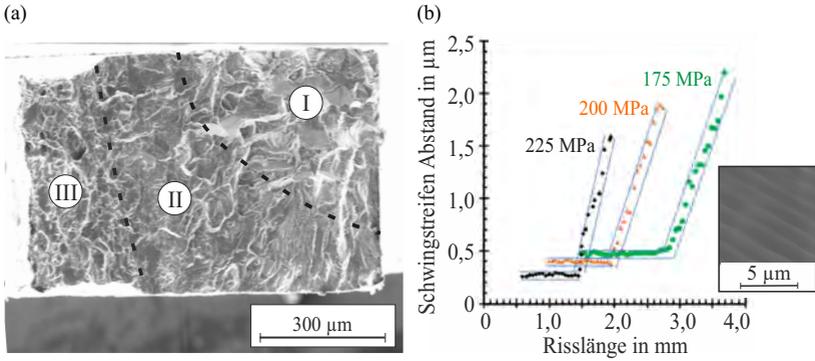


Abb. 2.9: Bruchfläche einer α -Ti Miniaturprobe nach dem Versagen unter zyklischer Beanspruchung [42] (a) und Schwingstreifen und deren Abstand in Abhängigkeit von der Risslänge und der Spannungsamplitude nach [153] (b).

Tab. 2.2: Schwellenwert der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors in α -Ti, bei $R = 0,1$, $f = 10\text{Hz}$.

d_m in μm	ΔK_{th} in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	Literatur
0,11	2,2	[155]
0,25	2,5	[80]
22	6	[80]
42	6,8	[155]
93	12	[156]

$$\Delta K_{\text{th}} = -1,98 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \cdot R + 4,24 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \quad (2.18)$$

Die Ausbreitung von Ermüdungsrissen in alpha-Ti wird neben der Korngröße auch durch die kristallographische Orientierung beeinflusst. In [157] wird ein eindeutiger Zusammenhang zwischen der kristallographischen Orientierung eines Korns und der Morphologie der Ermüdungsbruchfläche an alpha-Ti beschrieben. Bei geringen Werten der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors und bei einer Neigung der c-Achse des Korns bis zu einem Wert von maximal 50° zur Belastungsachse entsteht ein glatter Bereich, der auf eine spröde Aufspaltung des Werkstoffes hinweist. Die Bruchfläche entspricht dabei der (0001)-Ebene. Bei großen Winkeln zwischen der Belastungsachse und der c-Achse (nahe 90°) weist die Bruchfläche Rillen und Furchen auf, oder es können Schwingstreifen beobachtet werden, die parallel zu der c-Achse verlaufen. Die Schwingstreifen werden hierbei bevorzugt in den Körnern gebildet, in denen die c-Achse um mehr als 50° zur Rissausbreitungsrichtung geneigt ist. [157]

2.3 Ausgewählte Konzepte zur Prognose der Wechselfestigkeit

Ein Ziel der vorliegenden Arbeit ist die Prognose der Wechselfestigkeit bzw. der Reduktion der Wechselfestigkeit von Miniatur-Ermüdungsproben infolge einer Mikrostrukturierung von deren Oberflächen. In der Literatur finden sich einfache Konzepte um den Einfluss von Rauheit, Kerben und kristallographischen Gefügemerkmalen auf die Schwingfestigkeit eines Werkstoffes zu charakterisieren. Den Referenzzustand bildet dabei die Wechselfestigkeit einer glatt polierten Makroprobe mit ideal homogener kristallographischer Gefügestruktur. Im Folgenden werden zunächst einige dieser einfachen Konzepte vorgestellt und anschließend ausgewählte Konzepte zur Prognose der Dauerfestigkeit und des Rissinitiierungsortes im Detail erläutert.

In mehreren Studien wird gezeigt, dass Kerben nicht zwingend einen Einfluss auf die Ermüdungsfestigkeit eines Werkstoffes haben [42, 43]. In [44] wird ein Kriterium nach Gleichung 2.19 zur Charakterisierung kritischer Bedingungen eingeführt. Dabei ist ρ der Radius im Grund der Kerbe und a_0 ist der Materialparameter nach Neuber, der als kritische Risslänge bezeichnet wird und sich als Funktion der Dauerfestigkeit und des Schwellenwertes für die Langrissausbreitung durch Gleichung 2.15 bestimmen lässt.

$$(K_t^2 - 1) \cdot \rho \leq 4,5 \cdot a_0 \quad (2.19)$$

Basierend auf diesem Kriterium wurde von Klesnil und Lukáš [158] eine Lösung nach Gleichung 2.20 vorgeschlagen.

$$k_f = \frac{K_t}{\sqrt{1 + 4,5 \cdot \frac{a_0}{\rho}}} \quad (2.20)$$

Die Kerbempfindlichkeit kann mittels eines empirischen Ansatzes von Neuber [35] nach Gleichung 2.21 berechnet werden. Darin enthalten ist ein materialabhängiger Längenparameter α_N . Diesem Ansatz liegt die Idee zugrunde, dass der Kerbradius ρ die die Spannungsverteilung in unmittelbarer Nähe einer Kerbe maßgeblich bestimmende Kenngröße ist.

$$k_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \sqrt{\frac{\alpha_N}{\rho}}} \quad (2.21)$$

Ein späterer und darauf aufbauender Ansatz von Peterson [159] nach Gleichung 2.22 wurde in [160] für verschiedene Stähle erfolgreich angewendet. Darin findet sich ebenfalls ein materialabhängiger Längenparameter α_P , der laut [160] nach einem einfachen empirischen Ansatz mit der Zugfestigkeit korreliert werden kann. Peterson selbst beobachtet allerdings, dass der von ihm vorgeschlagene Ansatz im Fall sehr geringer Kerbradien versagt [159].

$$k_f = 1 + \frac{K_t - 1}{1 + \frac{\alpha_P}{\rho}} \quad (2.22)$$

$$\text{mit } \alpha_P(\text{mm}) = 0.0254[2070/R_m(\text{MPa})]^{1,8} \quad (2.23)$$

2.3.1 Atzori

Atzori und Lazzarin haben in [161] erstmalig behauptet, dass das Kitagawa-Diagramm auch für die Beschreibung des Einflusses von Kerben auf die Dauerfestigkeit genutzt werden kann. Sie beschreiben, dass durch Kerben eine zweite Abweichung von der durch die LEBM mit ΔK_{th} beschriebenen Gerade erzeugt wird, wie Abbildung 2.10 zeigt. In welchem Punkt a^* diese Abweichung erfolgt, hängt von dem K_t -Wert der Kerbe ab.

Aufbauend auf diesen Überlegungen schlugen Atzori et al. in [162] vor, das

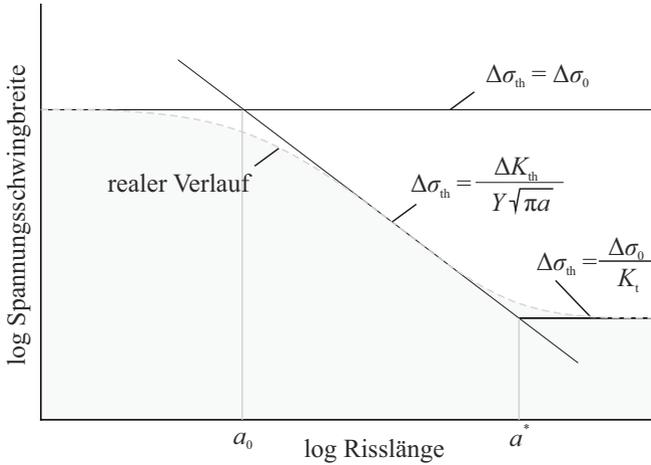


Abb. 2.10: Schematische Darstellung eines Kitagawa Diagramms für einen Werkstoff mit Riss, oder Kerbe nach [161].

in Abbildung 2.7 gezeigte Diagramm um eine weitere Abszisse zu ergänzen. Auf dieser Achse ist die Kerbformzahl logarithmisch aufgetragen. Durch diese dreidimensionale Darstellung wird das Diagramm nach Frost in Abbildung 2.8 und das Diagramm nach Kitagawa in Abbildung 2.7 und somit der Einfluss von Rissen und Kerben auf die Dauerfestigkeit zusammengeführt. Dafür wird eine neue Formulierung der von ElHaddad vorgeschlagenen mathematischen Beschreibung kurzer Risse nach Gleichung 2.14 mit einer äquivalenten Risslänge $Y^2a + a_0$ nach Gleichung 2.24 eingeführt.

$$\Delta\sigma_{th} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi(Y^2a + a_0)}} \quad (2.24)$$

Durch diese Neuformulierung wird der Längenparameter a_0 als unabhängig von der Riss- und Bauteilgeometrie angenommen. Er entspricht in diesem Fall dem geometrieunabhängigen Längenparameter L . In [163] wird diese Annahme für die vorliegende Betrachtung validiert.

Abbildung 2.11 zeigt das Diagramm nach Atzori schematisch. Darin ist die äquivalente Risslänge auf den Materialparameter a_0 normiert. Die Spannungsschwingbreite auf der Ordinate wird auf die Schwingbreite der Dauerfestigkeit des glatten Zustands normiert. Die Dauerfestigkeit wird durch zwei Ebenen begrenzt. Das bedeutet, dass sich bei Beanspruchungen unterhalb des durch diese Ebenen begrenzten Bereichs Risse nicht ausbreiten

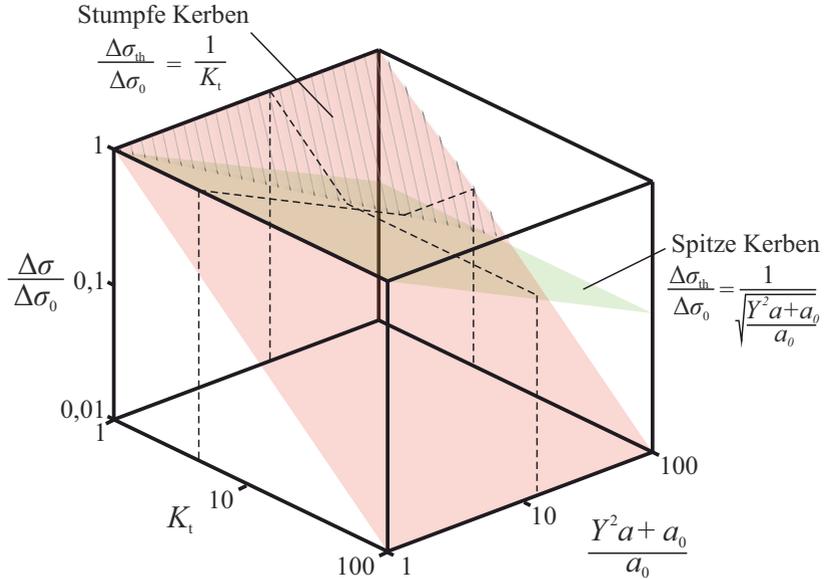


Abb. 2.11: Schematische Darstellung eines Kitagawa Diagramms für einen Werkstoff mit Riss, oder Kerbe nach [161].

können. Eine Ebene ist durch die klassische Kerbspannungslehre mit Gleichung 2.17 für stumpfe Kerben definiert. Die zweite Ebene ergibt sich aus der linearelastischen Bruchmechanik mit Gleichung 2.24. Die beiden Ebenen schneiden sich, sodass eine Schnittgerade entsteht. Diese Gerade entspricht dem in dem Diagramm nach Frost in Abbildung 2.8 enthaltenen Übergangspunkt zwischen stumpfen und spitzen Kerben K_t^* . Damit ist dieser Punkt, wie dem Diagramm entnommen werden kann, abhängig von der Kerbtiefe. [161–163]

Der Ansatz von Atzori et al. eignet sich zur Beschreibung von U-förmigen und V-förmigen Kerben, sowie kreisförmigen Defekten und Rissen. Für diese Standardgeometrien wurde der Ansatz bereits erfolgreich angewendet [164–166].

2.3.2 Murakami

Ein weiterer interessanter Ansatz ist das $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept von Murakami. Dieser beschreibt in [167] den Einfluss kleiner Defekte auf die Wechselfestigkeit und zeigt, dass sich die Ermüdungsfestigkeit proportional zu der Wurzel aus der senkrecht zur Beanspruchungsrichtung projizierten Fläche der für einen

Werkstoff relevanten Defektgröße verhält. Dieser Parameter wird als $\sqrt{\text{area}}$ bezeichnet. Für längliche Oberflächendefekte, für deren Tiefe t und Länge l das Verhältnis $t/l < 1/10$ gilt, wird $\sqrt{\text{area}}$ entsprechend Gleichung 2.25 berechnet [168].

$$\sqrt{\text{area}} = \sqrt{10} \cdot t \quad (2.25)$$

Mit $\sqrt{\text{area}}$ berechnen sich der Schwellenwert für Langrissausbreitung und die Dauerfestigkeit in Abhängigkeit von der Vickershärte HV des Werkstoffes nach den Gleichungen 2.26 und 2.27.

$$\Delta K_{\text{th}} = 3,3 \cdot 10^{-3} (HV + 120) (\sqrt{\text{area}})^{\frac{1}{3}} \quad (2.26)$$

$$\sigma_W = \frac{1,43 (HV + 120)}{(\sqrt{\text{area}})^{\frac{1}{6}}} \quad (2.27)$$

Für diese zum Teil empirischen Gleichungen wird HV in kp/mm^2 , $\sqrt{\text{area}}$ in μm , ΔK_{th} in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ und σ_W in MPa angegeben.

2.3.3 Prozesszonen-Methoden

Aufbauend auf den frühen Untersuchungen von Neuber [169] und Peterson [159] wurden durch das Einbeziehen der LEBM Prozesszonen-Methoden von Whitney [170], Tanaka [146] und Taylor [171] entwickelt. Zur Evaluierung des Einflusses einer Kerbe auf die Beanspruchbarkeit eines Werkstoffes unter quasistatischer oder unter Schwingbeanspruchung wird statt der maximal im Kerbgrund auftretenden Spannung der Verlauf der Spannung als Funktion der Distanz vom Kerbgrund r betrachtet. Auf diese Weise lässt sich das beispielsweise in [35] beschriebene Phänomen erklären, dass die Dauerfestigkeit abhängig vom Werkstoff durch eine Spannungskonzentrationen nicht in dem Maß sinkt, wie es durch die Spannungsüberhöhung, bzw. durch die Kerbformzahl suggeriert wird. Ein großer Vorteil dieser Methoden besteht in der weiten Anwendbarkeit. Sie können laut [172] sowohl auf Risse als auch auf Kerben mit beliebiger Geometrie angewendet werden.

Zwei der von Taylor vorgestellten computergestützten Methoden werden hier im Detail erläutert: die Punktmethode (PM) und die Linienmethode (LM). Dabei beschränken sich die Betrachtungen auf den Fall schwingender Beanspruchungen. Wichtiges Element der Prozesszonen-Methoden ist die Distanz, in der der Verlauf der Spannung $\Delta\sigma(r)$ betrachtet wird. Diese hängt von dem Materialparameter a_0 und der angewendeten Methode ab. Für die

PM wird die Spannung bei der Distanz $r = \frac{a_0}{2}$ betrachtet. Für die LM hingegen wird die Spannung bis zu einer Distanz $r = 2a_0$ gemittelt. Hierbei ist zu vermerken, dass statt des geometrieabhängigen Materialparameters a_0 nach Gleichung 2.15 auch der geometrieunabhängige Materialparameter L nach Gleichung 2.16 verwendet werden kann, wie in Kapitel 2.2 erläutert wird. Abbildung 2.12 veranschaulicht die PM anhand eines Diagramms, in dem die Spannungsschwingbreite, die durch eine spitze Kerbe verursacht wird, über r aufgetragen ist. Ausgangspunkt der PM bildet die erstmals von Peterson [159] getroffene Annahme, dass die anliegende Schwingbreite der Nennspannung $\Delta\sigma_n$ den Wert der Dauerfestigkeit des gekerbten Zustands $\Delta\sigma_{th}$ erreicht, wenn die Spannung im Abstand $r = \frac{a_0}{2}$ der Dauerfestigkeit des glatten, ungekerbten Zustands $\Delta\sigma_0$ entspricht (Gleichung 2.28). Dementsprechend wird zur Bestimmung von $\Delta\sigma_{th}$ beispielsweise mittels einer Simulation die Nennspannung und damit $\Delta\sigma(r)$ variiert, bis letztere im Punkt $r = \frac{a_0}{2}$ den Wert von $\Delta\sigma_0$ annimmt. Analog erfolgt die Bestimmung von $\Delta\sigma_{th}$ mit der LM. Dieser Methode liegt die von Neuber [169] eingeführte Annahme zugrunde, dass $\Delta\sigma_n$ den Wert von $\Delta\sigma_{th}$ erreicht, wenn die über den Abstand $r = 0$ bis $r = 2a_0$ gemittelte Spannung dem Wert von $\Delta\sigma_0$ entspricht (Gleichung 2.29). [171]

$$\Delta\sigma\left(r = \frac{a_0}{2}\right) = \Delta\sigma_0 \quad (2.28)$$

$$\frac{1}{2a_0} \int_{r=0}^{2a_0} \Delta\sigma(r) dr = \Delta\sigma_0 \quad (2.29)$$

Die Methoden erfordern die Kenntnis der Dauerfestigkeit der glatten Probe σ_0 , den geometrieabhängigen Materialparameter a_0 oder den geometrieunabhängigen Materialparameter L und eine zur Anwendung der Finiten Elemente Methode (FEM) geeignete Software. Mit Hilfe der FEM lässt sich der Verlauf von $\sigma(r)$ bestimmen. Für einen Riss kann $\sigma(r)$ nach Gleichung 2.30 [173] berechnet werden.

$$\Delta\sigma(r) = \frac{\Delta\sigma}{\sqrt{1 - \frac{a^2}{(a+r)^2}}} \quad (2.30)$$

Zur Bestimmung von $\Delta\sigma_{th}$ mittels PM wird die Spannung im Punkt $r = \frac{a_0}{2}$ betrachtet und mit $\Delta\sigma_0$ verglichen. Der geringere der beiden Werte entspricht $\Delta\sigma_{th}$. Analog wird bei der Bestimmung von $\Delta\sigma_{th}$ mittels LM die gemittelte Spannung bis $r = 2a_0$ betrachtet und mit $\Delta\sigma_0$ verglichen.

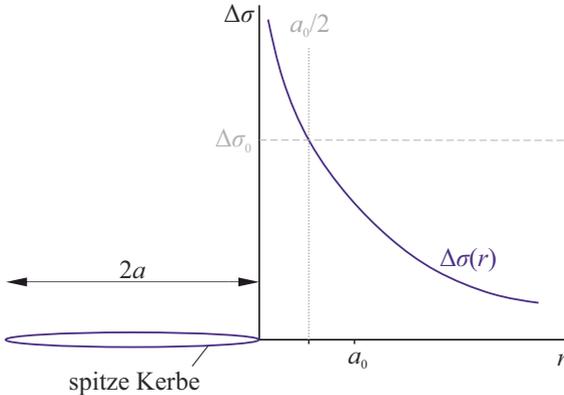


Abb. 2.12: Erste Hauptnormalspannung als Funktion der Distanz von einer spitzen Kerbe zur schematischen Darstellung der PM nach [171].

Sowohl die PM als auch die LM wurden bereits mehrfach erfolgreich zur Bestimmung der Dauerfestigkeit diverser Werkstoffe mit verschiedensten Kerbgeometrien [172, 174–179] angewendet. Es sei hier vermerkt, dass bei gegebenem Längenparameter die Ergebnisse der LM mit dem Ansatz von El Hadad nach Gleichung 2.14 übereinstimmen [172]. In [175, 180] ist die Anwendbarkeit beider Methoden für Kerben mit sehr geringen Kerbradien (spitze Kerben) belegt. In [174, 175] wird gezeigt, dass sie sich zur Evaluierung des Einflusses von Rissen und kleinen Kerben auf die Dauerfestigkeit eines Werkstoffes eignen. Nach derzeitigem Stand sind mit Ausnahme eigener Untersuchungen [181, 182] jedoch keine Beispiele für eine Anwendung auf Kerben, deren Abmessungen im Bereich der mittleren Korngröße des verwendeten Werkstoffes liegen, in der Literatur zu finden. In [183] wird postuliert, dass sich die Prozesszonen-Methoden auch zur Beschreibung typischer maschinell gefertigter rauer Oberflächen eignen sollten, weil deren topographische Merkmale, wie in [32, 184] gezeigt, als kurze Risse oder als sehr kleine Kerben behandelt werden können.

Ein Vergleich der Ergebnisse von PM und LM zeigt, dass die LM eine höhere Genauigkeit bei der Anwendung auf stumpfe Kerben aufweist, während im Fall kurzer und spitzer Kerben bessere Ergebnisse durch die PM erzielt werden [180]. Dies kann damit zusammenhängen, dass die PM weniger stark von den gewählten Parametern bei der FEM Analyse abhängt [182]. Diese Methode eignet sich daher für Anwendungsfälle, in denen die Kerbgeometrie nicht exakt bestimmt werden kann. Das ist zum Beispiel der Fall, wenn der

Kerbgrund durch überstehendes Material verdeckt ist und die genaue Kerbgeometrie nicht detektiert werden kann, oder wenn die Kerbradien aufgrund von Werkzeugverschleiß stark variieren.

3 Experimentelles Vorgehen

Die Untersuchungen mit dem Ziel der Evaluierung der Faktoren, die die Initiierung und Ausbreitung von Ermüdungsrissen in alpha-Ti sowie dessen Wechselfestigkeit beeinflussen, umfassen zahlreiche etablierte sowie im Rahmen dieser Arbeit neu entwickelte Methoden, die im Folgenden erläutert werden. Der Fokus der Untersuchungen liegt auf einem wissenschaftlichen Ansatz für die Betrachtung eines signifikanten Teils der Mechanismen, die die Schädigungsentwicklung an Miniaturproben aus alpha-Ti unter schwingender Beanspruchung beeinflussen. Dafür werden in diesem Kapitel die verwendeten Werkstoffe und die Prozedur zur Herstellung von Proben aus diesen Werkstoffen beschrieben. Anschließend wird im Detail ausgeführt, welche Methoden für die Charakterisierung der Proben zum Teil neu entwickelt und dann eingesetzt werden. Dabei umfasst dieses Kapitel die Beschreibung der Methoden zur Charakterisierung der Oberflächen der Proben sowie der Untersuchungen zur Evaluierung der mechanischen Eigenschaften. Darüber hinaus werden auch die zur Prädiktion der Rissinitiierungsorte und der Wechselfestigkeit angewendeten Methoden erläutert.

3.1 Werkstoffe und Probenherstellung

3.1.1 Werkstoffzustände

In der vorliegenden Arbeit wird alpha-Ti in vier verschiedenen Werkstoffzuständen untersucht. Dabei handelt es sich um drei verschiedene Sorten Reintitan mit der Werkstoffnummer 3.7035 [185] (Grade 2 [121]): zum Einen in Form gewalzter Bleche mit einer Dicke von 0,6 mm und mit einer Dicke von 2 mm und zum Anderen in Form eines Rundstabs mit 50 mm Durchmesser. Außerdem wurde Reintitan mit der Werkstoffnummer 3.7065 [185] (Grade 4 [121]) in Form von quadratischen Vierkantstäben mit einer Kantenlänge von 11 mm verwendet. Diese Stäbe wurden basierend auf den Untersuchungen in [65, 66] durch mehrfache plastische Deformation in einem Equal Channel Angular Pressing (ECAP)-Prozess nanostrukturiert, um ein ultrafeinkörniges homogenes kristallographisches Gefüge zu generieren.

Chemische Zusammensetzung

Die chemische Zusammensetzung der Proben wurde in einer Analyse ermittelt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3.1 aufgeführt. Die für die Detektion verwendeten Verfahren nach [186], [187] und [188] sind ebenfalls mit aufgelistet.

Tab. 3.1: Chemische Zusammensetzung der verwendeten Werkstoffe

	Methode (ASTM)	3.7035 0,6 mm Blech	3.7035 2 mm Blech	3.7035 Rundstab	3.7065 Vierkant- stab
C	E 1019	0,023	0,032	0,029	0,080
Al	E 572	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001
Ti	E 572	99,75	99,71	99,72	99,49
V	E 572	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001
Fe	E 572	0,050	0,020	0,045	0,300
N ₂	E 1019	0,008	0,043	0,031	0,060
O ₂	E 1587	0,151	0,182	0,161	0,060
H ₂	E 1587	0,009	0,010	0,008	0,008
Pd	E 572	<0,001	<0,001	<0,001	<0,001

Die Ergebnisse bestätigen, dass es sich bei den gewalzten Blechen und dem Rundstab um Reintitan mit sehr hoher Reinheit mit der Werkstoffnummer 3.7035 handelt. Der Vierkantstab mit einem etwas geringeren Reinheitsgrad liegt als Reintitan mit der Werkstoffnummer 3.7065 vor.

Analyse der kristallographischen Gefügestruktur

Neben den geringen Unterschieden in ihrer chemischen Zusammensetzung unterscheiden sich die verwendeten Werkstoffe in ihrem kristallographischen Gefüge. Zur Charakterisierung des kristallographischen Gefüges von Werkstoffen mit hexagonal dichtest gepackter (hdp) Gitterstruktur eignet sich die Lichtmikroskopie unter Verwendung von zwei Polarisationsfiltern. Bei dieser Polarisationslichtmikroskopie (PLM) wird diffuses Licht im Strahlengang des Lichtmikroskops linear polarisiert, bevor es auf die Probenoberfläche trifft. Aufgrund der anisotropen Eigenschaften von Werkstoffen mit hdp Gitterstruktur wird das linear polarisierte Licht abhängig von der Orientierung der kristallographischen c-Achse in zwei senkrecht zueinander oszillierende Anteile gespalten. Durch das zweite Polarisationsfilter, das sich in Querposition zu dem ersten Polarisationsfilter befindet, werden die senkrecht oszillierenden Anteile des Lichts herausgefiltert. Bereiche verschiedener Lichtintensität weisen somit auf unterschiedlich orientierte c-Achsen hin.

Weil benachbarte Körner in einer einzelnen PLM-Aufnahme zuweilen die gleiche, oder eine ähnliche Lichtintensität aufweisen können, lassen sich Korn-

grenzen besser anhand mehrerer PLM-Aufnahmen unter Variation des Probenrehwinkels detektieren. Dementsprechend wurde ein Verfahren entwickelt bei dem die Korngrenzen in mehreren PLM-Aufnahmen detektiert und in einem einzelnen gesamten Korngrenzenmuster überlagert werden. Das auf einer Bildverarbeitungsprozedur basierende Verfahren kann in einer MATLAB[®] Umgebung automatisiert werden. Die für die vorliegende Arbeit verwendete MATLAB[®]-Prozedur ist in [189] detailliert beschrieben. Das Ergebnis ist eine binäre Bilddatei, in der sämtliche der in den Aufnahmen detektierten Korngrenzen enthalten sind.

Abbildung 3.1 zeigt schematisch, wie anhand der detektierten Korngrenzen die mittlere Korngröße für die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Werkstoffe in verschiedenen Raumrichtungen (vgl. Abbildung 3.1a,b) in Anlehnung an DIN EN ISO 643 [190] bestimmt wird. Dafür wird eine PLM-Aufnahme mit dem binären Korngrenzenmuster und einem Raster, wie es in Abbildung 3.1c gezeigt ist, überlagert. Im Rahmen des Linienschnitt-Verfahrens (alternativ des Kreisschnitt-Verfahrens) werden die Schnittpunkte der detektierten Korngrenzen mit diesen geraden (kreisförmigen) Linien ermittelt. Der Grund für die horizontal, vertikal und diagonal verlaufenden geraden Linien liegt in der Bestimmung der Korngröße für Kornformen, die eine Abweichung von der Gleichachsigkeit aufweisen. Zur Bestimmung der mittleren Korngröße wird die Anzahl der Korngrenzen n_P bestimmt, die diese Linien schneiden. Die Berechnung der mittleren Korngröße d_m erfolgt anschließend nach Gleichung 3.1 unter Einbeziehung der Länge einer Linie l . Je größer der Wert von l gewählt wird und je mehr Körner in die Bestimmung der mittleren Korngröße eingehen, desto genauer ist das Ergebnis. In [190] wird ein Wert von 250 Schnittpunkten empfohlen.

$$d_m = \frac{l}{n_P} \quad (3.1)$$

Für die vorliegenden Werkstoffe wurde die mittlere Korngröße an jeweils fünf Einzelmessstrecken je Gefügestand bestimmt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3.2 aufgeführt. Der 3.7035 Rundstab weist mit $d_m = 130 \mu\text{m}$ den größten Wert der mittleren Korngröße auf. Die geringste Korngröße wurde mit etwa $d_m = 2 \mu\text{m}$ für die mehrfach plastisch verformten 3.7065 Vierkantstäbe gemessen. Die mittlere Korngröße der beiden gewalzten 3.7035 Bleche liegt dicht beieinander. Die mittlere Korngröße des Blechmaterials mit 0,6 mm Dicke ist mit $d_m = 47 \mu\text{m}$ etwas größer, als die des Blechmaterials mit 2 mm Dicke und $d_m = 36 \mu\text{m}$. Entsprechend der gemessenen mittleren Korngröße

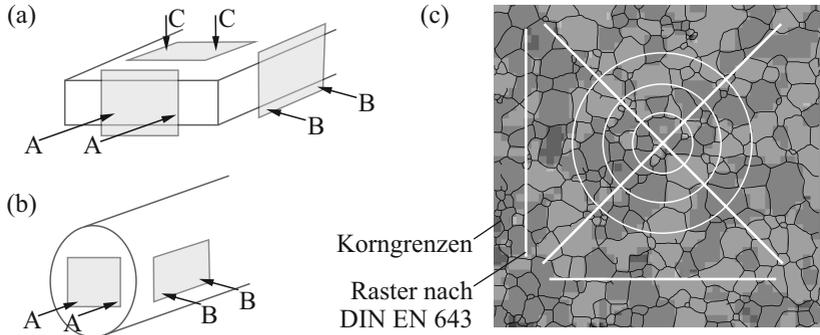


Abb. 3.1: Bestimmung der mittleren Korngröße. Raumrichtungen an Blech bzw. Vierkantstäben (a) und an Rundstäben (b); PLM-Aufnahme mit detektierten Korngrenzen nach [189] und Raster für das Linienschnitt-Verfahren nach [190] (c).

Tab. 3.2: Mittlere Korngröße der verwendeten Werkstoffe bestimmt nach dem Linienschnittverfahren nach [190].

Schliffebene	3.7035 0,6 mm Blech	3.7035 2 mm Blech	3.7035 Rundstab	3.7065 Vierkant- stab
A-A	49,6 μm	36,2 μm	125,1 μm	2,1 μm
B-B	45,3 μm	33,7 μm	135,7 μm	1,8 μm
C-C	44,8 μm	38,4 μm		
Zustand	$\mu 47$	$\mu 36$	$\mu 130$	$\mu 2$

werden die vier Werkstoffzustände nachfolgend mit $\mu 2$, $\mu 36$, $\mu 47$ und $\mu 130$ bezeichnet.

Zusätzlich zu der mittleren Korngröße kann anhand der detektierten Korngrenzen die Korngrößenverteilung abgeleitet werden. Dafür wurde ebenfalls eine MATLAB[®]-Prozedur verwendet. Abbildung 3.2 zeigt PLM-Aufnahmen der Werkstoffzustände und die anhand dieser Aufnahmen abgeleitete Korngrößenverteilung.

Die kristallographische Orientierung der vier Werkstoffzustände wurde mit Hilfe der Elektronenrückstreubeugungs-Analyse (Electron Backscatter Diffraction, EBSD)-Analyse bestimmt. Dabei werden die durch die Beugung rückgestreuter Elektronen detektierbaren Kikuchi Linien [191] analysiert. Er-

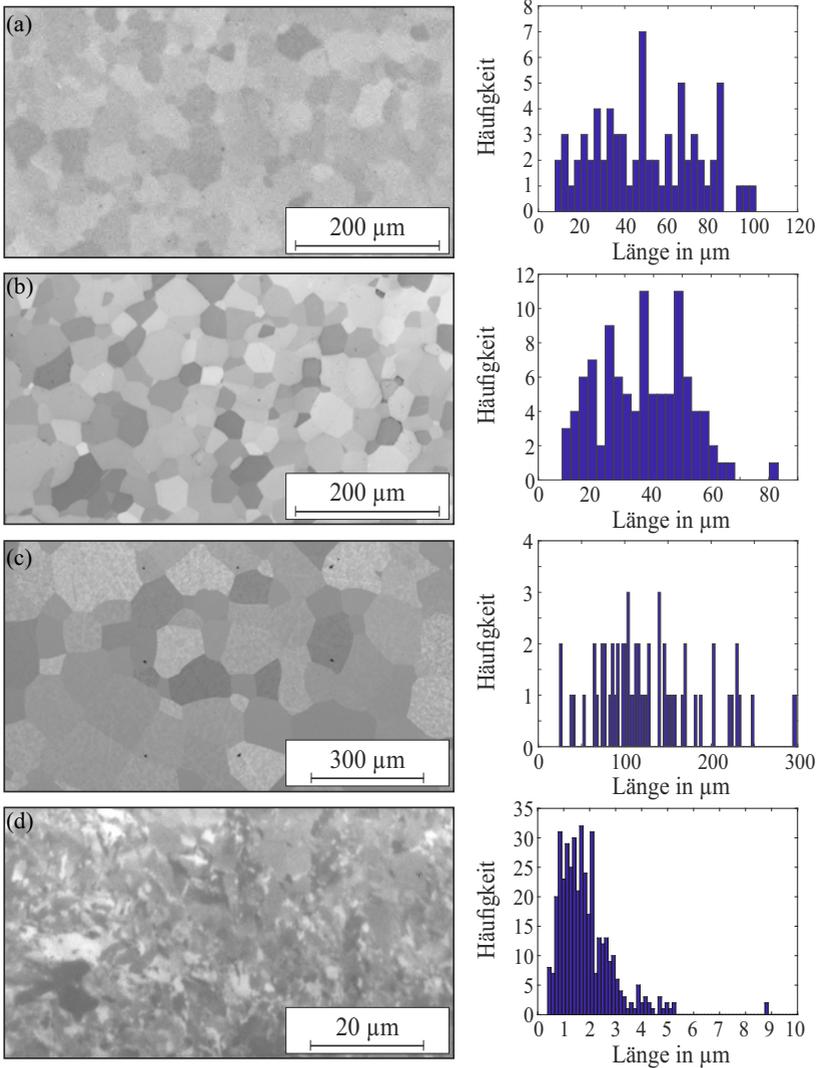


Abb. 3.2: PLM-Aufnahmen (links) und Korngrößenverteilung (rechts) der vier Werkstoffzustände: $\mu 47$ (a), $\mu 36$ (b), $\mu 130$ (c) und $\mu 2$ (d).

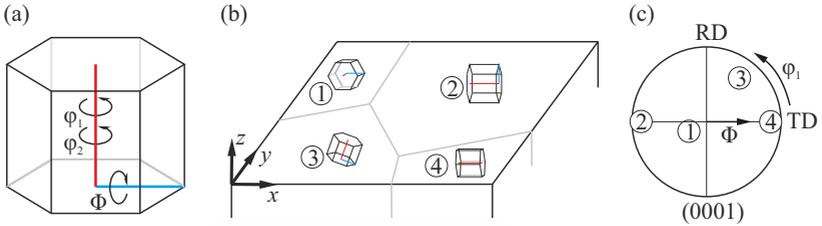


Abb. 3.3: Illustration der Euler-Winkel in Bunge Notation: hexagonale Elementarzelle (a), kristallographische Orientierung in einem vielkristallinen Werkstoff mit hdp-Struktur (b) und zugehörige Polfigur (c).

gebnis ist die kristallographische Orientierung mit Bezug zu einem Probenfesten Koordinatensystem in Form von Drehwinkeln. Jede beliebige kristallographische Orientierung lässt sich mit Hilfe von drei Drehwinkeln darstellen. Abbildung 3.3 veranschaulicht diesen Sachverhalt am Beispiel einer hexagonalen Elementarzelle. Eine häufig verwendete Konvention ist die Kennzeichnung einer kristallographischen Orientierung durch drei Euler-Winkel [192], die in Bunge Notation [1] mit φ_1 , Φ und φ_2 bezeichnet werden (vgl. Abbildung 3.3a). Die Ausrichtung der c-Achse ist dabei eindeutig durch φ_1 und Φ deklariert, während durch φ_2 lediglich eine finale Rotation um die c-Achse bewirkt und somit die Ausrichtung der Prismenflächen der Elementarzelle zur Oberfläche festgelegt wird. Zur Darstellung der kristallographischen Orientierung eignen sich Polfiguren [193], in denen die Ausrichtung kristallographischer Ebenen, oder Richtungen beschrieben durch zwei Polarwinkel als Punkt auf eine Kugelfläche projiziert und als zweidimensionale Kreisfläche dargestellt wird und mit deren Hilfe Texturen erkennbar gemacht werden können. Abbildung 3.3b,c zeigt exemplarisch verschieden ausgerichtete Elementarzellen und die zugehörige (0001) Polfigur. [84, 194]

Ähnlich wie durch die Polfigur kann die Darstellung der Ausrichtung einer kristallographischen Ebene durch eine inverse Polfigur (IPF) [195] erfolgen. Dabei werden Symmetrien des Kristallgitters genutzt, um die Ausrichtung kristallographischer Ebenen in einem stereographischen Standarddreieck abzubilden. Für eine örtliche Darstellung der kristallographischen Orientierung kann der IPF ein Farbdreieck überlagert und so jeder Orientierung eine Farbe zugeordnet werden [194]. Anhand dieser Farben erfolgt eine Kartographierung der kristallographischen Orientierungen in einem IPF-Verteilungsbild. [84]

Abbildung 3.4 zeigt die Ergebnisse der EBSD-Analysen an präparierten Querschliffen in Form von (0001) IPF-Verteilungsbildern und (0001) Polfiguren. Wie den Abbildungen entnommen werden kann, weisen die beiden gewalzten Werkstoffzustände $\mu 47$ und $\mu 36$ eine deutlich erkennbare Textur auf (vgl. Abbildung 3.4a,b). Die c -Achsen des $\mu 47$ Werkstoffzustands sind senkrecht zur Walzrichtung und um etwa 30° zur Oberfläche geneigt. Dies entspricht der in [196] beschriebenen Orientierungsverteilung für Werkstoffe mit einem Verhältnis $c/a < 1,633$ in gewalztem Zustand. Die Textur des dickeren Blechmaterials des $\mu 36$ Werkstoffzustands ist weniger stark ausgeprägt und die c -Achsen verlaufen vorwiegend senkrecht zur Oberfläche. Anhand der Orientierungsverteilungsbilder des $\mu 130$ Werkstoffzustands in Abbildung 3.4c und des $\mu 2$ Werkstoffzustands in Abbildung 3.4d ist keine signifikante Vorzugsrichtung des Werkstoffes erkennbar. In dem Orientierungsverteilungsbild des $\mu 2$ Werkstoffzustands sind fein verteilte Bereiche sowie wenige im Vergleich dazu große Bereiche mit einheitlicher Orientierung erkennbar.

Quasistatische Festigkeitskennwerte

Die mechanischen Eigenschaften unter quasistatischer Beanspruchung wurden in einachsigen Zugversuchen in Anlehnung an DIN EN ISO 6892-1 [197] ermittelt. Dabei wurden die Proben gleichmäßig weggeregelt bei einer Verformungsrate von 10^{-4} 1/s verformt. Aus den resultierenden Zugverfestigungskurven wurden der Elastizitätsmodul E , die 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$, die Zugfestigkeit R_m und die Bruchdehnung δ ermittelt. Zusätzlich wurde die Vickershärte HV 10 der vier Werkstoffzustände nach [198] bestimmt. Die Ergebnisse sind in Tabelle 3.3 aufgeführt. Der Elastizitätsmodul der vier Werkstoffe liegt in der gleichen Größenordnung und beträgt zwischen 101 GPa und 111 GPa. Der mehrfach plastisch verformte 3.7065 Vierkantstab weist mit $R_{p0,2} = 930$ MPa, $R_m = 960$ MPa und einer Härte von 634 HV 10 die höchsten Festigkeitskennwerte auf. Der Vergleich der Festigkeitskennwerte der 3.7035 Werkstoffe untereinander zeigt, dass diese in einer ähnlichen Größenordnung liegen. Darunter weist das Blechmaterial mit 2 mm Dicke und einer mittleren Korngröße von ca. $36 \mu\text{m}$ mit 377 MPa die höchste Zugfestigkeit auf. Das Blechmaterial mit 0,6 mm Dicke und einer mittleren Korngröße von ca. $47 \mu\text{m}$ zeigt mit 363 MPa die geringste Zugfestigkeit.

3.1.2 Probenherstellung und Präparation

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden miniaturisierte Flachproben verwendet, deren Oberfläche im Messbereich von allen vier Seiten charakterisiert wird. Die Seitenflächen der Proben werden im Folgenden als A-, B-, C- und

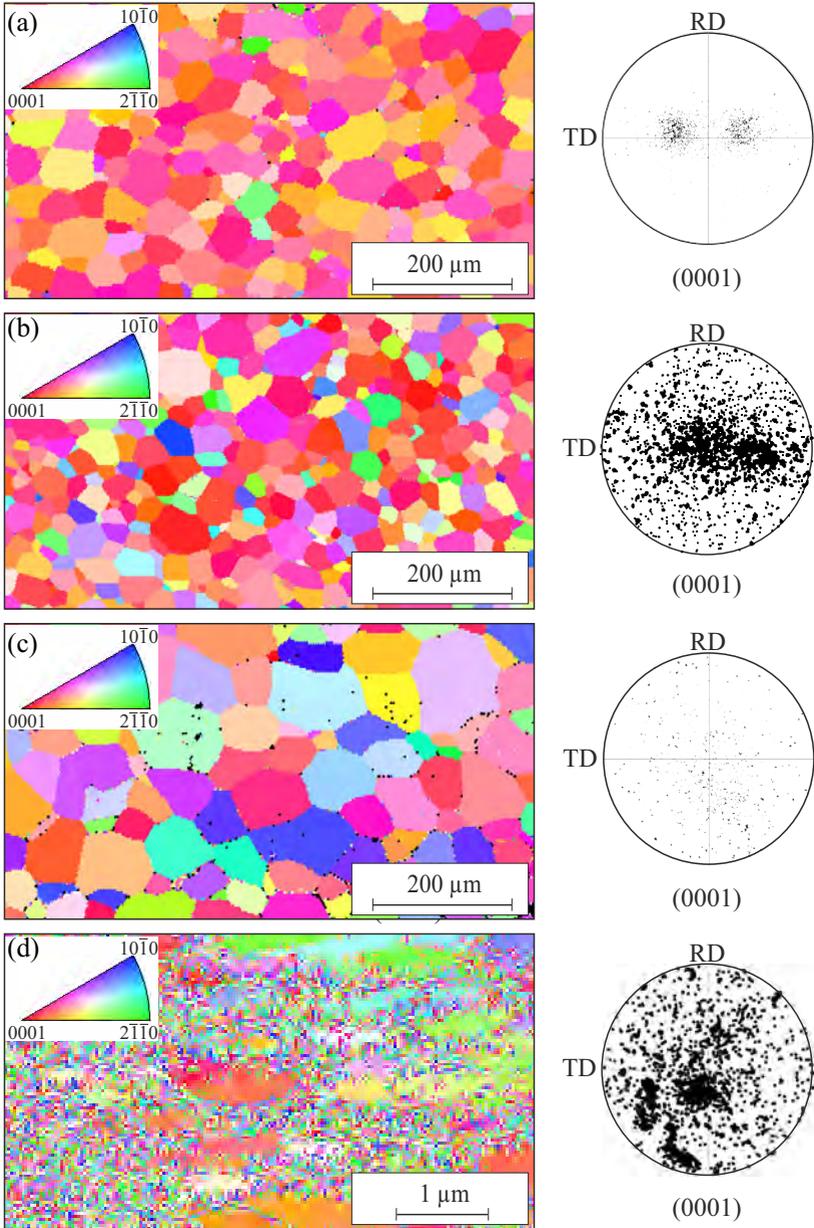


Abb. 3.4: (0001) IPF-Mappings und Polfiguren der vier Werkstoffzustände: $\mu 47$ (a), $\mu 36$ (b), $\mu 130$ (c) und $\mu 2$ (d).

Tab. 3.3: Festigkeitskennwerte der vier Werkstoffzustände aus einachsigen Zugversuchen und Makrohärtemessungen.

Werkstoff	E GPa	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	δ %	HV 10
3.7035, 0,6 mm Blech ^(a)	103	291	363	33	348
3.7035, 2 mm Blech ^(a)	111	276	377	9,2	359
3.7035, Rundstab ^(b)	101	288	376	10	344
3.7065, Vierkantstab ^(b)	106	930	960	-	634

^(a) Die Probenentnahme erfolgte quer zur Walzrichtung.

^(b) Die Probenentnahme erfolgte längs zur Stabachse.

D-Seite bezeichnet (vgl. Kap. 3.2.1 Abb. 3.8a). Die Geometrie der Proben entspricht einer miniaturisierten Form des in DIN EN 6072 vorgeschlagenen flachen Probekörpers (Typ 4) zur Untersuchung der Ermüdung in Axialrichtung [199] und ist in Abbildung 3.5a dargestellt. Mit polierter Oberfläche ergibt sich für diese Probengeometrie die Kerbformzahl $K_t = 1$. Zum Vergleich werden auch Flachproben konventioneller Größe untersucht, die in dieser Arbeit als Makroproben bezeichnet werden.

Die Miniaturisierung der Proben geht mit hohen Anforderungen bei deren Herstellung und Präparation einher. Höchste Sorgfalt im Umgang mit den Proben soll sicherstellen, dass die Oberflächen in ausreichend hoher Qualität vorliegen und keine Verformungen während der Herstellung und Präparation in das Material eingebracht werden. Abbildung 3.5b zeigt die einzelnen Schritte, die zur Herstellung der oberflächenstrukturierten Miniaturermüdungsproben durchgeführt wurden. Ausgangspunkt bildet hierbei das Rohmaterial der drei gelieferten Werkstoffzustände $\mu 2$, $\mu 47$ und $\mu 130$. Um von jedem Werkstoffzustand für die Probenherstellung Platten mit einer Dicke von 0,6 mm zu erhalten werden aus dem Stangenmaterial (3.7035, Rundstab und 3.7065, Vierkantstab) zunächst in einem Wasserstrahl-schneidprozess 0,6 mm dicke parallele Platten herausgetrennt. An den Oberflächen der Platten sämtlicher Werkstoffzustände erfolgt anschließend die Mikrostrukturierung. Das bedeutet die Oberflächen werden durch Polieren, Planfräsen, Mikrofräsen modifiziert, wie in Kapitel 3.1.3 detailliert beschrieben wird. Im Anschluss an die Mikrostrukturierung werden die Proben entsprechend der technischen Zeichnung in Abbildung 3.5b durch Formfräsen herausgetrennt. Zum anschließenden Polieren der Seitenflächen werden mehrere Proben gleichzeitig in eine eigens hierfür konstruierte Politurhalterung eingespannt. Mit dieser Halterung werden die Proben während des Poliervorgangs

fixiert. Durch die benachbarten Proben wird die Stabilität erhöht und ein Abrunden an den Kanten verhindert. Zwei Dummyproben verhindern das Abrunden der beiden äußeren Proben. Das Vorgehen bei der metallographischen Präparation von alpha-Ti ist im Detail in [200] beschrieben. Für die metallographische Präparation der Seitenflächen (B- und D-Seiten) der miniaturisierten Ermüdungsproben wird ein zylindrischer Filzpolierstift mit 20 mm Durchmesser verwendet. Dieser wird während des Poliervorgangs wiederholt mit einer Lösung bestehend aus einer Oxid-Poliersuspension mit $0,05\ \mu\text{m}$ Partikelgröße und 20 % Wasserstoffperoxid (3 %ige Lösung) benetzt. Die Politur erfolgt in 60 s andauernden Intervallen. Nach jedem Intervall erfolgt eine Kontrolle der Oberflächen mittels PLM. Der Poliervorgang ist abgeschlossen, wenn die Oberflächen in ausreichend hoher Qualität vorliegen. Dies ist der Fall, wenn Körner und Korngrenzen gut zu erkennen sind. Leichte Verunreinigungen werden toleriert, weil sie die Oberflächenanalyse mittels polarisiertem Licht nicht behindern und ein zu ausgedehnter Poliervorgang dazu führt, dass bestimmte Kornbereiche stärker abgetragen werden und somit unerwünschte topographische Merkmale erzeugt werden.

Analog erfolgte die Herstellung der Makroproben aus dem 2mm dicken Blechmaterial $\mu 36$. Diese wurden entsprechend der technischen Zeichnung in Abbildung 3.6 mittels Formfräsen aus Platten mit mikrostrukturierter Oberfläche herausgetrennt.

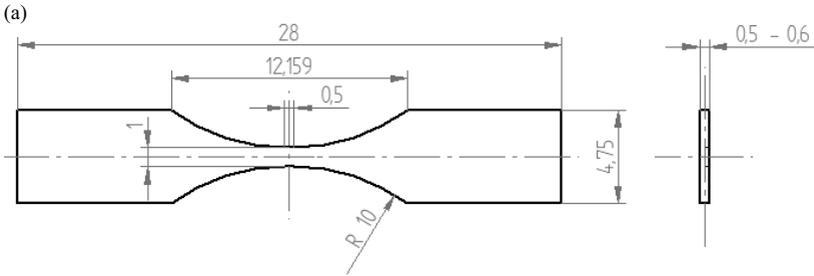
3.1.3 Oberflächenzustände

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden insgesamt vier verschiedene Oberflächenzustände untersucht:

- Referenzproben mit polierter Oberfläche;
- Proben mit unbearbeiteter Oberfläche (Walzhaut);
- Proben mit plangefräster Oberfläche;
- Proben mit plangefräster Oberfläche, in die zusätzlich mikrogefräste Kerben eingebracht sind;

Entsprechend dieser Oberflächenzustände werden die Werkstoffzustände $\mu 2$, $\mu 47$ und $\mu 130$ mit den folgenden Indices ergänzt: p für polierte Oberflächen, w für unbearbeitete Oberflächen, pf für plangefräste Oberflächen und m10, m20 und m30 für Oberflächen mit mikrogefrästen Kerben mit einer Kerbtiefe D von $10\ \mu\text{m}$, $20\ \mu\text{m}$ und $30\ \mu\text{m}$. Auf diese Weise ist der Zustand eines jeden Probentyps vollständig gekennzeichnet.

Für jeden der vier Werkstoffzustände werden polierte Referenzproben untersucht. An diesen Referenzproben erfolgt die Bestimmung der intrinsischen



Material (Anlieferungszustand)	Wasserstrahl- schneiden	Modifikation der Oberflächen	Form- fräsen	Kanten Polieren
<p>$\mu 2$</p> <p>$\mu 47$ Blech (0,6 mm)</p> <p>$\mu 130$ $\varnothing 50$</p>	<p>0,6</p> <p>0,6</p>	<p>(Mikro-)Bearbeitung der Vorder- und Rückseite der Platten</p> <p>A - A</p>	<p>Technische Zeichnung, siehe (a)</p>	<p>Miniatur-Ermüdungsproben</p> <p>Proben-dummies</p> <p>Politurhalterung</p>

Abb. 3.5: Oberflächenstrukturierte miniaturisierte Ermüdungsproben: technische Zeichnung (a) und Schritte zur Herstellung und Präparation (b).

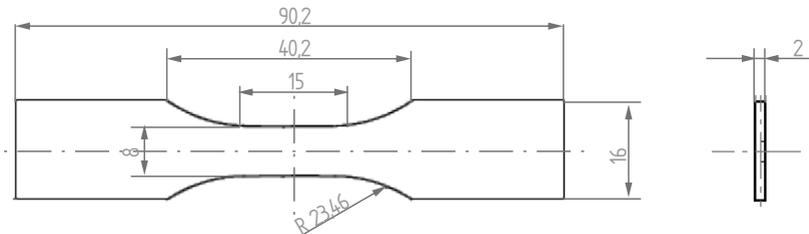


Abb. 3.6: Technische Zeichnung der Makroproben.

Wechselfestigkeit des jeweiligen Werkstoffzustands. Der resultierende Wert dient dem Vergleich mit der Wechselfestigkeit der strukturbehafteten Oberflächen. Darüber hinaus kann an den polierten Oberflächen die Bestimmung lokaler Gefügeeigenschaften, wie der Korngröße und der kristallographischen Orientierung der Körner, erfolgen.

Abbildung 3.7 zeigt topographische Aufnahmen der verschiedenen Oberflächenzustände. Die Aufnahmen sind aus (x,y,z) -Topographiedaten resultierend aus Messungen mittels der konfokalen Weißlichtmikroskopie abgeleitet. Darüber hinaus sind in den Aufnahmen horizontal und vertikal verlaufende Referenzlinien eingezeichnet. Die gemessenen z -Werte entlang dieser Linien sind in ergänzenden Diagrammen aufgezeichnet. Die polierte Oberfläche in Abbildung 3.7a weist keine deutlich erkennbaren Unebenheiten auf. Die unbearbeitete Oberfläche des gewalzten Blechmaterials in Abbildung 3.7b zeigt leichte Unebenheiten. Abweichungen von der ideal glatten Oberfläche sind unregelmäßig verteilt. Die plangefräste Oberfläche in Abbildung 3.7c weist ebenfalls leichte Unebenheiten auf. Diese liegen in der gleichen Größenordnung wie die der gewalzten Oberfläche. Auf der Oberfläche sind kreisrunde Riefen erkennbar, die typisch für eine durch das Stirn-Planfräsen erzeugte Oberfläche sind [201]. Der Abstand der Riefen hängt von der tangentialen Vorschubgeschwindigkeit, bzw. von dem Vorschub je Zahn und der Drehzahl des Stirnfräasers ab. Die Tiefe der Riefen ist abhängig vom Axialschlag der Spindel und dem Einstellwinkel der Nebenschneide [202]. Zusätzlich zu den Unebenheiten im oberen Teil der Aufnahme umfasst die vertikale Referenzlinie auch einen Bereich im unteren Teil der Aufnahme, in dem nur geringfügige Unebenheiten erkennbar sind. Die Topographie einer plangefrästen Oberfläche ist also nicht allein von den gewählten Herstellungsparametern abhängig, sondern variiert lokal z.B. durch örtliche Gegebenheiten der kristallographischen Gefügestruktur oder durch Phänomene, wie der Bildung einer Aufbauschneide und durch den Verschleiß des Werkzeugs [203, 204]. Die Topographie der plangefrästen Oberfläche, in die eine Kerbe durch Mikrofräsen eingebracht wurde, ist in Abbildung 3.7d dargestellt. Eine vertikale Referenzlinie verläuft mittig entlang des Kerbgrundes. Eine zweite vertikale Referenzlinie verläuft abseits der Kerbe über die plangefräste Oberfläche. Beim Vergleich der z -Werte entlang der beiden Linien sind entlang des Kerbgrundes sehr viel höhere Abweichungen von einer ideal glatten Oberfläche erkennbar, als abseits der Kerbe. Vereinzelt sehr hohe Abweichungen können auf Adhäsionen am Kerbgrund, die durch den kontinuierliche Auf- und Abbau der Aufbauschneide entstehen [204], aber auch auf überstehendes Material in Form eines Grates, oder störende Reflektionen zurückzuführen sein.

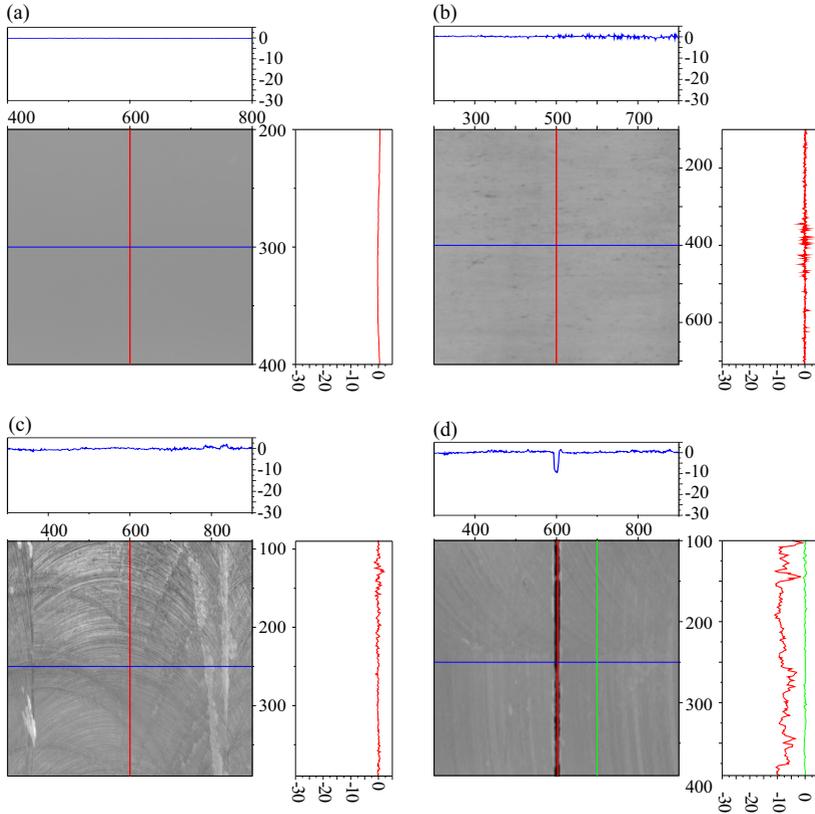


Abb. 3.7: Konfokale Weißlichtmikroskopie Messung an einer polierten Oberfläche (a), einer unbearbeiteten gewalzten Oberfläche (b), einer plangefrästen Oberfläche (c), einer plangefrästen Oberfläche mit mikrogefräster Kerbe (d). Alle Angaben in μm .

Tab. 3.4: Metallographische Präparation von Ti-Oberflächen

Präparationsschritt		Last	Geschwindigkeit	Zeit
		N	rpm	s
Schleifen	SiC 1200# und Wasser SiC 2000# und Wasser	15	200	90
Polieren ^a	MD-chem, Oxid-Poliersuspension mit 0,05 μm Partikelgröße und 20 % Wasserstoffperoxid	10	250	600
Ätzen	Ätzmittel nach Kroll [205, 206]	-	-	30

^a Dieser Schritt wird im Anschluss an die metallographische Präparation für 60s erneut durchgeführt und wiederholt bis die Mikrostruktur mittels PLM in ausreichender Qualität festgestellt wurde.

Die Herstellungsprozesse zur Generierung der verschiedenen Oberflächenzustände werden im Folgenden näher erläutert. Es sei an dieser Stelle vermerkt, dass die B- und D-Seiten der Proben, wie in Kapitel 3.1.2 erläutert, mit Hilfe eines Filzpolierstiftes poliert werden, um die Körner sichtbar zu machen und Verformungen, die aus dem Prozess des Formfräsen bei der Herstellung der Proben resultieren können, zu entfernen.

Referenzproben mit polierter Oberfläche

Die polierten Oberflächen werden entsprechend der in Tabelle 3.4 aufgeführten Prozedur erzeugt. Detaillierte Informationen zu der metallographischen Präparation sind z. B. in [189, 200] enthalten. Sie ist für die Charakterisierung der Oberflächen mittels PLM von signifikanter Bedeutung. Mehrfache Kontrollen sind notwendig um die dafür erforderliche hohe Qualität der Oberflächen zu gewährleisten und gleichzeitig das Abrunden der Probenkanten auf ein Minimum zu begrenzen.

Unbearbeitete Oberflächen (Walzhaut)

Die Oberflächen der Proben, die ohne eine weitere Bearbeitung der A- und C-Seite aus den gewalzten 0,6 mm dicken Blechen entnommen werden, werden in der vorliegenden Arbeit als unbearbeitete Oberflächen bezeichnet. Diese

Oberflächen werden demnach durch eine Walzhaut gebildet, deren Eigenschaften von denen des Grundmaterials abweichen können.

Plangefräste Oberflächen

Die Strukturierung der Proben mit plangefrästen Oberflächen wird am Lehrstuhl für Fertigungstechnik und Betriebsorganisation (FBK) der Technischen Universität Kaiserslautern durchgeführt. Dies geschieht, bevor die Miniaturermüdungsproben aus den 0,6 mm dicken Bleche, wie in Abbildung 3.5 gezeigt, herausgetrennt werden. Die Qualität mikrogefräster Strukturen hängt vom Verschleiß des Fräswerkzeugs, sowie von der Spindeldrehzahl, dem Vorschub pro Zahn und dem Sturzwinkel der Spindel während des Fräsprozesses ab [203, 204, 207]. Dabei sinkt die Qualität einer erzeugten Oberfläche oberhalb der Mindestspannungsdicke mit steigender Vorschubgeschwindigkeit und Schnitttiefe sowie durch den fortschreitenden Verschleiß des Fräswerkzeugs. Die Bearbeitung der Oberflächen der Bleche erfolgt auf einer Präzisionsfräsmaschine unter Verwendung eines Schaftfräasers mit 3 mm Durchmesser. Die Schnitttiefe beträgt $5 \mu\text{m}$. Die Spindeldrehzahl während des Fräsprozesses beträgt 30.000 min^{-1} bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $40 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$.

Plangefräste Oberflächen mit mikrogefrästen Kerben

In einem Mikrofräsprozess können Kerben mit der Geometrie einer rechteckigen Nut hergestellt werden. Die Erzeugung solcher mikrogefräster Kerben mit definierter Geometrie erfordert ein hohes Maß an Präzision. Dafür werden die Oberflächen der 0,6 mm dicken Bleche zunächst plangefräst, wie in dem vorhergehenden Abschnitt beschrieben. Wie das Planfräsen der Oberflächen erfolgt auch das Einbringen der mikrogefrästen Kerben am FBK. Die zur Herstellung der Kerben benötigten Mikrofräser werden auf dem am FBK entwickelten Mikrofräszentrum [208] hergestellt. Wie in [209] beschrieben, wird eine dreiachsige Werkzeugmaschine für die Herstellung extrem kleiner einschneidiger Mikroschaftfräser in einem Mikroschleifprozess genutzt. Diese Mikroschaftfräser mit einem Durchmesser von etwa $50 \mu\text{m}$ werden anschließend für das Einbringen der Kerben in die zuvor plangefrästen Oberflächen verwendet. Für die Erzeugung der mikrogefrästen Kerben wird eine Spindeldrehzahl von 50.000 min^{-1} bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $30 \frac{\text{mm}}{\text{min}}$ verwendet. Die Schnitttiefe beträgt $5 \mu\text{m}$, sodass je nach geforderter Kerbtiefe ($10 \mu\text{m}$ und $30 \mu\text{m}$) zwischen zwei und sechs Zustellungen erforderlich sind. Die Breite der Kerben ergibt sich aus dem Durchmesser des Mikroschaftfräasers zu etwa $50 \mu\text{m}$.

3.2 Experimentelle Methodik

Um das übergeordnete Ziel der vorliegenden Arbeit zu erreichen, Informationen über die Oberflächenmorphologie zu generieren, zu evaluieren und zur Ableitung kritischer Bedingungen für eine Ermüdungsrissinitiierung zu nutzen, werden Ermüdungsversuche an Miniatur-Ermüdungsproben aus alpha-Ti verschiedener Werkstoffzustände und mit verschiedenen Oberflächenzuständen durchgeführt. Ein wesentlicher Bestandteil ist die Charakterisierung der Morphologie der Probenoberflächen im Messbereich. Die Messdaten werden anschließend verarbeitet um anhand der so gewonnenen Informationen mögliche Rissinitiierungsorte abzuleiten. Im Anschluss an die Ermüdungsversuche werden die Bruchflächen der Ermüdungsproben analysiert. Dabei wird der tatsächliche Rissinitiierungsort detektiert und mit dem vermuteten Rissinitiierungsort verglichen. Im Folgenden werden die dafür im Rahmen dieser Arbeit zum Teil neu entwickelten und eingesetzten Methoden näher erläutert.

3.2.1 Methoden der Oberflächencharakterisierung

Um mögliche Rissinitiierungsorte im Messbereich der miniaturisierten Ermüdungsproben abzuleiten wird die Oberflächenmorphologie der vier Seitenflächen charakterisiert. Zur Evaluierung der kristallographischen Korngröße und Kornorientierung wird die polarisierte Lichtmikroskopie verwendet. Die Topographie einer Oberfläche und die Geometrie eingebrachter Kerben wird mittels konfokaler Weißlichtmikroskopie (WLM) analysiert. Abbildung 3.8a zeigt exemplarisch die vier Seitenflächen (A, B, C, D), sowie die zugehörigen PLM-Aufnahmen (Abbildung 3.8b) und die (x,y,z) -Topographiedaten aus WLM-Messungen (Abbildung 3.8c) von einer Probe des $\mu 47$ Werkstoffzustands mit gewalzter Oberfläche im Anlieferungszustand. Während die Seitenflächen B und D einer jeden Probe stets in poliertem Zustand vorliegen, unterscheiden sich die Seitenflächen A und C je nach Oberflächenzustand der jeweiligen Probe. Die PLM-Aufnahmen der Seitenflächen A und C zeigen die grobe Struktur der Walzhaut. Diese ist quantitativ durch die entsprechenden Farbdigramme aus den WLM-Messungen beschrieben und lässt sich auf den Bereich $-1,5 \leq z \leq 1,5$ begrenzen. In den PLM-Aufnahmen der polierten Seitenflächen B und D sind die kristallographischen Körner des Werkstoffgefüges erkennbar. Die entsprechenden Farbdigramme aus den WLM-Messungen weisen auf eine glatte Oberfläche hin, die im Messbereich in der Probenmitte parallel zur Sichtebeine verläuft und die sich zu den Kanten hin krümmt.

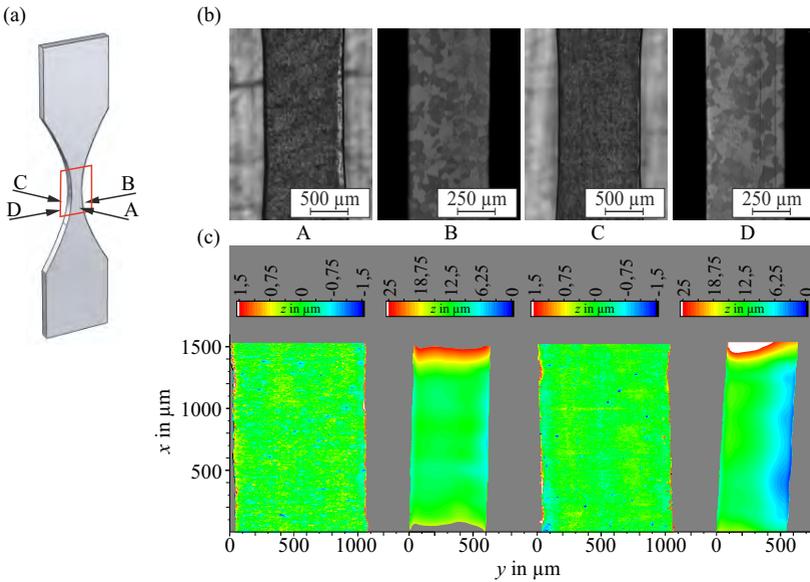


Abb. 3.8: Schematische Darstellung einer miniaturisierten Ermüdungsprobe mit den Seitenflächen A, B, C und D (a), sowie die entsprechenden PLM- (b) und WLM-Aufnahmen (c) einer Probe des $\mu 47$ Werkstoffzustands mit gewalzter Oberfläche im Anlieferungszustand.

Tab. 3.5: Gewählte Parameter für PLM-Aufnahmen.

Parameter	Wert
Objektiv	x 25
Belichtungszeit	102,1 ms
Verstärkung	x 1
Gamma	2,6

Im Folgenden werden die angewendeten Verfahren zur Akquisition der PLM-Aufnahmen und der (x,y,z) -Topographiedaten in WLM-Messungen im Detail beschrieben. Dabei wird erklärt, wie die akquirierten Daten verarbeitet werden um die Oberflächenmorphologie zu charakterisieren und kritische Bereiche für die Ermüdungsrissinitiierung zu detektieren.

Polarisierte Lichtmikroskopie

Mithilfe der PLM können Orientierungsunterschiede in optisch anisotropen Medien sichtbar gemacht werden. Dabei ist die PLM sensitiv für die Ausrichtung der kristallographischen c-Achse. Darauf basierend soll in der vorliegenden Arbeit die Korngröße der Werkstoffe bestimmt werden. Darüber hinaus soll die Möglichkeit der Bestimmung der kristallographischen Orientierung zur Untersuchung der Rissinitiierungsorte geprüft werden. Das für die Untersuchungen verwendete Mikroskop (Leica DM 2700M) besitzt zwei Polarisationsfilter, deren Schwingungsebenen separat zueinander ausgerichtet werden können. Für PLM-Aufnahmen mit optimalem Kontrast werden die Schwingungsebenen der Polarisationsfilter senkrecht zueinander ausgerichtet. Die gewählten Parameter für die Belichtungszeit, die Verstärkung und den Korrektorexponenten Gamma zur Überführung der tatsächlich gemessenen in die abgebildete Lichtintensität sind Tabelle 3.5 zu entnehmen.

Zur automatisierten Detektion von Korngrenzen anhand einer PLM-Aufnahme kann das in [189] beschriebene Verfahren angewendet werden. Das Verfahren beruht auf einer MATLAB[®]-Prozedur zur Verarbeitung der Bilddateien. Die Erkennung einer Korngrenze in einer PLM-Aufnahme erfolgt in einem iterativen Prozess basierend auf einer Methode nach Canny [210]. Ein Gaußfilter wird auf die Grautöne der Bildpixel angewendet. Anschließend wird nach dem Maximum des Gradienten des Grautons benachbarter Pixel gesucht. Hierbei werden zwei Schwellenwerte für die Validierung einer Korngrenze verwendet: ein Grautongradient über dem höheren Schwellenwert

wird als starke Grenze definiert und ein Grautongradient über dem niedrigeren Schwellenwert wird als schwache Grenze definiert. Zu den detektierten Korngrenzen werden sämtliche starke Grenzen gezählt, sowie die mit ihnen verbundenen schwachen Grenzen.

Auf diese Weise werden die Korngrenzen in einem Bereich der Oberfläche nicht nur in einer einzelnen, sondern in mehreren PLM-Aufnahmen unter variierendem Probendrehwinkel detektiert und anschließend überlagert. Das bietet den Vorteil, dass auch Korngrenzen detektiert werden, die in einer einzelnen PLM-Aufnahme aufgrund eines zu geringen Unterschieds zwischen den Lichtintensitäten der benachbarten Körner nicht erkennbar sind. [189]

Zur Bestimmung der kristallographischen Orientierung einzelner Körner an alpha-Ti Oberflächen wurde das beschriebene Verfahren zur Detektion der Korngrenzen weiterentwickelt. Die Methode wird im Folgenden übersichtlich erläutert und ist im Detail in [211, 212] beschrieben. Die wesentlichen Schritte sind die Akquisition einzelner PLM-Aufnahmen, die Detektion der Korngrenzen bzw. Körner und die Bestimmung der kristallographischen Orientierung der c-Achsen der detektierten Körner.

Abbildung 3.9 veranschaulicht die zum Teil automatisierte Methodik. Zunächst werden unter variierendem Probendrehwinkel γ (Abbildung 3.9a) PLM-Aufnahmen eines Bereichs der Probenoberfläche (Abbildung 3.9b) gemacht. Diese Aufnahmen werden überlagert (Abbildung 3.9c), sodass ein überlappender Bereich manuell ausgewählt werden kann, in dem das kristallographische Gefüge analysiert wird. Entsprechend des zuvor beschriebenen Verfahrens werden in diesem Bereich Korngrenzen detektiert. Mithilfe der detektierten Korngrenzen lassen sich die Körner bestimmen. Dabei wird jedem Korn eine spezifische Kornnummer zugewiesen (Abbildung 3.9d). Der Lichtintensität eines Pixels in einem Korn kann ein quantitativer Grauwert zwischen 0 (schwarz) und 1 (weiß) zugewiesen werden. Aus dem Mittelwert der Grauwerte sämtlicher zu einem Korn gehörenden Pixel ergibt sich der gemittelte Grauwert G . Dieser wird in jeder PLM-Aufnahme für das Korn bestimmt. Trägt man den mittleren Grauwert des Kornes als Funktion von dem Probendrehwinkel wie in Abbildung 3.9e auf, wird ein sinusförmiger Verlauf erkennbar. Die Grauwertentwicklung $G(\gamma)$ kann durch eine Funktion nach Gleichung 3.2 mathematisch beschrieben werden. Darin enthalten ist der Mittelwert der Grauwertentwicklung G_0 , die Amplitude G_a und die Phasenverschiebung α . Dementsprechend wird eine Näherungsfunktion für das Korn bestimmt, aus der G_0 , G_a und α hervorgehen. [211]

$$G(\gamma) = G_0 + G_a \cdot \sin(2(\gamma - \alpha)) \quad (3.2)$$

Der Vergleich der aus der Grauerentwicklung abgeleiteten Parameter mehrerer Körner mit den Ergebnissen von EBSD-Messungen soll zeigen, wie die Parameter mit den Euler-Winkeln korrelieren. Anschließend sollen mit diesen Ergebnissen Orientierungsverteilungsbilder, die rein aus dem hier vorgestellten PLM-Verfahren resultieren, generiert werden.

Basierend auf den Informationen über die Größe und die kristallographische Orientierung der detektierten Körner werden kritische Bereiche für die Ermüdungsrissinitiierung determiniert. Weil nach bisherigen Erkenntnissen die Ermüdungsrissinitiierung an miniaturisierten alpha-Ti Flachproben stets an einer Probenkante stattfindet, werden Bereiche als kritisch festgelegt,

- die sich an einer Probenkante befinden
- und bei denen ein, oder mehrere möglichst große Körner
- mit einer für das Abgleiten günstigen kristallographischen Orientierung liegen.

Günstige Orientierung meint, dass die (0001) Ebenen um etwa 45° zur Beanspruchungsrichtung geneigt sind.

Konfokale Weißlichtmikroskopie

Die Topographie der Oberflächen und die Geometrie eingebrachter Kerben werden anhand von Aufnahmen mit einem konfokalen Weißlichtmikroskop (NanoFocus, μ Surf explorer) am Lehrstuhl für Messtechnik und Sensorik der TU Kaiserslautern untersucht. Das gesamte Messsystem befindet sich auf einem luftgelagerten, schwingungsdämpfenden Messtisch. Zwei verschiedene Objektive werden verwendet, mit denen die Topographie der Oberflächen mit ausreichend hoher Genauigkeit gemessen werden kann. Ein Objektiv mit 20-facher Vergrößerung und mit einer Auflösung von 5 nm in z -Richtung bei 3,1 mm Arbeitsabstand wird für die Vorderseite (A) und die Rückseite (C) der Proben verwendet. Für die Seitenflächen (B und D) wird ein Objektiv mit 50-facher Vergrößerung und mit einer Auflösung von 4 nm in z -Richtung bei 10,6 mm Arbeitsabstand verwendet. Zur Durchführung der Messungen wird die Software μ Soft control genutzt. Mit der integrierten Software μ Soft Analysis lassen sich aus den 3D (x, y, z) -Topographiedaten Rauheitskennwerte wie der arithmetische Mittelwert der Profildordinaten R_a , oder der quadratische Mittelwert der Profildordinaten R_q nach DIN EN ISO 4287 [26] berechnen.

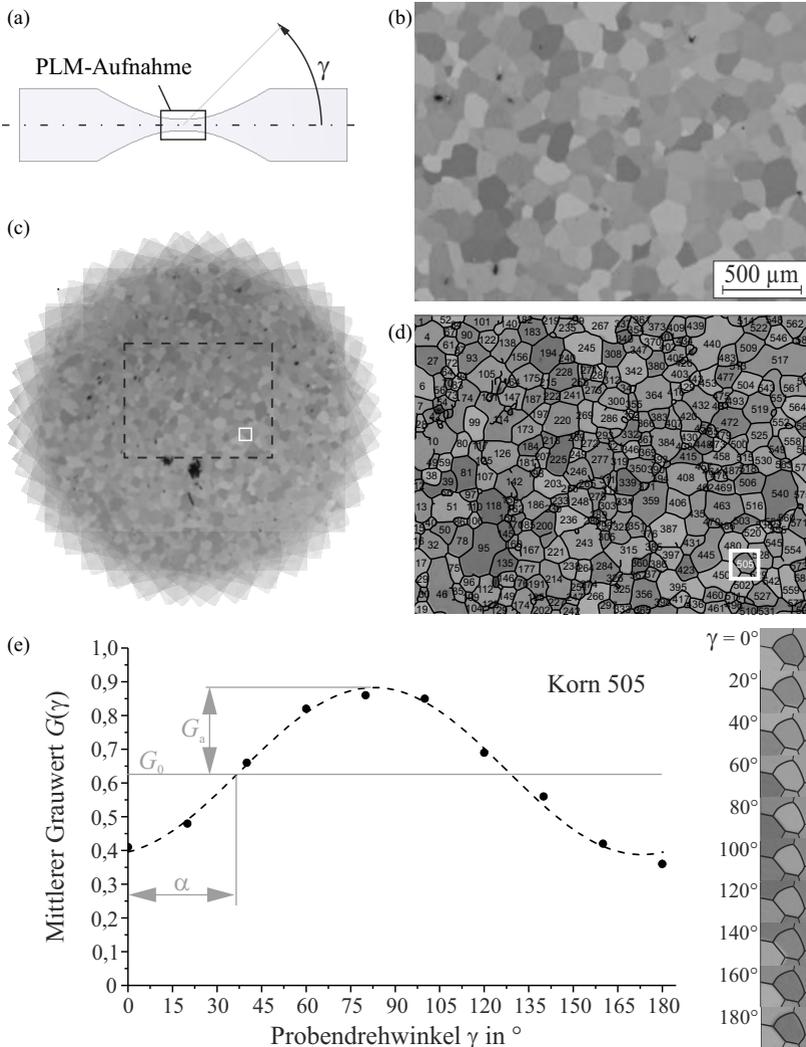


Abb. 3.9: MATLAB[®]-Prozedur zur Detektion von Körnern in α -Ti und zur Bestimmung von deren Grauwertentwicklung nach [211, 212]: Probendrehwinkel (a), PLM-Aufnahme (b), überlagerte PLM-Aufnahmen für unterschiedliche Drehwinkel (c), Korngrenzenmuster und detektierte Körner (d) und der mittlere Grauwert eines Kornes als Funktion des Probendrehwinkels (e).

Eigens für die gezielte Analyse der Topographie und der eingebrachten Kerben einer Probenoberfläche wurde ein computergestütztes Verfahren entwickelt, das im Detail in [213] beschrieben ist. Das Verfahren lässt sich in drei Teile untergliedern: die Akquisition der Topographiedaten, die Verarbeitung der Topographiedaten um sämtliche Messwerte zu extrahieren, die zu einer Kerbe gehören, und schließlich die Bestimmung kritischer Bereiche anhand der verbliebenen Kerbdaten. Zentraler Bestandteil des Verfahrens ist eine Prozedur, die in einer MATLAB[®] Umgebung zur Verarbeitung der (x,y,z) -Topographiedaten implementiert wurde.

Die MATLAB[®] Prozedur basiert auf der Materialanteilskurve, wie sie in DIN EN ISO 13565-2 [214] definiert ist. Zur Bestimmung einer Materialanteilskurve anhand einer gemessenen 3D Topographie müssen die Topographiedaten zunächst gefiltert werden, um eine womöglich überlagerte Grundform zu beseitigen. Dafür wird eine Ebene angenähert und auf diese Weise eine mögliche Verkippung der Probe bzw. des vorliegenden Datensatzes entfernt. Diese Ebene wird von den gemessenen Topographiedaten subtrahiert. Abbildung 3.10 veranschaulicht die anschließende computergestützte Verarbeitung der Topographiedaten. Für die Bestimmung der Materialanteilskurve werden sämtliche z -Werte unabhängig von der Position (x,y) , an der diese gemessen wurden, in absteigender Reihenfolge geordnet und äquidistant über der Abszisse aufgetragen (siehe Abbildung 3.10b). Die Materialanteilskurve kann dann wie im Detail in [214] beschrieben analysiert werden. Eine lineare Funktion wird an die Materialanteilskurve angenähert, die die Ordinatenachsen in zwei Punkten, Punkt A bei 0 % Materialanteil und Punkt B bei 100 % Materialanteil, schneidet. Um nun die zu einer Kerbe gehörenden Daten zu klassifizieren und zu extrahieren werden sämtliche z -Daten, die einen Wert unterhalb des z -Wertes in Punkt B aufweisen, identifiziert (siehe Detailansicht in Abbildung 3.10b). Diese Daten werden aus dem vollständigen Datensatz extrahiert. Abbildung 3.10c zeigt die resultierenden zu einer Kerbe gehörenden (x,y,z) -Topographiedaten. [213]

Anhand der extrahierten Kerbdaten werden Bereiche mit kritischen topographischen Merkmalen bestimmt. Dafür werden die z -Werte entlang der beiden Probenrichtungen x und y akkumuliert (Abbildung 3.11). In Abbildung 3.11a sind die über y akkumulierten z -Werte als Funktion von x aufgetragen. Das Diagramm weist mehrere lokale Minima auf. Ein kritischer Bereich wird auf den x -Wert festgelegt, an dem das globale Minimum auftritt. Gleichermaßen sind in Abbildung 3.11b die über x akkumulierten z -Werte als Funktion von y aufgetragen. Auch in diesem Diagramm kann ein globales Minimum und der zugehörige y -Wert bestimmt werden. Der auf diese Weise determinier-

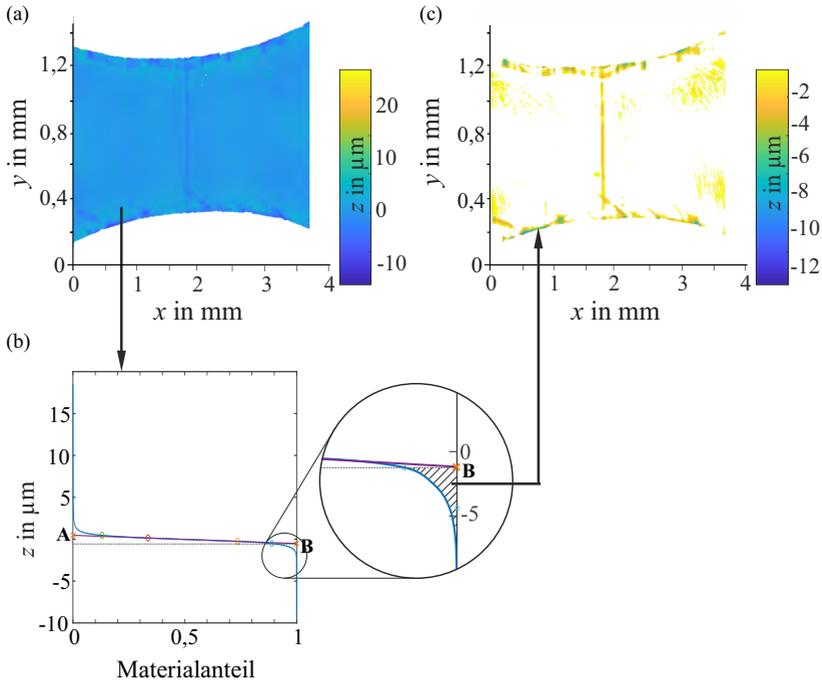


Abb. 3.10: MATLAB[®]-Prozedur zur Detektion von Kerben anhand von (x,y,z) -Topographiedaten nach [213]. Vollständiger Datensatz (a), daraus abgeleitete Materialanteilskurve (b) und extrahierte Kerbdaten (c).

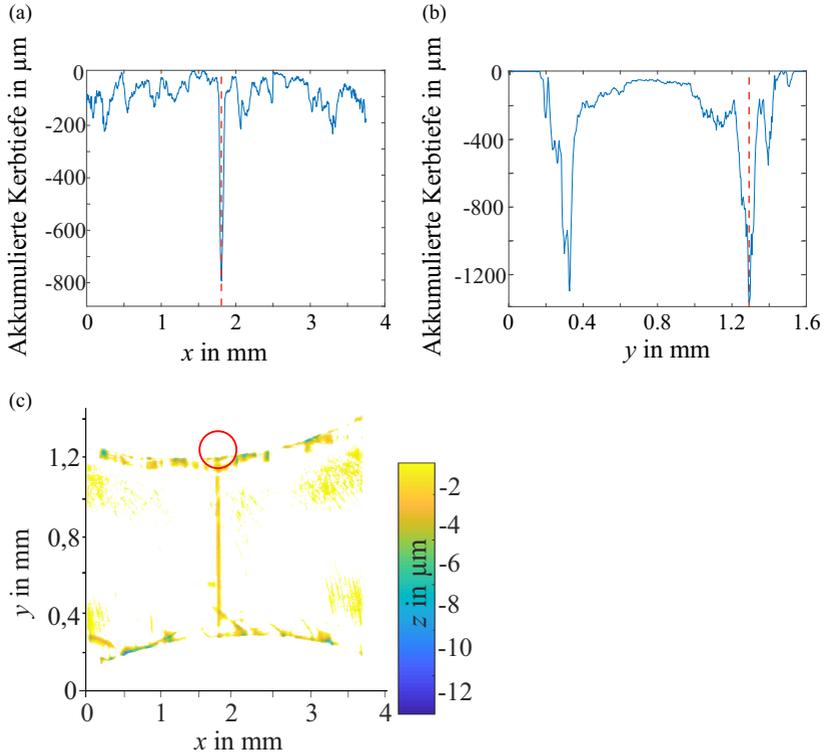


Abb. 3.11: MATLAB[®]-Prozedur zur Detektion von Kerben anhand von (x,y,z) -Topographiedaten nach [213].

te kritische Bereich (siehe Abbildung 3.11c) wird als möglicher Ort für die Ermüdungsrissinitiierung festgelegt.

3.2.2 Schwingfestigkeitsversuche

Schwingfestigkeitsversuche mit den verschiedenen Probentypen, die sich in ihrem Werkstoffzustand, ihrem Oberflächenzustand und in der Probengröße unterscheiden, bilden den zentralen Gegenstand der vorliegenden Untersuchungen. Als Ergebnis dieser Versuche sollen Wechselfestigkeitsniveaus abgeleitet und Rissinitiierungsorte detektiert werden. Für die Bestimmung der Wechselfestigkeit der in dieser Arbeit untersuchten Probentypen wird, wie in [22] vorgeschlagen, das Treppenstufenverfahren mit einer Stufensprungweite von etwa 1,1 angewendet und entsprechend [215] ausgewertet. Dabei werden entsprechend [22] ausgewählte Proben, bei denen die Beanspru-

chungsamplitude nicht zum Versagen führt, bei einer mindestens 10 % höheren Beanspruchungsamplitude erneut geprüft. Im Folgenden werden die für die Versuche angewendeten Methoden erläutert.

Miniaturproben

Die Schwingfestigkeitsversuche mit Miniatur-Ermüdungsproben werden an einem elektrodynamischen Prüfsystem (ElectroForce[®] 3230 der Firma BOSE) mit einer maximalen dynamischen Prüflast von ± 450 N durchgeführt. Der maximal erreichbare Verfahrweg beträgt $\pm 6,5$ mm und die erreichbare Prüffrequenz liegt in einem Bereich zwischen 0,00001 Hz und 300 Hz.

Für sämtliche Proben werden die mit dem Lichtmikroskop ermittelten Maße im Messbereich, die Lastamplitude und die Bruchlastspielzahl in einem Versuchsprotokoll festgehalten. Versuche, bei denen eine Probe nach der Lastspielzahl $N = 10^7$ nicht versagt ist, werden abgebrochen. Die zugehörige Probe wird in dem Versuchsprotokoll als Durchläufer gekennzeichnet.

Die Aufbringung der Schwingbeanspruchung und die Datenerfassung erfolgt mit der Prüfsoftware WinTest7. Die sinusförmige Schwingbeanspruchung wird lastgeregelt bei $R = -1$ mit einer Frequenz von 50 Hz aufgebracht. Zur präzisen Detektion globaler und lokaler Verformungen wird ein Kamerasystem (LIMESS, Q400) verwendet. Damit lassen sich Aufnahmen der Probenoberfläche machen, die anschließend mit einer für die Detektion kleinster Verformungen geeigneten digitalen Bildkorrelationssoftware analysiert werden können. Abbildung 3.12 zeigt das Prüfsystem und das Equipment für die in situ-Kameraaufnahmen.

Zur Durchführung eines Versuchs wird eine Miniatur-Ermüdungsprobe in dem Prüfsystem eingebaut. Eigens für den Einbau der Proben wurde ein Rahmen konstruiert und gefertigt. Abbildung 3.13 zeigt diesen Rahmen (1), mit dem die Proben für den Einbau optimal ausgerichtet werden können und der ein Verbiegen der Proben während des Einbaus verhindert. Dafür wird eine Probe (2) zunächst in das gefräste Profil eingelegt. Anschließend werden die unteren Spannbacken (3) in den Rahmen geschoben, wobei die Kanten des Rahmens als Anschlag genutzt werden. Mit Hilfe der seitlichen Schrauben lassen sich die Spannbacken fixieren. Auf diese Weise ist die Probe zu den Spannbacken ausgerichtet. Eine Schraube in den Spannbacken bewirkt, dass die Backen auf die Spannfläche der Probe gedrückt werden, sodass diese über eine reibschlüssige Verbindung befestigt ist. Im nächsten Schritt werden die unteren Spannbacken mitsamt der Probe und dem Rahmen auf die Kraftmessdose in der Prüfmaschine geschraubt. Mit dem unteren Teil der Einspannung ist sowohl eine translatorische Bewegung entlang der Probe-

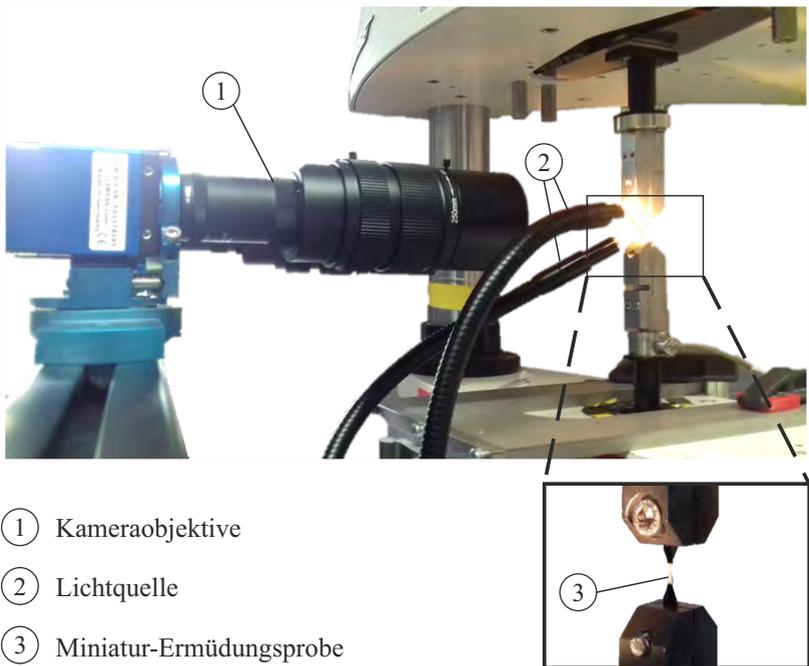


Abb. 3.12: BOSE Electroforce[®] 3230 mit Kamerasystem für die digitale Bildkorrelation.

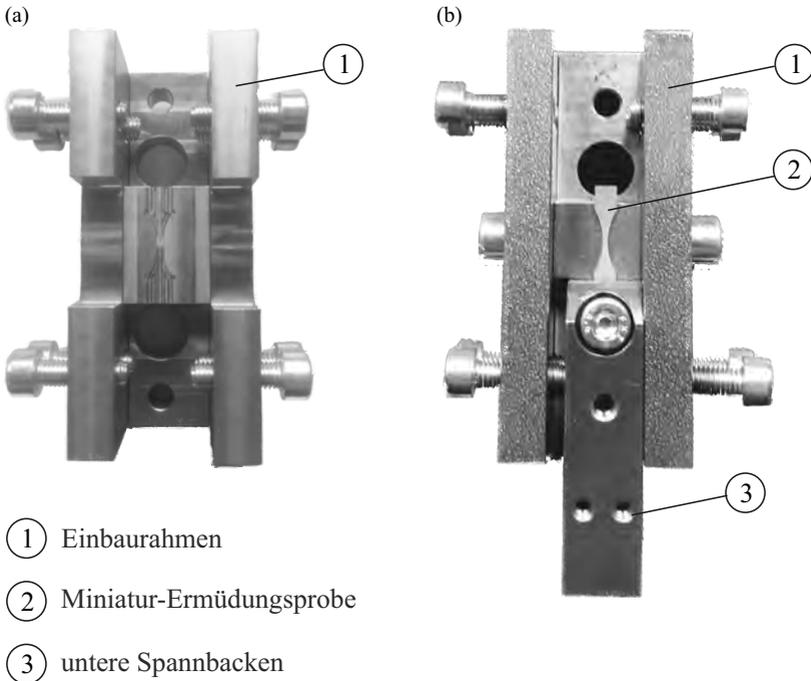


Abb. 3.13: Rahmen, der die Ausrichtung und den Einbau der Miniatur-Ermüdungsproben im Prüfsystem unterstützt ohne (a) und mit Spannbacken und eingesetzter Ermüdungsprobe (b).

nachse, als auch eine Rotationsbewegung um die Probenachse möglich. So kann die Probe nach oben bewegt und in den oberen Spannbacken fixiert werden. Dabei werden die Kanten des Rahmens gleichermaßen als Anschlag für die oberen Spannbacken genutzt.

Bei der digitalen Bildkorrelation wird ein stochastisches Muster auf einer Oberfläche genutzt, um Verformungsvorgänge zu detektieren. Das Muster kann natürlich auf einer Oberfläche vorhanden sein, oder muss andernfalls künstlich erzeugt werden. Kameras zeichnen den Verformungsvorgang auf und die resultierenden Bilder werden mithilfe eines Bildkorrelationsalgorithmus analysiert. Dabei wird das Muster in den aufeinanderfolgenden Bildern zugeordnet und die Verschiebung zu dem jeweiligen Ausgangszustand gemessen.

Für die Versuche werden die Proben, die keine strukturierte Oberfläche aufweisen, vor dem Einbau in das Prüfsystem im Messbereich mit einem matten

Lack dünn beschichtet. Die Beschichtung ist notwendig, um eine Struktur zu erzeugen, die mit dem Bildkorrelationsalgorithmus analysiert werden kann, und um Lichtreflexionen zu verhindern, die die Bildkorrelation beeinträchtigen würden. Während der Versuche dient eine Kaltlichtquelle (CV-KLQ-150) mit zweiarmigem Schwanenhalslichtleiter zur Beleuchtung der Probenoberfläche. Die Lichtleiter müssen vor jedem Versuch auf die Ermüdungsprobe ausgerichtet werden, sodass die gesamte Oberfläche im Bildbereich beleuchtet und gut erkennbar ist und keine Reflexionen auf den Kameraaufnahmen erscheinen.

Für die Aufnahmen wird eine 2,8 MPixel Präzisionskamera verwendet, die mit einem 3D-Kopf mit Feineinstellung präzise auf den Messbereich der Probe ausgerichtet werden kann. Das Messsystem beinhaltet eine 3D Bildkorrelationssoftware zur Kamerasteuerung, für die Bildaufnahme und die Auswertung. Für die Bildaufnahme wird das analoge Lastsignal ($\pm 10\text{ V}$) des elektrodynamischen Prüfsystems abgegriffen und mit einem Datenerfassungsmodul aufgezeichnet. Das Analogsignal wird an das Messsystem weitergegeben, sodass eine zeitsynchrone oder phasenverschobene Kameratriggerung auf das externe Signal erfolgen kann. Für die Versuche wird das Messsystem so eingestellt, dass die Bilder jeweils im Maximum eines jeden Lastzyklus aufgenommen werden. Das Messsystem bietet zusätzlich ein Modul für programmierbare Aufnahmeverfahren. Mit Hilfe einer eigens für die Schwingfestigkeitsversuche entwickelten Aufnahmeverfahren erfolgt die Bildaufzeichnung in zwei verschiedenen konfigurierten Aufnahmeschleifen: eine Aufnahmeschleife mit einer geringen Bildaufzeichnungsrate, die nach dem Versagen abgebrochen wird und eine zweite Aufnahmeschleife mit hoher Bildaufzeichnungsrate, bei der die Bilddateien stetig gelöscht werden, sodass am Ende eines Versuchs lediglich die letzten vor dem Versagen aufgezeichneten Bilddateien abgespeichert sind.

Die Kameraaufnahmen werden mit Hilfe der Software Istra4D ausgewertet. Dafür wird der zu analysierende Bereich und ein Startpunkt für die Korrelationsprozedur anhand der ersten Aufnahme, die als Referenzaufnahme deklariert wird, festgelegt. Der Startpunkt wird automatisch in sämtlichen Kameraaufnahmen detektiert. Zur Berechnung der Verschiebungen der Bildpixel werden 3D Residuum, Gitterabstand und Facettengröße festgelegt. Tabelle 3.6 enthält die gewählten Einstellungen. Diese sind so gewählt, dass ein optimales Verhältnis zwischen wenigen gut detektierbaren Bildpunkten und zahlreichen schlecht detektierbaren Bildpunkten erreicht wird. Dies ist der Fall, wenn lokale Verformungen bei der Ermüdungsrissinitiierung in den Farbdiagrammen, die im folgenden Abschnitt erläutert werden, gut erkenn-

Tab. 3.6: Parameter für die digitale Bildkorrelation in Istra4D.

Parameter	Wert	Erläuterung
3D Residuum	2 Pixel	Maximal erlaubte Abweichung der durch die Bildkorrelation gefundenen Pixelposition und dem rückprojizierten Objektpunkt.
Gitterabstand	9 Pixel	Abstand zwischen den Gitterpunkten. Je geringer dieser Abstand gewählt ist, desto höher ist die Auflösung.
Facettengröße	27 Pixel	Eine Facette ist ein quadratischer Bereich um einen Gitterpunkt. In aufeinander folgenden Bildern erfolgt in diesem Bereich die Suche nach den benachbarten Pixeln. Je geringer die Facettengröße gewählt ist, desto höher ist die Auflösung.

bar sind.

Die berechneten Verformungen lassen sich in Ergebnisdiagrammen darstellen. So kann eine kartographische Darstellung der Ergebnisse in einem Farbdia-gramm abgeleitet werden, das der zugehörigen Kameraaufnahme überlagert wird. Dabei kann sowohl eine gemittelte Verformung betrachtet werden, als auch Verformungen in einer definierten Richtung, z.B. entlang der Beanspruchungsachse. Es ist gleichermaßen möglich, einen virtuellen Dehnungsmessstreifen zu definieren und die Dehnung dieses Messstreifens über der Zeit aufzutragen.

Makroproben

Für die vergleichenden Schwingfestigkeitsversuche an Flachproben des $\mu 36$ Werkstoffzustands wurde eine servohydraulische Universalprüfmaschine des Herstellers MTS Systems zur Aufbringung axialer und torsionaler Prüflasten verwendet. Die maximal erreichbaren axiale Prüflast beträgt ± 15 kN, das maximale Torsionsmoment beträgt 20 Nm, der Verfahrweg beträgt ± 45 mm im Versuchsbetrieb und die erreichbare Prüffrequenz liegt in einem Bereich zwischen 0,05 Hz und 10 Hz.

In den Schwingfestigkeitsversuche wird eine sinusförmige Schwingbeanspruchung lastgeregelt bei $R = -1$ und mit einer Frequenz von 10 Hz aufgebracht.

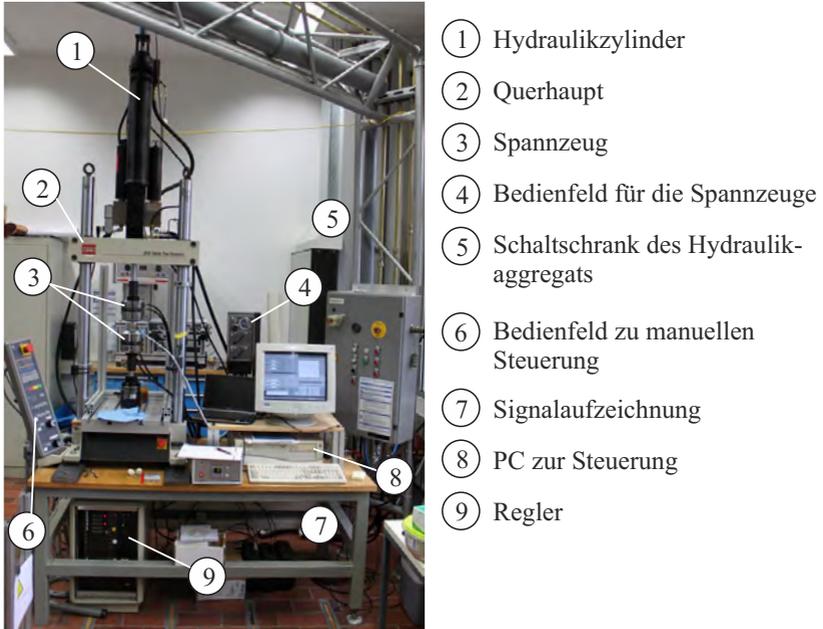


Abb. 3.14: Servohydraulische Universalprüfmaschine MTS 858 Table Top System.

Abbildung 3.14 zeigt das Prüfsystem, das sich über ein Bedienelement manuell und mit der Prüfsoftware TestStar II automatisiert steuern lässt. Für sämtliche Proben werden die mit einem Messschieber ermittelten Maße im Messbereich, die Lastamplitude und die Bruchlastspielzahl in einem Versuchsprotokoll festgehalten. Versuche, bei denen eine Probe nach der Lastspielzahl $N = 10^7$ nicht versagt ist, werden abgebrochen und die zugehörige Probe wird in dem Versuchsprotokoll als Durchläufer gekennzeichnet.

3.2.3 Ergänzende experimentelle Methoden

Weitere ergänzende Methoden werden im Rahmen der vorliegenden Arbeit angewendet, um eine ganzheitliche Betrachtung des Verformungsverhaltens der verschiedenen Werkstoffzustände von alpha-Ti zu ermöglichen. Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen dienen zur Untersuchung der Ermüdungsbruchflächen. Mit Hilfe der instrumentierten Eindringprüfung sollen mögliche oberflächennahe Veränderungen des kristallographischen Gefüges aufgrund der Oberflächenstrukturierung detektiert werden.

Rasterelektronenmikroskopie

Zur Charakterisierung der Bruchflächen werden Aufnahmen mit einem Rasterelektronenmikroskop (Phillips XL 40) gemacht. Das Rasterelektronenmikroskop (REM) bietet im Vergleich zu einem Lichtmikroskop den Vorteil, dass es auch bei einer starken Vergrößerung und hohen Auflösung eine gleichzeitig hohe Schärfentiefe aufweist. So lassen sich auch unebene und zerklüftete Oberflächen untersuchen. [15]

In der vorliegenden Arbeit werden REM-Untersuchungen für die Analyse der Ermüdungsbruchflächen zur Charakterisierung der Schädigungsentwicklung unter Schwingbeanspruchung durchgeführt. Dafür werden Probenhälften in einem Ultraschallbad gereinigt und in eine Vakuumkammer eingebaut. Um die topographischen Merkmale der Bruchflächen hervorzuheben, wird der Sekundärelektronen (SE)-Detektor verwendet.

Das Rasterelektronenmikroskop wird darüber hinaus für die Analyse der chemischen Elemente einer Bruchfläche genutzt. Das Verfahren wird als energie-dispersive Röntgenspektroskopie (EDS)-Analyse bezeichnet. Durch die Auftragung der Anzahl der Röntgenquanten über dem zugehörigen Energieniveau erhält man ein Energiespektrum, das Aufschluss über die chemische Zusammensetzung der Oberfläche gibt. Die gemessenen Elemente werden in einem Elementverteilungsbild kartographisch dargestellt um lokale Unterschiede in der chemischen Zusammensetzung zu veranschaulichen. [216, 217] Die EDS-Analyse wird im Rahmen der vorliegenden Arbeit für die Analyse der chemischen Elemente an der Bruchfläche einer ausgewählten Probe verwendet.

Instrumentierte Eindringprüfung

Unter dem Begriff Härte versteht man den Widerstand gegenüber des Eindringens durch einen härteren Werkstoff. Zur Bestimmung der Härte an einer Oberfläche wird entweder die projizierte Fläche, oder die Tiefe des während der Eindringprüfung erzeugten Härteeindrucks gemessen [218, 219]. Bei der konventionellen Härtebestimmung im Makrobereich beträgt die maximale Prüflast F_{\max} zwischen 2 N und 30 kN; der Mikrobereich ist mit $F_{\max} < 2$ N und $0,2 \mu\text{m} < h_{\max}$ und der Nanobereich ist mit $h_{\max} < 0,2 \mu\text{m}$ definiert. [220]

Bei der instrumentierten Eindringprüfung, die vorwiegend im Mikrobereich und im Nanobereich Anwendung findet, wird ein Eindringkörper mit definierter Geometrie, z.B. eine dreiseitige Diamantpyramide nach Berkovich [221], in die Oberfläche des zu prüfenden Werkstoffes gedrückt. Die maximale Prüflast oder die Eindringtiefe können daraufhin konstant gehalten werden. Anschlie-

ßend wird der Eindringkörper wieder entlastet. Während diesem Vorgang werden die Kraft F und die Eindringtiefe h kontinuierlich aufgezeichnet. Abbildung 3.15 zeigt schematisch die resultierende F - h -Kennlinie und die Parameter, die sich direkt aus dieser Kennlinie ableiten lassen. Neben F_{\max} und h_{\max} sind das: die Eindringtiefe unmittelbar nach der vollständigen Entlastung h_f , sowie die Kontaktsteifigkeit S , die sich aus der ersten Ableitung der F - h -Kennlinie bei beginnender Entlastung berechnet und die charakteristisch für die elastischen Eigenschaften eines Werkstoffes ist. Nach [218, 222] zeigen Werkstoffe mit höherer Festigkeit während der Belastung einen steileren Anstieg der F - h -Kennlinie. Die Eindringhärte H_{IT} wird nach Gleichung 3.3 berechnet.

$$H_{IT} = \frac{F_{\max}}{A_p(h_c)} \quad (3.3)$$

Dabei ist A_p die projizierte Kontaktfläche zwischen dem Eindringkörper und dem zu prüfenden Werkstoff bei der Kontakttiefe h_c . Für einen Berkovich Eindringkörper wird die Flächenfunktion $A_p(h_c)$ durch ein Polynom vierten Grades mathematisch beschrieben. Sie wurde für die vorliegenden Untersuchungen indirekt mit Kalibrationsmessungen an einem Referenzmaterial (vgl. [223, 224]) ermittelt. Die Kontakttiefe wird nach Gleichung 3.4 berechnet. Darin enthalten sind die Kennwerte h_r und $\varepsilon'(m')$. Der Kennwert h_r ist der Schnittpunkt der Tangente an die F - h -Kennlinie bei der beginnenden Entlastung mit der Abszisse. Der Kennwert $\varepsilon'(m')$ ist ein Korrekturfaktor, der erstmalig in [222] verwendet wird und der durch Gleichung 3.5 angenähert wird. Die vier numerischen Werte darin wurden in [225] experimentell ermittelt, sodass der Wert von $\varepsilon'(m')$ um weniger als 0,5 % von der exakten Lösung abweicht. Der Parameter m' wird durch die Näherung der Potenzfunktion nach Gleichung 3.6 mit der Konstanten B' an die F - h -Kennlinie im Belastungssegment abgeleitet. [220]

$$h_c = h_{\max} - \varepsilon'(m') \cdot (h_{\max} - h_r) \quad (3.4)$$

$$\varepsilon'(m') = \frac{0,08158}{(m' - 0,94)^{0,5}} - \frac{0,61679}{(m' - 0,94)^{0,02}} - \frac{1,26386}{(m' - 0,94)^{0,001}} \quad (3.5)$$

$$F = B' \cdot (h - h_f)^{m'} \quad (3.6)$$

Seit den Fortschritten bei der Herstellung des Equipments für die kleinskali-ge Eindringprüfung (vgl. [221, 227]) und seit sich fundamentale Kenntnisse

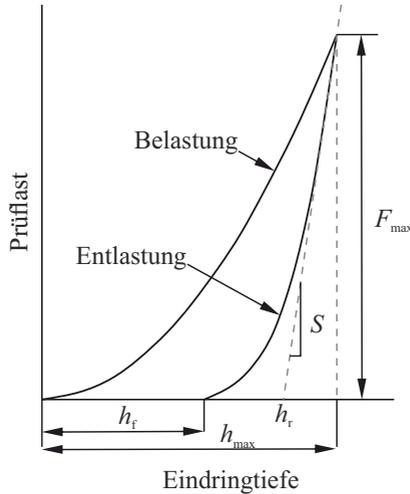


Abb. 3.15: Schematische Darstellung der F - h -Kennlinie bei einer instrumentierten Eindringprüfung nach [222, 226].

über die Bestimmung der Mikrohärtigkeit begründet haben (vgl. [222, 226, 228]) wurden Methoden der instrumentierten Eindringprüfung für verschiedenste Werkstoffe und Anwendungsfälle genutzt. Das Verfahren eignet sich zur Bestimmung der Härte an hartem und weichem Grundmaterial, darunter biologische Materialien [229], Polymere [230] und metallische Werkstoffe [231]. Darüber hinaus wird es zur Detektion extrem lokalisierter Veränderungen der Härte [232, 233] und für die Härtemessung an dünnen Schichten [234] angewendet.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wird die instrumentierte Eindringprüfung zur Untersuchung des Einflusses der verschiedenen Verfahren zur Strukturierung der Probenoberflächen auf das oberflächennahe kristallographische Gefüge angewendet. Für die Untersuchungen werden Querschliffe metallographisch präpariert und Messfelder festgelegt, mit denen sich Gradienten der Mikrohärtigkeit ausgehend von den strukturierten Oberflächen hin zum Werkstoffinneren detektieren lassen.

Weil die Oberflächenbeschaffenheit einen signifikanten Einfluss auf das Ergebnis der instrumentierten Eindringprüfung hat [235–240], müssen die Proben in hoher Qualität vorliegen und vor den Versuchen entsprechend präpariert werden. Dafür wird für jeden Oberflächenzustand ein Querschnitt mit einer Präzisionstrennmaschine (Struers, Accutom 10) herausgetrennt, mit einem Warmeinbettmittel (Struers, LevoFast) fixiert und anschließend geschliffen

und poliert wie in Kapitel 3.1.3 für polierte Oberflächen beschrieben. Dabei wird die Zeit für das Polieren auf ein absolutes Minimum reduziert um ein Abrunden an den Oberflächen, die für diese Untersuchungen von entscheidender Bedeutung sind, zu verhindern. So werden glatte Oberflächen generiert, die den Vorgaben nach DIN EN ISO 14577-1 [220] entsprechen.

Für die Untersuchungen wird ein konventionell erhältliches Prüfsystem, der universelle nanomechanische Tester (UNAT, Fa. Asmec), mit einer maximalen Prüflast von 2 N verwendet. Die digitale Kraftauflösung des Prüfsystems beträgt weniger als 100 nN und die digitale Auflösung des Wegsignals beträgt weniger als 0,01 nm. Für die Durchführung der Messungen sowie für die Aufzeichnung und die Auswertung der Messdaten wird die Software InspektorX verwendet. Als Eindringkörper wird ein Synton MDP modifizierter Diamant Berkovich Eindringkörper verwendet. Das ist eine dreiseitige Diamantpyramide nach [221] mit einem Winkel von $65,27^\circ$ zwischen der Mittellachse und den Seitenflächen. Der Spitzenradius beträgt 727 nm. Die Lösung der Polynomfunktion vierten Grades für die Flächenfunktion $A_p(h_c)$ wird durch Kalibrationsmessungen auf zertifizierten Referenzmaterialien (Quartz und Saphir) entsprechend [224] abgeleitet.

Für die Untersuchung werden die Proben in einem speziellen Probenhalter fest verschraubt und in das Prüfsystem eingesetzt. Das sich anschließende Verfahren zur Bestimmung der Mikrohärte als Funktion von dem Abstand von der Probenoberfläche lässt sich in die nachfolgend aufgelisteten Schritte einteilen.

- Zunächst wird ein Bereich mit mehreren Messpunkten definiert und unmittelbar an die Oberfläche angrenzend positioniert.
- An den so determinierten Messpunkten wird die instrumentierte Eindringprüfung durchgeführt. Für jeden Messpunkt wird dabei eine $F-h$ -Kennlinie aufgezeichnet.
- Anschließend erfolgt die Analyse der Messdaten und die Berechnung der Eindringhärte für jeden Messpunkt.
- Abschließend werden die Ergebnisse in zwei Formen dargestellt: zum Einen in einer örtlichen Darstellung der Ergebnisse durch die Überlagerung einer Mikroskopaufnahme des Messbereichs mit farblich gekennzeichneten Markierungen der gemessenen H_{IT} -Werte; zum Anderen in Form eines Diagramms, in dem die gemessenen H_{IT} -Werte als Funktion des Abstandes der Messposition von der Oberfläche aufgetragen sind.

Die Messpunkte in einem Messbereich sind in Spalten angeordnet (siehe Ab-

Tab. 3.7: Gewählte Parameter für die instrumentierte Eindringprüfung.

Parameter	Wert
Belastungsbeschleunigung	0,0115 $\frac{\text{mN}}{\text{s}^2}$
F_{\max}	10 mN
Haltezeit bei F_{\max}	30 s
Entlastungsrate	-0,3 $\frac{\text{mN}}{\text{s}}$
Haltezeit bei $0,1F_{\max}$	60 s

bildung 3.16a). Der Abstand eines Messpunktes zu einem benachbarten Messpunkt oder zu einer freien Oberfläche muss genügend groß gewählt werden, sodass kein Einfluss durch eine vorhergehende Eindringprüfung auf das Messergebnis auftritt (vgl. [241]). In [220] wird vorgeschrieben zwischen benachbarten Messpunkten einen Abstand, der das fünffache des größten Eindruckdurchmessers beträgt, nicht zu unterschreiten. Zu einer freien Oberfläche wird als Mindestabstand der dreifache Eindruckdurchmesser genannt. Der gewählte Abstand zwischen den Spalten beträgt $5 \mu\text{m}$. Zwischen den Messpunkten innerhalb einer Spalte beträgt der Abstand ebenfalls $5 \mu\text{m}$. Zusätzlich besteht zwischen benachbarten Spalten ein lateraler Versatz von $2,5 \mu\text{m}$, um eine möglichst hohe Auflösung in der Richtung des Abstands von der Oberfläche zu erreichen.

Die instrumentierte Eindringprüfung an einem Messpunkt läuft wie folgt ab. Nach der Detektion der Probenoberfläche mit sehr geringer Verfahrensgeschwindigkeit wird der Eindringkörper bei einer linear steigenden Belastungsrate, bzw. bei konstanter Belastungsbeschleunigung bis zu einer maximalen Prüflast F_{\max} belastet. Die maximale Prüflast wird zur Bestimmung des Kriechverhaltens für 30 s konstant gehalten. Die Entlastung erfolgt mit einer konstanten Entlastungsrate bis zu einem Wert von $0,1F_{\max}$. Diese Last wird zur Korrektur einer möglichen thermalen Drift, die Bestandteil der Auswertesoftware ist, konstant gehalten. Anschließend wird der Eindringkörper vollständig entlastet. Tabelle 3.7 enthält die in dieser Untersuchung gewählten Parameter für die instrumentierte Eindringprüfung und Abbildung 3.16b zeigt die Prüflast als Funktion der Zeit.

Im Anschluss an die Durchführung der Messungen erfolgt deren Auswertung. Dafür wird für jede gemessene F - h -Kennlinie eine automatische Nullpunkt-korrektur sowie die Korrektur der thermischen Drift durch InspektorX vor-

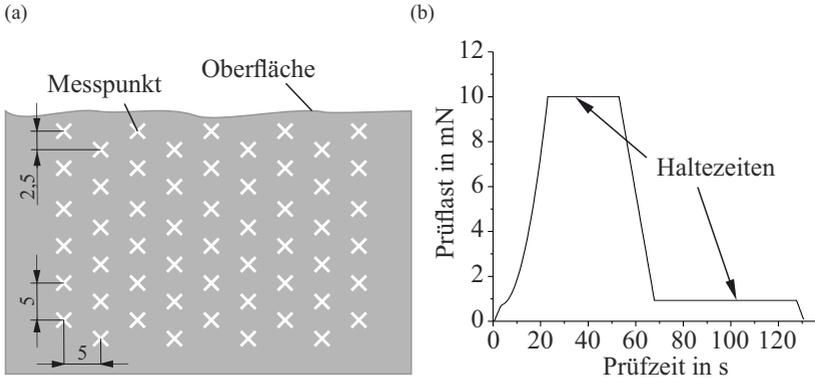


Abb. 3.16: Schematische Darstellung des Messfeldes (a) und Prüflast als Funktion der Prüfzeit während einer instrumentierten Eindringprüfung (b).

genommen. Anschließend wird neben weiteren Kenngrößen der Wert von H_{IT} nach Gleichung 3.3 berechnet. Sämtliche Ergebnisse werden in einer Textdatei ausgegeben und können wie beschrieben für die Ergebnisdarstellung verwendet werden.

3.2.4 Methoden zur Prädiktion der Wechselfestigkeit

Zur Überprüfung der Hypothese, dass sich die Reduktion der Wechselfestigkeit infolge der Mikrostrukturierung prognostizieren lässt, werden zwei der in Kapitel 2.3 vorgestellten Methoden für die Prognose der Wechselfestigkeit ausgewählt: das $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept nach Murakami, sowie die Prozesszonenmethoden PM und LM. Im Folgenden wird das Vorgehen zur Umsetzung dieser Methoden erläutert.

Für die Prognose der Wechselfestigkeit anhand des $\sqrt{\text{area}}$ -Konzepts nach Gleichung 2.27 wird die Vickershärte und der $\sqrt{\text{area}}$ Parameter für die untersuchten Kerbgeometrien benötigt. Die Werte der Vickershärte für die Werkstoffzustände $\mu 2$, $\mu 47$ und $\mu 130$ sind in Kapitel 3.1.1 aufgeführt. Der $\sqrt{\text{area}}$ Parameter für die verschiedenen Oberflächenzustände berechnet sich wie folgt. Für die mikrogefrästen Kerben gilt $t/l < 1/10$. Somit wird $\sqrt{\text{area}}$ nach Gleichung 2.25 berechnet. Für eine Kerbe mit $10 \mu\text{m}$ Tiefe, die sich an der Oberfläche einer 1 mm breiten flachen Miniatur-Ermüdungsprobe befindet, ergibt sich $\sqrt{\text{area}} = 31,6 \mu\text{m}$. Um einen Wert für die Tiefe der Kerben des plangefrästen Oberflächenzustands abzuleiten wird der R_z -Wert, wie er in Kapitel 2.1.1 definiert ist, zur Berechnung von $\sqrt{\text{area}}$ verwendet. R_z

lässt sich anhand von (x,y,z) -Topographiedaten der Oberflächen bestimmen. Aus einer Mittelung der R_z -Werte von jeweils vier Proben mit jeweils zwei Messungen (je eine Messung an der A- und an der C-Seite der Probenoberfläche) ergibt sich $R_z = (2,9 \pm 0,6) \mu\text{m}$ für den $\mu 130$ Werkstoffzustand bzw. $R_z = (2,0 \pm 0,4) \mu\text{m}$ für den $\mu 2$ Werkstoffzustand und damit die Defektgrößen $\sqrt{\text{area}} = 9,2 \mu\text{m}$ bzw. $\sqrt{\text{area}} = 6,3 \mu\text{m}$.

Als weitere Methoden zur Prognose der Wechselfestigkeit werden die Prozesszonenmethoden angewendet. Diese wurden bereits im Rahmen eigener Untersuchungen in [181, 182] angewendet. Die daraus resultierenden Ergebnisse werden hier vorab kurz erläutert, um das Vorgehen in den vorliegenden Untersuchungen einzuleiten. Wie in Kapitel 2.3 erläutert ist werden für die Anwendung der Prozesszonenmethoden grundsätzlich drei Dinge benötigt: die Wechselfestigkeit des glatten Zustands, der Materialparameter L und die Spannungsverteilung $\sigma(r)$. Die Untersuchungen in [181, 182] basieren auf der Finite Elemente Methode (FEM), die zur Bestimmung von $\sigma(r)$ genutzt wurde. Auf diese Weise sollte die Wechselfestigkeit von alpha-Ti Miniaturproben des Werkstoffzustands $\mu 47$ mit durch Mikrofräsen eingebrachten Kerben ermittelt werden. Die Ergebnisse zeigen, dass insgesamt mit der LM nach Gleichung 2.29 die Wechselfestigkeit am besten prognostiziert werden konnte. Lediglich für sehr flache Kerben wurde durch sie der Einfluss der Kerbwirkung überschätzt, sodass hier die PM zu besseren Ergebnissen führte. In den vorliegenden Untersuchungen werden sowohl die PM als auch die LM wie nachfolgend beschrieben für die Prognose der Wechselfestigkeit der Miniaturermüdungsproben der Werkstoffzustände $\mu 2$, $\mu 47$ und $\mu 130$ genutzt.

Die vorliegende Untersuchung unterscheidet sich in zwei Punkten von den Untersuchungen in [181, 182]. Zum Einen wird statt der FEM die Spannungsverteilung nach Gleichung 2.30 bestimmt. Zum Anderen werden für jeden Werkstoffzustand zwei verschiedene Werte des Längenparameters L nach Gleichung 2.16 genutzt: ein Wert, der ausschließlich auf Literaturwerten für die entsprechende Korngröße beruht und ein Wert, für den auch die experimentellen Ergebnisse der vorliegenden Arbeit verwendet werden. Für den ersten Fall wird die Wechselfestigkeit aus der Hall-Petch Beziehung in Abbildung 2.4 abgeleitet. Der Schwellenwert für die Langrissausbreitung ergibt sich aus dem in Abbildung 3.17 illustrierten Zusammenhang. Zur Berechnung des zweiten Wertes des Längenparameters werden statt der Wechselfestigkeit aus den Literaturwerten die experimentell im Rahmen dieser Arbeit ermittelten Wechselfestigkeiten verwendet.

Die Spannung als Funktion des Abstands vom Kerbgrund $\sigma(r)$ wird wie die Spannung an einer Risspitze nach Gleichung 2.30 berechnet. Das wird als

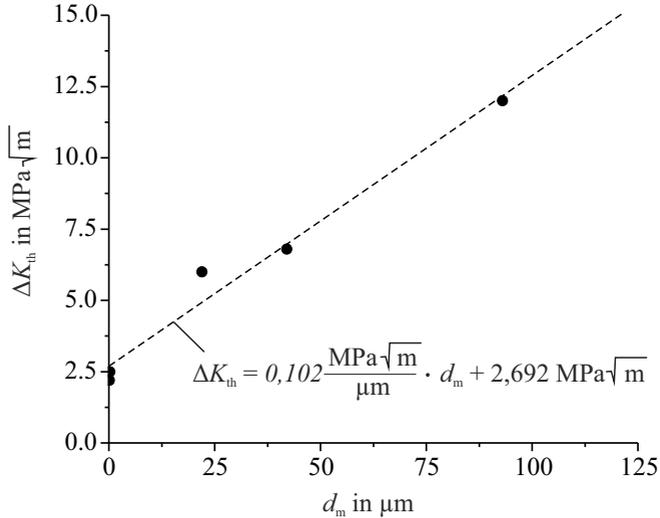


Abb. 3.17: Schwellenwert für die Langrissausbreitung als Funktion der mittleren Korngröße aus Literaturwerten nach Tabelle 2.2 mit linearer Näherungsfunktion.

zulässig erachtet, weil für die mittels der Strukturierungsverfahren eingebrachten Kerben $\rho \rightarrow 0$ gilt (vgl. [182]). Abbildung 3.18 zeigt exemplarisch die $\Delta\sigma(r)$ -Kennlinien für verschiedene Kerbtiefen, wobei die Kerben als ideale Risse angenommen werden. Dabei entspricht die Risslänge der Kerbtiefe nach Gleichung 2.30.

Für die Anwendung von Gleichung 2.30 müssen für jeden Oberflächenzustand geeignete Werte für die Risslänge a anhand der topographischen Merkmale gewählt werden. Für Proben mit mikrogefrästen Kerben wird die Tiefe der Kerben verwendet. Um einen Wert für die Tiefe der Kerben der plangefrästen Oberflächenzustände abzuleiten werden wieder die R_z -Werte der Oberflächen verwendet.

Anschließend werden PM und LM durchgeführt, um die Wechselfestigkeiten für die verschiedenen mikrostrukturierten Werkstoffzustände zu bestimmen. Dabei wird die Nennspannung in Gleichung 2.30 variiert, bis die Festigkeit des glatten Zustands und $\sigma(r)$ im Punkt $r = L/2$ für die PM übereinstimmen, bzw. bis die Wechselfestigkeit des glatten Zustands und die bis zu dem Punkt $r = 2L$ gemittelten Werte von $\sigma(r)$ für die LM übereinstimmen.

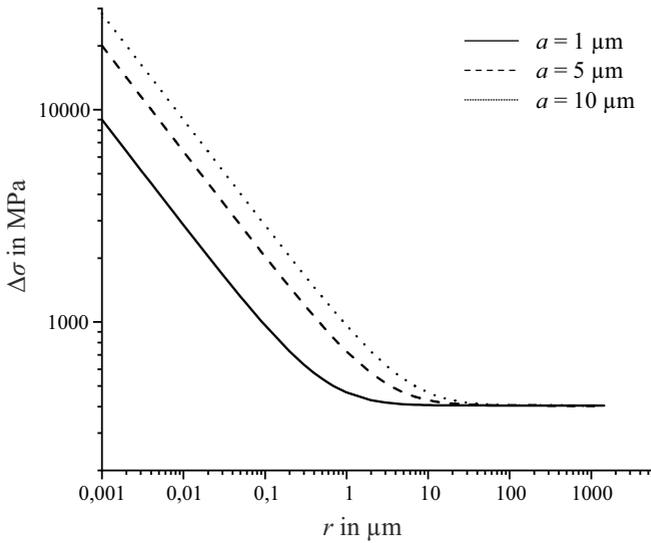


Abb. 3.18: Illustration der Spannung an der Riss Spitze nach Gleichung 2.30 als Funktion des Abstandes von der Riss Spitze für eine Risslänge von $1 \mu\text{m}$, $5 \mu\text{m}$ und $10 \mu\text{m}$.

4 Ergebnisse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Untersuchungen, die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführt wurden, erläutert. Der Fokus liegt bei den Ergebnissen aus den Schwingfestigkeitsversuchen an Miniatur-Ermüdungsproben mit strukturierten Oberflächen. Die Ergebnisse sollen die Wechselfestigkeit für die verschiedenen Werkstoff- und Oberflächenzustände zeigen. Zur Charakterisierung des Einflusses der Probengröße werden die Ergebnisse aus den Schwingfestigkeitsversuchen an Makroproben gezeigt. Die Ergebnisse aus Untersuchungen an Bruchflächen mit dem Rasterelektronenmikroskop dienen der Analyse der Schädigungsentwicklung in Abhängigkeit von Werkstoff- und Oberflächenzustand. Zur Überprüfung der Hypothese, dass sich die Reduktion der Wechselfestigkeit infolge einer Mikrostrukturierung prognostizieren lässt, werden die Ergebnisse aus den Prozesszonen-Methoden gezeigt und mit den experimentell ermittelten Werten verglichen. Anschließend werden die Forschungsergebnisse zu den neu entwickelten Methoden basierend auf der PLM und der instrumentierten Eindringprüfung gezeigt, die zum Teil für die Charakterisierung der Oberflächen der Miniatur-Ermüdungsproben eingesetzt werden. Zur Überprüfung der Hypothese, dass sich anhand von topographischen Daten und Informationen über das kristallographische Gefüge an der Werkstoffoberfläche Orte der Ermüdungsrisinitiiierung identifizieren lassen, werden abschließend die tatsächlichen und die anhand topographischer Daten prognostizierten Orte der Ermüdungsrisinitiiierung verschiedener Probenzustände miteinander verglichen und der Rissausbreitungspfad in Stadium I der Ermüdungsrisissausbreitung anhand von Orientierungsverteilungsbildern einer einzelnen Probe exemplarisch analysiert.

4.1 Schwingfestigkeitsversuche an Miniaturproben

Die Ergebnisse aus den Schwingfestigkeitsversuchen an alpha-Ti Miniaturproben sind in den Abbildungen 4.1-4.3 dargestellt. In den Diagrammen kennzeichnen die gefüllten Datenpunkte das Versagen einer Probe mit der Spannungsamplitude und der zugehörigen Bruchlastspielzahl. Nicht gefüllte Datenpunkte weisen darauf hin, dass nach 10^7 Lastspielen kein Versagen eingetreten ist. Zusätzlich zu den einzelnen Datenpunkten zeigen waagrecht verlaufende Strich-Linien die in Anlehnung an das Treppenstufenverfahren aus den Versuchen ableitbaren Wechselfestigkeitsniveaus, die wie in [22] vorgeschlagen entsprechend [215] ausgewertet sind. Für sämtliche Proben des

gleichen Werkstoffzustands und des gleichen Oberflächenzustands zeigt sich in den Versuchsreihen der zu erwartende Trend, dass die Bruchlastspielzahl mit sinkender Spannungsamplitude ansteigt.

In Abbildung 4.1 sind die Ergebnisse, die aus Schwingfestigkeitsversuchen an alpha-Ti Miniaturproben des $\mu 47$ Werkstoffzustandes resultieren, dargestellt. Ergänzend sind in dem Diagramm die Ergebnisse aus [9] enthalten und mit einem x markiert. Punkt-Linien kennzeichnen die zugehörige Wechselfestigkeit. Damit können insgesamt fünf verschiedene Oberflächenzustände für diesen Werkstoffzustand betrachtet werden: die unbearbeitete Oberfläche, die plangefräste Oberfläche sowie plangefräste Oberflächen, in die Kerben durch Mikrofräsen eingebracht wurden, deren Tiefe $10\ \mu\text{m}$, $20\ \mu\text{m}$ und $30\ \mu\text{m}$ beträgt.

Aus den Versuchen im Rahmen der eigenen Untersuchungen ergeben sich die folgenden Wechselfestigkeiten: 232 MPa für $\mu 47u$ Proben, 197 MPa für $\mu 47p$ Proben, 198 MPa für $\mu 47pf$ Proben und 187 MPa für $\mu 47m10$ Proben. Aus den Untersuchungen in [9] erhält man die folgenden Wechselfestigkeiten: 243 MPa für $\mu 47pf$ Proben, 238 MPa für $\mu 47m10$ Proben, 220 MPa für $\mu 47m20$ Proben und 163 MPa für $\mu 47m30$ Proben. Der Vergleich der Ergebnisse aus den eigenen Untersuchungen zeigt, dass $\mu 47u$ Proben die höchste Wechselfestigkeit erreichen. Die Wechselfestigkeiten der $\mu 47p$ Proben und der $\mu 47pf$ Proben sind beinahe identisch und liegen deutlich unter der Wechselfestigkeiten der $\mu 47u$ Proben. Die für $\mu 47m10$ Proben ermittelte Wechselfestigkeit ist noch etwas geringer liegt aber mit gerade 10 MPa Unterschied zu den $\mu 47p$ Proben noch in der gleichen Größenordnung. Der Vergleich mit den Wechselfestigkeiten aus [9] zeigt, dass die Wechselfestigkeiten aus den eigenen Untersuchungen für gleiche Probenzustände stets deutlich niedriger sind. Nichtsdestotrotz werden auch in [9] beinahe identische Wechselfestigkeiten für $\mu 47p$ Proben und der $\mu 47pf$ Proben erreicht und die Wechselfestigkeit der $\mu 47m10$ Proben liegt nur knapp unter diesen Werten. Für größere Kerbtiefen ist eine signifikante Reduktion der Wechselfestigkeit zu beobachten.

Abbildung 4.2 zeigt ein Wöhlerdiagramm, das aus Schwingfestigkeitsversuchen an alpha-Ti Miniaturproben des $\mu 130$ Werkstoffzustandes resultiert. Insgesamt werden drei verschiedene Oberflächenzustände für diesen Werkstoffzustand betrachtet: $\mu 130p$, $\mu 130pf$ und $\mu 130m30$.

Der höchste Wert der Wechselfestigkeit beträgt 175 MPa und ist für $\mu 130p$ Proben ermittelt worden. Die Wechselfestigkeit von $\mu 130pf$ Proben liegt mit 174 MPa nur knapp darunter. Bei $\mu 130m30$ Proben beträgt der ermittelte Wert 88 MPa. Das Niveau der Wechselfestigkeit ist für diesen Oberflächen-

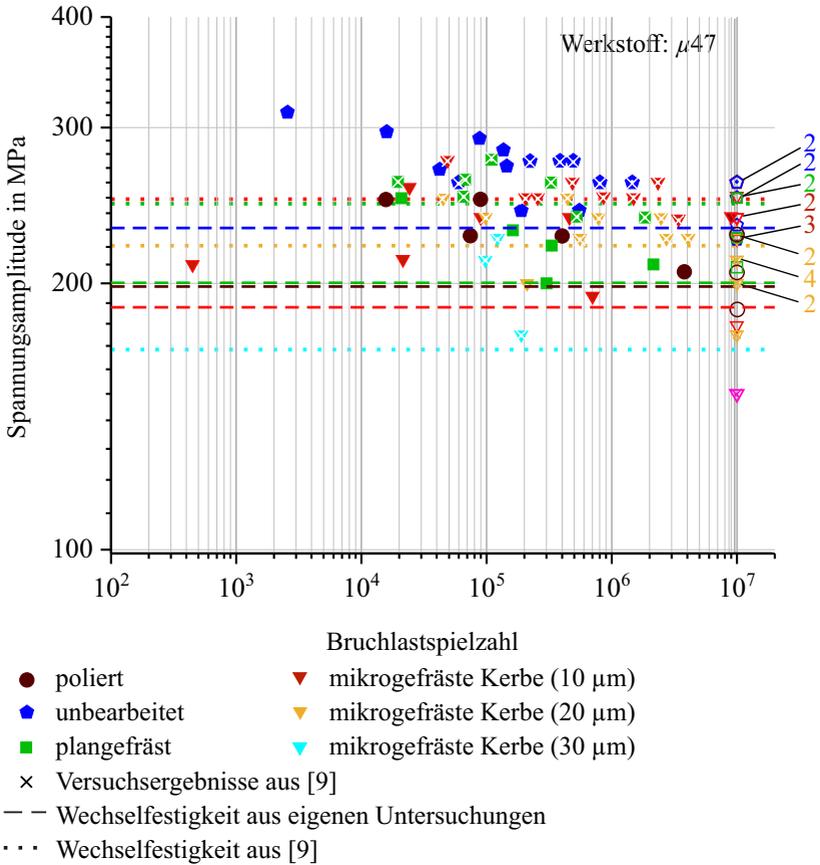


Abb. 4.1: Wöhlerkennlinie aus Schwingfestigkeitsversuchen an alpha-Ti Miniaturproben des $\mu 47$ Werkstoffzustandes.

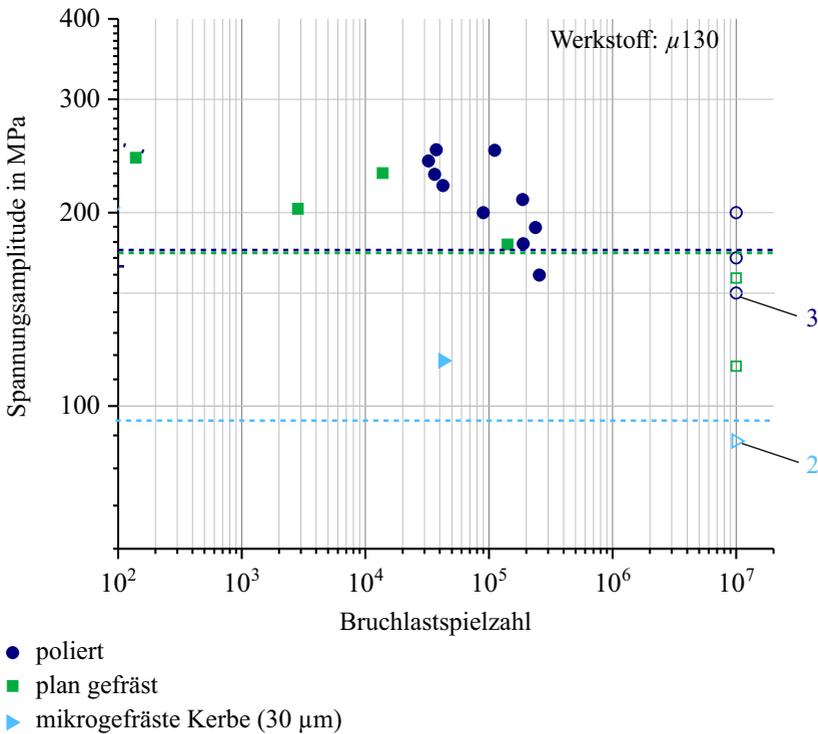


Abb. 4.2: Wöhlerkennlinie aus Schwingfestigkeitsversuchen an α -Ti Miniaturproben des $\mu 130$ Werkstoffzustandes.

zustand offenbar deutlich reduziert. Der Vergleich mit den Wechselfestigkeiten, die bei gleichem Oberflächenzustand für Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands ermittelt wurden, zeigt, dass letztere stets deutlich höhere Werte annehmen.

Abbildung 4.3 zeigt ein Wöhlerdiagramm, das aus Schwingfestigkeitsversuchen an α -Ti Miniaturproben des $\mu 2$ Werkstoffzustands resultiert. Insgesamt werden drei verschiedene Oberflächenzustände für diesen Werkstoffzustand betrachtet: $\mu 2p$, $\mu 2pf$ und $\mu 2m10$. Der höchste Wert der Wechselfestigkeit beträgt 440 MPa und ist für $\mu 2p$ Proben ermittelt worden. Dagegen zeigen $\mu 2pf$ Proben mit 390 MPa ein deutlich geringeres Niveau der Wechselfestigkeit. Die geringste Wechselfestigkeit weisen mit 300 MPa $\mu 2m10$ Proben auf. Der Vergleich mit den Wechselfestigkeiten, die bei gleichem Oberflächenzustand für Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands ermittelt wurden, zeigt, dass letztere stets deutlich geringere Werte annehmen.

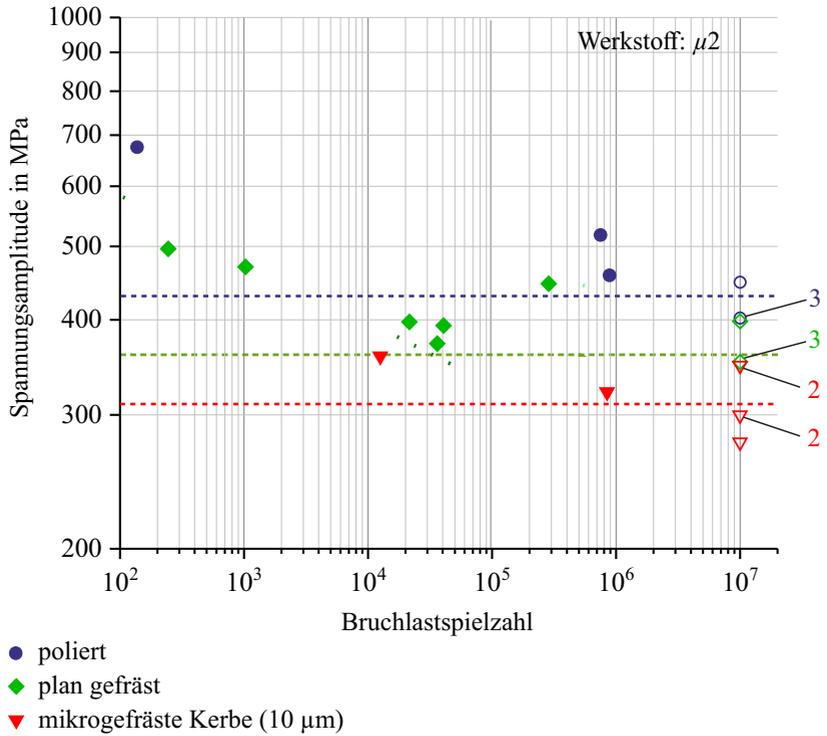


Abb. 4.3: Wöhlerkennlinie aus Schwingfestigkeitsversuchen an α -Ti Miniaturproben des $\mu 2$ Werkstoffzustandes.

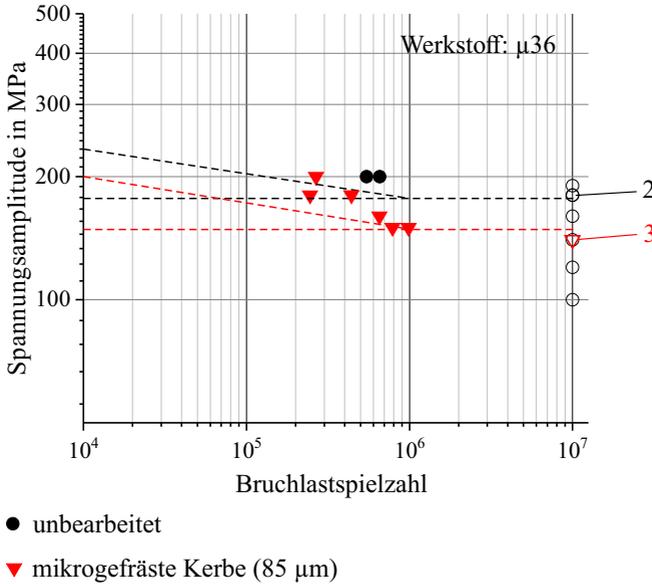


Abb. 4.4: Wöhlerkennlinie aus Schwingfestigkeitsversuchen an α -Ti Makroproben des $\mu 36$ Werkstoffzustandes.

4.2 Schwingfestigkeitsversuche an Makroproben

Die aus den Schwingfestigkeitsversuchen an α -Ti Makroproben des $\mu 36$ Werkstoffzustands resultierenden Ergebnisse sind in Abbildung 4.4 dargestellt. Die Untersuchungen umfassen Versuche an Proben mit unbearbeiteter Oberfläche und Proben mit plangefräster Oberfläche, in die etwa $85 \mu\text{m}$ tiefe mikrogefräste Kerben eingebracht sind. Das Versagen tritt bei Proben mit mikrogefrästen Kerben bei geringeren Beanspruchungsamplituden auf, als bei unbearbeiteten Proben. Gleichzeitig erreichen Proben mit unbearbeiteter Oberfläche bei gleichem Beanspruchungsniveau eine höhere Bruchlastspielzahl, als Proben mit mikrogefrästen Kerben. Die in Anlehnung an das Treppenstufenverfahren aus den Versuchen ableitbare Wechselfestigkeit beträgt etwa 190 MPa für Proben mit unbearbeiteter Oberfläche und 151 MPa für Proben mit mikrogefrästen Kerben.

4.3 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen

Die Untersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop umfassen SE-Detektor Aufnahmen, die für die Bruchflächen sämtlicher Proben gemacht wurden. Zusätzlich werden die Ergebnisse einer EDS-Analyse zur Detektion der chemischen Elemente an einer ausgewählten Bruchfläche gezeigt.

Abbildung 4.5 zeigt die SE-Detektor Aufnahmen charakteristischer Ermüdungsbruchflächen von polierten Ti-Miniaturproben der verschiedenen Werkstoffzustände. Wie den Abbildungen entnommen werden kann, weisen die Bruchflächen der drei Werkstoffzustände signifikante Unterschiede auf. Die Bruchfläche des $\mu 47$ Werkstoffzustands (Abbildung 4.5a) zeigt drei klar unterscheidbare Bereiche (I, II und III), die durch Kreisbögen voneinander abgegrenzt werden können. Ausschnitte aus den Bereichen I und III sind bei höherer Vergrößerung in Detailansichten dargestellt. Der Ausschnitt aus Bereich I zeigt zahlreiche ebene Flächen, deren Größe bis zu $80 \mu\text{m}$ beträgt. Auf einigen dieser Flächen sind feine parallel verlaufende gerade Linien zu erkennen, deren Abstand weniger als $2,5 \mu\text{m}$ beträgt. Andere Flächen sind frei von Merkmalen oder lassen Muster erkennen, die Ähnlichkeit zu einem verzweigten Flusslauf aufweisen. In Bereich II sind sich radial ausbreitende Strukturen erkennbar, die von Bereich I ausgehen. Bereich III zeigt wabenförmige Strukturen. Die Kanten der Bruchfläche zeigen anders als in den Bereichen I und II in diesem Bereich keine klare Grenze, sondern gehen in die Seitenflächen der Probe über. Im Gegensatz zu dieser Bruchfläche sind an der Bruchfläche des $\mu 130$ Werkstoffzustands in Abbildung 4.5b lediglich zwei Bereiche zu unterscheiden. Auch diese beiden Bereiche lassen sich durch einen Kreisbogen voneinander abgrenzen. Ein Bereich umfasst ausgehend von der unteren rechten Ecke beinahe die gesamte Bruchfläche. Dieser Bereich zeigt ebene Flächen, auf denen ein Flussmuster erkennbar ist und damit eine ähnliche Struktur, wie sie in Abbildung 4.5a Bereich I gezeigt ist. Der Unterschied besteht in der Größe der ebenen Flächen, die hier bis zu $150 \mu\text{m}$ beträgt. In dem anderen kleineren Bereich wirkt die Bruchfläche glatt. Hier sind wie in Bereich III in Abbildung 4.5a die Seitenflächen der Probe zu sehen. Die Grenze zwischen der Bruchfläche und den Seitenflächen der Probe ist durch feine helle Linien gekennzeichnet. Bei der Bruchfläche des in Abbildung 4.5c gezeigten $\mu 2$ Werkstoffzustands ist ebenfalls eine Unterscheidung verschiedener Bereiche möglich. Die Bruchfläche weist nur wenige feine Strukturen auf und wirkt insgesamt homogen und glatt. Ausgehend von einem Punkt an der unteren Probenkante breiten sich radial verlaufende feine Linien auf einer

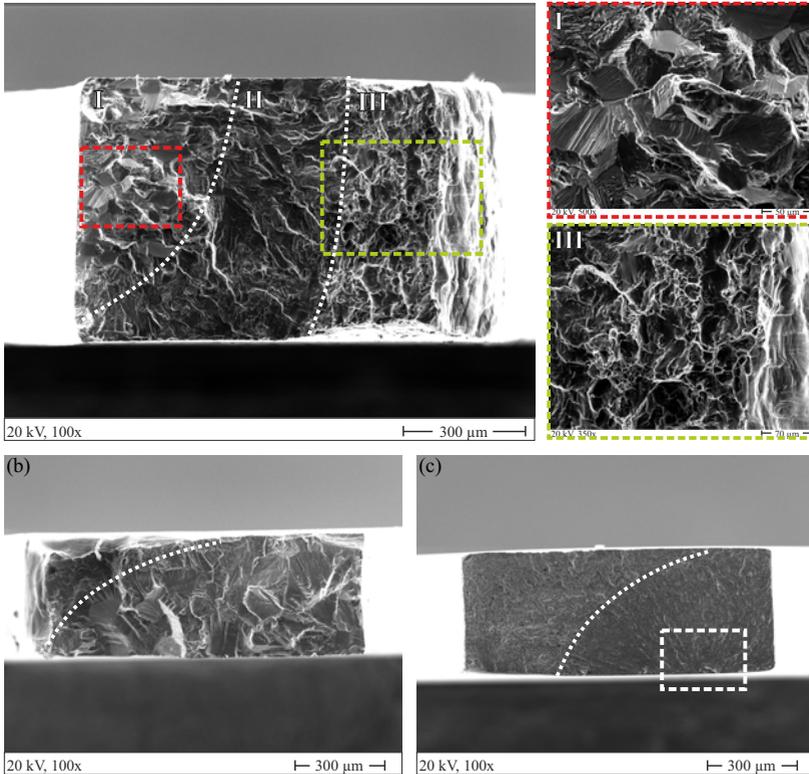


Abb. 4.5: SE-Bilder charakteristischer Ermüdungsbruchflächen von polierten Ti-Miniaturproben verschiedener Werkstoffzustände: $\mu 47$ (a), $\mu 130$ (b), $\mu 2$ (c).

glatten Fläche aus. Dieser gerichtete Verlauf verliert sich in einem gewissen Abstand. Die Strukturen, die auf der restlichen Bruchfläche zu erkennen sind, verlaufen unregelmäßig.

Abbildung 4.6 zeigt die Ergebnisse einer EDS-Analyse, die in dem in Abbildung 4.5c markierten Bereich der Bruchfläche der Probe des $\mu 2$ Werkstoffzustands durchgeführt wurde. Wie erwähnt breiten sich auf dieser Bruchfläche feine Strukturen radial ausgehend von einem Punkt an der Seitenfläche in dem markierten Bereich der Probe aus. Dieses Muster ist charakteristisch für Proben des $\mu 2$ Werkstoffzustands mit polierter Oberfläche. In der hochaufgelösten SE-Aufnahme dieses Bereichs in Abbildung 4.6a ist eine glatte Struktur erkennbar. Das zugehörige Spektrum zeigt, dass neben einem hohen

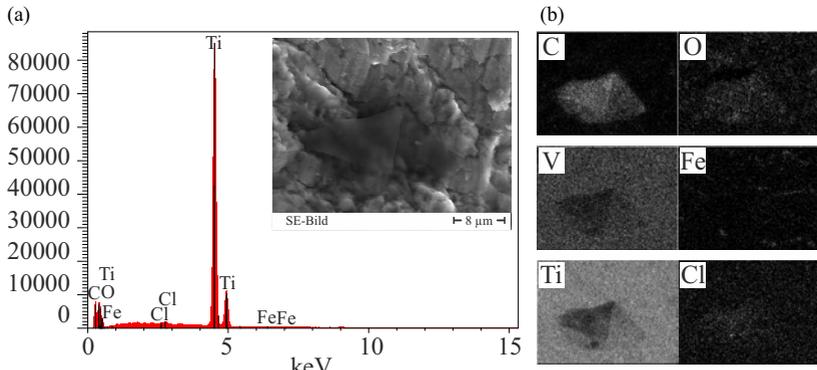


Abb. 4.6: Ergebnisse aus einer EDS-Analyse an einer Ti-Miniaturprobe des Typs $\mu 2p$ (markierter Bereich in Abbildung 4.5c). Elementarspektrum (a) und ortsbezogene Darstellung ausgewählter chemischer Elemente (b).

Anteil an Titan (61,02 %) auch Kohlenstoff (21,93 %), Sauerstoff (16,69 %), Vanadium (<0,01 %), Eisen (0,19 %) und Chlor (0,18 %) detektierbar sind. In der ortsbezogenen Darstellung der detektierten Elemente in Abbildung 4.6b wird deutlich, dass an der glatten Struktur hauptsächlich Kohlenstoff gemessen wird, während in dem umgebenden Material die Elemente Titan und Vanadium überwiegen.

Zusätzlich zu diesen charakteristischen Bruchflächen werden im Folgenden weitere Bruchflächen gezeigt, die gewisse Auffälligkeiten aufweisen. Generell sind zwischen Proben des gleichen Werkstoffzustands keine signifikanten Unterschiede zwischen den Bruchflächen in Abhängigkeit des Oberflächenzustands erkennbar. Eine Ausnahme bilden hier die Proben des $\mu 2$ Werkstoffzustands. Die in Abbildung 4.5c gezeigte Bruchfläche ist nur für den polierten Oberflächenzustand charakteristisch. Die Bruchfläche von Proben, deren Oberfläche mikrostrukturiert ist, weisen in der Regel keine sich radial von einem Punkt an der Seitenfläche ausbreitenden Strukturen auf. Als Beispiel wird in Abbildung 4.7 die Bruchfläche einer Probe mit durch Mikroschleifen eingebrachten Kerben gezeigt. Bei dieser Probe breiten sich Strukturen ausgehend von einer Ecke der Probe aus, wie es auch für die Proben der anderen Werkstoffzustände charakteristisch ist.

Vergleicht man die Bruchflächen von Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands, die bei verschiedenen hohen Spannungsamplituden geprüft wurden (siehe Abbildung 4.8), zeigen sich ebenfalls einige Auffälligkeiten. Sowohl die bei niedriger

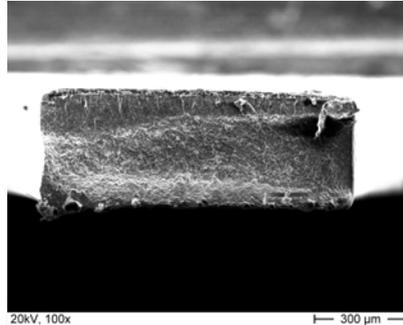


Abb. 4.7: SE-Bild der Ermüdungsbruchfläche einer Ti-Miniaturprobe des $\mu 2$ Werkstoffzustands mit plangefräster Oberfläche und mikrogefrästen Kerben.

Spannungsamplitude (Abbildung 4.8a), als auch die bei hoher Spannungsamplitude (Abbildung 4.8b) belastete Probe weisen die drei für Abbildung 4.5a beschriebenen Bereiche auf. Der Anteil, den diese Bereiche an der gesamten Bruchfläche einnehmen, ist jedoch deutlich verschieden. Während in Abbildung 4.8a die für Bereich I charakteristische Struktur etwa ein Drittel der Bruchfläche umfasst, ist der Anteil dieser Struktur in Abbildung 4.8b verschwindend gering.

Auch bei dem Vergleich verschiedener Bruchflächen der Proben des $\mu 130$ Werkstoffzustands werden Auffälligkeiten erkennbar. In Abbildung 4.9a ist die Bruchfläche einer Probe mit plangefräster Oberfläche dargestellt. Diese Probe versagte unter Schwingbeanspruchung bei einer Spannungsamplitude von etwa 230 MPa. Die Besonderheit bei dieser Probe liegt darin, dass sie zwei gleichartige Bereiche aufweist, die jeweils knapp die Hälfte der Bruchfläche einnehmen. Sie sind durch einen schmalen vertikal verlaufenden Bereich in der Probenmitte voneinander getrennt in dem wabenförmige Strukturen erkennbar sind. Jeder der Bereiche lässt die für den Großteil der Bruchfläche in Abbildung 4.5b beschriebenen glatten Flächen erkennen. Zum Vergleich ist in Abbildung 4.9b die Bruchfläche einer weiteren Probe des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit plangefräster Oberfläche dargestellt, die bei etwa 180 MPa geprüft wurde. Obwohl die Spannungsamplitude dieser Probe geringer ist, ist der Anteil, den die glatten Flächen an der Bruchfläche einnehmen, deutlich geringer.

Auch die Bruchflächen der Makroproben wurden in rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen analysiert. Abbildung 4.10 zeigt die charakteristische Bruchfläche einer Makroprobe mit gefräster Kerbe. Sowohl an der obe-

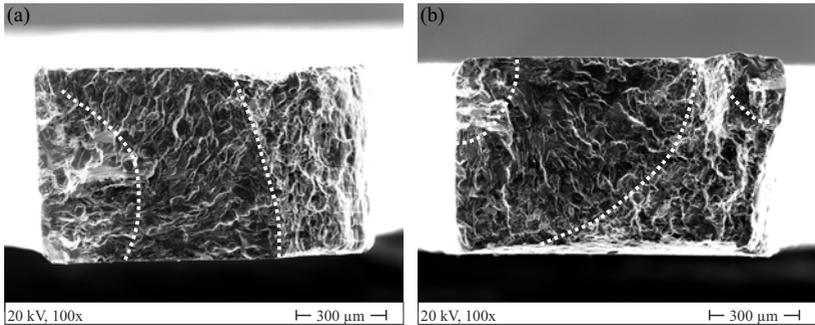


Abb. 4.8: SE-Bilder der Ermüdungsbruchflächen zweier Ti-Miniaturproben des $\mu 47$ Werkstoffzustands mit unbearbeiteter Oberfläche (Walzhaut): $\sigma_a = 270$ MPa (a) und $\sigma_a = 300$ MPa (b).

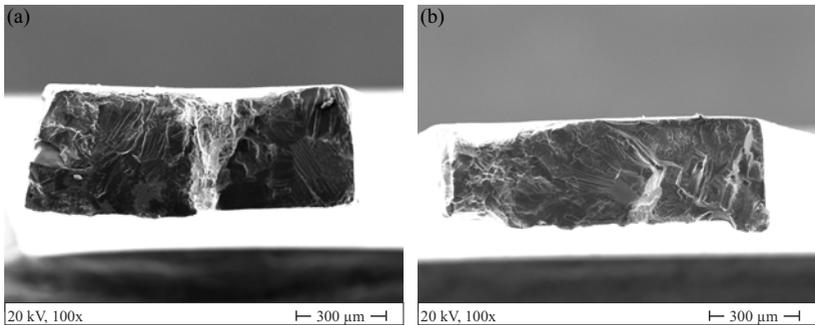


Abb. 4.9: SE-Bilder der Ermüdungsbruchflächen zweier Ti-Miniaturproben des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit plangefräster Oberfläche: $\sigma_a = 230$ MPa (a) und $\sigma_a = 180$ MPa (b).

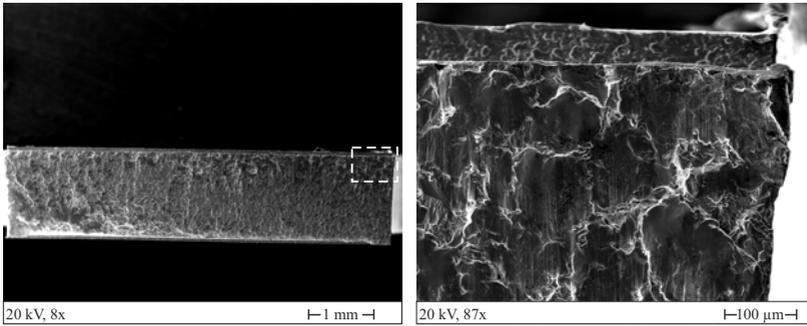


Abb. 4.10: SE-Bilder der Ermüdungsbruchfläche einer Ti-Makroprobe des $\mu 36$ Werkstoffzustands mit gefräster Kerbe.

ren, als auch an der unteren Kante der Bruchfläche ist die gefräste Kerbe zu erkennen. Unmittelbar an die Kerben angrenzend ist die Bruchfläche durch glatte Flächen gekennzeichnet. In der oberen rechten Ecke, die in der Detailansicht bei höherer Auflösung dargestellt ist, sind diese Flächen deutlich größer als auf der restlichen Bruchfläche. Zur Probenmitte hin verdichten sich die erkennbaren Strukturen auf der Bruchfläche, bis lediglich unregelmäßige und tendenziell eher vertikal verlaufende Strukturen zu sehen sind.

4.4 Prognose der Wechselfestigkeit

Zur Überprüfung der Hypothese, dass sich die Reduktion der Wechselfestigkeit infolge einer Mikrostrukturierung prognostizieren lässt, werden nachfolgend die Wechselfestigkeitswerte aus den in Kapitel 3.2.4 beschriebenen Methoden aufgeführt und mit den experimentell ermittelten Werten aus Kapitel 4.1 verglichen. Für den Vergleich sind sämtliche Ergebnisse in Tabelle 4.2 aufgelistet.

Die Ergebnisse aus der Prognose der Wechselfestigkeit anhand des $\sqrt{\text{area}}$ -Konzepts nach Gleichung 2.27 sind stets höher, als die experimentell ermittelten Werte. Weil entsprechend Gleichung 2.27 mit steigender Vickershärte die Wechselfestigkeit steigt, sind für den $\mu 2$ Werkstoffzustand die höchsten Wechselfestigkeitswerte verzeichnet. Die Abweichung von den experimentell ermittelten Werten beträgt für sämtliche Werkstoff- und Oberflächenzustände mehr als 30 %.

Für die Anwendung der Prozesszonenmethoden werden für jeden Werkstoffzustand zwei verschiedene Längenparameter nach Gleichung 2.16 berechnet

Tab. 4.1: Längenparameter.

	$\Delta\sigma_0$ (Abb. 2.4)	$\Delta\sigma_0$ (Exp.)	ΔK_{th} (Abb. 3.17)	L_{Lit}	L_{Exp}
$\mu 47$	396 MPa	400 MPa	$7,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	$108,8 \mu\text{m}$	$75,7 \mu\text{m}$
$\mu 130$	388 MPa	350 MPa	$16 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	$542,4 \mu\text{m}$	$665,2 \mu\text{m}$
$\mu 2$	520 MPa	880 MPa	$2,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$	$9,9 \mu\text{m}$	$3,5 \mu\text{m}$

und verwendet. Ein Längenparameter L_{Lit} , der sich ausschließlich aus Literaturwerten für die entsprechende Korngröße berechnet und ein Längenparameter L_{Exp} , für dessen Berechnung die experimentell bestimmten Wechselfestigkeiten der Proben mit polierter Oberfläche verwendet werden. Literaturwerte für die Wechselfestigkeit werden entsprechend des in Abbildung 2.4 illustrierten Zusammenhangs anhand der Näherungsfunktion nach Gleichung 2.7 mit $\sigma_0^{\alpha-Ti} = 185 \text{ MPa}$ und $k = 106 \text{ MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$ für die vorliegenden Werkstoffzustände berechnet. Analog erfolgt die Berechnung des Schwellenwertes für die Langrissausbreitung entsprechend des in Abbildung 3.17 illustrierten Zusammenhangs mit der mittleren Korngröße. In Tabelle 4.1 sind die resultierenden Längenparameter, die den Berechnungen zugrunde liegenden Wechselfestigkeiten und die Schwellenwerte für die Langrissausbreitung aufgelistet.

Die mittels der PM nach Gleichung 2.28 und der LM nach Gleichung 2.29 anhand von jeweils zwei Längenparametern, L_{Lit} und L_{Exp} , bestimmten Wechselfestigkeiten von Proben der Werkstoffzustände $\mu 2$, $\mu 47$ und $\mu 130$ mit mikrostrukturierten Oberflächen sind in Tabelle 4.2 aufgelistet. Der detaillierte Vergleich der ermittelten Werte zeigt, dass für beide Verfahren die Werte der Wechselfestigkeit mit steigender Kerbtiefe D geringer werden. Weil entsprechend der Gleichungen 2.28 und 2.29 für höhere Werte des Längenparameters geringere Werte der Wechselfestigkeit ermittelt werden, sind für den $\mu 2$ Werkstoffzustand die höchsten Wechselfestigkeiten verzeichnet. Gleichzeitig führen höhere Werte des Längenparameters dazu, dass die Tiefe der Kerben einen geringeren Einfluss auf die ermittelte Wechselfestigkeit hat. Dies wird bei dem Vergleich der Wechselfestigkeiten des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit sehr hohem Längenparameter und denen des $\mu 2$ Werkstoffzustands mit sehr geringem Längenparameter deutlich. Weiterhin zeigt sich, dass die PM zumeist höhere Werte für die Wechselfestigkeit liefert als die LM. In wenigen Fällen liegen die Werte der LM knapp über denen der PM. Der Einfluss der Tiefe der Kerben auf den ermittelten Wert der Wechselfestigkeit ist bei

Anwendung der LM deutlich höher als bei Anwendung der PM.

Entsprechend dieser Sachverhalte ist für $\mu 47$ Werkstoffzustand der höchste Wert für die Schwingbreite der Wechselfestigkeit von 468 MPa (PM) mit einem Längenparameter von $75,7 \mu\text{m}$ und einer Kerbtiefe von $10 \mu\text{m}$ und der geringste Wert für die Schwingbreite der Wechselfestigkeit von 357 MPa (LM) mit einem Längenparameter von $108,8 \mu\text{m}$ und einer Kerbtiefe von $30 \mu\text{m}$ verzeichnet. Der höchste Wert für die Schwingbreite der Wechselfestigkeit des $\mu 130$ Werkstoffzustands beträgt 387 MPa (LM) bei einem Längenparameter von $542,4 \mu\text{m}$ und einer Kerbtiefe von $3 \mu\text{m}$ und der geringste Wert für die Schwingbreite der Wechselfestigkeit beträgt 342 MPa (LM) bei einem Längenparameter von $665,2 \mu\text{m}$ und einer Kerbtiefe von $30 \mu\text{m}$. Der höchste Wert für die Schwingbreite der Wechselfestigkeit des $\mu 2$ Werkstoffzustands beträgt 740 MPa (PM) bei einem Längenparameter von $3,5 \mu\text{m}$ und einer Kerbtiefe von $2 \mu\text{m}$ und der geringste Wert für die Schwingbreite der Wechselfestigkeit beträgt 373 MPa (LM) bei einem Längenparameter von $9,9 \mu\text{m}$ und einer Kerbtiefe von $10 \mu\text{m}$.

4.5 Polarisierte Lichtmikroskopie

Wie in Kapitel 3.2.1 beschrieben ist, kann in einer automatisierten Prozedur eine Grauwertentwicklung für einzelne Körner und die diese vollständig beschreibenden Parameter α , G_0 und G_a abgeleitet werden. Um zu überprüfen, wie die kristallographische Orientierung mit diesen Parametern in Zusammenhang steht, sind in den Abbildungen 4.11 und 4.12 die Ergebnisse einer solchen Prozedur in Kombination mit den Ergebnissen von EBSD-Messungen gezeigt. In Abbildung 4.11 ist die Phasenverschiebung der Grauwertentwicklung über dem ersten Euler-Winkel aus EBSD-Messungen an den Körnern der alpha-Ti-Proben des texturfreien $\mu 130$ (Abb. 4.11a) sowie des texturbehafteten $\mu 47$ (Abb. 4.11b) Werkstoffzustands aufgetragen. Dabei zeigt die Größe und die Farbe der Datenpunkte den G_a -Wert der in dem jeweiligen Korn gemessenen Grauwertentwicklung an. Die Datenpunkte beider Proben können mit einer linearen Funktion beschrieben werden. Die G_a -Werte der texturbehafteten Probe sind deutlich geringer, als die der texturfreien Probe. Generell sinkt die Abweichung der Datenpunkte von der linearen Näherungsfunktion mit steigendem G_a -Wert.

Abbildung 4.12 zeigt die auf den Mittelwert normierte Amplitude der Grauwertentwicklung als Funktion des zweiten Euler-Winkels aus EBSD-Messungen an den Körnern der alpha-Ti-Proben des texturfreien $\mu 130$ sowie des texturbehafteten $\mu 47$ Werkstoffzustands. Die Datenpunkte beider Proben

Tab. 4.2: Ergebnisse der Prozesszonen-Methoden. Durch PM und LM ermittelte Werte für die Schwingbreite der Wechselfestigkeit $\Delta\sigma_w$ eines mikrostrukturierten Zustands mit der Kerbtiefe D .

Methode, Parameter	$\Delta\sigma_w$ in MPa		
	$D = 10\mu\text{m}$	$D = 20\mu\text{m}$	$D = 30\mu\text{m}$
$\mu 47$	$D = 10\mu\text{m}$	$D = 20\mu\text{m}$	$D = 30\mu\text{m}$
Exp. Ergebnis	478	444 [9]	338 [9]
PM, $L_{\text{Lit}} = 108,8\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 400\text{ MPa}$	395	385	374
LM, $L_{\text{Lit}} = 108,8\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 400\text{ MPa}$	385	370	357
PM, $L_{\text{Exp}} = 75,7\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 396\text{ MPa}$	386	369	351
LM, $L_{\text{Exp}} = 75,7\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 396\text{ MPa}$	373	354	335
$\sqrt{\text{area}}$	753	671	627
$\mu 130$	$R_z = 2,9\mu\text{m}$	$D = 30\mu\text{m}$	
Exp. Ergebnis	348	194	
PM, $L_{\text{Lit}} = 542,4\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 388\text{ MPa}$	386	386	
LM, $L_{\text{Lit}} = 542,4\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 388\text{ MPa}$	387	377	
PM, $L_{\text{Exp}} = 665,2\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 350\text{ MPa}$	352	348	
LM, $L_{\text{Exp}} = 665,2\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 350\text{ MPa}$	349	342	
$\sqrt{\text{area}}$	917	621	
$\mu 2$	$R_z = 2\mu\text{m}$	$D = 10\mu\text{m}$	
Exp. Ergebnis	780	600	
PM, $L_{\text{Lit}} = 9,9\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 520\text{ MPa}$	499	387	
LM, $L_{\text{Lit}} = 9,9\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 520\text{ MPa}$	477	373	
PM, $L_{\text{Exp}} = 3,5\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 880\text{ MPa}$	740	457	
LM, $L_{\text{Exp}} = 3,5\mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 880\text{ MPa}$	714	455	
$\sqrt{\text{area}}$	1586	1213	

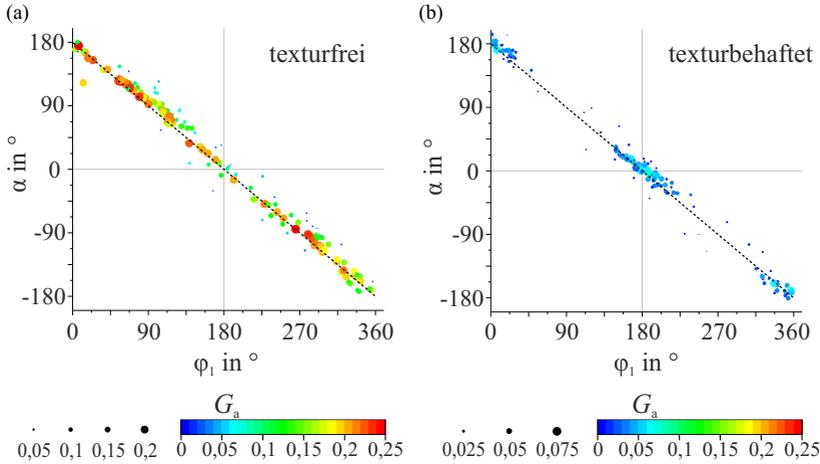


Abb. 4.11: Phasenverschiebung der Grauwertentwicklung als Funktion des ersten Euler-Winkels aus einer EBSD-Messung gemessen an einer texturfreien α -Ti Probe (a) und einer texturbefaheten α -Ti Probe (b). [211]

können mit einer sinusförmigen Funktion beschrieben werden.

Demnach sind die Parameter der Grauwertentwicklung mit den ersten beiden Euler-Winkeln korrelierbar. Die Berechnung von φ_1 kann nach Gleichung 4.1 erfolgen, die in Abbildung 4.11 mit eingetragen ist.

$$\alpha = 180^\circ - \varphi_1 \quad (4.1)$$

Der zweite Euler-Winkel ist mit der auf den Mittelwert normierten Amplitude der Grauwertentwicklung durch die in Abbildung 4.12 eingezeichnete Näherungsfunktion nach Gleichung 4.2 korrelierbar.

$$\frac{G_a}{G_0} = 3,6 \sin^2(\Phi) \quad (4.2)$$

In Abbildung 4.13 sind die Ergebnisse der EBSD-Messungen und des PLM-Verfahrens an der texturfreien Probe in Form einer ortsbezogenen Darstellung der Ausrichtung der kristallographischen c-Achsen entsprechend Abbildung 4.13a gegenübergestellt. In den [001]-Verteilungsbildern (Abb. 4.13b,c) zeigt die Farbskala die Verkipfung der kristallographischen c-Achse mit Be-

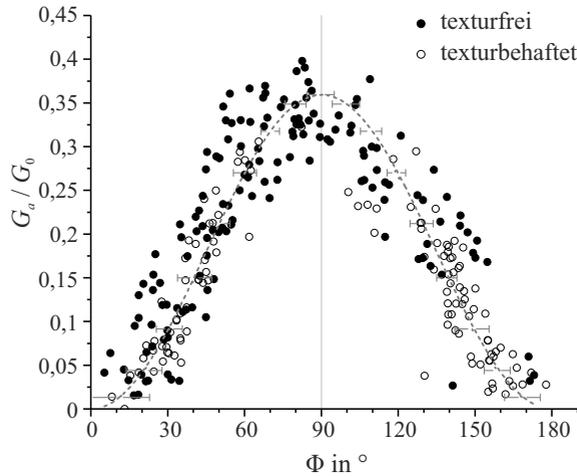


Abb. 4.12: Auf den Mittelwert normierte Amplitude der Grawwertentwicklung als Funktion des zweiten Euler-Winkels aus einer EBSD-Messung, gemessen an einer texturfreien und einer texturbehafteten α -Ti Probe. [211]

zug zu der [001]-Achse, die senkrecht auf der Oberfläche der Probe steht. Diese Verkippung kann zwischen 0° (blau) und 90° (rot) betragen. Analog zeigt die Farbskala in den [100]-Verteilungsbildern (Abb. 4.13d,e) die Verkippung der kristallographischen c-Achse mit Bezug zu der [100]-Achse, die parallel zur Oberfläche und zur Längsachse der Probe verläuft. Diese Verkippung kann ebenfalls zwischen 0° (blau) und 90° (rot) betragen. Der Vergleich der Orientierungsverteilungsbilder aus den beiden Verfahren zeigt, dass die Ergebnisse der EBSD-Messungen (Abbildungen 4.13b,d) mit den Ergebnissen des PLM-Verfahrens (Abbildungen 4.13c,e) übereinstimmen. Sowohl die detektierten Korngrenzen als auch der den Körnern zugeordnete Farbton stimmen in den jeweiligen Bildern einer Orientierungsverteilung weitestgehend überein. Einige wenige Korngrenzen, die in den Verteilungsbildern aus den EBSD-Messungen erkennbar sind, konnten mittels des PLM-Verfahrens nicht detektiert werden. Wenige sehr kleine Bereiche der aus dem PLM-Verfahren abgeleiteten Bilder weisen eine schwarze Farbe auf. Für diese Bereiche konnte keine kristallographische Orientierung bestimmt werden.

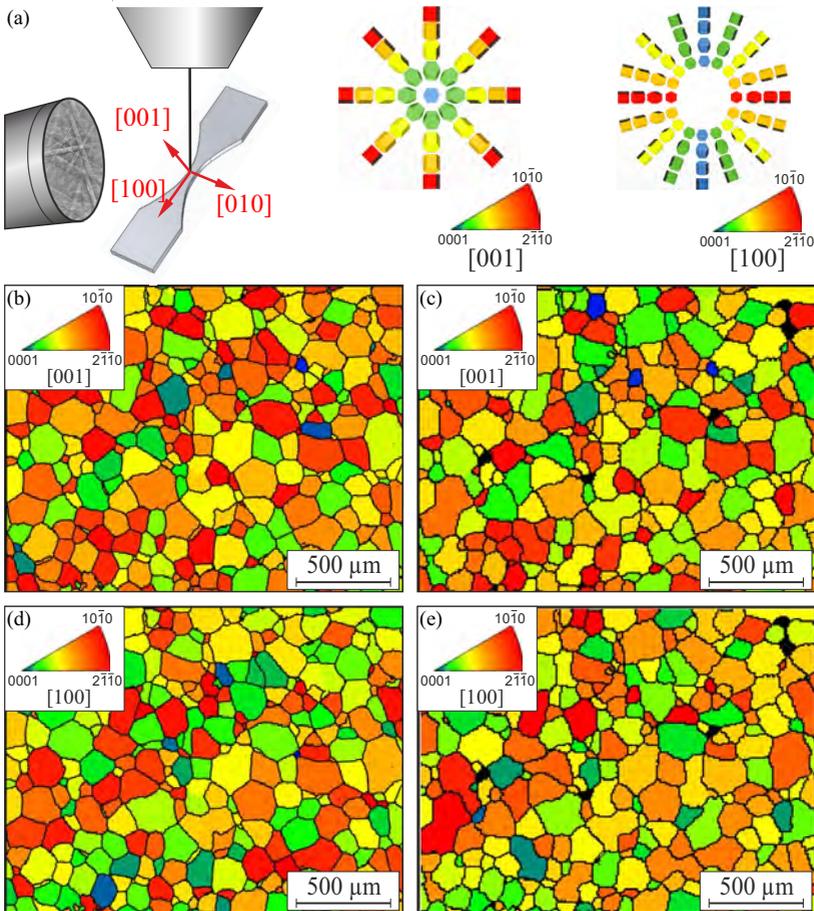


Abb. 4.13: Ortsbezogene Darstellungen der Orientierung der kristallographischen c -Achsen der α -Ti Oberfläche in Abbildung 3.9 nach $[211]$. Farbskalen zur Darstellung des Winkels zwischen der c -Achse und den Probenachsen (a); Winkel zwischen der c -Achse und der $[001]$ -Probenachse durch Analyse mittels EBSD (b) und PLM Methode (c); Winkel zwischen der c -Achse und der $[100]$ -Probenachse durch Analyse mittels EBSD (d) und PLM Methode (e).

4.6 Instrumentierte Eindringprüfung

Mit dem Ziel der Charakterisierung des Einflusses der Strukturierungsverfahren auf das Gefüge unterhalb der Oberfläche wird die lokale Steifigkeit und die Eindringhärte entsprechend der in Kapitel 3.2.3 beschriebenen Prozedur bestimmt. Weil die Eindringhärte, anders als die lokale Steifigkeit, aufgrund der anisotropen Eigenschaften des alpha-Ti stark von dessen kristallographischer Orientierung abhängt, werden zunächst Vergleichsmessungen zur Evaluierung des Einflusses der Anisotropie auf die Ergebnisse der instrumentierten Eindringprüfung durchgeführt.

4.6.1 Untersuchung des Einflusses der kristallographischen Orientierung

Die Vergleichsmessungen zur Bestimmung des Einflusses der kristallographischen Orientierung auf die Versuchsergebnisse der instrumentierten Eindringprüfung werden an der Probe des $\mu 130$ Werkstoffzustands, an dem mittels EBSD-Analyse keine Textur nachgewiesen wurde, durchgeführt. Dafür werden instrumentierte Eindringversuche in dem zuvor mittels EBSD-Messungen analysierten Bereich, der in Abbildung 3.4c dargestellt ist, durchgeführt. Die Untersuchung umfasst insgesamt 30 Körner, in denen je nach der Größe des betreffenden Kornes mehrere Werte der Eindringhärte bestimmt und für jedes Korn gemittelt werden. Abbildung 4.14 zeigt die resultierende gemittelte Eindringhärte mitsamt der Standardabweichung als Funktion des zweiten Euler-Winkels Φ . Generell sinkt die Eindringhärte mit steigendem Φ -Wert. Zwei Funktionen wurden zur Näherung mittels der Methode der kleinsten Quadrate gewählt: eine Polynomfunktion ersten Grades und eine Polynomfunktion zweiten Grades. Die aus der Näherung resultierenden Kennlinien nach den Gleichungen 4.3 und 4.4 sind in Abbildung 4.14 enthalten. Sie unterscheiden sich nur geringfügig voneinander.

$$H_{IT} = 3,2096 - 0,0148 \cdot \Phi \quad (4.3)$$

$$H_{IT} = 3,3815 - 0,0231 \cdot \Phi + 0,00008 \cdot \Phi^2 \quad (4.4)$$

Das Bestimmtheitsmaß der Näherung nach Gleichung 4.3 beträgt 0,84 und liegt damit nur marginal unterhalb des Bestimmtheitsmaßes der Näherung nach Gleichung 4.4, das 0,85 beträgt.

Bei der Analyse der Datenpunkte wird deutlich, dass die Streuung der Daten bei einem zweiten Euler-Winkel nahe $\Phi = 45^\circ$ am höchsten ist. Zur

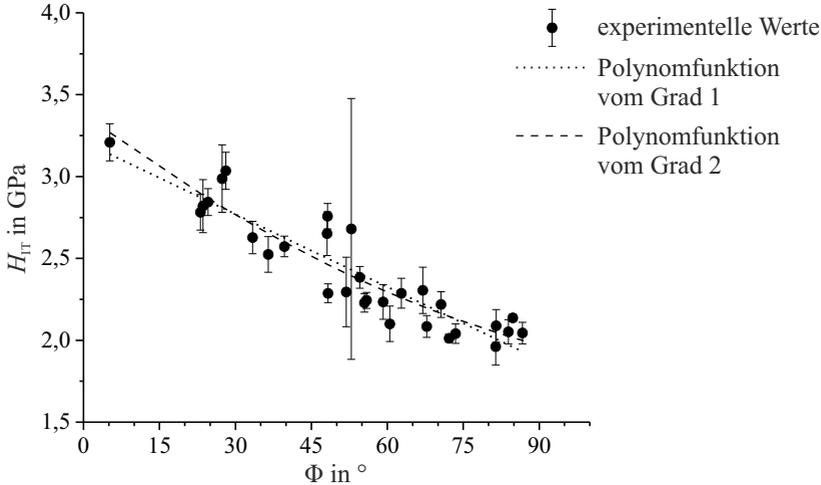


Abb. 4.14: In einzelnen Körnern experimentell bestimmte gemittelte Eindringhärte als Funktion von deren zweitem Euler-Winkel mit Näherungsfunktionen nach den Gleichungen 4.3 und 4.4.

Untersuchung dieses Sachverhalts wurden weitere Experimente unter variierendem Probendrehwinkel in einem Bereich durchgeführt, der zuvor mittels EBSD-Verfahren analysiert wurde. Auf diese Weise soll festgestellt werden, ob die starken Abweichungen mit dem Winkel zwischen den Seitenflächen des Eindringkörpers und dem ersten Euler-Winkel φ_1 , bzw. der Ausrichtung der (0001)-Ebenen in einem Korn zusammenhängen.

Abbildung 4.15 veranschaulicht die aus mindestens fünf Messungen gemittelte Eindringhärte mit Bezug zu der bei diesen Messungen vorliegenden Ausrichtung der (0001)-Ebenen zu den drei Seitenflächen des Berkovich-Eindringkörpers. Dafür werden in einer polaren Darstellung, in der die Position eines Datenpunktes den zweiten Euler-Winkel Φ und den Winkel der kristallographischen c-Achse φ_1 mit Bezug zu dem Drehwinkel in einer Messreihe λ angibt, die Ergebnisse aus Messungen an drei Körnern gezeigt: ein Korn mit einem zweiten Euler-Winkel nahe 0° (quadratische Symbole), ein Korn mit einem zweiten Euler-Winkel nahe 45° (kreisförmige Symbole) und ein Korn mit einem zweiten Euler-Winkel nahe 90° (dreieckige Symbole). Nach jeweils fünf Messungen in einem Korn wird der Drehwinkel der Probe um 20° erhöht. Auf diese Weise werden in jedem Korn Messungen in einem Bereich zwischen 0° und 120° Probendrehwinkel durchgeführt. Die aus den fünf Messungen gemittelte Eindringhärte wird durch eine Farbskala kenntlich gemacht und

als Datenpunkt in der polaren Darstellung abgebildet. Die Position des Datenpunktes ergibt sich aus dem zweiten Euler-Winkel des Korns, sowie dem Probendrehwinkel abzüglich des ersten Euler-Winkels. So wird für jeden Datenpunkt kenntlich gemacht, wie die (0001)-Ebenen zu den drei Seitenflächen des Eindringkörpers ausgerichtet sind. Eine Parallelität liegt vor, wenn die dunkel schraffierten Bereiche der symbolisch dargestellten (0001)-Ebenen und eine der Eindringkörper-Flächen die gleiche Raumrichtung annehmen. Aus der Abbildung geht hervor, dass die gemittelte Eindringhärte in den Fällen am höchsten ist, in denen die (0001)-Ebenen parallel zu einer der Seitenflächen des Eindringkörpers verläuft. Dies gilt für jedes der drei untersuchten Körner, unabhängig von deren zweitem Euler-Winkel. Die Eindringhärte des Korns mit einem zweiten Euler-Winkel nahe 0° liegt in einem Bereich zwischen 2,8 GPa und 3,0 GPa und zeigt somit die höchsten Werte. Etwas niedriger sind die Werte der Eindringhärte des Korns mit einem zweiten Euler-Winkel nahe 45° , die in einem Bereich zwischen 2,0 GPa und 2,22 GPa liegen. Die geringsten Werte wurden für das Korn mit zweitem Euler-Winkel nahe 90° ermittelt. Diese liegen in einem Bereich zwischen 1,73 GPa und 1,92 GPa. Beim Vergleich der ermittelten Werte fällt außerdem auf, dass die Veränderung der Eindringhärte durch Variation des Probendrehwinkels für das Korn mit zweitem Euler-Winkel nahe 45° am höchsten ist.

Aufbauend auf diesen Erkenntnissen soll in einem weiterführenden Schritt gezeigt werden, dass die instrumentierte Eindringprüfung als Ergänzung des PLM-Verfahrens anwendbar ist, um die Problematik der 180° -Symmetrie bei der Detektion des ersten Euler-Winkels zu lösen. Hierfür sind in Tabelle 4.3 die Ergebnisse aus der EBSD-Messung, die Ergebnisse des PLM-Verfahrens und die Ergebnisse der instrumentierten Eindringprüfung für die drei untersuchten Körner gegenübergestellt. Der durch das PLM-Verfahren ermittelte erste Euler-Winkel, der per Definition nach Gleichung 4.1 einen Wert zwischen 0° und 180° annehmen kann, wird durch den um 180° höheren Wert, der entsprechend der 180° -Symmetrie ebenfalls plausibel ist, ergänzt. Unter Annahme einer 120° -Symmetrie der Ergebnisse der instrumentierten Eindringversuche sind für jedes der drei Körner jeweils zwei Werte der Eindringhärte aufgeführt. Dabei handelt es sich um die beiden Werte, die bei einem um 180° verschiedenen Drehwinkel γ die größte Differenz aufweisen. Für die drei Körner zeigt sich der gleiche Sachverhalt. Die Eindringhärte nimmt den jeweils höheren Wert an, wenn der Winkel zwischen der kristallographischen c-Achse und dem Probendrehwinkel $\varphi_1 - \gamma$ weniger als 25° beträgt. Der für einen um 60° veränderten Drehwinkel experimentell bestimmte und damit für 180° angenommene Wert ist entsprechend niedriger. Somit lässt sich für

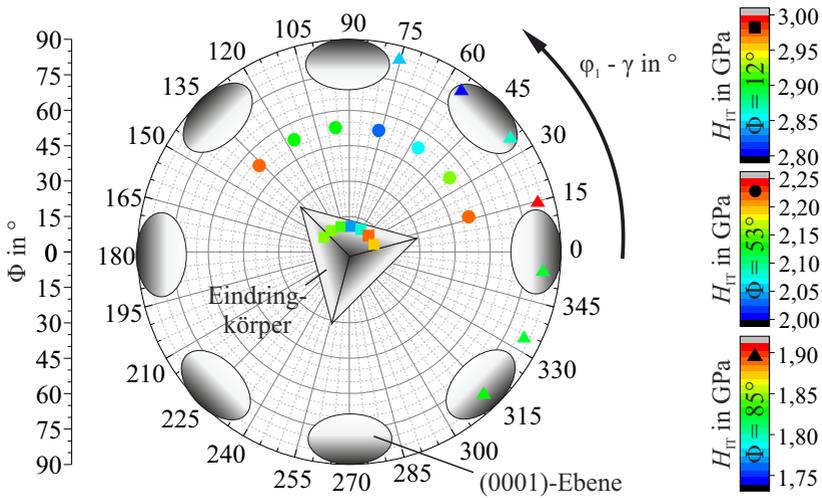


Abb. 4.15: Polare Darstellung der in drei Körnern experimentell bestimmten gemittelten Eindringhärte in Abhängigkeit von dem Probendrehwinkel und mit Bezug zu deren zweitem Euler-Winkel und dem Winkel zwischen deren kristallographischer c-Achse und den Seitenflächen des Eindringkörpers.

Tab. 4.3: Für drei Körner ermittelte Euler-Winkel aus EBSD-Messungen und aus PLM-Verfahren, sowie die zugehörigen in instrumentierten Eindringversuchen experimentell bestimmten gemittelten Werte der Eindringhärte mit Bezug zu dem Winkel zwischen der kristallographischen c-Achse der Körner und den Seitenflächen des Eindringkörpers.

EBSD		PLM		H_{IT} in GPa	
φ_1	Φ	φ_1	$\varphi_1 + 180^\circ$		
142,1°	12,4°	138,9°	318,9°	2,96 (22,1°)	2,83 (202,1°)
136,3°	52,9°	127,8°	307,8°	2,22 (16,3°)	2,04 (196,3°)
74,2°	84,5°	92,2°	272,3°	1,92 (14,2°)	1,77 (194,2°)

diese drei Körner feststellen, dass die mittels des PLM-Verfahrens bestimmten Werte, die weniger als 180° betragen, die richtigen Werte für den ersten Euler-Winkel liefern. Der Vergleich mit den ersten Euler-Winkeln aus der EBSD-Analyse bestätigt diese Überlegungen.

4.6.2 Untersuchung des Einflusses der Oberflächenstrukturierung

Die Ergebnisse aus den instrumentierten Eindringversuchen unterliegen wie gezeigt der Anisotropie des alpha-Ti. Um einen möglichen Einfluss von Strukturierungsverfahren auf die oberflächennahe Gefügemorphologie mit Hilfe der instrumentierten Eindringprüfung zu untersuchen ist es daher zweckmäßig, Messfelder zu wählen, die mehrere Körner umfassen. Je nach Strukturierungsverfahren wurden hierfür mehrere Versuchsreihen durchgeführt. In den Abbildungen 4.16 und 4.17 sind PLM-Aufnahmen der Querschliffe mit den gewählten Messbereichen nach der Durchführung der Versuchsreihen dargestellt. Darin zu erkennen sind die Eindrücke aus den einzelnen Versuchen. Jedem Eindruck ist ein Datenpunkt überlagert. Der Farbton des Datenpunktes repräsentiert das Ergebnis der instrumentierten Eindringprüfung.

Abbildung 4.16 zeigt die gemessene Eindringhärte. Die polierte Oberfläche in Abbildung 4.16a zeigt zwei Bereiche, die sich deutlich in der in Ihnen gemessenen Eindringhärte und in dem Grauton der PLM-Aufnahme unterscheiden. Innerhalb der beiden Bereiche erscheinen die Messwerte homogen und ledig-

lich wenige einzelne Messwerte weisen starke Abweichungen auf. Zur Oberfläche des Querschliffes hin sind in beiden Bereichen keine signifikanten Veränderungen der Eindringhärte erkennbar. Anders ist dies bei der plangefrästen Oberfläche in Abbildung 4.16b. Auch an diesem Querschliff sind zwei Bereiche erkennbar, die sich deutlich in den gemessenen Werten der Eindringhärte und in dem Grauton der PLM-Aufnahme unterscheiden. Während in dem Bereich, in dem die höheren Werte der Eindringhärte gemessen werden, keine Veränderungen zur Oberfläche des Querschliffes hin zu beobachten sind, sind die Werte der Eindringhärte in dem zweiten Bereich knapp unter der Oberfläche deutlich erhöht. Abbildung 4.16c zeigt den Querschliff der plangefrästen Oberfläche mit einer mikrogefrästen Kerbe. Dabei sind aufgrund der unterschiedlichen Werte der Eindringhärte und durch die verschiedenen Grautöne insgesamt vier Bereiche deutlich voneinander unterscheidbar. Die Fläche unterhalb der Kerbe wird nur durch einen dieser vier Bereiche gebildet. Die Eindringhärte in diesem Bereich ist vergleichsweise hoch. Eine Veränderung der Eindringhärte zum Kerbgrund hin ist nicht erkennbar. Weil die Eindringhärte unterhalb der Kerbe sehr hoch ist und eine eventuelle Steigerung durch das Mikrofräsen daher womöglich nicht detektiert wird, wurde zum Vergleich eine zweite Messung an einem neuen Querschliff durchgeführt. Abbildung 4.16d zeigt die Ergebnisse dieser Messung. Zwei Bereiche sind durch die verschiedenen Werte der Eindringhärte erkennbar. Der Bereich unterhalb der Kerbe weist deutlich geringere Werte auf, als es an der Kerbe in Abbildung 4.16c der Fall ist. Dennoch ist auch in diesem Bereich weder zum Kerbgrund noch zur Oberfläche des Querschliffes hin eine Veränderung der Eindringhärte erkennbar.

Abbildung 4.17 zeigt die gemessene lokale Steifigkeit. Während in Abbildung 4.16 verschiedene Bereiche deutlich durch die Messwerte voneinander unterschieden werden können, sind die Unterschiede in der gemessenen lokalen Steifigkeit marginal. Häufig übersteigen Schwankungen innerhalb eines der zuvor detektierten Bereiche den Unterschied zwischen diesen Bereichen. Nichtsdestotrotz sind schwache Tendenzen zu erkennen. So fällt zum Beispiel auf, dass in den Bereichen, in denen ein hoher Wert der Eindringhärte detektiert wird, der Wert der lokalen Steifigkeit tendenziell geringer ist. An der polierten Oberfläche in Abbildung 4.17a sind vereinzelt Verminderungen der lokalen Steifigkeit zur Oberfläche hin erkennbar. Gleichermäßen ist dies bei der plangefrästen Oberfläche in Abbildung 4.17b der Fall. Die Werte der lokalen Steifigkeit an den Oberflächen mit mikrogefrästen Kerben in den Abbildungen 4.17c und 4.17d zeigen keine derartigen Veränderungen, weder zum Kerbgrund hin, noch zu den plangefrästen Oberflächen.

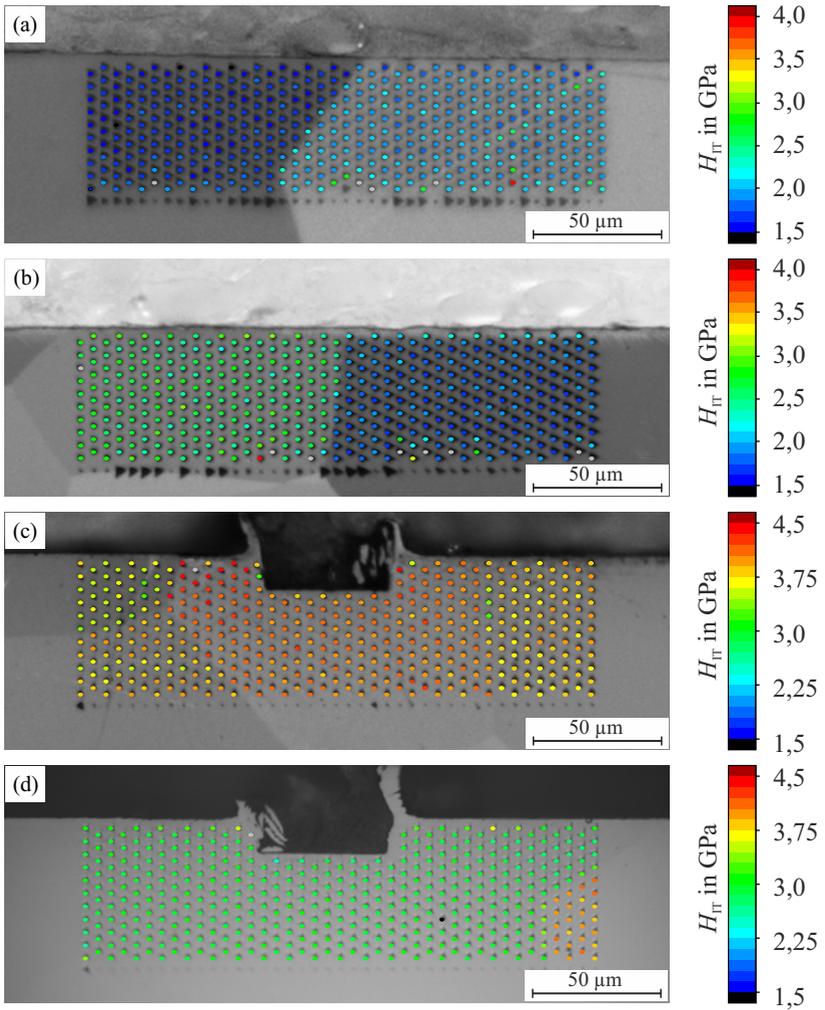


Abb. 4.16: Eindringhärte gemessen an Querschliffen des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit polierter Oberfläche (a), mit plangefräster Oberfläche (b) und mit plangefräster Oberfläche und mikrogefrästen Kerben (c,d).

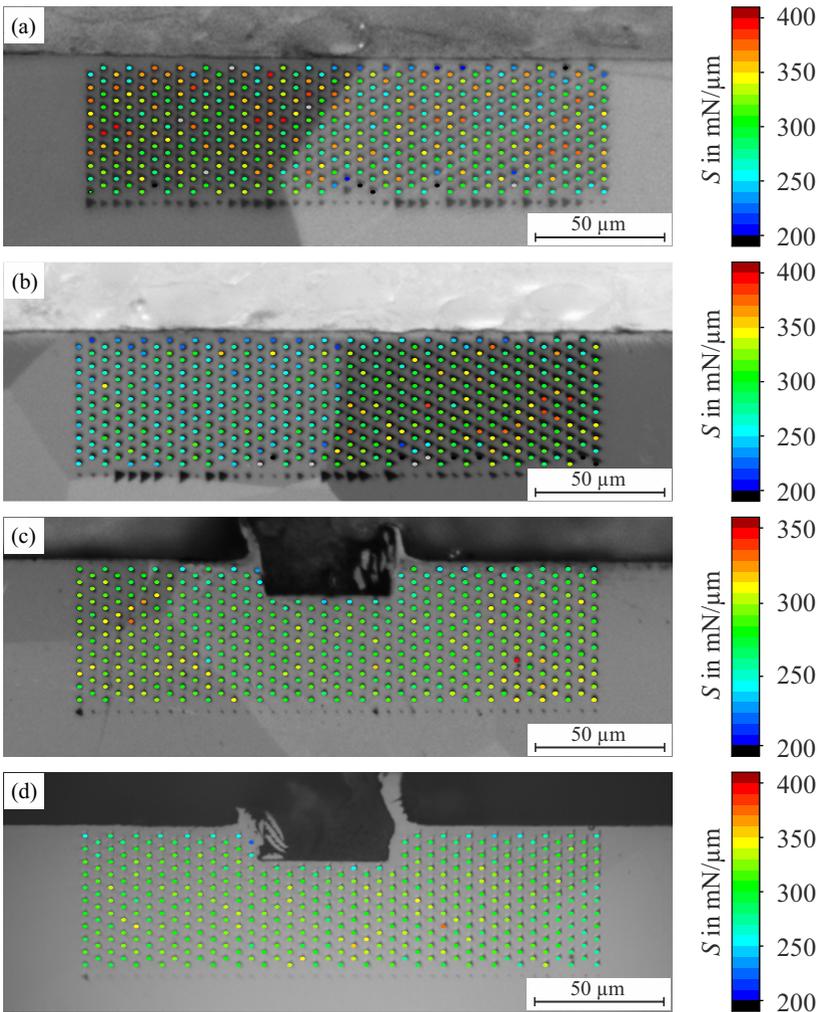


Abb. 4.17: Lokale Steifigkeit gemessen an Querschliffen des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit polierter Oberfläche (a), mit plangefräster Oberfläche (b) und mit plangefräster Oberfläche und mikrogefrästen Kerben (c,d).

4.7 Orte der Ermüdungsrissinitiierung und Rissausbreitungspfad

Zur Überprüfung der Hypothese, dass sich anhand von topographischen Daten und Informationen über das kristallographische Gefüge an der Werkstoffoberfläche der Bereich einer Oberfläche identifizieren lässt, an dem sich unter zyklischer Beanspruchung Risse bilden, die zum Versagen des Bauteils führen, werden in diesem Kapitel tatsächliche und prognostizierte Rissinitiierungsorte für verschiedene Werkstoff- und Oberflächenzustände miteinander verglichen. Dafür wird zunächst exemplarisch an einer Probe gezeigt, wie mit Hilfe der digitalen Bildkorrelation die Initiierung und die Ausbreitung von Ermüdungsrissen anhand lokaler Dehnungen an der Probenoberfläche detektiert werden. Anschließend werden die Rissinitiierungsorte, die basierend auf (x,y,z) -Topographiedaten entsprechend der Beschreibung in Kapitel 3.2.1 prognostiziert wurden, mit den tatsächlich in den Schwingfestigkeitsversuchen ermittelten Rissinitiierungsorten verglichen. Abschließend wird die Rissausbreitung in Stadium I mit den Informationen zu kristallographischen Gefügemerkmalen, die mit Hilfe des PLM-Verfahrens bestimmt werden, korreliert.

Abbildung 4.18 zeigt acht in situ-Kameraaufnahmen einer Miniatur-Ermüdungsprobe des $\mu 47$ Werkstoffzustands mit unbearbeiteter Oberfläche bei verschiedenen Zyklenzahlen jeweils im Maximum der zyklischen Belastung. Farbskalen kennzeichnen die Dehnung in Belastungsrichtung, die anhand der Kameraaufnahmen mit Hilfe der digitalen Bildkorrelation entsprechend der Beschreibung in Kapitel 3.2.2 ermittelt wurde. Die Bruchlastspielzahl der Probe beträgt 136068 Zyklen. Zu Beginn der zyklischen Belastung wurden geringe Werte der Dehnung berechnet. Dabei sind sowohl positive als auch negative lokale Dehnungen zu sehen, die sich fein über den gesamten Messbereich verteilen. Bei einer Zyklenzahl von 135861 Zyklen sind die Dehnungen auf einen einzelnen Bereich an der Probenkante begrenzt, in dem deutlich höhere Werte der Dehnung gemessen werden. In diesem Bereich sind schon bei 111005 Zyklen erhöhte positive Dehnungswerte erkennbar. Die Aufnahmen bei höheren Zyklenzahlen zeigen, dass sich die lokalen Dehnungsmaxima ausgehend von diesem Bereich an der Probenkante fortsetzen. Es wird ein Verlauf senkrecht zur Probenkante erkennbar, wobei sich durch die digitale Bildkorrelation zwischen den Dehnungsmaxima und der Probenkante keine Dehnungswerte ermitteln lassen. Bei 136063 Zyklen, kurz vor dem Ermüdungsversagen, erstreckt sich der nicht korrelierbare Bereich über den gesamten Querschnitt der Miniatur-Ermüdungsprobe. Die zuvor lokal äußerst

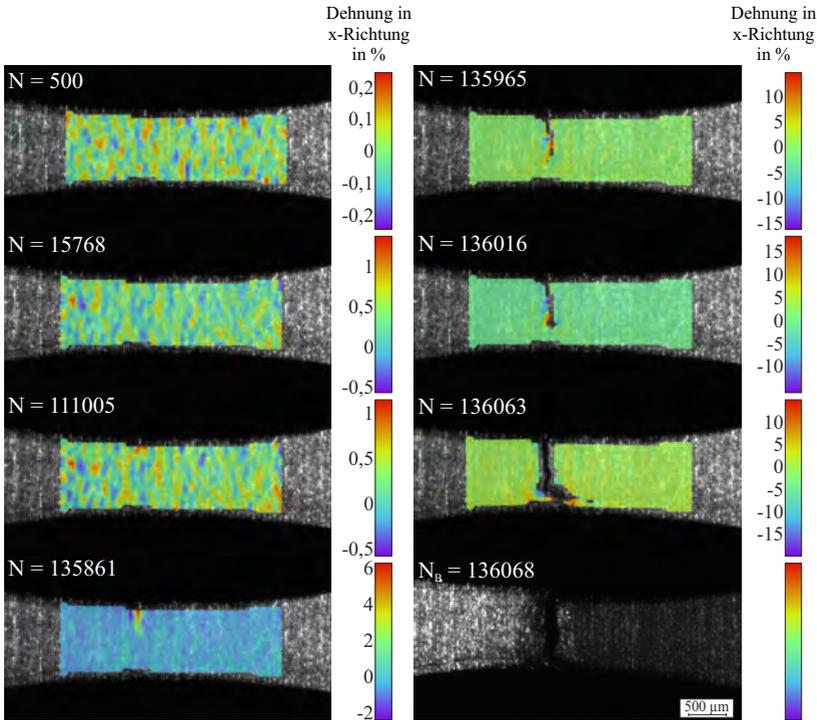


Abb. 4.18: In situ-Aufnahmen im Maximum der zyklischen Belastung einer Miniatur-Ermüdungsprobe des $\mu 47$ Werkstoffzustands mit unbearbeiteter Oberfläche mit der Dehnung aus der digitalen Bildkorrelation bei verschiedenen Zyklenzahlen ($\sigma_a = 283 \text{ MPa}$).

begrenzt auftretenden Dehnungsmaxima weiten sich zur oberen Probenkante hin auf einen deutlich größeren Bereich aus.

Im Folgenden werden die entsprechend des auf (x,y,z) -Topographiedaten basierenden Verfahrens, das in Kapitel 3.2.1 beschrieben ist, identifizierten Orte gezeigt, an denen die Topographie der Probenoberfläche die Initiierung von Ermüdungsrissen begünstigt. Diese prognostizierten Rissinitiierungsorte werden mit den Bereichen verglichen, in denen wie zuvor in Abbildung 4.18 gezeigt eine Lokalisierung der Dehnung mit Hilfe der digitalen Bildkorrelation detektiert wird, von dem ausgehend sich ein Ermüdungsriss ausbreitet und der aufgrund dessen fortan als Rissinitiierungsort bezeichnet wird.

Die Abbildungen 4.19 und 4.20 zeigen die extrahierten (x,y,z) -Kerbdaten und

die mithilfe des neu entwickelten Verfahrens ermittelten Rissinitiierungsorte für verschiedene Werkstoff- und Oberflächenzustände. Ergänzend werden Aufnahmen dieser Proben gezeigt, die während der Ermüdungsversuche im Maximum der zyklischen Belastung aufgenommen wurden und die mit den zugehörigen durch die digitale Bildkorrelation detektierte Dehnungsverteilung in Richtung der mechanischen Beanspruchung anhand einer Farbskala überlagert sind. Diese Aufnahmen zeigen die Dehnungsverteilung bei einer Zyklenzahl, bei der eine Lokalisierung der Dehnung an einer Probekante erkennbar ist.

In Abbildung 4.19 sind die Rissinitiierungsorte für eine $\mu 47u$ Probe in Abbildung 4.19a, für eine $\mu 47pf$ Probe in Abbildung 4.19b und für eine $\mu 47m10$ Probe in Abbildung 4.19c dargestellt. Die extrahierten Kerbdaten der $\mu 47u$ Probe in Abbildung 4.19a zeigen fein verteilte Vertiefungen auf der gesamten Probenoberfläche und eine Verdichtung dieser Vertiefungen an der unteren Probekante. In diesem Bereich wird anhand des neu entwickelten Verfahrens die Rissinitiierung prognostiziert. Die zugehörige Dehnungsverteilung zeigt eine Lokalisierung der Dehnung an der oberen Kante der Probe. Die extrahierten Kerbdaten der $\mu 47pf$ Probe in Abbildung 4.19b zeigen Vertiefungen in der Form kreisförmiger Linien, die in ihrer Form mit Fräsriefen übereinstimmen, und deutlich tiefere z -Werte an der gesamten unteren Probekante. Mittig an dieser Kante wird anhand der Kerbdaten der Rissinitiierungsort prognostiziert. Die Lokalisierung der Dehnung ist an der gleichen Probekante jedoch abseits der Probenmitte erkennbar. Die extrahierten Kerbdaten der $\mu 47m10$ Probe zeigen kreisrunde Linien auf der gesamten Oberfläche und deutlich tiefere z -Werte entlang einer senkrechten Linie in der Probenmitte. Der Rissinitiierungsort wird an dieser Linie an der unteren Probekante prognostiziert. Die Lokalisierung der Dehnung ist an der oberen Probekante und abseits der Probenmitte erkennbar. Der Vergleich der durch die (x,y,z) -Topographiedaten abgeleiteten Rissinitiierungsorte und der Orte, an denen tatsächlich eine Lokalisierung der Dehnung erkennbar wird, zeigt demnach für keine der drei Oberflächenzustände eine Übereinstimmung der prognostizierten mit den tatsächlichen Rissinitiierungsorten.

Abbildung 4.20 zeigt die Rissinitiierungsorte für Proben des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit plangefräster Oberfläche in Abbildung 4.20a und mit $30\ \mu\text{m}$ tiefen mikrogefrästen Kerben in Abbildung 4.20b, sowie für Proben des $\mu 2$ Werkstoffzustands mit plangefräster Oberfläche in Abbildung 4.20c und mit $10\ \mu\text{m}$ tiefen mikrogefrästen Kerben in Abbildung 4.20d. Die extrahierten Kerbdaten der $\mu 130pf$ Probe zeigen Vertiefungen entlang zweier senkrechter Linien und deutlich tiefere z -Werte an der unteren Probekante. Die Rissi-

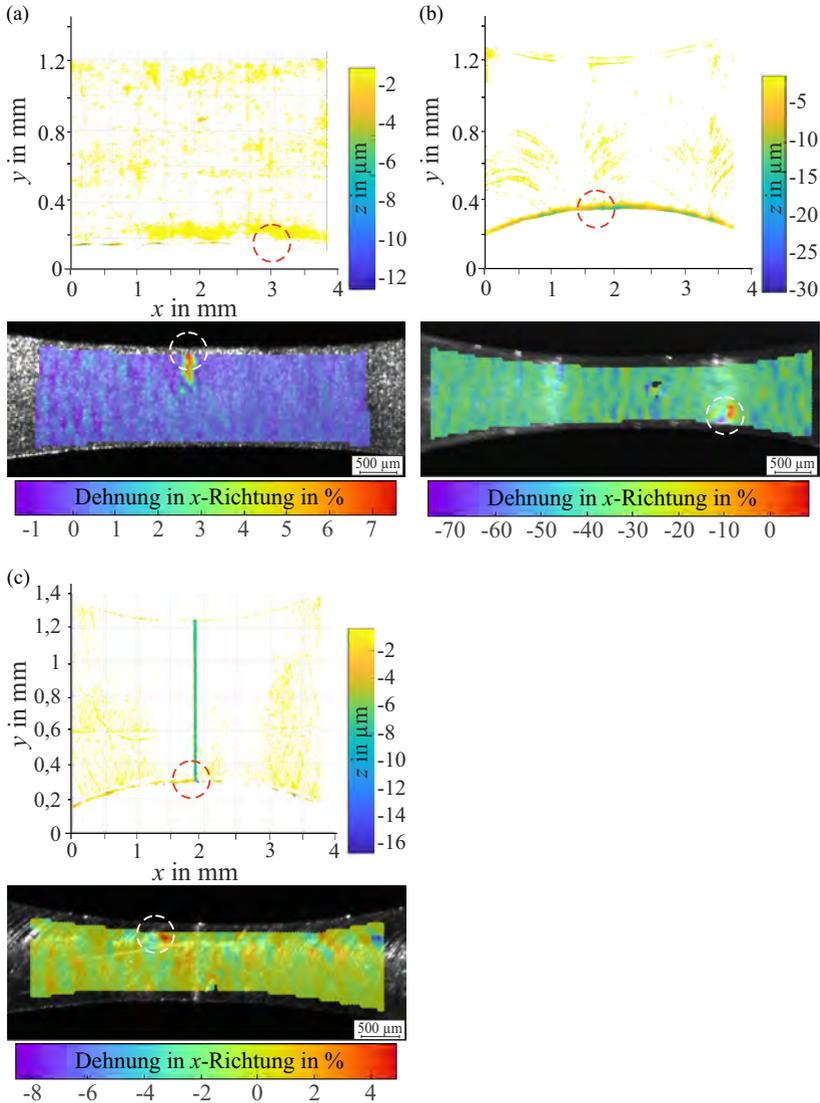


Abb. 4.19: Ergebnisse der Analyse der (x,y,z) -Topographiedaten und die zugehörigen *in situ*-Aufnahmen im Maximum der zyklischen Belastung mit der Dehnung in Beanspruchungsrichtung aus der Bildkorrelation für Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands: mit unbearbeiteter Oberfläche (a), mit plangefräster Oberfläche (b) und mit mikrogefräster $10\ \mu\text{m}$ Kerbe (c).

nitiierung ist an dieser Probenkante bei dem x -Wert zu beobachten, an dem sich die äußere der beiden senkrechten Linien befindet. Die Lokalisierung der Dehnung ist mittig an der unteren Probenkante erkennbar. Die extrahierten Kerbdaten der $\mu 130m30$ Probe zeigen Vertiefungen entlang der Probenkanten sowie in einer senkrecht verlaufenden Linie in der Probenmitte. Anhand dieser Kerbdaten wird der Rissinitiierungsort an dem Schnittpunkt zwischen der senkrechten Linie und der oberen Probenkante prognostiziert. Die Lokalisierung der Dehnung erfolgt mittig an der oberen Probenkante und demnach an dem anhand der Kerbdaten prognostizierten Rissinitiierungsort. Die extrahierten Kerbdaten der $\mu 2pf$ Probe zeigen fein verteilte Vertiefungen, die sich im Wesentlichen an den beiden Probenkanten befinden. An der unteren Kante erfolgt eine scharfe Trennung entlang einer waagerechten Linie zwischen den Bereichen ohne und mit Vertiefungen. Anhand dieser Kerbdaten wird der Rissinitiierungsort an der unteren Probenkante abseits der Probenmitte in einem Bereich, in dem sich die Vertiefungen verdichten, prognostiziert. In diesem Bereich erfolgt auch die Lokalisierung der Dehnung. Die extrahierten Kerbdaten der $\mu 2m10$ Probe zeigen Vertiefungen an den Probenkanten und in senkrecht verlaufenden Bereichen auf der Probenoberfläche. Besonders tiefe z -Werte sind entlang einer senkrechten Linie in der Probenmitte zu erkennen. Der prognostizierte Rissinitiierungsort befindet sich an dem Schnittpunkt zwischen dieser Linie und der unteren Probenkante. Die Lokalisierung der Dehnung ist in zwei senkrecht über die gesamte Oberfläche verlaufenden Bereichen abseits der Probenmitte erkennbar. Eine punktförmige Lokalisierung an einer Probenkante ist während der gesamten Lebensdauer der Probe nicht erkennbar. Bei dem Vergleich der durch die Topographiedaten abgeleiteten Rissinitiierungsorte und der Orte, an denen tatsächlich eine Lokalisierung der plastischen Dehnung eintritt, zeigen sich demnach Übereinstimmungen in zwei Fällen: für die $\mu 130m30$ Probe und für die $\mu 2pf$ Probe. Für die $\mu 130pf$ Probe stimmen der prognostizierte Rissinitiierungsort und der Bereich der Dehnungslokalisierung nicht überein. Weil für die $\mu 2m10$ Probe anhand der Bildkorrelation keine Lokalisierung der Dehnung erkennbar ist, ist diese Probe vor der zyklischen Beanspruchung und nach dem Versagen in Abbildung 4.21 gezeigt. Anhand dieser Bilder wird erkennbar, dass die Rissausbreitung nicht entlang der Bereiche erfolgte, in denen die Dehnungen lokalisiert sind, sondern entlang der eingebrachten Kerbe. Damit wird auch für diese Probe eine Übereinstimmung des prognostizierten mit dem tatsächlichen Rissinitiierungsort angenommen.

Zusätzlich zu der Prognose der Rissinitiierungsorte anhand der topographischen Daten wurde die in Kapitel 3.2.1 beschriebene PLM-Methode dazu ge-

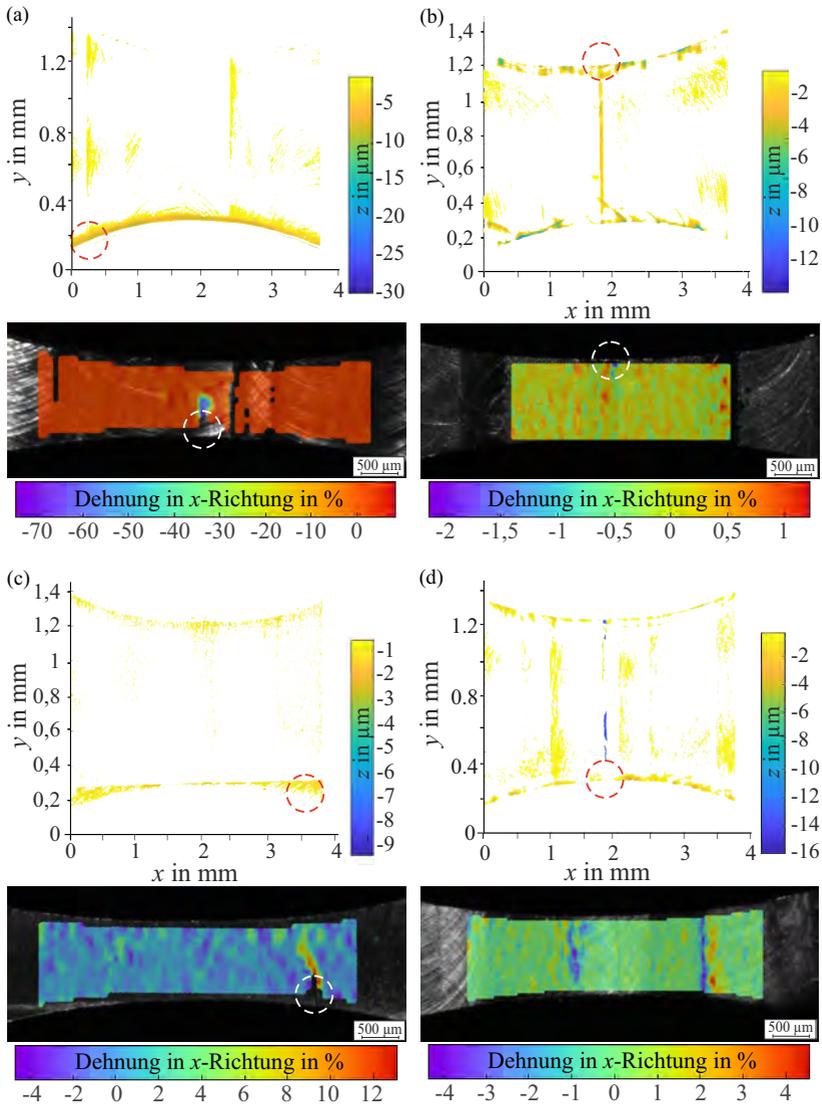


Abb. 4.20: Ergebnisse der Analyse der (x,y,z) -Topographiedaten und die zugehörigen *in situ*-Aufnahmen im Maximum der zyklischen Belastung mit der Dehnung in Beanspruchungsrichtung aus der Bildkorrelation für Proben des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit plangefräster Oberfläche (a) und mit mikrogefräster $30\ \mu\text{m}$ Kerbe (b), sowie für Proben des $\mu 2$ Werkstoffzustands mit plangefräster Oberfläche (c) und mit mikrogefräster $10\ \mu\text{m}$ Kerbe (d).

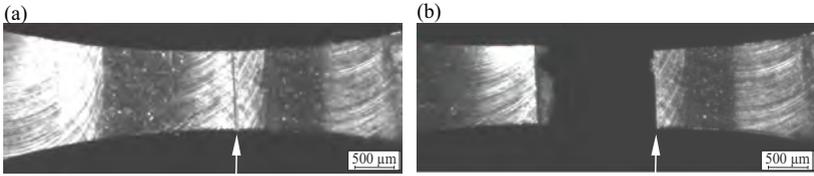


Abb. 4.21: Probe des $\mu 2$ Werkstoffzustands mit mikrogefräster $10\ \mu\text{m}$ Kerbe (vgl. Abbildung 4.20d) vor (a) und nach dem Versagen unter zyklischer Beanspruchung (b).

nutzt, den Rissausbreitungspfad im Stadium I der Ermüdungsrissausbreitung einer Probe des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit polierter Oberfläche zu analysieren. Zusätzlich zu einer PLM-Aufnahme der Probe vor der zyklischen Beanspruchung (Abbildung 4.22a), in der der Rissausbreitungspfad durch eine Linie gekennzeichnet ist, zeigt Abbildung 4.22b die gleiche Probe nach dem Versagen durch zyklische Beanspruchung. Die Abbildungen 4.22c,d zeigen die mittels der PLM-Methode ermittelten Verteilungsbilder zur Darstellung der Orientierung der kristallographischen c -Achsen. In Abbildung 4.22c ist der Winkel zwischen der kristallographischen c -Achse und der $[001]$ -Probenachse und in Abbildung 4.22d ist der Winkel zwischen der kristallographischen c -Achse und der $[100]$ -Probenachse dargestellt. Die Orientierungsverteilungsbilder enthalten ebenfalls die Linie, die den Rissausbreitungspfad markiert. Die Rissinitiierung erfolgte ausgehend von den beiden Probenkanten (siehe Pfeile). Die Rissausbreitungspfade unterscheiden sich für die linke und die rechte Probenhälfte. Im Bereich der Probenmitte sind einige Körner an der gebrochenen Probe stark verformt oder gar nicht mehr vorhanden. Bei der Untersuchung des Rissausbreitungspfades lassen sich drei Fälle unterscheiden: Körner, die glatt durchtrennt werden (z.B. Korn 2); Körner, die eine starke Verformung aufweisen (z.B. Korn 5); Körner, die überhaupt nicht durchtrennt, sondern bei der Rissausbreitung vollständig umgangen werden (z.B. Korn 16). Vergleicht man die kristallographischen Orientierungen der Körner für die drei genannten Fälle, fallen zwei Dinge auf. Zum Einen unterscheiden sich die Orientierungen der Körner 2 und 5 kaum voneinander. Der Unterschied bei diesen Körnern liegt in der Position. Korn 2 befindet sich nahe einer Probenkante während sich Korn 5 mittig auf der Probenfläche befindet. Korn 5 sollte demnach einer höheren Beanspruchung ausgesetzt gewesen sein. Zum Anderen fällt auf, dass sich die Körner 5 und 16, die sich mittig auf der Probenfläche befinden, stark in ihrer kristallographischen Orientierung unterscheiden. Die kristallographische Orientierung in Korn 16

wirkt offenbar wie ein Hindernis für den Rissfortschritt in Stadium I. In Korn 16 liegt die kristallographische c -Achse in etwa senkrecht zur Probenoberfläche, während sie in den Körnern 2 und 5 annähernd parallel dazu verläuft. Auch der Vergleich mit der kristallographischen Orientierung weiterer Körner zeigt, dass sich der Riss nicht in Körnern mit einer c -Achse, die senkrecht zur Oberfläche verläuft (z.B. Korn 17, 18) ausgebreitet hat, sondern bevorzugt in Körnern, deren c -Achsen parallel zur Oberfläche verlaufen.

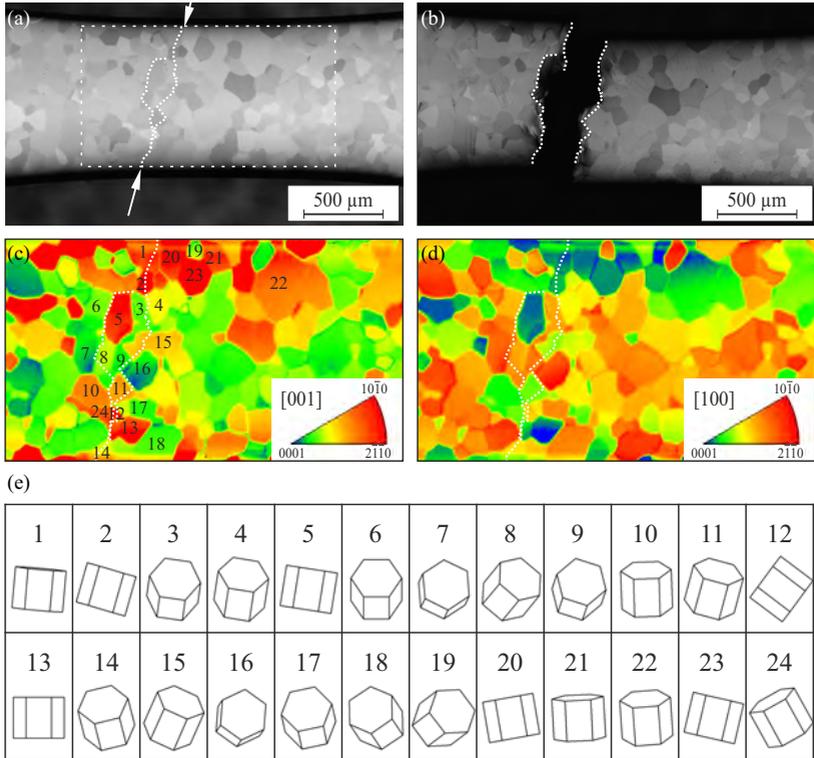


Abb. 4.22: PLM-Aufnahmen einer Probe des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit polierter Oberfläche vor (a) und nach dem Versagen unter zyklischer Beanspruchung ($\sigma_a = 176 \text{ MPa}$, $N_B = 41755$) (b) und die zugehörigen Orientierungsverteilungsbilder zur Darstellung des Winkels zwischen der c -Achse und der $[001]$ -Probenachse (c), sowie des Winkels zwischen der c -Achse und der $[100]$ -Probenachse (d) mit einer Illustration der Ausrichtung der Elementarzellen in ausgewählten Körnern (e).

5 Diskussion

Die Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen zeigen, dass Rahmenbedingungen existieren, mit denen es möglich ist, Mikrostrukturierungsprozesse zur Bearbeitung der Oberflächen von alpha-Ti anzuwenden und eine Topographie zu erzeugen, die weder einen signifikanten, durch instrumentierte Eindringversuche feststellbaren Einfluss auf die oberflächennahe Morphologie des kristallographischen Gefüges noch auf die Wechselfestigkeit eines Werkstoffzustands hat. Mit Hilfe der im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen angewendeten Prozesszonenmethoden ist es abhängig von Werkstoff- und Oberflächenzustand möglich die Reduktion der Wechselfestigkeit infolge einer Mikrostrukturierung zu prognostizieren. Darüber hinaus zeigen die Ergebnisse, dass unter gewissen Umständen mit Hilfe neu entwickelter Methoden die Prognose des Rissinitiierungsortes gelingt. Im Folgenden werden diese Ergebnisse kritisch diskutiert und die Rahmenbedingungen, unter denen kein Einfluss einer Mikrostrukturierung auf die Wechselfestigkeit eines Werkstoffzustands festgestellt werden kann, evaluiert.

5.1 Neue Methoden zur Detektion der kristallographischen Orientierung

5.1.1 Kristallographische Orientierung durch polarisierte Lichtmikroskopie

Wie die Ergebnisse in Kapitel 4.5 zeigen, liefert das neu entwickelte PLM-Verfahren Werte für die ersten beiden Euler-Winkel, die gut mit denen der etablierten EBSD-Messungen übereinstimmen. Dabei wird deutlich, dass die Genauigkeit, mit der der erste Euler-Winkel bestimmt wird, in signifikantem Maß von dem zweiten Euler-Winkel abhängt. Eine plausible Erklärung dafür ist, dass bei einer geringen Verkippung der (0001)-Ebene die Veränderung des Grautons schwach ist und die Phasenverschiebung der Grauwertentwicklung dementsprechend mit geringerer Genauigkeit bestimmt werden kann.

Das PLM-Verfahren zur Bestimmung der Ausrichtung der kristallographischen c-Achse bietet verschiedene Vor- und Nachteile gegenüber der EBSD-Analyse. Ein offensichtlicher Vorteil des EBSD-Verfahrens ist die Tatsache, dass durch sie die kristallographische Orientierung vollständig mit den drei Euler-Winkeln bestimmt wird, während mit der PLM-Methode die Ausrichtung der kristallographischen c-Achse detektierbar ist. Weiterhin weisen die Ergebnisse des PLM-Verfahrens eine 180°-Symmetrie bei der Detektion des

ersten Euler-Winkels auf. Diese ergibt sich aus der 180° -Periodizität der Grauwertentwicklung. Ein deutlicher Vorteil bei der Anwendung des PLM-Verfahrens ist, dass Oberflächen für ein EBSD-Verfahren in einer äußerst hohen Qualität vorliegen müssen, weil die Kikuchi-Linien von diversen Faktoren, wie der Topographie der Probenoberfläche, hohen Versetzungsdichten nahe der Oberfläche, oder Verzerrungen des Kristallgitters, beeinflusst werden [242]. Lichtmikroskopische Untersuchungen sind deutlich weniger sensitiv für derartige Einflussfaktoren. Ein weiterer einschränkender Faktor des EBSD-Verfahrens ist, dass es in einer Vakuumkammer durchgeführt werden muss, was für lichtmikroskopische Aufnahmen nicht notwendig ist. Somit wäre auch eine in situ Kontrolle der kristallographischen Orientierung bei der Herstellung von Bauteilen denkbar. Der größte Vorteil des PLM-Verfahrens ist die Tatsache, dass kein Kompromiss zwischen einer hohen Auflösung und der Größe des Messfeldes gefunden werden muss. Auf diese Weise werden in großen Messfeldern auch kleine Bereiche mit verschiedener Orientierung, wie beispielsweise schmale Zwillingsbänder, durch das PLM-Verfahren detektiert.

Anstatt den gemittelten Grauwert innerhalb eines Kornes zu verwenden, wie es in Kapitel 3.2.1 beschrieben ist, ist es gleichermaßen möglich, die Grauwertentwicklung für jeden Pixel zu bestimmen. Dies wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit zur Untersuchung der Ermüdungsrissausbreitung gemacht (vgl. Kapitel 4.7). Das hat einerseits den Nachteil, dass der Einfluss fehlerhafter Pixel in einem Korn nicht durch die Mittelung über den Grauwert mehrerer Pixel korrigiert wird. Andererseits wirken sich auf diese Weise nicht vollständig erkannte Korngrenzen (die an Kleinwinkelkorngrenzen auftreten können, bei denen die benachbarten Körner sich nur geringfügig in ihrem Grafton unterscheiden) nicht negativ auf das Ergebnis aus. Das bedeutet, dass eine höhere Anzahl fehlerhafter einzelner Pixel auftreten kann, während allerdings der Fehler der für größere Bereiche ermittelten kristallographischen Orientierung geringer wird. Dadurch wird das Auflösungsvermögen des PLM-Verfahrens erhöht.

5.1.2 Kristallographische Orientierung durch instrumentierte Eindringprüfung

Wie die Ergebnisse in Kapitel 4.6.1 zeigen, liefert das neu entwickelte Verfahren der instrumentierten Eindringprüfung ohne und mit Variation des Probedrehwinkels Werte für die Eindringhärte, die mit den Ergebnissen von EBSD-Messungen korrelieren. Die Ergebnisse zeigen einen eindeutigen Zusammenhang zwischen dem zweiten Euler-Winkel und der Eindringhärte in

alpha-Ti, der auch bereits in der Literatur belegt ist und der sich in guter Näherung durch eine lineare Funktion beschreiben lässt. Die geringsten Abweichungen von dem linearen Verlauf der Näherungsfunktion treten bei einem zweiten Euler-Winkel nahe 0° und nahe 90° auf. Das wird dadurch begründet, dass mit der Annäherung an diese Werte des zweiten Euler-Winkels der Einfluss der Ausrichtung der Seitenflächen des Eindringkörpers mit Bezug zu dem ersten Euler-Winkel geringer wird.

Diese Überlegungen führen direkt zu einer weiteren Erkenntnis, die sich aus den Ergebnissen der instrumentierten Eindringversuche unter Variation des Probendrehwinkels ableiten lässt. Diese Versuche zeigen, dass die Ausrichtung der Seitenflächen des Eindringkörpers, der die Form einer dreiseitigen Pyramide aufweist, bei der Eindringprüfung einen Einfluss auf die resultierende Eindringhärte hat und dass sich durch Variation des Probendrehwinkels Aussagen über den ersten Euler-Winkel treffen lassen. Die höchsten Werte der Eindringhärte werden in einem Korn detektiert, wenn eine der Seitenflächen des Eindringkörpers parallel zu den (0001)-Ebenen des Korns verläuft. Umgekehrt werden die niedrigsten Werte der Eindringhärte in den Fällen verzeichnet, in denen keine der Seitenflächen des Eindringkörpers parallel zu den (0001)-Ebenen des Korns verläuft. Diese Ergebnisse der instrumentierten Eindringprüfung weisen eine 120° -Periodizität auf, die sich direkt aus der Symmetrie der Geometrie des Eindringkörpers ergibt. In einem weiterführenden Schritt wurde gezeigt, dass sich die instrumentierte Eindringprüfung als Ergänzung des PLM-Verfahrens eignet. Mit Hilfe der Ergebnisse aus der instrumentierten Eindringprüfung unter Variation des Probendrehwinkels wurde die Problematik der 180° -Symmetrie bei der Detektion des ersten Euler-Winkels gelöst. Verdeutlicht anhand eines Beispiels bedeutet das, dass durch die Ergebnisse der instrumentierten Eindringprüfung eine Unterscheidung zwischen einem ersten Euler-Winkel von 45° und 225° gelingt. Eine Korrelation mit dem dritten Euler-Winkel ist weder mit dem PLM-Verfahren noch mit der instrumentierten Eindringprüfung feststellbar.

Einen wesentlichen Diskussionspunkt bilden die Positionen, an denen die Eindringversuche durchgeführt wurden. Um einen Einfluss durch vorhergehende Messungen auf das Messergebnis zu verhindern, wird in DIN EN ISO 14577-1 [220] empfohlen, zwischen benachbarten Messpositionen einen Mindestabstand zu wählen, bei dem fünf Eindruckdurchmesser nicht unterschritten werden. In den vorliegenden Untersuchungen sind aufgrund der Anisotropie des Werkstoffes, abhängig von der Ausrichtung der kristallographischen (0001)-Ebenen, sehr unterschiedliche Eindruckdurchmesser zu beobachten. Die größten Werte des Eindruckdurchmessers werden in Körnern mit der geringsten

Eindringhärte gemessen. Der größte zu messende Eindruckdurchmesser beträgt etwa $4\ \mu\text{m}$ und der geringste Abstand zwischen zwei benachbarten Messpositionen beträgt $5\ \mu\text{m}$. Die gewählten Abstände unterschreiten also die in [220] empfohlenen Werte deutlich. Nichtsdestotrotz wird dies für die vorliegenden Messungen als zulässig erachtet, weil kein signifikanter Unterschied zwischen den ersten Werten der Eindringhärte in einer Messreihe und den darauf folgenden Messungen beobachtet wird. In diesem Fall ist eine Unterschreitung der Mindestabstände nach [220] zulässig. Gleichmaßen wird der ebenfalls in [220] empfohlene Abstand des dreifachen Eindruckdurchmessers zu einer Grenzfläche (Korngrenze) hin unterschritten. Auch dies wird als zulässig und zwingend notwendig erachtet, weil anders die Eindringhärte von kleinen Körnern, deren Durchmesser geringer als sechs Eindruckdurchmesser ist, nicht gemessen werden dürfte. Ein Einfluss der Korngrenzen auf die Messergebnisse, der sich durch Abweichung der Messergebnisse nahe und abseits einer Korngrenze äußern müsste, ist nicht erkennbar.

5.2 Einfluss der Mikrostrukturierung auf die oberflächennahe Gefügemorphologie

Die Ergebnisse aus den instrumentierten Eindringversuchen in Kapitel 4.6.1 haben gezeigt, dass mit Ausnahme des Planfräsens, durch das eine Erhöhung der Eindringhärte bis zu einer Tiefe von $5\ \mu\text{m}$ unter der Oberfläche detektiert wird, keine signifikanten Veränderungen infolge der angewendeten Mikrostrukturierungsprozesse in den Versuchen festgestellt werden konnten. Weil die Oberfläche eine wichtige Rolle bei der Initiierung von Ermüdungsrissen spielt, sind diese Ergebnisse kritisch zu diskutieren.

Auch für diese Versuchsreihe sind die Positionen, an denen die Eindringversuche durchgeführt wurden, zu diskutieren. Wie in Kapitel 5.1.2 beschrieben ist, unterschreiten die minimalen Abstände von $5\ \mu\text{m}$ auch in diesen Versuchsreihen den in [220] empfohlenen Wert von 5 Eindruckdurchmessern deutlich. Dies wird als zulässig erachtet, weil ein geringer Abstand notwendig für eine hohe Auflösung zur Oberfläche ist und weil kein signifikanter Unterschied zwischen den ersten Werten der Eindringhärte in einer Messreihe und den darauf folgenden Messungen beobachtet wird. In diesem Fall ist eine Unterschreitung der Mindestabstände nach [220] zulässig. Gleichmaßen wird der ebenfalls in [220] empfohlene Abstand des dreifachen Eindruckdurchmessers zu einer Grenzfläche hin unterschritten. In den Untersuchungen sind Eindrücke erkennbar, die unmittelbar an eine Oberfläche angrenzen. Somit beträgt der geringste Abstand zwischen einer Messposition und der Oberfläche im Ex-

tremfall einen halben Eindruckdurchmesser. Auch dies wird als zulässig und zwingend notwendig erachtet, weil anders extrem lokalisierte Veränderungen der Gefügemorphologie unmittelbar an der Oberfläche mittels der instrumentierten Eindringprüfung nicht detektiert werden können. Andere Verfahren, wie eine Analyse mittels Transmissionselektronenmikroskop, könnten für die Detektion von mikrostrukturellen Veränderungen der Gefügemorphologie unmittelbar unter der Oberfläche eingesetzt werden. Darüber hinaus wird durch die Mikrostrukturierungsverfahren eine Erhöhung der Eindringhärte vermutet, während aufgrund eines zu geringen Abstands zu einer Oberfläche eine Verminderung der Eindringhärte zu erwarten wäre. Ein zu geringer Abstand kann demnach dazu führen, dass eine eventuelle Erhöhung der Eindringhärte nicht detektierbar ist, nicht aber zu einem fälschlicherweise detektierten Anstieg der Eindringhärte. Erhöhte Werte der Eindringhärte unmittelbar an der Oberfläche werden daher als sichere Indikatoren für eine Veränderung der Gefügemorphologie betrachtet. Bleibt dagegen die gemessene Eindringhärte zur Oberfläche hin in etwa gleich oder wird geringer, so muss dies nicht zwingend bedeuten, dass keine Veränderung der Gefügemorphologie aufgrund der Mikrostrukturierung erfolgt ist, weil eine Überlagerung der beiden Effekte, der Erhöhung der Eindringhärte infolge der Mikrostrukturierung und eine Verminderung der Härte infolge des geringen Abstands zur Oberfläche, möglich ist.

Ein weiterer Diskussionspunkt ist die Tatsache, dass durch das Planfräsen eine Erhöhung der Eindringhärte bis zu einer Tiefe von $5\ \mu\text{m}$ unter der Oberfläche detektiert wird, während infolge des Mikrofräsens keine Veränderung der Eindringhärte detektiert wird. Das wird auf die Fertigungsparametern zurückgeführt, die bei diesen beiden Mikrostrukturierungsprozessen angewendet werden (vgl. Kapitel 3.1.2). Das Planfräsen erfolgt bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $40\ \frac{\text{mm}}{\text{min}}$ und bei einer Spindeldrehzahl von $30.000\ \text{min}^{-1}$ mit einem Fräswerkzeug mit $3\ \text{mm}$ Durchmesser. Für das Mikrofräsen wird dagegen ein Fräswerkzeug mit $50\ \mu\text{m}$ Durchmesser bei einer Vorschubgeschwindigkeit von $30\ \frac{\text{mm}}{\text{min}}$ und bei einer Spindeldrehzahl von $50.000\ \text{min}^{-1}$ verwendet. Entsprechend dieser Parameter ist die pro Zeiteinheit erzeugte Oberfläche während des Planfräsens deutlich größer als während des Mikrofräsens. Die Erhöhung der Eindringhärte wird entsprechend damit erklärt, dass alpha-Ti durch eine hohe Verformungsgeschwindigkeit zur Bildung von Zwillingsbändern neigt [243]. Der Wert der Eindringhärte in den beiden Körnern wird als eine weitere mögliche Ursache dafür gesehen, dass an den beiden mikrogefrästen Kerben keine Erhöhung der Eindringhärte im Kerbgrund zu beobachten ist. Wie an den Ergebnissen an der plangefrästen Oberfläche zu sehen ist, ist

ein deutlicher Anstieg der Eindringhärte nur in dem Korn mit sehr niedriger Eindringhärte zu beobachten. Für die Körner, in die die beiden mikrogefrästen Kerben eingebracht sind, wurde ein hoher und ein mittlerer Wert der Eindringhärte gemessen.

5.3 Charakterisierung der Schädigungsentwicklung

Die Schädigungsentwicklung, die mit einer zyklischen Beanspruchung oberhalb der Wechselfestigkeit einhergeht, hängt in entscheidendem Maß von dem wechselwirkenden Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit (geometrische Kerben) und der Mikrostruktur (Gefügekerben) der alpha-Ti Miniaturproben ab. Zur Charakterisierung der Schädigungsentwicklung in Abhängigkeit von diesen Faktoren werden die Ergebnisse aus den Untersuchungen der Bruchflächen mittels REM bei der Initiierung und der Ausbreitung der Ermüdungsrisse analysiert. Zuvor liefert die Dehnungsentwicklung an der Oberfläche einer einzelnen Miniatur-Ermüdungsprobe einen Überblick über die verschiedenen Phasen der Ermüdungsschädigung.

Die Entwicklung lokaler Dehnungen an der Probenoberfläche konnte anhand einer Serie an Aufnahmen in Kapitel 4.7 mit Hilfe der digitalen Bildkorrelation gezeigt werden. Diese Bilder geben Aufschluss über die Schädigungsentwicklung der Miniatur-Ermüdungsproben während der Initiierung und Ausbreitung eines Ermüdungsrisse. Wie aus der Literatur bekannt ist, wird zu Beginn der zyklischen Beanspruchung die gesamte Oberfläche im Messbereich von geringen Dehnungen erfasst und während eines Großteils der Lebensdauer erfolgt die Lokalisierung dieser Dehnungen. Die Lokalisierung der Dehnungen und damit die Initiierung des Ermüdungsrisse erfolgt an der Probenkante, weil hier die Verformung nicht durch umgebendes Material behindert wird. Bei der Initiierung werden in einem kleinen Bereich hohe positive und negative Dehnungen in Beanspruchungsrichtung gemessen. Das bedeutet, dass eine Relativbewegung zweier benachbarter Werkstoffvolumina stattgefunden haben muss. Eine Materialtrennung entlang einer kristallographischen Ebene in einem Korn erklärt dieses Phänomen. Die sich ausgehend von diesem Bereich senkrecht zur Beanspruchungsrichtung fortsetzenden lokalen Dehnungsmaxima sowie die anschließend verbleibenden schmalen Bereiche, in denen die Dehnung nicht mehr gemessen werden kann, weisen auf die weitere Materialtrennung im Zuge des Rissfortschritts hin. Der senkrechte Verlauf ist typisch für Stadium II des Ermüdungsrissewachstums. Die hohen Dehnungswerte, die kurz vor dem Versagen der Miniatur-Ermüdungsprobe gemessen werden und sich über einen breiteren Bereich erstrecken, sind auf

einen verformungsreichen Restgewaltbruch zurückzuführen.

Die Ergebnisse der digitalen Bildkorrelation anhand einer Serie von Kameraaufnahmen an einer Miniatur-Ermüdungsprobe weisen also auf die anrissfreie Anfangsphase sowie die drei Stadien der Ermüdungsrissausbreitung hin. In diesen Stadien hängt die Schädigungsentwicklung in entscheidendem Maß von der Oberflächenbeschaffenheit und der Mikrostruktur der Miniatur-Ermüdungsproben ab. Anhand der Forschungsergebnisse aus den REM Untersuchungen in Kapitel 4.3 geht hervor, dass während der Initiierung eines Ermüdungsrisses die Oberflächenbeschaffenheit und die Mikrostruktur des Werkstoffes entscheidende Faktoren für die Schädigungsentwicklung sind, während bei der Rissausbreitung die Mikrostruktur und die Beanspruchungsamplitude von zentraler Bedeutung sind. Welche Zusammenhänge im Einzelnen festgestellt werden können, wird im Folgenden erläutert und diskutiert.

5.3.1 Rissinitiierung

Während der Initiierung eines Ermüdungsrisses sind die Oberflächenbeschaffenheit (geometrische Kerben) und die Mikrostruktur (Gefügekerben) des Werkstoffes entscheidende Faktoren für die Schädigungsentwicklung. Wie in Kapitel 2.1 geschildert ist, erfolgt nach einer anrissfreien Anfangsphase eine Lokalisierung der plastischen Verformung in den Bereichen der Oberfläche, in denen eine für das Abgleiten von Kristallbereichen kritische Schubspannung überschritten wird. Dieser Vorgang wird durch lokale Spannungsüberhöhungen begünstigt. Die vorliegenden Untersuchungen an den alpha-Ti Miniaturproben zeigen, dass sich die bevorzugten Orte der Rissinitiierung je nach Werkstoff und Oberflächenzustand voneinander unterscheiden. Das wird auf den wechselwirkenden Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit und der Mikrostruktur zurückgeführt.

Bei den Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands mit $20\ \mu\text{m}$ und $30\ \mu\text{m}$ tiefen Kerben ist die Rissinitiierung nach [9] im Kerbgrund zu beobachten. Dagegen erfolgt bei den Proben dieses Werkstoffzustands mit kleinen topographischen Merkmalen, wie der glatten Oberfläche, der plangefrästen Oberfläche und der Oberfläche mit $10\ \mu\text{m}$ tiefen Kerben, die Rissinitiierung nicht an topographischen Merkmalen. Dies lässt vermuten, dass in diesen Fällen die Rissinitiierung maßgeblich durch die Ausprägung der lokalen kristallographischen Merkmale bestimmt wird. Dementsprechend gehen die Ermüdungsrisse in der Regel von einer Probenecke aus, an der glatte, zueinander verkippte Kornflächen erkennbar sind (vgl. Abb. 4.5, 4.8). Diese Flächen weisen auf einen transkristallinen Rissfortschritt hin. In diesen Bereichen ordnen sich infolge

der zyklischen Beanspruchung Versetzungen in persistenten Ermüdungsgleitbändern an, die parallel zu den Gleitsystemen mit höchstem Schmidfaktor in einem Korn verlaufen, bis große Kristallbereiche voneinander getrennt werden und die Rissausbreitung in Stadium II einsetzt. Eine quantitative Analyse der Größenordnungen zwischen den geometrischen Kerben und den Gefügekerben für die jeweiligen Probenotypen gibt Aufschluss über deren wechselwirkenden Einfluss für diesen Werkstoffzustand. Für $\mu 47p$ Proben ist die relevante Defektgröße lediglich durch die kristallographischen Merkmale gegeben und beträgt demnach in etwa $47\mu\text{m}$. Dieser Wert wird als geometrische Kerbe für sämtliche Probenotypen dieses Werkstoffzustands verwendet. Es ist zu vermerken, dass auch der größte Wert in der Korngrößenverteilung nach Abbildung 3.2 als plausibles Maß zur Bestimmung der maßgeblichen Defektgröße herangezogen werden könnte. Weil die Wahrscheinlichkeit aber eher gering ist, dass an der Probenkante im Messbereich ein solches Korn zu finden ist, wird in der vorliegenden Betrachtung die mittlere Korngröße verwendet. Weil die Rissinitiierung stets an einer Probenkante erfolgt, wird zur Bestimmung eines plausiblen Wertes der Defektgröße eine kreisförmige Fläche, wie in Abbildung 5.1a gezeigt, angenommen. Damit berechnet sich die relevante Kornfläche zu $1735\mu\text{m}^2$ und die Defektgröße zu $\sqrt{\text{area}} = 42\mu\text{m}$. Dieser Wert der Defektgröße für die Gefügekerben gilt für sämtliche Proben dieses Werkstoffzustands. Die Dimensionen der geometrischen Kerben sind verschwindend gering. Für $\mu 47pf$ Proben besteht ein konkurrierender Einfluss zwischen den Gefügekerben und den geometrischen Kerben. Als Maß für die geometrischen Kerben wird hierbei der R_z Wert verwendet. Weil die Rissinitiierung stets an einer Probenkante erfolgt, wird zur Bestimmung dieser Defektgröße eine Fläche wie in Abbildung 5.1b gezeigt angenommen. Damit berechnet sich die Fläche für die geometrischen Kerben zu $2,8\mu\text{m}^2$ und die Defektgröße zu $\sqrt{\text{area}} = 1,7\mu\text{m}$. Die Defektgröße der Gefügekerbe übersteigt diesen Wert um ein Vielfaches. Für $\mu 47m10$ Proben besteht ebenfalls ein konkurrierender Einfluss zwischen den Gefügekerben und den geometrischen Kerben. Als Maß für die geometrischen Kerben wird hierbei die Kerbtiefe D verwendet. Die Berechnung der Defektgröße nach dem $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept erfolgt mit Gleichung 2.25. Weil die Rissinitiierung stets an einer Probenkante erfolgt, wird hier zur Bestimmung der Defektgröße eine Fläche angenommen, wie sie in Abbildung 5.1c dargestellt ist. Damit berechnet sich die Defektgröße für die geometrischen Kerben zu $\sqrt{\text{area}} = 8,9\mu\text{m}$. Auch in diesem Fall übersteigt die Defektgröße der Gefügekerbe diesen Wert deutlich. Nach Gleichung 2.25 beträgt die Defektgröße $\sqrt{\text{area}} = 31,6\mu\text{m}$. Demnach ist auch die für diesen Probenotyp maßgebliche Defektgröße durch die Gefügekerben ge-

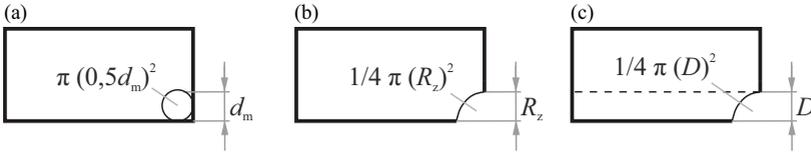


Abb. 5.1: Veranschaulichung der Definition der Flächen zur Bestimmung der Defektgrößen für Gefügekerben (a) und für geometrische plangefräste Kerben (b) sowie für geometrische mikrogefräste Kerben (c).

geben.

Wie bei den Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands erfolgt die Rissinitiierung auch bei den Proben des $\mu 130$ Werkstoffzustands in dem Bereich, der durch die Topographie hervorgerufenen Spannungsüberhöhung, sofern die topographischen Merkmale eine gewisse Größe erreichen. Das ist auch hier bei den Kerben mit $30 \mu\text{m}$ Tiefe der Fall. Bei Proben mit polierter und mit plangefräster Oberfläche erfolgt die Rissinitiierung abseits der topographischen Extremstellen wahrscheinlich an großen Körnern, die Gleitsysteme mit hohem Schmidfaktor und entsprechend eine für Versetzungsbewegungen günstige Orientierung aufweisen.

Die beiden Werkstoffzustände $\mu 47$ und $\mu 130$ unterscheiden sich in zwei Aspekten: in ihrer mittleren Korngröße und darin, dass das kristallographische Gefüge des Blechmaterials ($\mu 47$) texturbehaftet ist, während der Rundstab ($\mu 130$) keine Textur erkennen lässt. Dennoch scheinen sich die Mechanismen der Rissinitiierung nicht in signifikanter Weise voneinander zu unterscheiden.

Anders verhält es sich bei den Proben des $\mu 2$ Werkstoffzustands. Hier erfolgt die Rissinitiierung offenbar nicht an einer Probenkante, sondern zum Teil auch knapp unterhalb der Oberfläche. Schwach erkennbare Verformungsspuren in Abbildung 4.5c weisen darauf hin, dass sich der Riss ausgehend von einer Werkstoffinhomogenität in der Nähe der Probenoberfläche radial ausbreitet. Das ist bei Proben mit polierter Oberfläche zu beobachten. Derartige Inhomogenitäten sind an den Bruchflächen der anderen beiden Werkstoffzustände nicht zu finden. Sie können aus dem geringeren Reinheitsgrad dieses Werkstoffzustands resultieren. Bei den Proben mit plangefräster Oberfläche gehen die Risse von topographischen Merkmalen aus, durch die eine lokale Spannungsüberhöhung verursacht wird. Bei den Proben mit $30 \mu\text{m}$ tiefen mikrogefrästen Kerben erfolgt die Rissinitiierung entlang des Kerbgrundes.

Analog zu der Bestimmung der relevanten Defektgrößen für die Probenotypen für den $\mu 47$ Werkstoffzustand berechnen sich die Defektgrößen für die Werkstoffzustände $\mu 130$ und $\mu 2$ wie folgt. Für $\mu 130$ Proben berechnet sich die Defektgröße der Gefügekerbe zu $\sqrt{\text{area}} = 115 \mu\text{m}$. Die Defektgrößen der geometrischen Kerben berechnen sich für $\mu 130\text{pf}$ Proben zu $\sqrt{\text{area}} = 2,6 \mu\text{m}$ und für $\mu 130\text{m}30$ Proben zu $\sqrt{\text{area}} = 27 \mu\text{m}$ bzw. zu $\sqrt{\text{area}} = 95 \mu\text{m}$ nach Gleichung 2.25. Für $\mu 2$ Proben berechnet sich die Defektgröße der Gefügekerbe zu $\sqrt{\text{area}} = 1,7 \mu\text{m}$. Die Defektgrößen der geometrischen Kerben berechnen sich für $\mu 2\text{pf}$ Proben zu $\sqrt{\text{area}} = 1,7 \mu\text{m}$ und für $\mu 2\text{m}10$ Proben zu $\sqrt{\text{area}} = 8,9 \mu\text{m}$ bzw. zu $31,6 \mu\text{m}$ nach Gleichung 2.25.

Das Verhältnis zwischen den Defektgrößen ist in Abbildung 5.2 veranschaulicht. Darin sind in aufsteigender Reihenfolge für verschiedene Probenotypen das Verhältnis zwischen der Defektgröße der geometrischen Kerbe und der Gefügekerbe in logarithmischer Auftragung gezeigt. Grüne Balken kennzeichnen diejenigen Probenzustände, für die nach Kapitel 4.7 der anhand von Topographiedaten prognostizierte und der tatsächliche Ort der Rissinitiierung übereinstimmen. Das Diagramm zeigt, dass sich unabhängig vom Werkstoffzustand alle Probenotypen links von der eingezeichneten roten Strich-Linie befinden, für die die Wechselfestigkeit aufgrund der Mikrostrukturierung nicht reduziert wird. Dagegen ist für die Probenotypen, die sich rechts der roten Strich-Linie befinden, eine deutliche Wechselfestigkeitsreduktion infolge der Mikrostrukturierung zu beobachten. Die Bedingungen, unter denen eine Reduktion der Wechselfestigkeit infolge einer Mikrostrukturierung erfolgt, lassen sich demnach eindeutig und werkstoffzustandsübergreifend festlegen und entsprechend Gleichung 5.1 quantifizieren. Die Rissinitiierung ist in diesen Fällen durch mikrostrukturelle Kerben bestimmt. Für diese Probenzustände gelingt die Vorhersage des Rissinitiierungsortes (vgl. grüne Balken).

$$\sqrt{\text{area}}_{\text{geometrisch}} \geq 0,23 \cdot \sqrt{\text{area}}_{\text{mikrostrukturell}} \quad (5.1)$$

5.3.2 Rissausbreitung

Im Anschluss an die Initiierung der Ermüdungsrisse folgt das Stadium der Rissausbreitung. Die Ergebnisse der vorliegenden Untersuchung zeigen, dass in dem Stadium der Rissausbreitung der Rissinitiierungsort, die Mikrostruktur und die Beanspruchungsamplitude von entscheidender Bedeutung für die Schädigungsentwicklung sind. Dementsprechend zeigen sich anhand der SE-Bilder der Bruchflächen der Miniatur-Ermüdungsproben deutliche Unterschiede bei der Ausbreitung von Ermüdungsrissen abhängig von dem wech-

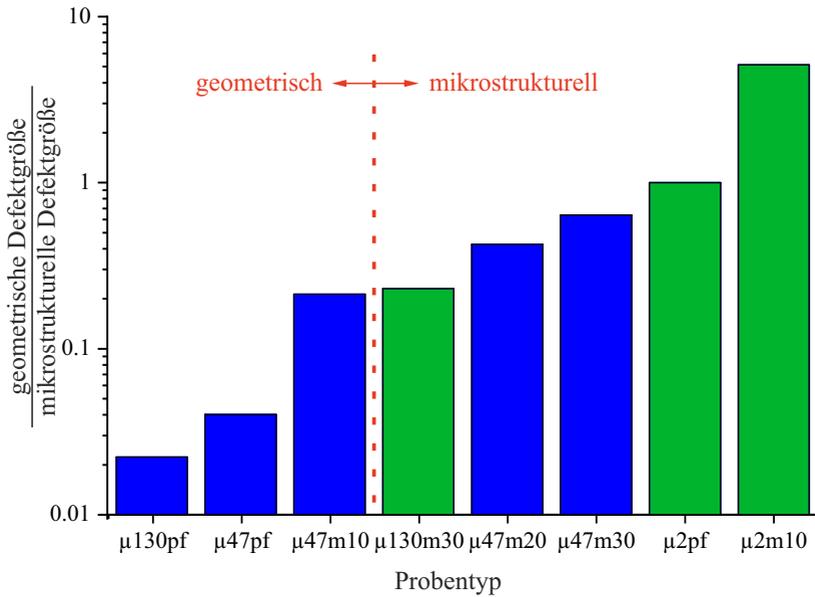


Abb. 5.2: Verhältnis zwischen geometrischer und mikrostruktureller Defektgröße für mikrostrukturierte Probentypen. Alle Zustände rechts der roten Strich-Linie zeigen eine Reduktion der Langzeitfestigkeit durch die Mikrostrukturierung der Oberfläche.

selwirkenden Einfluss von Werkstoff- und Oberflächenzustand. Diese werden im Folgenden diskutiert.

An den Bruchflächen des $\mu 47$ Werkstoffzustands sind in der Regel drei Bereiche erkennbar, die auf die verschiedenen Stadien der Rissausbreitung hinweisen. In dem ersten Bereich, der auch ohne Zweifel dem ersten Stadium der Ermüdungsrissausbreitung zuzuordnen ist, wird die Ausbreitungsrichtung stark von der lokalen Mikrostruktur beeinflusst. Die Rissausbreitung erfolgt vorwiegend schubspannungskontrolliert entlang von persistenten Ermüdungsgleitbändern. Die Flächen, deren Dimensionen der mittleren Korngröße dieses Werkstoffzustands entsprechen, weisen auf einen Rissfortschritt entlang kristallographischer Ebenen hin, wie in Kapitel 5.3.1 erläutert ist. Sie werden durch die Flächen, entlang derer die Materialtrennung in einem Korn in Stadium I des Risswachstums erfolgte, gebildet. Die in diesen Bereichen auftretenden Flussmuster markieren die Stufen aufeinander treffender Flächen. Der Anteil von Stadium I an der gesamten Bruchfläche in Abbildung 4.5a beträgt etwa 33%. Der Übergang in den zweiten Bereich erfolgt zwischen sechs und neun erkennbaren Körnern. In dem zweiten Bereich ist kein Einfluss der Mikrostruktur erkennbar. Die Rissausbreitung erfolgt transkristallin und vorwiegend normalspannungskontrolliert senkrecht zur Beanspruchungsrichtung. Dies weist auf das Stadium II der Rissausbreitung hin. Bei erhöhter Beanspruchungsamplitude erfolgt der Übergang in diesen Bereich der transkristallinen Rissausbreitung bei kleineren Werten der Risslänge. Diese Beobachtung lässt sich durch die in [131] getroffene Annahme stützen, dass die Rissausbreitung, sobald die plastische Zone vor der Rissspitze mehr als einen, bzw. zwei [244], Korndurchmesser und damit mehr als $47 \mu\text{m}$ beträgt, unabhängig von der Mikrostruktur wird. Gleichung (5.2) gibt eine Berechnungsformel für die plastische Zone bei ebenem Spannungszustand (ESZ), der an einer Risspitze im Inneren eines Bauteils vorliegt, und ebenem Verformungszustand (EVZ), der an einer Risspitze an der Bauteiloberfläche vorliegt, an. [245]

$$\omega_{\text{ESZ}} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{K_{\text{I}}}{R_{\text{p}0,2}} \right)^2 \quad (5.2)$$

$$\omega_{\text{EVZ}} = \frac{(1 - 2\nu)^2}{\pi} \left(\frac{K_{\text{I}}}{R_{\text{p}0,2}} \right)^2 \quad (5.3)$$

Die plastische Zone berechnet sich nach Gleichung 5.2 für die in Abbildung 4.8a und b gezeigten Bruchflächen zu $273 \mu\text{m}$ und $209 \mu\text{m}$. Diese Werte liegen deutlich über dem mittleren Korndurchmesser. Die sich fächerförmig

ausbreitenden Strähnen deuten auf eine Rissausbreitung mit höherer Geschwindigkeit in Stadium II hin. Die Bruchflächen in dem dritten Bereich zeigen eindeutig einen duktilen transkristallinen Bruch mit Wabenbildung. Eine solche verformungsreiche Restgewaltbruchfläche kann entstehen, wenn ein Werkstoff Teilchen enthält, an denen sich Versetzungen aufstauen, die zu einer lokalen Materialtrennung führen. In diesen Bereichen bilden sich Hohlräume, die nach dem Bruch der Verbindungsstege als Waben erkennbar werden. Typischerweise weisen Ermüdungsbruchflächen einen glatten Bereich mit transkristallinem Risswachstum in Stadium II der Rissausbreitung auf. Jedoch sind in keinem der drei Bereiche Anzeichen für eine solche glatte Ermüdungsbruchfläche zu finden. Das kann auf eine hohe Duktilität des Werkstoffes zurückzuführen sein.

Wie in Kapitel 4.3 erläutert ist, sind auf den Bruchflächen der Proben des $\mu 130$ Werkstoffzustands lediglich zwei Bereiche zu unterscheiden. Der erste Bereich entspricht in seiner Erscheinung dem der Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands und unterscheidet sich lediglich in der Größe der erkennbaren zueinander verkippten Flächen. Das ist zu erwarten, weil dieser Werkstoffzustand einen deutlich höheren Wert der mittleren Korngröße aufweist, und eine Fläche durch die persistenten Ermüdungsgleitbänder in einem Korn gebildet wird, entlang derer dieses Korn im Stadium I des Risswachstums getrennt wurde. Der Anteil von Stadium I an der gesamten Bruchfläche in Abbildung 4.5b beträgt etwa 79 %. Der Übergang in den zweiten Bereich erfolgt nach sieben bis zehn erkennbaren Körnern. Der vergleichsweise deutlich größere Anteil, den dieses Stadium I auf der Bruchfläche für diesen Werkstoffzustand einnimmt, ist ebenfalls durch die mittlere Korngröße zu erklären. Wie bereits erläutert, konnte ein Zusammenhang zwischen der Risslänge, bei der der Übergang vom ersten in das zweite Stadium des Risswachstums erfolgt, und dem Korndurchmesser festgestellt werden [129–131]. Aufgrund der hohen mittleren Korngröße kann es für diesen Werkstoffzustand dazu kommen, dass sich mehrere Risse in Stadium I an verschiedenen Ecken einer Probe bilden und anschließend in einem kleinen verbleibenden Restquerschnitt durch einen Gewaltbruch zum Versagen der Probe führen, statt dass sich ein einzelner dieser Risse mit der größten Risslänge im Werkstoff ausbreitet. Die beiden in Abbildung 4.9a an verschiedenen Probenecken initiierten Risse würden sich wohl weiter in Stadium I ausbreiten, wenn die Beanspruchung aufgrund des zweiten Risses in dem verbleibenden Restquerschnitt nicht so hoch wäre, dass die Risse in einem duktilen Restgewaltbruch in der Probenmitte zusammenwachsen. Entsprechend des enormen Anteils, den Stadium I an der Bruchfläche einnimmt, wird nur ein kleiner Anteil des zweiten und ein ver-

schwindend geringer Anteil des dritten Stadiums beobachtet, wie sie für die Bruchflächen des $\mu 47$ Werkstoffzustands detailliert beschrieben sind.

Im Gegensatz zu den grobkörnigen Werkstoffzuständen weisen die Bruchflächen der Proben des $\mu 2$ Werkstoffzustands einen deutlich erkennbaren Anteil einer glatten Morphologie auf, wie sie typisch für einen sich transkristallin und verformungsarm ausbreitenden Riss und Stadium II der Ermüdungsrissausbreitung ist. In diesem Bereich breitet sich der Riss normalspannungskontrolliert senkrecht zur Beanspruchungsrichtung aus. Schwach erkennbare Verformungsspuren deuten die Rissausbreitungsrichtungen an. Im Fall der Rissinitiierung an einer Werkstoffinhomogenität wie in Abbildung 4.5 erfolgt die Rissausbreitung radial und im Fall der Initiierung an topographischen Merkmalen erfolgt die Rissausbreitung senkrecht zur Probekante wie in Abbildung 4.7. Auch die sich anschließende Restgewaltbruchfläche weist nur geringfügige Verformungsspuren auf. Das weist auf eine hohe Rissausbreitungsgeschwindigkeit während dieses Stadiums der Rissausbreitung hin.

5.4 Rahmenbedingungen für die Reduktion der Wechselfestigkeit

Bei der Betrachtung der im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen experimentell ermittelten Wechselfestigkeitswerte wird erkennbar, dass diese nicht zwingend durch eine Mikrostrukturierung der Oberfläche und damit durch das Einbringen von Kerben reduziert werden. Die Reduktion der Wechselfestigkeit erfolgt unter gewissen Rahmenbedingungen, die im Folgenden aus den Untersuchungsergebnissen abgeleitet und diskutiert werden. Zur Festlegung der Rahmenbedingungen eignen sich mathematische Beschreibungen, mit denen der Einfluss durch die verschiedenen Faktoren quantifiziert werden kann. Basierend auf den Ergebnissen aus den Schwingfestigkeitsversuchen wird im Folgenden der Einfluss der Probengröße, der mittleren Korngröße und der Topographie der Miniatur-Ermüdungsproben mathematisch beschrieben und diskutiert.

5.4.1 Mittlere Korngröße und Probengröße

Grundlage für die Diskussion des Einflusses der mittleren Korngröße und der Probengröße auf die Wechselfestigkeit von α -Ti bilden die Literaturwerte, die in Kapitel 2.1.2 in Abbildung 2.4 dargestellt sind. Im Folgenden werden die im Rahmen der vorliegenden Arbeit experimentell bestimmten Wechselfestigkeitswerte von glatten Proben in Relation zu diesen an Proben mit

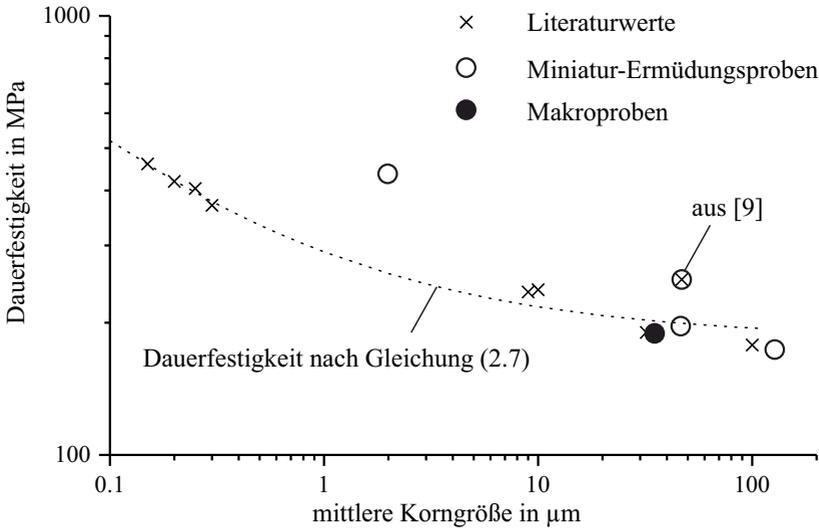


Abb. 5.3: Dauerfestigkeit als Funktion der mittleren Korngröße aus der Literatur [77–80, 82] sowie die Kennlinie nach Gleichung 2.7 mit $k = 106 \text{ MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$ und $\sigma_0^{\alpha-Ti} = 185 \text{ MPa}$ und die experimentell ermittelten Werte.

Standardgeometrie ermittelten Ergebnissen gesetzt.

Aus den Schwingfestigkeitsversuchen resultiert für die drei Werkstoffzustände, aus denen Miniaturproben mit polierter Oberfläche hergestellt und geprüft wurden, eine Wechselfestigkeit von 197 MPa, 175 MPa und 440 MPa für die Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands, des $\mu 130$ Werkstoffzustands und des $\mu 2$ Werkstoffzustands. Diese Werte zeigen erwartungsgemäß eine Verringerung der Wechselfestigkeit mit steigender Korngröße (vgl. Abb. 5.3). Quantitativ lässt sich diese Verringerung mit Hilfe der Hall-Petch Beziehung nach Gleichung 2.7 mit $k = 106 \text{ MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$ und $\sigma_0^{\alpha-Ti} = 185 \text{ MPa}$ beschreiben. Abbildung 5.3 zeigt, dass die experimentell bestimmte Wechselfestigkeit der Werkstoffzustände $\mu 47$ und $\mu 130$ gut mit den Literaturwerten übereinstimmt, während die Wechselfestigkeit des Werkstoffzustands $\mu 2$ deutlich von der Kennlinie abweicht. Das wird auf das Verfahren zur Bestimmung der mittleren Korngröße und auf den Einfluss der Probengröße zurückgeführt, wie nachfolgend beschrieben ist.

Der durch Gleichung 2.7 quantitativ beschriebene Einfluss der mittleren Korngröße basiert auf Literaturwerten für die Dauerfestigkeit, die an Proben mit herkömmlicher Probengröße ermittelt wurden. Demnach berechnet sich

die Wechselfestigkeit für die drei alpha-Ti Werkstoffzustände zu 200 MPa ($d_m = 47 \mu\text{m}$), 194 MPa ($d_m = 130 \mu\text{m}$) und 260 MPa ($d_m = 2 \mu\text{m}$). Für den $\mu 2$ Werkstoffzustand geht mit der Reduktion der Probengröße offenbar eine Erhöhung der Wechselfestigkeit einher. Dieser Sachverhalt ist auch in der Literatur beschrieben und wird auf einen statistischen Größeneffekt zurückgeführt. Demnach steigt mit wachsender Probenoberfläche auch die Wahrscheinlichkeit dafür, dass an dieser Oberfläche ein Bereich mit die Rissinitiierung begünstigenden kristallographischen Merkmalen, wie Einschlüssen oder großen Körnern mit einem Gleitsystem mit hohem Schmidfaktor vorliegt. Beispielsweise befindet sich in jedem zyklisch beanspruchten Bauteil eine gewisse Menge an Rissinitiierungsorten, deren Anzahl mit steigender Bauteilgröße zunimmt. Mit steigender Zahl der Rissinitiierungsorte geht gleichzeitig ein Anstieg der Wahrscheinlichkeit einher, dass die Bauteiloberfläche einen Rissinitiierungsort aufweist, an dem der Schwellenwert für die Langrissausbreitung ΔK_{th} überschritten wird. [246–250]

Entsprechend dieser Ausführungen besteht die Möglichkeit, dass im Fall der Miniatur-Ermüdungsproben des $\mu 2$ Werkstoffzustands im Vergleich zu Makroproben des gleichen Werkstoffzustands die Wahrscheinlichkeit geringer ist, dass an den Kanten, an denen die Rissinitiierung stattfindet, große Körner mit einer die Rissausbreitung in Stadium I begünstigenden Orientierung, also mit einem Gleitsystem mit hohem Schmidfaktor, vorhanden sind. Hier besteht der größte Unterschied zwischen dem hohen experimentell ermittelten Wert der Wechselfestigkeit und der durch die Hall-Petch Beziehung prognostizierten Wechselfestigkeit beinahe um den Faktor zwei. Es ist in Betracht zu ziehen, dass dieser Unterschied auf die Verringerung der Probengröße zurückzuführen ist. Außerdem ist die Möglichkeit in Betracht zu ziehen, dass die Differenz zwischen der prognostizierten und der experimentell ermittelten Wechselfestigkeit mit der Korngrößenbestimmung zusammenhängt. Bei der Betrachtung der PLM-Aufnahme des kristallographischen Gefüges dieses $\mu 2$ Werkstoffzustands in Abbildung 3.2d, anhand dessen die Bestimmung der Korngröße erfolgte, werden die starken Verformungen deutlich, die bei der mehrfachen plastischen Deformation bei der Herstellung in dem ECAP-Prozess entstehen. Aufgrund dieser Verformungen ist die Bestimmung der mittleren Korngröße im Vergleich zu den grobkörnigen Werkstoffzuständen erschwert und es bleibt zu vermerken, dass die mittlere Korngröße in diesem Fall deutlich überschätzt worden sein könnte, wodurch folglich die Wechselfestigkeit unterschätzt wurde. Gestützt wird diese Vermutung durch Betrachtung des Orientierungsverteilungsbildes in Abbildung 3.4d. Darin weisen wenige Körner eine Größe von mehr als $1 \mu\text{m}$ auf, während der Großteil der

Bereiche mit gleicher Orientierung deutlich kleiner ist.

Ein weiterer Diskussionspunkt ist die Tatsache, dass sowohl für $\mu 130p$ Proben als auch für $\mu 47p$ Proben trotz der geringen Probengröße etwas geringere Werte für die Wechselfestigkeit ermittelt wurden, als durch die Hall-Petch Beziehung zu erwarten ist. Das wird besonders für $\mu 130p$ Proben auf den hohen Wert der mittleren Korngröße zurückgeführt. Betrachtet man das Verhältnis zwischen der mittleren Korngröße und der Querschnittsfläche im Messbereich von etwa $0,6 \text{ mm}^2$, zeigt sich, dass sich innerhalb des maximal beanspruchten Werkstoffvolumens nur wenige Körner befinden. Daher besteht die Möglichkeit, dass die Bestimmung der Wechselfestigkeit aus statistischen Gründen erschwert ist, oder dass die Wechselfestigkeit sogar durch ein einzelnes großes Korn mit einer für die Rissausbreitung in Stadium I günstigen Orientierung bestimmt ist, durch das eventuell sogar der Schwellenwert für die Langrissausbreitung ΔK_{th} überschritten wird, und nicht durch einen Bereich, in dem sich mehrere durch ihre Orientierung die Rissausbreitung in Stadium I begünstigende Körner befinden. Die Betrachtung der Schädigungsentwicklung in Kapitel 5.3 für diesen Werkstoffzustand weist auf einem Großteil der Bruchfläche auf eine Rissausbreitung in Stadium I hin. Das führt zu der Schlussfolgerung, dass auch bei Beanspruchungsamplituden, mit denen der Schwellenwert für die Langrissausbreitung nicht erreicht oder überstiegen würde, aufgrund der Querschnittsverminderung eine höhere Spannungsamplitude und damit eine weitere Rissausbreitung und schließlich das Versagen der Probe eintritt. Als logische Konsequenz wird aufgrund dieses Mechanismus, der in Konkurrenz zu dem statistischen Größeneinfluss nach Weibull steht, die Wechselfestigkeit reduziert. Selbst wenn der Schwellenwert für die Langrissausbreitung nicht aufgrund der Querschnittsverminderung überschritten wird, weisen die REM Aufnahmen der Ermüdungsbruchflächen darauf hin, dass zumindest der geringere Schwellenwert für die Ausbreitung mikrostrukturell kurzer Risse überschritten wird und der Riss in Stadium I wächst, bis die aufgeprägte Beanspruchungsamplitude nach der Trennung des Werkstoffes in dem verbleibenden Restquerschnitt zum Versagen der Probe führt. Dafür spricht, dass beinahe kein Risswachstum in Stadium II für diesen Werkstoffzustand beobachtet werden kann.

Die für die Makroproben des $\mu 36$ Werkstoffzustands ermittelte Wechselfestigkeit beträgt 190 MPa . Vergleicht man diesen Wert mit der Wechselfestigkeit von 203 MPa , die sich aus der Hall-Petch Beziehung nach Gleichung 2.7 mit $d_m = 36 \mu\text{m}$ ergibt, zeigt sich ein geringer Unterschied zu den Literaturwerten.

Zur Quantifizierung des statistischen Größeneinflusses wird Gleichung 5.4

nach [246] angewendet.

$$\frac{\sigma_{a,1}}{\sigma_{a,2}} = \left(\frac{V_2}{V_1} \right)^{\frac{1}{m_W}} \quad (5.4)$$

Dabei ist m_W der statistische Exponent und $\sigma_{a,1}$ und $\sigma_{a,2}$ sind Spannungsamplituden, die für Proben mit verschiedenem Volumen V_1 und V_2 bestimmt werden. Für die Spannungsamplituden $\sigma_{a,1}$ und $\sigma_{a,2}$ werden die experimentell ermittelten Wechselfestigkeiten der $\mu 47$ Miniaturproben und der $\mu 36$ Makroproben und für V_1 und V_2 die zugehörigen Volumina im Messbereich eingesetzt. Letztere berechnen sich aus den technischen Zeichnungen in den Abbildungen 3.5 und 3.6 zu $0,25 \text{ mm}^3$ und 240 mm^3 . Auf diese Weise berechnet sich der statistische Exponent $m_W = 190$. Dabei bleibt die Frage offen, ob dieser hohe Wert, der einen geringen Einfluss der Probengröße auf die Wechselfestigkeit bedeutet, aus der zuvor aufgestellten Annahme resultiert, dass für den $\mu 47$ die konkurrierenden Mechanismen zwischen der Verminderung der Probengröße und dem hohen Anteil des Stadiums I Risswachstums resultiert. Nichtsdestotrotz wurden mit Hilfe dieses Exponenten die Unterschiede zwischen der Wechselfestigkeit, die experimentell für die Miniaturproben bestimmt wurde, und den durch die Hall-Petch Beziehung gegebenen Werten berechnet. Auf diese Weise erhält man die in Tabelle 5.1 aufgeführten Werte für die Wechselfestigkeit von Miniaturproben für die Werkstoffzustände $\mu 47$, $\mu 130$ und $\mu 2$. Die Ergebnisse zeigen erwartungsgemäß, dass die durch Gleichung 5.4 prognostizierte Steigerung der Wechselfestigkeit durch die Miniaturisierung der Ermüdungsproben für den $\mu 47$ Werkstoffzustand gut mit dem experimentellen Wert übereinstimmt, weil diese Daten als Grundlage für die Bestimmung des statistischen Exponenten m_W verwendet wurden. Ebenfalls erwartungsgemäß wird für den $\mu 130$ Werkstoffzustand, mit Gleichung 5.4 ein geringfügig höherer Wert ermittelt, weil der experimentell bestimmte Wert geringer ist als durch die Hall-Petch Beziehung für Proben mit Standardgröße zu erwarten wäre. Dagegen wird die Steigerung der Wechselfestigkeit aufgrund der Miniaturisierung der Ermüdungsproben für den $\mu 2$ Werkstoffzustand mit Gleichung 5.4 und $m_W = 190$ deutlich unterschätzt. Das wird auf zwei Faktoren zurückgeführt: zum Einen auf die Tatsache, dass sich die Schädigungsmechanismen für diesen Werkstoffzustand, für den beinahe kein Risswachstum in Stadium I zu beobachten ist, grundlegend von denen der Werkstoffzustände $\mu 47$ und $\mu 130$ unterscheiden; zum Anderen darauf, dass die mittlere Korngröße für diesen Werkstoff überschätzt wurde, was den Unterschied zwischen der experimentell ermittelten Wechselfestigkeit und der

Tab. 5.1: Experimentell bestimmte Wechselfestigkeiten im Vergleich zu der Wechselfestigkeit nach Abbildung 2.4 (Hall-Petch) mit $k = 106 \text{ MPa}\sqrt{\mu\text{m}}$ und $\sigma_0^{\alpha\text{-Ti}} = 185 \text{ MPa}$ sowie zu der Wechselfestigkeit nach Gleichung 5.4 (Weibull) mit $m_W = 29,4$.

Werkstoffzustand	σ_w^{Exp} in MPa	$\sigma_w^{Abb.2.4}$ in MPa	$\sigma_w^{Gl.5.4}$ in MPa
$\mu 2$	440	260	269
$\mu 36$	190	203	-
$\mu 47$	197	200	207
$\mu 130$	175	194	201

Wechselfestigkeit nach Gleichung 2.7 vermindert.

5.4.2 Topographie und Kerben

Für die Überprüfung der Hypothese, dass sich die Reduktion der Wechselfestigkeit infolge einer Mikrostrukturierung von deren Oberflächen prognostizieren lässt, eignen sich verschiedene Verfahren, die in Kapitel 2.3 erläutert sind. Das sind im Wesentlichen:

- Konzepte, die auf der Kerbformzahl basieren (Gl. 2.17, 2.20 und 2.24)
- das $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept nach Gleichung 2.27,
- sowie die PM und die LM, die unter dem Begriff der Prozesszonenmethoden eingeordnet werden.

Zusätzlich wird für die vorliegende Untersuchung auch die Möglichkeit in Betracht gezogen, dass der Einfluss der Kerben dem kurzer Risse nach Gleichung 2.14 entspricht. Die Herausforderung bei der Prognose der Wechselfestigkeit mikrostrukturierter Miniaturproben liegt in zwei Faktoren: die Tiefe der Kerben liegt in der gleichen Größenordnung wie die mittlere Korngröße der untersuchten α -Ti Werkstoffzustände; die Geometrie der Mikrostrukturen entspricht keiner Standardgeometrie und die Kerbradien variieren. Aufgrund dessen wurden von den in Betracht gezogenen Methoden lediglich die von den Kerbformzahlen unabhängigen Methoden angewendet. Dieser Sachverhalt wird nachfolgend erörtert. Anschließend werden die aus den Prozesszonenmethoden resultierenden Ergebnisse im Vergleich zu den experimentell ermittelten Wechselfestigkeiten diskutiert.

Eine Prognose basierend auf Kerbformzahlen ist für die vorliegenden Unter-

Tab. 5.2: Ergebnis einer FEM Analyse zur Bestimmung der Kerbformzahl an mikrogefrästen rechteckigen Kerben mit $20\mu\text{m}$ Tiefe nach [182].

ρ in μm	K_t
0,5	6,95
1	5,02
2	3,76

suchungen nicht anwendbar, weil hier eine Bestimmung der Kerbformzahlen nicht möglich ist. Der Grund dafür liegt in der Geometrie der durch die Mikrostrukturierungsverfahren eingebrachten topographischen Merkmale. Als Beispiel betrachte man dazu die Kerbformzahl für eine mikrogefräste rechteckige Kerbe, wie sie in Abbildung 4.16c,d gezeigt ist. Maßgeblich für die maximal im Kerbgrund auftretende Spannung und damit für die Kerbformzahl dieser Kerben sind deren Radien. Diese Radien können allerdings stark variieren. Gründe dafür sind zum Beispiel der Verschleiß des Mikrofräswerkzeugs, oder eine durch die anisotropen mechanischen Eigenschaften des alpha-Ti hervorgerufene bessere oder schlechtere Zerspanbarkeit innerhalb eines Kornes (vgl. [251]). In [182] werden verschiedene Kerbradien angenommen, die realistisch für den Fall einer rechteckigen mikrogefrästen Kerbe sind. Mittels FEM wurden die maximal im Kerbgrund auftretenden Spannungen und damit die Kerbformzahlen berechnet. Die Werte sind in Tabelle 5.2 aufgelistet. Der Vergleich der Kerbformzahlen zeigt, dass diese sich beinahe um den Faktor zwei unterscheiden. Entsprechend sind auch die in Kapitel 2.1.1 erläuterten Methoden zur Berechnung der Kerbformzahl für mikrogefräste scharfe rechteckige Kerben nicht anwendbar.

Das Gleiche gilt auch für den Fall der durch Planfräsen erzeugten topographischen Merkmale, deren Radien im Kerbgrund sich stark unterscheiden können. Für beide Fälle, die mikrogefrästen rechteckigen Kerben und die durch das Planfräsen erzeugten scharfen Kerben, ist daher die Herangehensweise über die Prozesszonenmethoden sinnvoll.

Für eine übersichtliche Darstellung der Ergebnisse aus den Schwingfestigkeitsversuchen an Miniaturproben aus Kapitel 4.1 und den prognostizierten Wechselfestigkeiten aus Kapitel 4.4 sind diese in den Abbildungen 5.4 - 5.6 in Diagrammen nach Kitagawa verzeichnet. Die Abszisse wird mit dem Begriff Defektgröße deklariert. Als Defektgröße gelten: die Kerbtiefe bzw. der R_z

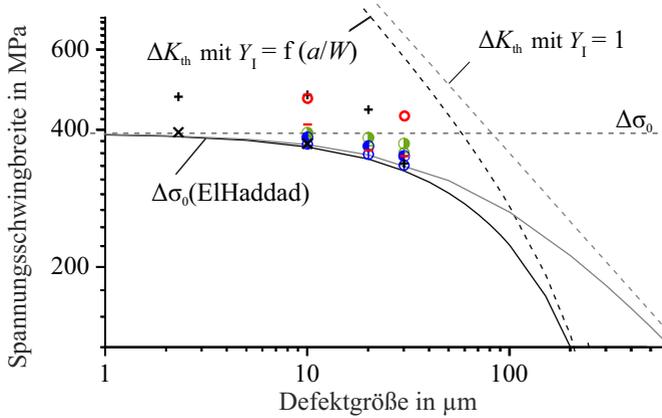
Wert für mikrostrukturierte Oberflächen oder die Risslänge unter Annahme anrissbehafteter Oberflächen. In den Diagrammen sind Werte der Spannungsschwingbreite als Funktion der Defektgröße doppelt logarithmisch aufgetragen. Die drei Diagramme sind den drei verschiedenen Werkstoffzuständen, für die im Rahmen dieser Arbeit Miniatur-Ermüdungsproben gefertigt und geprüft wurden, zuzuordnen. Jedes der Diagramme enthält die experimentell ermittelte Schwingbreite der Wechselfestigkeit für den polierten Oberflächenzustand in Form einer horizontal verlaufenden Linie. Eine diagonal verlaufende Linie kennzeichnet die Schwingbreite des Schwellenwertes für die Langrissausbreitung nach Gleichung 2.12 mit $Y = 1$ und eine weitere Kurve, die für geringe Werte der Defektgröße parallel zu dieser Geraden verläuft, kennzeichnet die Schwingbreite des Schwellenwertes für die Langrissausbreitung nach Gleichung 2.12 mit $Y = f(\frac{a}{W})$ nach Gleichung 2.11. Zwei weitere Kennlinien beschreiben die Kurzrissausbreitung nach ElHaddad entsprechend Gleichung 2.14 mit den Geometriefaktoren $Y = 1$ und $Y = f(\frac{a}{W})$. Diese Kennlinien nehmen für geringe Werte der Defektgröße den Wert der Wechselfestigkeit für eine glatte Probenoberfläche an und nähern sich bei hohen Werten der Defektgröße der Kennlinie, die den Schwellenwert für die Langrissausbreitung beschreibt. Zusätzlich zu den experimentell ermittelten Wechselfestigkeiten für die mikrostrukturierten Oberflächenzustände enthalten die drei Diagramme auch die anhand der Prozesszonen-Methoden prognostizierten Wechselfestigkeiten.

Abbildung 5.4 zeigt die Schwingbreiten der Wechselfestigkeit für die Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands. Zusätzlich zu den experimentell in der vorliegenden Untersuchung und in [9] ermittelten Wechselfestigkeiten (vgl. Kapitel 4.1) und den aus der PM und der LM abgeleiteten Wechselfestigkeiten (vgl. Kapitel 4.4) enthält das Diagramm auch Werte der Wechselfestigkeit, die in [182] mithilfe der PM und der LM unter Anwendung einer FEM-Analyse bestimmt wurden. Das Diagramm zeigt, dass die im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen experimentell ermittelte Schwingbreite der Wechselfestigkeit der Proben mit plangefräster Oberfläche und der Proben mit $10 \mu\text{m}$ tiefen Kerben mit der Schwingbreite der Wechselfestigkeit der polierten Proben übereinstimmen. Die Wechselfestigkeiten aus [9] sind bei vergleichbaren Oberflächenzuständen deutlich höher. Das wird auf die unterschiedliche Probengeometrie zurückgeführt, die für die Untersuchungen in [9] verwendet wurde und auf die dort beschriebene Tatsache, dass die Rissinitiierung für diese Proben nicht im Messbereich sondern am Radienübergang hin zu den Spannflächen der Miniaturproben erfolgte, was auf eine Spannungsüberhöhung im Radienübergang zurückgeführt wurde. Durch die Rissinitiierung

im Radienübergang wirkt sich die damit veränderte Querschnittsfläche auf den ermittelten Wert der Wechselfestigkeit aus. Die experimentell ermittelten Wechselfestigkeiten aus der vorliegenden Untersuchung stimmen in etwa mit den durch die Kurzrissausbreitung nach Gleichung 2.14 beschriebenen Kennlinien überein. Der Einfluss flacher Kerben ist offenbar mit dem Einfluss kurzer Risse vergleichbar. Das wird darauf zurückgeführt, dass für diese Proben, deren Radien im Kerbgrund sich dem Wert Null annähern, die Spannungen im Kerbgrund bei linearelastischer Betrachtung extrem hohe Werte annehmen und die Kerbtiefe gleichzeitig die Größenordnung der mikrostrukturellen Merkmale unterschreitet.

Die Prozesszonen-Methoden, die im Rahmen der vorliegenden Untersuchungen basierend auf der Spannungsverteilung an einer Risspitze nach Gleichung 2.30 durchgeführt wurden, zeigen, dass die Ergebnisse aus der PM und der LM für den jeweiligen Längenparameter beinahe übereinstimmen. Darin unterscheiden sich die Ergebnisse von denen, die in [182] basierend auf FEM-Analysen durchgeführt wurden und bei denen die PM deutlich höhere Werte für die Wechselfestigkeit liefert als die LM. Ein Grund dafür ist, dass bei einer FEM-Analyse die Spannungsüberhöhung unmittelbar an der Spitze eines Risses, die unter Annahme rein elastischen Materialverhaltens gegen unendlich geht, oder einer scharfen Kerbe unterschätzt wird. Das wirkt sich wiederum weniger stark auf die Bestimmung der Wechselfestigkeit durch die PM aus, bei der die Spannung in einem gewissen Abstand vom Kerbgrund betrachtet wird, als auf die Bestimmung der Wechselfestigkeit durch die LM, bei der die Spannung bis zu einem gewissen Abstand vom Kerbgrund gemittelt und die maximal auftretende Spannung entsprechend mit einbezogen wird.

Die für die verschiedenen Probentypen prognostizierten Wechselfestigkeiten liegen dicht beieinander. Dabei wird der Unterschied zwischen den verschiedenen Prognoseverfahren mit steigender Defektgröße höher. Der Grund dafür liegt darin, dass bei Anwendung der PM die maximal im Kerbgrund auftretenden Spannungen außer Acht gelassen, bei der LM allerdings einbezogen werden. Entsprechend verringert sich der mit der LM prognostizierte Wert mit steigender Kerbtiefe deutlich, weil mit steigender Kerbtiefe die maximale Spannung im Kerbgrund überproportional ansteigt (vgl. Abb. 3.18). Der Vergleich der experimentellen Werte (für $\mu 47m10$ Proben aus der vorliegenden Untersuchung sowie für $\mu 47m20$ Proben und $\mu 47m30$ Proben aus [9]) mit den anhand der Prozesszonen-Methoden ermittelten Wechselfestigkeiten zeigt die beste Übereinstimmung im Fall der LM bei dem teilweise experimentell ermittelten Längenparameter von $L_{Exp} = 76 \mu m$ mit einer durchschnittlichen



× Versuche

+ Ergebnisse aus [9]

● PM, $L = 109 \mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 400 \text{ MPa}$ ● PM, $L = 76 \mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 396 \text{ MPa}$ ○ PM, nach [186]

● LM, $L = 109 \mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 400 \text{ MPa}$ ● LM, $L = 76 \mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 396 \text{ MPa}$ — LM, nach [186]

Abb. 5.4: Diagramm nach Kitagawa für Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands.

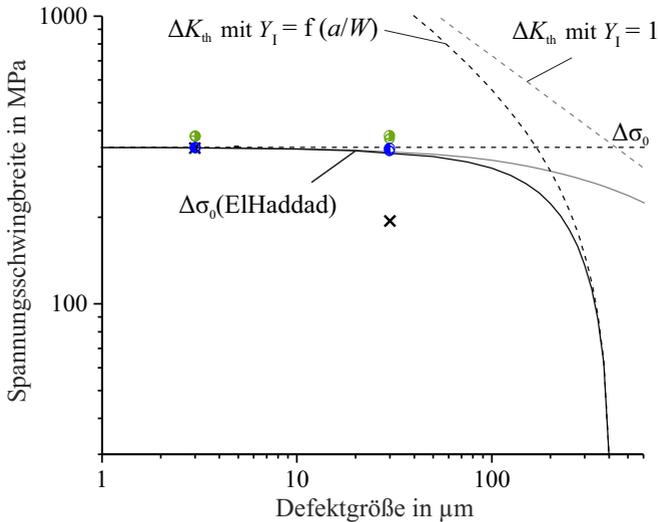
Abweichung von etwa 7%. Dabei weichen die experimentellen Ergebnisse für die $\mu 47\text{m}20$ Proben am stärksten von den prognostizierten Werten ab. Das wird darauf zurückgeführt, dass auch für diesen Probentyp Rissinitiierungen im Radienübergang beobachtet wurden, während die Rissinitiierung für $\mu 47\text{m}30$ Proben stets im Kerbgrund erfolgte.

In Abbildung 5.5 sind die Schwingbreiten der Wechselfestigkeit für die Proben des $\mu 130$ Werkstoffzustands dargestellt. Wie dem Diagramm entnommen werden kann, stimmt die experimentell ermittelte Schwingbreite der Wechselfestigkeit der $\mu 130\text{pf}$ Proben mit der Schwingbreite der Wechselfestigkeit der $\mu 130\text{p}$ Proben überein. Ebenso zeigen die die Kurzrissausbreitung nach Gleichung 2.14 beschreibenden Kennlinien bei der Defektgröße von $2,9 \mu\text{m}$ der $\mu 130\text{pf}$ Proben keine signifikante Abweichung von der Schwingbreite der Wechselfestigkeit der polierten Proben. Für die $\mu 130\text{m}30$ Proben ist die experimentell ermittelte Wechselfestigkeit deutlich reduziert. Bei dieser Defektgröße wird durch die Kennlinien für die Kurzrissausbreitung lediglich eine geringfügige Reduktion der Wechselfestigkeit prognostiziert. Die für diesen Werkstoffzustand angewendeten Prozesszonen-Methoden liefern für sämtliche Oberflächenzustände nur sehr geringfügig von der Wechselfestigkeit polierter Proben abweichende Werte. Dementsprechend kann

die Wechselfestigkeit der $\mu 130\text{pf}$ Proben in guter Näherung durch sämtliche Prozesszonen-Methoden prognostiziert werden. Die geringste Abweichung weisen die Prozesszonen-Methoden mit dem teilweise experimentell abgeleiteten Längenparameter von $L_{\text{Exp}} = 665 \mu\text{m}$ auf. Die durch die PM und die LM bei einem Längenparameter von $L_{\text{Lit}} = 542 \mu\text{m}$ ermittelten Werte der Schwingbreite der Wechselfestigkeit liegen deutlich oberhalb des experimentell für polierte Proben ermittelten Wertes. Das liegt daran, dass der Bestimmung dieser Kennwerte die höhere Wechselfestigkeit aus der Hall-Petch Beziehung zugrunde liegt. Die LM mit einem Längenparameter von $L_{\text{Exp}} = 665 \mu\text{m}$ liefert hier die Ergebnisse mit der geringsten durchschnittlichen Abweichung. Diese liegt dennoch aufgrund der deutlich überschätzten Wechselfestigkeit der $\mu 130\text{m30}$ Proben bei knapp 40%. Die deutliche Überschätzung der Wechselfestigkeit für diesen Probentyp mit sämtlichen Prognoseverfahren ist durch drei Faktoren erklärbar:

- Die experimentelle Bestimmung der Wechselfestigkeit ist für diesen Probentyp aus statistischen Gründen erschwert.
- Die Defektgröße wird durch die einfache Betrachtung der Kerbtiefe unterschätzt. Nach dem $\sqrt{\text{area}}$ -Konzept ergibt sich eine Defektgröße von $95 \mu\text{m}$ und damit eine wesentlich geringere Abweichung zu den Kennlinien nach Gleichung 2.14.
- Aufgrund der Spannungsüberhöhung im Kerbgrund wird lokal der Schwellenwert für das Überwinden mikrostruktureller Barrieren in vielen Körnern überschritten. Infolge des Risswachstums in Stadium I erfolgt eine starke Querschnittsverminderung, sodass die Beanspruchung zum frühen Versagen der Proben führt.

Abbildung 5.6 zeigt die Schwingbreiten der Wechselfestigkeit für die Proben des $\mu 2$ Werkstoffzustands. Das Diagramm zeigt, dass der experimentell ermittelte Wert der Schwingbreite der Wechselfestigkeit für $\mu 2\text{pf}$ Proben deutlich gegenüber dem für $\mu 2\text{p}$ Proben reduziert ist. Für die $\mu 2\text{m10}$ Proben ist eine weitere Reduktion der Wechselfestigkeit erkennbar. Die experimentell ermittelten Wechselfestigkeiten übersteigen die durch die Kurzrisssausbreitung nach Gleichung 2.14 beschriebenen Kennlinien. Für $\mu 2\text{m10}$ Proben liegt die Wechselfestigkeit knapp über dem Schwellenwert für die Langrisssausbreitung. Der Einfluss der $10 \mu\text{m}$ tiefen Kerben ist offenbar mit dem Einfluss eines Langrisses derselben Länge vergleichbar. Das wird auch dadurch bestätigt, dass praktisch keine Indizien für Stadium I Risswachstum auf den Bruchflächen der Proben des $\mu 2$ Werkstoffzustands erkennbar sind. Der Vergleich der experimentell und mit Hilfe der Prozesszonen-Methoden ermittelten Wech-



- × Versuche ● PM, $L = 542 \mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 388 \text{ MPa}$ ● PM, $L = 665 \mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 350 \text{ MPa}$
 ● LM, $L = 542 \mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 388 \text{ MPa}$ ● LM, $L = 665 \mu\text{m}$, $\Delta\sigma_0 = 350 \text{ MPa}$

Abb. 5.5: Diagramm nach Kitagawa für Proben des $\mu 130$ Werkstoffzustands.

selfestigkeiten zeigt die beste Übereinstimmung im Fall der PM bei dem teilweise experimentell ermittelten Längenparameter von $L_{\text{EXP}} = 3,5 \mu\text{m}$ mit einer durchschnittlichen Abweichung von weniger als 15 %. Für die Proben mit plangefräster Oberfläche stimmen hier die experimentell und die mittels der Prozesszonen-Methoden ermittelten Werte überein. Die Prozesszonen-Methoden mit einem Längenparameter von $L_{\text{Lit}} = 9,9 \mu\text{m}$ resultieren in zu gering prognostizierten Wechselfestigkeiten.

Weil die hohe Wechselfestigkeit des $\mu 2$ Werkstoffzustands (mit polierten Oberflächen) zu der Annahme führt, dass ein zu geringer Wert für die mittlere Korngröße bestimmt wurde, muss überprüft werden welche Wechselfestigkeiten die Prozesszonenmethoden bei geringerer Korngröße liefern. Mit der experimentell bestimmten Wechselfestigkeit von 440 MPa berechnet sich die mittlere Korngröße nach Gleichung 2.7 zu $0,17 \mu\text{m}$. Der Längenparameter berechnet sich nach Gleichung 2.16 zu $3,02 \mu\text{m}$. Damit ergeben sich die folgenden Werte für die Schwingbreite der Wechselfestigkeit: 720 MPa (PM) und 697 MPa (LM) für den plangefrästen Oberflächenzustand; 440 MPa (PM) und 436 MPa (LM) für die Proben mit $10 \mu\text{m}$ tiefen mikrogefrästen Kerben. Diese Werte liegen unterhalb der Werte, die mit einer mittleren Korngröße von

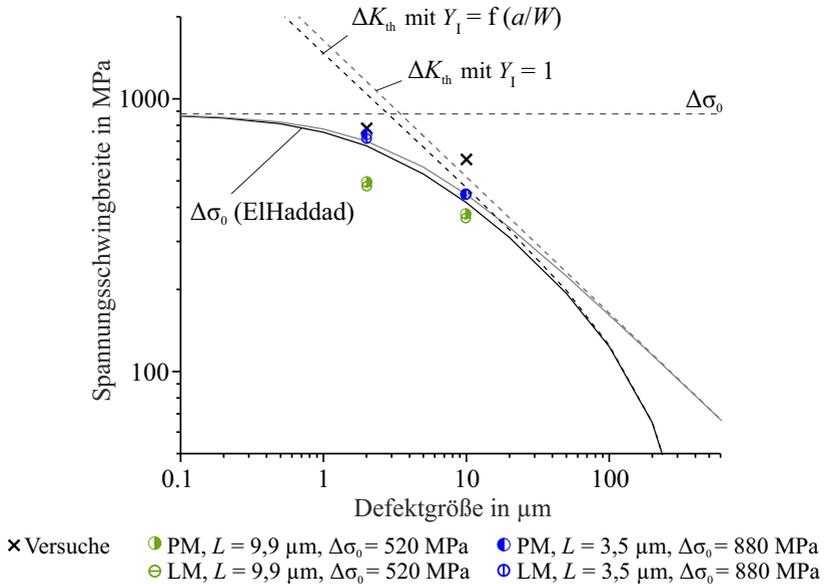


Abb. 5.6: Diagramm nach Kitagawa für Proben des $\mu 2$ Werkstoffzustands.

$2 \mu\text{m}$ und einem Längenparameter von $3,46 \mu\text{m}$ bestimmt wurden. Aus diesen Betrachtungen wird ersichtlich, dass auch unter Annahme eines geringeren Wertes für die mittlere Korngröße für den $\mu 2$ Werkstoffzustand schlechtere Ergebnisse erzielt werden. Gleichmaßen führen auch Längenparameter, die mit den kristallographischen Merkmalen gleichgesetzt werden, für den Fall des $\mu 2$ Werkstoffzustands zu einer größeren Differenz zwischen den prognostizierten und den experimentell bestimmten Wechselfestigkeiten. Anders wäre das für den Fall der $\mu 130\text{m}30$ Probe, für die die Verringerung des Längenparameters auf $130 \mu\text{m}$ dazu führen würde, dass die Differenz zwischen dem niedrigen experimentell ermittelten und dem prognostizierten Wert geringer wird.

Bezüglich der Anwendbarkeit der Prozesszonen-Methoden zur Prognose der Reduktion der Wechselfestigkeit ergeben sich aus den vorliegenden Untersuchungen die folgenden Erkenntnisse. Die Prognose der Wechselfestigkeit mit den Prozesszonenmethoden gelingt in vier Fällen: für $\mu 47\text{m}10$ Proben, für $\mu 47\text{m}30$ Proben, für $\mu 130\text{pf}$ Proben und für $\mu 2\text{pf}$ Proben. Deutliche Abweichungen zwischen den prognostizierten und experimentell ermittelten Wechselfestigkeiten zeigen sich in drei Fällen: für $\mu 47\text{m}20$ Proben, für $\mu 130\text{m}30$

Proben und für $\mu 2m10$ Proben. Die Abweichung der mit den Prozesszonen-Methoden ermittelten Wechselfestigkeiten von den experimentellen Werten steigt offenbar mit der Tiefe der Kerben. Tiefe Kerben bei dem $\mu 130$ führen zu einer deutlichen Unterschätzung der Reduktion der Wechselfestigkeit, während tiefe Kerben bei dem $\mu 2$ zu einer deutlichen Überschätzung führen. Im Fall der $\mu 130m30$ Proben wird das auf das Verhältnis zwischen Korngröße und Probengröße zurückgeführt und die Querschnittsverminderung aufgrund des Stadium I Risswachstums. Die teilweise experimentell ermittelten Werte des Längenparameters L_{Exp} führen für sämtliche Probenarten zu einer besseren Übereinstimmung mit den experimentell ermittelten Wechselfestigkeiten als die rein auf Literaturwerten basierenden Längenparameter L_{Lit} . Wie in [145] gezeigt, ist die Verwendung eines geometrieunabhängigen Längenparameters zulässig, der zugleich bei Versuchsbedingungen bestimmt wird, die vom Anwendungsfall der Prozesszonen-Methoden abweichen. Dafür muss die Bestimmung der Parameter ΔK_{th} und $\Delta \sigma_0$, auf denen Gleichung 2.16 basiert, bei den gleichen Versuchsbedingungen, also bei gleicher Temperatur, gleicher Frequenz und bei gleichem Spannungsverhältnis erfolgen. Nichtsdestotrotz ist für die vorliegenden Anwendungsfälle zu erwähnen, dass in der Literatur keine ΔK_{th} -Werte bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ vorliegen und dass zur Bestimmung der Wechselfestigkeit in Abhängigkeit von der Korngröße nach Gleichung 2.7 die Ergebnisse von Versuchsdaten für verschiedenste Spannungsverhältnisse zur Bestimmung der Parameter $k^{\alpha-Ti}$ und $\sigma_0^{\alpha-Ti}$ verwendet werden mussten. Das wird aufgrund der geringen Abweichung der Literaturwerte von der Kennlinie in Abbildung 5.3 als zulässig erachtet und legitimiert folglich die aus den Literaturwerten berechneten Längenparameter L_{Lit} für die drei Werkstoffzustände. Dass die experimentell ermittelten Kennwerte dennoch zu besseren Ergebnissen führen, wird auf die Tatsache zurückgeführt, dass in der vorliegenden Untersuchung Größeneffekte und damit der wechselwirkende Einfluss zwischen den geometrischen Kerben und den Gefügekerben eine große Rolle spielt.

5.4.3 Abschließende Betrachtungen

Für die Ableitung von Rahmenbedingungen, unter denen die Mikrostrukturierung einer Oberfläche mit Bezug zu den kristallographischen Merkmalen zu einer Reduktion der Wechselfestigkeit führt, können basierend auf den Ergebnissen der vorliegenden Untersuchungen zwei Dinge festgehalten werden. Zum Einen, dass je kleiner die mittlere Korngröße bzw. die die Rissinitiation bestimmenden kristallographischen Merkmale (Gefügekerben) eines Werkstoffzustands sind, desto kleiner sind auch die Abmessungen der topo-

graphischen Merkmale (geometrische Kerben), die zu einer Reduktion der Wechselfestigkeit führen. Für den grobkörnigen $\mu 130$ Werkstoffzustand kann eine Reduktion der Wechselfestigkeit durch $30\ \mu\text{m}$ tiefe Kerben beobachtet werden, für $\mu 47$ Werkstoffzustand wird die Wechselfestigkeit durch Kerben mit $20\ \mu\text{m}$ Tiefe reduziert und bei dem ultra-feinkörnigen $\mu 2$ Werkstoffzustand erfolgt die Reduktion der Wechselfestigkeit bereits infolge der durch das Planfräsen erzeugten topographischen Merkmale, die in einer Größenordnung von $2\ \mu\text{m}$ liegen. Zum Anderen zeigen die Untersuchungsergebnisse, dass mit steigender mittlerer Korngröße verhältnismäßig kleinere Kerben zu einer Reduktion der Wechselfestigkeit führen. Dies wird durch den Vergleich der mittleren Korngröße mit der Tiefe der die Wechselfestigkeit reduzierenden topographischen Merkmale deutlich. Während die durch das Planfräsen erzeugten topographischen Merkmale mit $3\ \mu\text{m}$ erkennbar größer sind, als die mittlere Korngröße des $\mu 2$ Werkstoffzustands, liegen die die Wechselfestigkeit des $\mu 47$ Werkstoffzustands reduzierenden $20\ \mu\text{m}$ tiefen Kerben bei knapp der Hälfte von dessen mittlerer Korngröße. Für den $\mu 130$ Werkstoffzustand unterschreiten die die Wechselfestigkeit reduzierenden Kerben mit $30\ \mu\text{m}$ Tiefe die mittlere Korngröße des Materials deutlich. Für eine quantitative Betrachtung des wechselwirkenden Einflusses zwischen geometrischen Kerben und Gefügekerben wurden in Kapitel 5.3.1 Defektgrößen berechnet und miteinander verglichen. Dabei konnte ein eindeutiger Zusammenhang zwischen dem Verhältnis der Defektgrößen aus geometrischen Kerben und Gefügekerben nachgewiesen werden, der in Abbildung 5.2 dargestellt ist.

5.5 Validierung der Orte der Ermüdungsrissinitiierung

In Kapitel 5.3 wird gezeigt, dass der Rissausbreitung eine Lokalisierung der plastischen Verformungen vorausgeht. In diesem Kapitel werden diese Rissinitiierungsorte mit den anhand des in Kapitel 3.2.1 beschriebenen Verfahrens prognostizierten Rissinitiierungsorten verglichen. Die Ergebnisse zeigen, dass es unter gewissen Umständen möglich ist, den Ort der Ermüdungsrissinitiierung an mikrostrukturierten Miniaturproben anhand von (x,y,z) -Topographiedaten zu prognostizieren.

Das Verfahren erweist sich für drei der untersuchten Proben als erfolgreich: für die Probe des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit $30\ \mu\text{m}$ tiefen Kerben sowie für die beiden Proben des $\mu 2$ Werkstoffzustands mit plangefräster Oberfläche und mit $10\ \mu\text{m}$ tiefen Kerben. Das Verfahren versagt bei der Anwendung auf die Proben des $\mu 47$ Werkstoffzustands mit unbearbeiteter Oberfläche, mit

plangefräster Oberfläche und mit $10\ \mu\text{m}$ tiefen Kerben sowie für die Probe des $\mu 130$ Werkstoffzustands mit plangefräster Oberfläche. Eine genauere Betrachtung zeigt, dass das Verfahren für die Proben erfolgreich ist, die sich in Abbildung 5.2 rechts von der roten Strich-Linie befinden. Entsprechend zeigt der Vergleich mit den in Kapitel 4.1 determinierten Wechselfestigkeiten, dass die Methode in den Fällen erfolgreich ist, in denen eine signifikante Reduktion der Wechselfestigkeit im Vergleich zu den Wechselfestigkeiten der Proben mit polierter Oberfläche ermittelt wurde. Damit ist ein eindeutiger Zusammenhang zwischen dem wechselwirkenden Einfluss von Gefügekerben und geometrischen Kerben auf die Wechselfestigkeit und auf die Vorhersagbarkeit des Rissinitiierungsortes anhand von Topographiedaten hergestellt worden.

Für die Fälle, in denen die Wechselfestigkeit durch die Mikrostruktur bestimmt ist und in denen die Rissinitiierung nicht infolge einer Spannungsüberhöhung an topographischen Merkmalen, sondern an Merkmalen des kristallographischen Gefüges erfolgt, versagt das Verfahren. Wie in Kapitel 5.3.1 gezeigt, sind das für die beiden grobkörnigen Werkstoffzustände $\mu 47$ und $\mu 130$ Bereiche mit günstig orientierten großen Körnern und für den $\mu 2$ Werkstoffzustand Inhomogenitäten des kristallographischen Gefüges. Für eine Prognose der Rissinitiierungsorte ist es daher in diesen Fällen notwendig, das kristallographische Gefüge an der Oberfläche der Proben zu analysieren.

Die Untersuchungen der Rissausbreitungspfade unter Berücksichtigung der Ausrichtung der kristallographischen c -Achsen zeigt den Einfluss, den die Orientierung auf die Rissausbreitung im Stadium I der Rissausbreitung hat. Es ist zu vermuten, dass die Rissausbreitung nicht nur von der Orientierung des jeweiligen Korns selbst und dessen Größe, sondern auch durch die Größe und Orientierung der benachbarten Körner bestimmt wird, weil wie in Kapitel 4.7 beschrieben, entlang des Rissausbreitungspfades glatt durchtrennte und stark verformte Körner erkennbar sind, sowie Körner, die unter starker Abweichung der Rissausbreitungsrichtung vollständig umgangen werden. Bei dem letztgenannten Fall handelt es sich offenbar um eine interkristalline Rissausbreitung. Bei den glatt durchtrennten Körnern handelt es sich um einen transkristallinen mikrostrukturabhängigen Rissfortschritt entlang kristallographischer Ebenen, die auch deutlich in den SE-Bildern aus den REM-Untersuchungen der Bruchflächen der grobkörnigen Werkstoffzustände in den Bereichen, die Stadium I der Rissausbreitung zugeordnet wurden, erkennbar sind. Stark verformte Körner sind in den REM Untersuchungen der Bruchflächen in Stadium I ebenfalls zu sehen.

6 Zusammenfassung und Ausblick

Aufbauend auf früheren Untersuchungen wurde im Rahmen der vorliegenden Arbeit eine Methodik zur Herstellung und Präparation von Miniatur-Ermüdungsproben sowie zahlreiche Untersuchungs- und Analysemethoden angewendet und zum Teil neu entwickelt, um die Rissinitiierung, die Rissausbreitung und die Wechselfestigkeit von mikrostrukturiertem alpha-Ti und den wechselseitigen Einfluss von Gefügekerben und geometrischen Kerben zu untersuchen. In diesem Kapitel sind die daraus abgeleiteten wesentlichen Erkenntnisse zusammengefasst.

Ermüdungsversuche an glatten und an mikrostrukturierten alpha-Ti Miniaturproben bilden das zentrale Element der durchgeführten Untersuchungen. Die Ergebnisse zeigen, dass es unter klar definierbaren Rahmenbedingungen möglich ist, Mikrostrukturierungsprozesse zur Bearbeitung der Oberflächen von alpha-Ti anzuwenden und eine Topographie zu erzeugen, die keinen signifikanten Einfluss auf die Wechselfestigkeit von alpha-Ti hervorrufen. Die Rahmenbedingungen sind durch das Verhältnis zwischen den Defektgrößen der eingebrachten Mikrostrukturen und den maßgebenden kristallographischen Merkmalen der Werkstoffe gegeben.

Vergleichende Untersuchungen an glatten und gekerbten Makroproben zeigen einen geringen Einfluss der Probengröße auf die Wechselfestigkeit. Dieser wurde auf den in der Literatur beschriebenen statistischen Größeneffekt zurückgeführt und quantifiziert.

REM Untersuchungen der Bruchflächen verdeutlichen den Einfluss, den das kristallographische Gefüge bei der Schädigungsentwicklung einnimmt. Dabei zeigt sich, dass für einen sehr grobkörnigen Werkstoffzustand das Stadium I des Risswachstums, das vorwiegend schubspannungskontrolliert und maßgeblich von der kristallographischen Gefügestruktur bestimmt wird, den Großteil der Rissausbreitung ausmacht. Dies wurde mit den in der Literatur beschriebenen Theorien zum Übergang der Risswachstumsstadien erklärt.

Im Zuge der Charakterisierung der Oberflächen zur Detektion kritischer Bereiche, an denen eine Rissinitiierung begünstigt ist, wurde ein Verfahren für die Akquisition und die Verarbeitung von (x,y,z) -Topographiedaten entwickelt. Die Anwendbarkeit dieses Verfahrens ist eindeutig mit dem Werkstoff und dem Oberflächenzustand korrelierbar. Das Verfahren wurde für Proben erfolgreich angewendet, bei denen die Topographie und nicht lokale kristallographische Merkmale den Rissinitiierungsort determinieren.

Weiterhin ist es gelungen, ein auf der PLM basierendes Verfahren zur Detektion der Ausrichtung kristallographischer c-Achsen von alpha-Ti zu entwickeln,

das sich zukünftig durch das Verfahren der instrumentierten Eindringprüfung sinnvoll ergänzen ließe. Beide Verfahren könnten sich auch auf andere Werkstoffe, die eine materialintrinsische Anisotropie aufweisen, übertragen lassen.

In instrumentierten Eindringversuchen an Querschliffen mikrostrukturierter Oberflächen wird je nach Strukturierungsverfahren kein bedeutender Einfluss auf die oberflächennahe Gefügemorphologie festgestellt. Lediglich an einer plangefrästen Oberfläche wird eine geringfügige Erhöhung der Eindringhärte unmittelbar unterhalb der Oberfläche detektiert. Diese wird auf das Einbringen von Versetzungen oder Zwillingsbändern zurückgeführt, die zu einer Erhöhung der Wechselfestigkeit führen könnten. Dies spiegelt sich allerdings nicht in den Ergebnissen der Ermüdungsversuche wieder. Für eine Absicherung der Aussage, dass das Mikrofräsen keinen Einfluss auf die oberflächennahe Gefügemorphologie hat, der mittels der instrumentierten Eindringprüfung messbar ist, sind zusätzliche Messungen an Kerben in Körnern mit einer vergleichsweise äußerst niedrigen Eindringhärte notwendig. Darüber hinaus sind andere Untersuchungsmethoden in Betracht zu ziehen, mit denen sich Versetzungen detektieren lassen.

Der Vergleich weiterer instrumentierter Eindringversuche mit den Ergebnissen von EBSD-Messungen führte zu neuen Erkenntnissen über den Zusammenhang zwischen der kristallographischen Orientierung und der gemessenen Eindringhärte, mit denen die Problematik der 180° Symmetrie bei der Bestimmung des ersten Euler-Winkels mit dem PLM Verfahren gelöst wird. Das hierbei verwendete Verfahren ließe sich vereinfachen, weil für eine Aussage, bei welchem der beiden Werte für den ersten Euler-Winkel es sich um den korrekten Wert handelt, lediglich instrumentierte Eindringversuche bei zwei verschiedenen Werten des Drehwinkels notwendig wären. Das zweckmäßigste Wertepaar liegt dabei bei einem Drehwinkel, bei dem die Ausrichtung der kristallographischen c -Achse des Kornes, gegeben durch den im PLM-Verfahren ermittelten ersten Euler-Winkel, senkrecht zu einer der drei Seitenflächen des Eindringkörpers verläuft, und einem Drehwinkel, der um 180° höher ist, weil die Unterschiede zwischen den sich daraus ergebenden Härtewerten am größten sind. Die Ergebnisse der instrumentierten Eindringversuche zeigen demnach eine eindeutige Tendenz. Dennoch bleibt zu vermerken, dass aufgrund der Tatsache, dass die Versuche mit einem relativ hohen Aufwand verbunden sind, sodass im Rahmen der vorliegenden Arbeit nur wenige Körner untersucht werden konnten. Zur statistischen Absicherung der Ergebnisse wäre eine deutlich höhere Anzahl an Versuchen wünschenswert.

Zur Prognose der Wechselfestigkeit der mikrostrukturierten alpha-Ti Minia-

turproben wurden verschiedene Prozesszonen-Methoden angewendet. Die Literaturrecherche lässt vermuten, dass dies die erstmalige Anwendung auf miniaturisierte Bauteile ist, bei denen Kerben in der Größenordnung der kristallographischen Gefügemerkmale vorliegen. Für die Methoden ist ein Längenparameter notwendig, der auf zwei verschiedene Arten ermittelt wurde: vollständig basierend auf Literaturdaten und unter Verwendung der experimentell ermittelten Wechselfestigkeiten. Die angewendeten Methoden liefern mit den teilweise experimentell ermittelten Längenparametern die besten Ergebnisse. Die Methode wurde erfolgreich für die Prognose der Wechselfestigkeit des $\mu 47$ Werkstoffzustands angewendet sowie für die anderen Werkstoffzustände im Fall kleiner Kerben. Für tiefe Kerben wird vorgeschlagen weitere Untersuchungen durchzuführen, um den Längenparameter ohne Literaturdaten vollständig experimentell zu bestimmen. Zukünftig sollten weitere Versuche zur experimentellen Bestimmung der Wechselfestigkeit der Miniaturproben und des Schwellenwertes für die Langrissausbreitung für die verschiedenen Werkstoffzustände durchgeführt werden, um daraus anhand dieser Daten eine genaue Bestimmung der Längenparameter zu gewährleisten und zu überprüfen, ob sich die Differenz zwischen experimentellen und prognostizierten Wechselfestigkeiten für tiefe Kerben verringern lässt. So ließe sich feststellen, ob die nicht vernachlässigbare Abweichung der experimentellen von den prognostizierten Wechselfestigkeiten aus den der Prognose zugrunde liegenden Daten oder den experimentell ermittelten Wechselfestigkeiten selbst resultiert. Weiterhin sind die Inhomogenitäten zu bedenken, die aus der Miniaturisierung der in DIN EN 6072 [199] empfohlenen Probengeometrie resultieren. Mit weiteren Schwingfestigkeitsversuchen ließe sich die Unsicherheit quantifizieren, mit der die Prognose der Wechselfestigkeit für Miniatur-Ermüdungsproben des $\mu 130$ Werkstoffzustands, bei dem die Querschnittsfläche aus wenigen Körnern gebildet wird, erfolgt.

Literaturverzeichnis

- [1] H.-J. Bunge, *Texture Analysis in Materials Science: Mathematical Methods*. Butterworth-Heinemann, 1st ed. ed., 1982.
- [2] K. Anselme, L. Ploux, and A. Ponche, “Cell/Material Interfaces: Influence of Surface Chemistry and Surface Topography on Cell Adhesion,” *Journal of Adhesion Science and Technology*, vol. 24, no. 5, pp. 831–852, 2010.
- [3] S. Filiz, L. Xie, L. E. Weiss, and O. B. Ozdoganlar, “Micromilling of microbarbs for medical implants,” *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 48, no. 3-4, pp. 459–472, 2008.
- [4] C. E. Owens and A. J. Hart, “High-precision modular microfluidics by micromilling of interlocking injection-molded blocks,” *Lab on a chip*, vol. 18, no. 6, pp. 890–901, 2018.
- [5] D. Dornfeld, S. Min, and Y. Takeuchi, “Recent Advances in Mechanical Micromachining,” *CIRP Annals*, vol. 55, no. 2, pp. 745–768, 2006.
- [6] R. A. Lee, “Micro-technology for anti- counterfeiting,” *Microelectronic Engineering*, vol. 53, no. 1-4, pp. 513–516, 2000.
- [7] D. P. Henkel and A. W. Pense, “The Combined Effects of Notches and Microstructure on the Performance of Medium Carbon Steel Breakaway Couplings,” *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 116, no. 1, pp. 80–84, 1994.
- [8] E. Kerscher, “Influence of Microstructure and Micro Notches on the Fatigue Limit,” *Procedia Engineering*, vol. 74, pp. 210–217, 2014.
- [9] C. Godard, “Auswirkung von Mikrokerben auf das quasistatische und zyklische Verformungsverhalten von cp-Titan-Mikroproben: Zugl.: Kaiserslautern, Techn. Univ., Diss., 2015,” in *Schriftenreihe der Arbeitsgruppe Werkstoffprüfung* (E. Kerscher, ed.), vol. 2.
- [10] S. Suresh, *Fatigue of Materials*. Cambridge: Cambridge Univ. Press, 2nd ed. ed., 1998.
- [11] E. Braithwaite, “On the Fatigue and consequent Fracture of Metals,” *Institution of Civil Engineers, Minutes of Proceedings*, no. Vol. XIII, pp. 463–474, 1854.
- [12] W. A. J. Albert, “Über Treibseile am Harz,” *Archiv für Mineralogie, Geognosie, Bergbau und Hüttenkunde*, no. 10, pp. 215–234, 1837.
- [13] J. G. Grosskreutz, “The mechanisms of metal fatigue (II),” *physica status solidi (b)*, vol. 47, no. 2, pp. 359–396, 1971.
- [14] E. Macherauch and P. Mayr, “Strukturmechanische Grundlagen der Werkstoffermüdung,” *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol. 8, no. 7, pp. 213–224, 1977.

- [15] E. Macherauch and H.-W. Zoch, *Praktikum in Werkstoffkunde*. Wiesbaden: Vieweg+Teubner, 13 ed., 2019.
- [16] A. Wöhler, “Bericht über die Versuche, welche auf der Königl. Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn mit Apparaten zum Messen der Biegung und Verdrehung von Eisenbahnwagen-Achsen während der Fahrt, angestellt wurden,” *Zeitschrift für Bauwesen*, no. 8, pp. 642–652, 1858.
- [17] A. Wöhler, “Versuche zur Ermittlung der auf die Eisenbahnwagen-Achsen einwirkenden Kräfte und der Widerstandsfähigkeit der Wagen-Achsen,” *Zeitschrift für Bauwesen*, no. 10, pp. 548–616, 1860.
- [18] A. Wöhler, “Über die Versuche zur Ermittlung der Festigkeit von Achsen, welche in den Werkstätten der Niederschlesisch Märkischen Eisenbahn zu Frankfurt a. d. Oder angestellt sind,” *Zeitschrift für Bauwesen*, no. 13, pp. 233–258, 1863.
- [19] A. Wöhler, “Resultate der in der Central-Werkstatt der Niederschlesisch- Märkischen Eisenbahn zu Frankfurt a. d. Oder angestellten Versuche über die relative Festigkeit von Eisen, Stahl und Kupfer,” *Zeitschrift für Bauwesen*, no. 16, pp. 67–84, 1866.
- [20] A. Wöhler, “Über die Festigkeitsversuche mit Eisen und Stahl,” *Zeitschrift für Bauwesen*, no. 20, pp. 74–106, 1870.
- [21] L. Spangenberg, “Über das Verhalten der Metalle bei wiederholten Anstrengungen: Fortsetzung der Wöhlerschen Festigkeitsversuche,” *Zeitschrift für Bauwesen*, no. 24, pp. 473–496, 1874.
- [22] DIN 50100:2016, “Schwingfestigkeitsversuch – Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile,” 2016.
- [23] O. H. Basquin, “The Exponential Law of Endurance Tests,” *Proceedings of Annual meeting, American Society of Testing Materials*, vol. 10, pp. 625–630, 1910.
- [24] D. Radaj, “Review of fatigue strength assessment of nonwelded and welded structures based on local parameters,” *International Journal of Fatigue*, vol. 18, no. 3, pp. 153–170, 1996.
- [25] H. J. Gough, *The fatigue of metals*. London: Scott, Greenwood, 1924.
- [26] DIN EN ISO, “Geometrische Produktspezifikation (GPS) – Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren – Benennungen, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit,” 2010.
- [27] W. N. Thomas, *The Effect of Scratches and of Various Workshop Finishes Upon the Fatigue Strength of Steel*. University of Oxford, 1923.
- [28] Noll, G.C., Erickson, G.C., “Allowable stresses for steel members of finite life,” *Proceedings of the Society of Experts for Stress Analysis*, vol. 5, no. 2, pp. 132–143, 1948.

- [29] P. G. Fluck, "The influence of surface roughness on the fatigue life and scatter of test results of two steels," *Proceedings of American Society for Testing Materials*, vol. 51, pp. 584–592, 1951.
- [30] E. Siebel and M. Gaier, "Untersuchungen über den Einfluss der Oberflächenbeschaffenheit auf die Dauerfestigkeit metallischer Bauteile," *Zeitschrift des Vereins deutscher Ingenieure*, no. 98, pp. 1751–1774, 1956.
- [31] P. S. Maiya, "Effects of surface roughness and strain range on the low-cycle fatigue behavior of type 304 stainless steel," *Scripta Metallurgica*, vol. 9, no. 11, pp. 1277–1282, 1975.
- [32] D. Taylor and O. M. Clancy, "The fatigue performance of machined surfaces," *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 14, no. 2-3, pp. 329–336, 1991.
- [33] D. Novovic, R. C. Dewes, D. K. Aspinwall, W. Voice, and P. Bowen, "The effect of machined topography and integrity on fatigue life," *International Journal of Machine Tools and Manufacture*, vol. 44, no. 2-3, pp. 125–134, 2004.
- [34] H. Neuber, *Kerbspannungslehre: Theorie der Spannungskonzentration Genaue Berechnung der Festigkeit*. Klassiker der Technik, Berlin and Heidelberg: Springer, 4. auflage ed., 2001.
- [35] H. Neuber, "Theorie der technischen Formzahl," *Forschung auf dem Gebiete des Ingenieurwesens*, vol. 7, no. 6, pp. 271–274, 1936.
- [36] W. D. Pilkey, *Peterson's stress concentration factors*. A Wiley Interscience publication, New York, NY: Wiley, 2 ed., 1997.
- [37] A. J. Sobey, "Stress-Concentration Factors for Rounded Rectangular Holes in Infinite Sheets," pp. 1–13, 1963.
- [38] E. Heyn, "Die Kerbwirkung und ihre Bedeutung für den Konstrukteur," *Zeitschrift des Vereins deutscher Ingenieure*, vol. 58, no. 10, pp. 383–391, 1914.
- [39] A. Thum and F. Wunderlich, "Die Fließgrenze bei behinderter Formänderung," *Forschung auf dem Gebiete des Ingenieurwesens*, vol. 3, no. 6, pp. 261–270, 1932.
- [40] D. Radaj and M. Vormwald, *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Ingenieure*. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 3., neubearbeitete und erweiterte auflage ed., 2007.
- [41] A. Thum and W. Buchmann, *Dauerfestigkeit und Konstruktion*. Berlin: VDI verlag GMBH, 1932.
- [42] C. Godard and E. Kerscher, "Characterization of the Fracture Morphology of Commercially Pure (cp)-Titanium Micro Specimens Tested by Tension-compression Fatigue Tests," *Procedia Materials Science*, vol. 3, pp. 440–446, 2014.

- [43] R. B. Heywood, *Designing Against Fatigue*. London: Chapman and Hall, 1962.
- [44] P. Lukáš, L. Kunz, B. Weiss, and R. Stickler, “Non-damaging notches in fatigue,” *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 9, no. 3, pp. 195–204, 1986.
- [45] W.-J. Kim, C.-Y. Hyun, and H.-K. Kim, “Fatigue strength of ultrafine-grained pure Ti after severe plastic deformation,” *Scripta Materialia*, vol. 54, no. 10, pp. 1745–1750, 2006.
- [46] I. P. Semenova, G. Salimgareeva, V. V. Latysh, T. Lowe, and R. Z. Valiev, “Enhanced fatigue strength of commercially pure Ti processed by severe plastic deformation,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 503, no. 1-2, pp. 92–95, 2009.
- [47] H. ALkhazraji, E. El-Danaf, M. Wollmann, L. Wagner, and L. Nicolais, “Enhanced Fatigue Strength of Commercially Pure Ti Processed by Rotary Swaging,” *Advances in Materials Science and Engineering*, vol. 2015, p. 301837, 2015.
- [48] C. Blochwitz, J. Brechbühl, and W. Tirschler, “Analysis of activated slip systems in fatigue nickel polycrystals using the EBSD-technique in the scanning electron microscope,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 210, no. 1, pp. 42–47, 1996.
- [49] J. Miao, T. M. Pollock, and J. Wayne Jones, “Crystallographic fatigue crack initiation in nickel-based superalloy René 88DT at elevated temperature,” *Acta Materialia*, vol. 57, no. 20, pp. 5964–5974, 2009.
- [50] A. Weidner, R. Beyer, C. Blochwitz, C. Holste, A. Schwab, and W. Tirschler, “Slip activity of persistent slip bands in polycrystalline nickel,” *Materials Science and Engineering: A*, vol. 435-436, pp. 540–546, 2006.
- [51] M. D. Sangid, H. J. Maier, and H. Sehitoglu, “The role of grain boundaries on fatigue crack initiation – An energy approach,” *International Journal of Plasticity*, vol. 27, no. 5, pp. 801–821, 2011.
- [52] W. H. Bassett and C. H. Davis, “New York Paper - Comparison of Grain-size Measurements and Brinell Hardness of Cartridge Brass (with Discussion),” *The American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers*, 1919.
- [53] W. Sylwestrowicz and E. O. Hall, “The Deformation and Ageing of Mild Steel,” *Proceedings of the Physical Society. Section B*, vol. 64, no. 6, pp. 495–502, 1951.
- [54] E. O. Hall, “The Deformation and Ageing of Mild Steel: II Characteristics of the Lders Deformation,” *Proceedings of the Physical Society. Section B*, vol. 64, no. 9, pp. 742–747, 1951.

- [55] E. O. Hall, "The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results," *Proceedings of the Physical Society. Section B*, vol. 64, no. 9, pp. 747–753, 1951.
- [56] N. J. Petch, "The cleavage strength of polycrystals," *Journal of the Iron and Steel Institute*, no. 174, pp. 25–28, 1953.
- [57] N. J. Petch, "XXX. The lowering of fracture-stress due to surface adsorption," *Philosophical Magazine*, vol. 1, no. 4, pp. 331–337, 1956.
- [58] M. Polanyi, "Über eine Art Gitterstörung, die einen Kristall plastisch machen könnte," *Zeitschrift für Physik*, vol. 89, no. 9, pp. 660–664, 1934.
- [59] R. J. Lederich, S. Sastry, J. E. O'Neal, and B. B. Rath, "The effect of grain size on yield stress and work hardening of polycrystalline titanium at 295 K and 575 K," *Materials Science and Engineering*, vol. 33, no. 2, pp. 183–188, 1978.
- [60] H. Conrad, "Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium," *Progress in Materials Science*, vol. 26, no. 2-4, pp. 123–403, 1981.
- [61] Z. C. Cordero, B. E. Knight, and C. A. Schuh, "Six decades of the Hall-Petch effect – a survey of grain-size strengthening studies on pure metals," *International Materials Reviews*, vol. 61, no. 8, pp. 495–512, 2016.
- [62] C. C. Koch, D. G. Morris, K. Lu, and A. Inoue, "Ductility of Nano-structured Materials," *MRS Bulletin*, vol. 24, no. 2, 1999.
- [63] H. Liu, Y. Shen, J. Ma, P. Zheng, and L. Zhang, "Grain Size Dependence of Uniform Elongation in Single-Phase FCC/BCC Metals," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 25, no. 9, pp. 3599–3605, 2016.
- [64] R. Z. Valiev, O. A. Kaibyshev, R. I. Kuznetsov, and R. S. Tsenev, "Low temperature superplasticity of metallic materials," *Doklady Akademii Nauk SSSR*, no. 301, pp. 864–866, 1988.
- [65] R. Z. Abdulov, R. Z. Valiev, and N. A. Krasilnikov, "Formation of submicrometre-grained structure in magnesium alloy due to high plastic strains," *Journal of Materials Science Letters*, no. 9, pp. 1445–1447, 1990.
- [66] R. Z. Valiev, A. V. Korznikov, and R. R. Mulyukov, "Structure and properties of ultrafine-grained materials produced by severe plastic deformation," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 168, no. 2, pp. 141–148, 1993.
- [67] T. C. Lowe and R. Z. Valiev, "Producing nanoscale microstructures through severe plastic deformation," *JOM*, vol. 52, no. 4, pp. 27–28, 2000.

- [68] R. Z. Valiev and T. G. Langdon, "Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement," *Progress in Materials Science*, vol. 51, no. 7, pp. 881–981, 2006.
- [69] R. Pippan, F. Wetscher, M. Hafok, A. Vorhauer, and I. Sabirov, "The Limits of Refinement by Severe Plastic Deformation," *Advanced Engineering Materials*, vol. 8, no. 11, pp. 1046–1056, 2006.
- [70] Y. Estrin and A. Vinogradov, "Extreme grain refinement by severe plastic deformation: A wealth of challenging science," *Acta Materialia*, vol. 61, no. 3, pp. 782–817, 2013.
- [71] A. Y. Vinogradov and S. R. Agnew, "Nanocrystalline Materials: Fatigue," in *Dekker encyclopedia of nanoscience and nanotechnology* (J. A. Schwarz, C. I. Contescu, and K. Putyera, eds.), pp. 2269–2288, New York: Dekker, 2004.
- [72] K. Okazaki and H. Conrad, "Effects of interstitial content and grain size on the strength of titanium at low temperatures," *Acta Metallurgica*, vol. 21, no. 8, pp. 1117–1129, 1973.
- [73] A. A. Popov, I. Pyshmintsev, S. L. Demakov, A. G. Illarionov, T. C. Lowe, A. V. Sergeeva, and R. Z. Valiev, "Structural and mechanical properties of nanocrystalline titanium processed by severe plastic deformation," *Scripta Materialia*, vol. 37, no. 7, pp. 1089–1094, 1997.
- [74] A. Sergueeva, V. Stolyarov, R. Valiev, and A. Mukherjee, "Advanced mechanical properties of pure titanium with ultrafine grained structure," *Scripta Materialia*, vol. 45, no. 7, pp. 747–752, 2001.
- [75] C.-Y. Hyun, J.-H. Lee, and H.-K. Kim, "Microstructures and mechanical properties of ultrafine grained pure Ti produced by severe plastic deformation," *Research on Chemical Intermediates*, vol. 36, no. 6, pp. 629–638, 2010.
- [76] A. Ghaderi and M. R. Barnett, "Sensitivity of deformation twinning to grain size in titanium and magnesium," *Acta Materialia*, vol. 59, no. 20, pp. 7824–7839, 2011.
- [77] N. G. Turner and W. T. Roberts, "Fatigue Behaviour of Titanium," *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, no. 242, pp. 1223–1230, 1968.
- [78] V. V. Stolyarov, Y. Zhu, I. V. Alexandrov, T. C. Lowe, and R. Z. Valiev, "Influence of ECAP routes on the microstructure and properties of pure Ti," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 299, no. 1-2, pp. 59–67, 2001.
- [79] A. Vinogradov, V. V. Stolyarov, S. Hashimoto, and R. Z. Valiev, "Cyclic behavior of ultrafine-grain titanium produced by severe plastic deformation," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 318, no. 1-2, pp. 163–173, 2001.

- [80] T. Hanlon, E. Tabachnikova, and S. Suresh, "Fatigue behavior of nanocrystalline metals and alloys," *International Journal of Fatigue*, vol. 27, no. 10-12, pp. 1147-1158, 2005.
- [81] C. Ruffing, P. Grad, M. Klassen, R. Müller, and E. Kerscher, "Experimental and numerical investigation of the microstructural influence on the deformation behavior of notched cp-titanium specimens," *International Journal of Materials Research*, vol. 104, pp. 535-541, 2013.
- [82] L. Li, Z. Zhang, and G. Shen, "Effect of Grain Size on the Tensile Deformation Mechanisms of Commercial Pure Titanium as Revealed by Acoustic Emission," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 24, no. 5, pp. 1975-1986, 2015.
- [83] M. Ohring, ed., *Engineering Materials Science*. San Diego: Academic Press, 1995.
- [84] L. Spieß, G. Teichert, R. Schwarzer, H. Behnken, and C. Genzel, *Moderne Röntgenbeugung*. Vieweg+Teubner, 2 ed., 2009.
- [85] E. Schmid and W. Boas, *Kristallplastizität: Mit Besonderer Berücksichtigung der Metalle*, vol. 17 of *Struktur und Eigenschaften der Materie, Eine Monographiensammlung*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, 1935.
- [86] N. Thompson, N. Wadsworth, and N. Louat, "The origin of fatigue fracture in copper," *The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics*, vol. 1, no. 2, pp. 113-126, 1956.
- [87] P. Lukáš, M. Klesnil, and J. Krejčí, "Dislocations and Persistent Slip Bands in Copper Single Crystals Fatigued at Low Stress Amplitude," *physica status solidi (b)*, vol. 27, no. 2, pp. 545-558, 1968.
- [88] J. A. Ewing and J. C. W. Humfrey, "The fracture of metals under repeated alternations of stress," *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical or Physical Character*, vol. 200, pp. 241-250, 1903.
- [89] P. J. E. Forsyth, "Exudation of Material from Slip Bands at the Surface of Fatigued Crystals of an Aluminium-Copper Alloy," *Nature*, vol. 171, pp. 172-173, 1953.
- [90] D. Hull, "Discussion on Fatigue," *Journal of the Institute of Metals*, no. 84, p. 527, 1955.
- [91] A. H. Cottrell and D. Hull, "Extrusion and intrusion by cyclic slip in copper," *Proceedings of the Royal Society of London A*, vol. 242, no. 1229, pp. 211-213, 1957.
- [92] P. J. E. Forsyth, "Slip-band damage and extrusion," *Proceedings of the Royal Society of London A*, vol. 242, no. 1229, pp. 198-202, 1957.

- [93] A. N. Stroh, "The formation of cracks as a result of plastic flow," *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Containing Papers of a Mathematical and Physical Character*, vol. 223, no. 1154, pp. 404–414, 1954.
- [94] A. N. Stroh, "Dislocations and Cracks in Anisotropic Elasticity," *Philosophical Magazine*, vol. 3, no. 30, pp. 625–646, 1958.
- [95] U. Essmann and H. Mughrabi, "Annihilation of dislocations during tensile and cyclic deformation and limits of dislocation densities," *Philosophical Magazine A*, vol. 40, no. 6, pp. 731–756, 1979.
- [96] U. Essmann, U. Gösele, and H. Mughrabi, "A model of extrusions and intrusions in fatigued metals I. Point-defect production and the growth of extrusions," *Philosophical Magazine A*, vol. 44, no. 2, pp. 405–426, 1981.
- [97] K. Differt, U. Esmann, and H. Mughrabi, "A model of extrusions and intrusions in fatigued metals II. Surface roughening by random irreversible slip," *Philosophical Magazine A*, vol. 54, no. 2, pp. 237–258, 1986.
- [98] K. Takao and K. Kusukawa, "Low-cycle fatigue behavior of commercially pure titanium," *Materials Science and Engineering: A*, vol. 213, no. 1-2, pp. 81–85, 1996.
- [99] E. Kaschnitz and P. Reiter, "Enthalpy and Temperature of the Titanium Alpha-Beta Phase Transformation," *International Journal of Thermophysics*, vol. 23, no. 5, pp. 1339–1345, 2002.
- [100] F. D. Rosi, C. A. Dube, and B. H. Alexander, "Mechanism of Plastic Flow in Titanium-Determination of Slip and Twinning Elements," *Journal of Metals*, no. 197, p. 257, 1953.
- [101] R. Roscoe, "The plastic deformation of cadmium single-crystals," *The London, Edinburgh, and Dublin Philosophical Magazine and Journal of Science*, vol. 21, pp. 399–406, 1936.
- [102] D. C. Jillson, "Quantitative stress-strain studies on zinc single crystals in tension," *JOM*, vol. 2, no. 9, pp. 1129–1133, 1950.
- [103] E. C. Burke and W. R. Hibbard, "Plastic Deformation of Magnesium Single Crystals," *JOM*, vol. 4, no. 3, pp. 295–303, 1952.
- [104] R. A. JEFFERY and E. SMITH, "Work-Hardening and Ductility of Rhenium and their Relation to the Behaviours of Other Metals having a Hexagonal Structure," *Nature*, vol. 187, no. 4731, pp. 52–53, 1960.
- [105] E. Rapperport, "Room temperature deformation processes in zirconium," *Acta Metallurgica*, vol. 7, no. 4, pp. 254–260, 1959.
- [106] E. D. Levine, "Deformation Mechanisms in Titanium at Low Temperatures," *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, no. 236, pp. 558–565, 1966.

- [107] D. Snow and J. Breedis, "Deformation of single-crystal ruthenium," *Acta Metallurgica*, vol. 22, no. 4, pp. 419–427, 1974.
- [108] G. Das and T. E. Mitchell, "Mechanical properties of hafnium single crystals," *Metallurgical Transactions*, vol. 4, no. 5, pp. 1405–1413, 1973.
- [109] D. J. Bacon and V. Vitek, "Atomic-scale modeling of dislocations and related properties in the hexagonal-close-packed metals," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 33, no. 3, pp. 721–733, 2002.
- [110] A. Girshick, D. G. Pettifor, and V. Vitek, "Atomistic simulation of titanium. II. Structure of $1/3 \langle -12-10 \rangle$ screw dislocations and slip systems in titanium," *Philosophical Magazine A*, vol. 77, no. 4, pp. 999–1012, 1998.
- [111] E. A. Anderson, D. C. Jillson, and S. R. Dunbar, "Deformation Mechanisms in Alpha-Titanium," *Transactions of the American Institute of Mining, Metallurgical, and Petroleum Engineers*, no. 197, pp. 1191–1197, 1953.
- [112] A. T. Churchman, "Preparation of Single Crystals of Titanium and their Mode of Deformation," *Nature*, vol. 171, no. 4355, p. 706, 1953.
- [113] A. T. Churchman, "The slip modes of titanium and the effect of purity on their occurrence during tensile deformation of single crystals," *Proceedings of the Royal Society of London A*, vol. 226, no. 1165, pp. 216–226, 1954.
- [114] N. E. Paton and W. A. Backofen, "Plastic deformation of titanium at elevated temperatures," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 1, no. 10, pp. 2839–2847, 1970.
- [115] T. R. Cass, "Slip modes and dislocation substructures in titanium and titanium-aluminum single crystals," in *The Science, Technology and Application of Titanium* (R. I. Jaffee and N. E. Promisel, eds.), pp. 459–477, Oxford: Pergamon Press, 1970.
- [116] T. Tanaka and H. Conrad, "Deformation kinetics for $10\text{-}10\langle 11\text{-}20 \rangle$ slip in titanium single crystals below $0.4T_m$," *Acta Metallurgica*, vol. 20, no. 8, pp. 1019–1029, 1972.
- [117] A. Akhtar and E. Teghtsoonian, "Prismatic slip in alpha-titanium single crystals," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 6, no. 12, pp. 2201–2208, 1975.
- [118] M. P. Biget and G. Saada, "Low-temperature plasticity of high-purity alpha-titanium single crystals," *Philosophical Magazine A*, vol. 59, no. 4, pp. 747–757, 1989.
- [119] L. Wang, Z. Zheng, H. Phukan, P. Kenesei, J. S. Park, J. Lind, R. M. Suter, and T. R. Bieler, "Direct measurement of critical resolved shear stress of prismatic and basal slip in polycrystalline Ti using high energy X-ray diffraction microscopy," *Acta Materialia*, no. 132, pp. 598–610, 2017.

- [120] A. Akhtar, "Basal slip and twinning in alpha-titanium single crystals," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 6, no. 5, p. 1105, 1975.
- [121] ASTM International, "ASTM B265-15, Standard Specification for Titanium and Titanium Alloy Strip, Sheet, and Plate," 2015.
- [122] T. B. Britton, F. P. E. Dunne, and A. J. Wilkinson, "On the mechanistic basis of deformation at the microscale in hexagonal close-packed metals," *Proceedings of the Royal Society A: Mathematical, Physical and Engineering Sciences*, vol. 471, no. 2178, p. 20140881, 2015.
- [123] J. C. Williams, A. W. Sommer, and P. P. Tung, "The influence of oxygen concentration on the internal stress and dislocation arrangements in alpha titanium," *Metallurgical and Materials Transactions B*, vol. 3, no. 11, pp. 2979–2984, 1972.
- [124] M. TSUSHIDA, T. SAKAMOTO, H. KITAHARA, and S. ANDO, "Orientation Dependence of Fatigue Fracture Behavior in Pure Titanium Single Crystals," *Journal of the Society of Materials Science, Japan*, vol. 58, no. 10, pp. 841–846, 2009.
- [125] K. Le Biavant, S. Pommier, and C. Prioul, "Local texture and fatigue crack initiation in a Ti-6Al-4V titanium alloy," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 25, no. 6, pp. 527–545, 2002.
- [126] K. Zhang, K. V. Yang, A. Huang, X. Wu, and C. Davies, "Fatigue crack initiation in as forged Ti-6Al-4V bars with macrozones present," *International Journal of Fatigue*, vol. 80, pp. 288–297, 2015.
- [127] P. J. E. Forsyth, "A two stage process of fatigue crack growth," in *Proceedings of the Crack Propagation Symposium*, pp. 76–94, College of Aeronautics, 1962.
- [128] P. G. Forrest and A. E. L. Tate, "The influence of grain size on the fatigue behaviour of 70/30 brass," *Journal of the Institute of Metals*, no. 93, pp. 438–444, 1964-65.
- [129] D. Taylor and J. F. KNOTT, "FATIGUE CRACK PROPAGATION BEHAVIOUR OF SHORT CRACKS; THE EFFECT OF MICROSTRUCTURE," *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 4, no. 2, pp. 147–155, 1981.
- [130] K. Tokaji and T. Ogawa, "The Growth Behaviour of Microstructurally Small Fatigue Cracks in Metals," in *Proc. Short Fatigue Cracks* (K. J. Miller and de los Rios, E. R., eds.), pp. 85–99, London: Mechanical Engineering Publications, 1992.
- [131] C. A. Yoder, L. A. Cooley, and T. W. Crooker, "On Microstructural Control of Near Threshold Fatigue Crack Growth in 7000-Series Aluminium Alloys," *Scripta Materialia*, vol. 16, p. 1021, 1982.
- [132] C. A. Stubbington and P. J. E. Forsyth *Metallurgia*, vol. 74, pp. 15–21, 1966.

- [133] G. E. Totten, "Fatigue crack propagation," *Advanced Materials and Processes*, vol. 166, no. 5, pp. 39–41, 2008.
- [134] D. O. Swenson, "Transition Between Stage I and Stage II Modes of Fatigue Crack Growth," *Journal of Applied Physics*, vol. 40, no. 9, pp. 3467–3475, 1969.
- [135] G. V. Kolosov, *On an application of complex function theory to a plane problem of the mathematical theory of elasticity*. Dissertation, Yuriev, 1909.
- [136] C. E. Inglis, "Stresses in a Plate due to the presence of cracks and sharp corners," *Transactions of the Institution of Naval Architects*, no. 55, pp. 219–241, 1913.
- [137] A. A. Griffith, "The phenomena of rupture and flow in solids," *Philosophical Transactions of the Royal Society of London. Series A*, no. 221, pp. 163–198, 1921.
- [138] H. A. Richard, "Ermittlung von Spannungsintensitätsfaktoren aus spannungsoptisch bestimmten Kerbfaktor- und Kerbspannungsdiagrammen," *Forschung auf dem Gebiete des Ingenieurwesens A*, vol. 45, no. 6, pp. 188–199, 1979.
- [139] A. V. DeForest, "The Rate of Growth of Fatigue Cracks," *Journal of Applied Mechanics*, no. 3, pp. 23–25, 1936.
- [140] P. C. Paris, M. P. Gomez, and W. E. Anderson, "A Rational Analytic Theory of Fatigue," *The Trending Engineering*, no. 13, pp. 9–14, 1961.
- [141] S. Pearson, "Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 7, no. 2, pp. 235–247, 1975.
- [142] S. Suresh and R. O. Ritchie, "Propagation of short fatigue cracks," *International Metals Reviews*, vol. 29, no. 1, pp. 445–475, 1984.
- [143] M. H. El Haddad, K. N. Smith, and T. H. Topper, "Fatigue Crack Propagation of Short Cracks," *Journal of Engineering Materials and Technology*, vol. 101, no. 1, pp. 42–46, 1979.
- [144] M. H. El Haddad, N. E. Dowling, T. H. Topper, and K. N. Smith, "J integral applications for short fatigue cracks at notches," *International Journal of Fracture*, vol. 16, no. 1, pp. 15–30, 1980.
- [145] L. Susmel, D. Taylor, and R. Tovo, "The Theory of Critical Distances and the estimation of notch fatigue limits: L, a_0 and open notches," *Struct. Durability and Health Monitoring*, vol. 4, 2008.
- [146] K. Tanaka, "Engineering formulae for fatigue strength reduction due to crack-like notches," *International Journal of Fracture*, vol. 22, no. 2, pp. R39–R46, 1983.
- [147] P. Lazzarin, R. Tovo, and G. Meneghetti, "Fatigue crack initiation and propagation phases near notches in metals with low notch sensitivity," *International Journal of Fatigue*, vol. 19, no. 8, pp. 647–657, 1997.

- [148] H. Kitagawa and S. Takahashi, "Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage," in *Proceedings of the Second International. ASM*, pp. 627–631.
- [149] K. J. Miller, "The behaviour of short fatigue cracks and their initiation part I - A review of two recent books," *Fatigue <html_ent glyph="@amp;" ascii="&"/> Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 10, no. 1, pp. 75–91, 1987.
- [150] K. J. Miller, "The two thresholds of fatigue behaviour," *Fatigue <html_ent glyph="@amp;" ascii="&"/> Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 16, no. 9, pp. 931–939, 1993.
- [151] K. J. Miller, "The behaviour of short fatigue cracks and their initiation part II - A general summary," *Fatigue <html_ent glyph="@amp;" ascii="&"/> Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 10, no. 2, pp. 93–113, 1987.
- [152] N. E. Frost, K. J. Marsh, and L. P. Pook, *Metal Fatigue*. Oxford University Press, 1 ed., 1974.
- [153] M. Ahmed, M. S. Islam, S. Yin, and R. Lupoi, "Minimum fatigue striation spacing and its stress amplitude dependence in a commercially pure titanium," *Fatigue <html_ent glyph="@amp;" ascii="&"/> Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 43, no. 3, pp. 628–634, 2020.
- [154] S. Kikuchi, T. Mori, H. Kubozono, Y. Nakai, M. O. Kawabata, and K. Ameyama, "Evaluation of near-threshold fatigue crack propagation in harmonic-structured CP titanium with a bimodal grain size distribution," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 181, pp. 77–86, 2017.
- [155] H. KITAHARA, K. Uchikado, J.-i. Makino, N. Iida, M. TSUSHIDA, N. Tsuji, S. ANDO, and H. Tonda, "Fatigue Crack Propagation Behavior in Commercial Purity Ti Severely Deformed by Accumulative Roll Bonding Process," *Materials Transactions*, vol. 49, pp. 64–68, 2008.
- [156] L. Li, Z. Zhang, and G. Shen, "The Effect of Grain Size on Fatigue Crack Propagation in Commercial Pure Titanium Investigated by Acoustic Emission," *Journal of Materials Engineering and Performance*, vol. 24, no. 7, pp. 2720–2729, 2015.
- [157] C. M. Ward-Close and C. J. Beevers, "The influence of grain orientation on the mode and rate of fatigue crack growth in alpha-titanium," *Metallurgical and Materials Transactions A*, vol. 11, no. 6, pp. 1007–1017, 1980.
- [158] M. Klesnil and P. Lukáš, *Fatigue of metallic materials*, vol. 71 of *Materials science monographs*. Amsterdam: Elsevier, 2. rev. ed. ed., 1992.
- [159] R. E. Peterson, "Notch sensitivity," in *Metal Fatigue* (G. S. WAISMAN and J. L. WAISMAN, eds.), McGraw-Hill, 1959.

- [160] M. R. Mitchell, "A Unified Predictive Technique for the Fatigue Resistance of Cast Ferrous-Based Metals and High Hardness Wrought Steels," *SAE Transactions*, vol. 88, pp. 3062–3097, 1979.
- [161] B. Atzori and P. Lazzarin, "Notch Sensitivity and Defect Sensitivity under Fatigue Loading: Two Sides of the Same Medal," *International Journal of Fracture*, vol. 107, no. 1, pp. 1–8, 2001.
- [162] B. Atzori and P. Lazzarin, "A three-dimensional graphical aid to analyze fatigue crack nucleation and propagation phases under fatigue limit conditions," *International Journal of Fracture*, vol. 118, no. 3, pp. 271–284, 2002.
- [163] B. Atzori, P. Lazzarin, and G. Meneghetti, "Fracture mechanics and notch sensitivity," *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 26, no. 3, pp. 257–267, 2003.
- [164] B. Atzori, P. Lazzarin, and G. Meneghetti, "A unified treatment of the mode I fatigue limit of components containing notches or defects," *International Journal of Fracture*, vol. 133, no. 1, pp. 61–87, 2005.
- [165] B. Atzori, P. Lazzarin, and G. Meneghetti, "A unifying approach to fatigue design in presence of defects and notches subject to uniaxial loading," *MATEC Web of Conferences*, vol. 12, p. 09001, 2014.
- [166] U. Sinz, *Schwingfestigkeit von Common-Rail Komponenten unter Berücksichtigung von seltenen nichtmetallischen Einschlüssen*. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern.
- [167] Y. Murakami and S. Beretta, "Small Defects and Inhomogeneities in Fatigue Strength: Experiments, Models and Statistical Implications," *Extremes*, vol. 2, no. 2, pp. 123–147, 1999.
- [168] Y. Murakami, *Metal fatigue: Effects of small defects and nonmetallic inclusions*. Amsterdam: Elsevier, 1. ed. ed., 2002.
- [169] H. Neuber, *Kerbspannungslehre: Grundlagen für Genaue Spannungsrechnung*. Springer-Verlag, 1937.
- [170] J. M. Whitney and R. J. Nuismer, "Stress Fracture Criteria for Laminated Composites Containing Stress Concentrations," *Journal of Composite Materials*, vol. 8, no. 3, pp. 253–265, 1974.
- [171] D. Taylor, "Geometrical effects in fatigue: a unifying theoretical model," *International Journal of Fatigue*, vol. 21, no. 5, pp. 413–420, 1999.
- [172] D. Taylor, "The theory of critical distances," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, no. 7, pp. 1696–1705, 2008.
- [173] H. M. Westergaard, "Bearing pressures and cracks," *Journal of Applied Mechanics*, vol. 6, pp. 49–53, 1939.
- [174] D. Taylor and G. Wang, "A critical distance approach which unifies the prediction of fatigue limits for large and small cracks and notches," in *Proceedings of the 7. International Fatigue Congress (X.-R. Wu, ed.)*, (Beijing), pp. 579–584, Higher Education Press, 1999.

- [175] Taylor and Wang, "The validation of some methods of notch fatigue analysis," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures*, vol. 23, no. 5, pp. 387–394, 2000.
- [176] D. Taylor, P. Bologna, and K. Bel Knani, "Prediction of fatigue failure location on a component using a critical distance method," *International Journal of Fatigue*, vol. 22, no. 9, pp. 735–742, 2000.
- [177] D. Taylor, "Analysis of fatigue failures in components using the theory of critical distances," *Engineering Failure Analysis*, vol. 12, no. 6, pp. 906–914, 2005.
- [178] L. Susmel, "The theory of critical distances: a review of its applications in fatigue," *Engineering Fracture Mechanics*, vol. 75, no. 7, pp. 1706–1724, 2008.
- [179] D. Taylor and L. Susmel, "The crack modelling method and critical distance approaches," in *Proceedings of the First IJFatigue and FFEMS Joint Workshop* (M. N. James, J. R. Yates, L. Susmel, and F. Iacoviello, eds.), 2011.
- [180] L. Susmel and D. Taylor, "Fatigue design in the presence of stress concentrations," *The Journal of Strain Analysis for Engineering Design*, vol. 38, no. 5, pp. 443–452, 2003.
- [181] L. Böhme, C. Godard, and E. Kerscher, "Influence of Engineered Surfaces and Microstructure on the Fatigue Limit of Titanium," 2016.
- [182] L. Böhme, C. Godard, and E. Kerscher, "Approaches to Predict the Fatigue Limit of Micro Notched Ti Miniature Specimens," in *Proceedings of the International Symposium on Notch Fracture*, pp. 216–221, 2017.
- [183] D. Taylor, *The theory of critical distances: A new perspective in fracture mechanics*. Amsterdam and London: Elsevier, 2007.
- [184] R. W. Suhr, "The effect of surface finish on high cycle fatigue initiation in low alloy steel," in *EGF Publication 1* (K. J. Miller and de los Rios, E. R., eds.), The Behaviour of Short Fatigue Cracks, London: Mechanical Engineering Publications, 1986.
- [185] DIN EN ISO 5832-2:2018, "Implants for surgery - Metallic materials - Part 2: Unalloyed titanium."
- [186] ASTM International, "ASTM E 572, Standard Test Method for Analysis of Stainless and Alloy Steels by Wavelength Dispersive X-Ray Fluorescence Spectrometry," 2013.
- [187] ASTM International, "ASTM E 1587, Standard Test Methods for Chemical Analysis of Refined Nickel," 2017.
- [188] ASTM International, "ASTM E 1019, Standard Test Methods for Determination of Carbon, Sulfur, Nitrogen, and Oxygen in Steel, Iron,

- Nickel, and Cobalt Alloys by Various Combustion and Inert Gas Fusion Techniques,” 2018.
- [189] L. Morales-Rivas, S. Diederichs, L. Böhme, E. Gordo, A. Hebestreit, and E. Kerscher, “Method for the Detection of Grain Boundaries in alpha Ti-Based Alloys by means of Polarized Light Microscopy and Image Processing in MATLAB,” *Practical Metallography*, vol. 55, no. 10, pp. 678–692, 2018.
- [190] DIN EN ISO 643:2012, “Steels – Micrographic determination of the apparent grain size,” 2012.
- [191] S. Kikuchi, “Diffraction of Cathode Rays by Mica,” *Proceedings of the Imperial Academy*, vol. 4, no. 7, pp. 354–356, 1928.
- [192] L. Eulerus, “Formulae generales pro translatione quacunque corporum rigidorum,” in *Novi Commentarii academiae scientiarum Petropolitanae*, vol. 20, pp. 189–207, Petropoli: Acad. Scient., 1776.
- [193] F. Wever, “Über die Walzstruktur kubisch kristallisierender Metalle,” *Zeitschrift für Physik*, vol. 28, pp. 69–90, 1924.
- [194] D. Gerth and R. A. Schwarzer, “Graphical Representation of Grain and Hillock Orientations in Annealed Al-1Si Films,” *Textures and Microstructures*, vol. 21, no. 2-3, pp. 177–193, 1993.
- [195] C. S. Barrett and L. H. Levenson, “The structure of Aluminium after compression,” *Transactions of the Metallurgical Society of AIME*, no. 137, pp. 112–127, 1940.
- [196] E. Tenckhoff, *Deformation mechanisms, texture, and anisotropy in zirconium and zircaloy*, vol. 966 of *Special technical publication. American Society for Testing and Materials*. Philadelphia, Pa.: ASTM, 1988.
- [197] DIN EN ISO 6892-1, “Metallische Werkstoffe – Zugversuch – Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur,” 2016.
- [198] DIN EN ISO 6507-1, “Metallische Werkstoffe - Härteprüfung nach Vickers - Teil 1: Prüfverfahren (ISO 6507-1:2018); Deutsche Fassung EN ISO 6507-1:2018,” 2018.
- [199] EN 6072:2011, “Luft- und Raumfahrt – Metallische Werkstoffe - Prüfverfahren - Ermüdungstest mit konstanter Amplitude,” 2011.
- [200] L. Böhme, A. Hebestreit, S. Kieren-Ehse, M. Bohley, B. Kirsch, J. C. Aurich, and E. Kerscher, “Präparation dünner Stege zur Untersuchung des Einflusses der kristallographischen Orientierung bei der mechanischen Bearbeitung von Reintitan auf der Mikroskala,” in *Fortschritte in der Metallographie* (G. Petzow, ed.), vol. 53, pp. 143–148, DGM, 2019.
- [201] E. Paucksch, S. Holsten, M. Linß, and F. Tikal, *Zerspantechnik: Prozesse, Werkzeuge, Technologien ; mit 45 Tabellen*. Studium, Wiesbaden: Vieweg + Teubner, 12., vollst. überarb. und erw. Aufl. ed., 2008.

- [202] I. G. Reichenbach and J. C. Aurich, "Untersuchung der Oberflächen-güte beim Mikrofräsen - Einfluss von Prozessparametern und Einstell-winkel der Nebenschneide bei 48 um Mikroschaftwerkzeugen," *Werk-stattstechnik online*, vol. 12, no. 103, pp. 847–852, 2013.
- [203] M. Bohley, *Prozess-Maschine-Interaktion beim Mikrofräsen von cp-Titan*. Dissertation, Technische Universität Kaiserslautern, 2020.
- [204] S. Kieren-Ehshes, M. Bohley, T. Mayer, B. Kirsch, and J. C. Aurich, "Effect of high spindle speeds on micro end milling of commercially pure titanium," in *Proceedings of the 20th International conference of the European Society for Precision Engineering and Nanotechnology (euspen)*, pp. 63–66, 2020.
- [205] W. J. Kroll, "A contribution to the history of ductile titanium and zirconium," *Journal of the Less Common Metals*, vol. 8, no. 6, pp. 361–367, 1965.
- [206] W. J. Kroll, "The Production of Ductile Titanium," *Journal of The Electrochemical Society*, vol. 78, no. 1, pp. 35–47, 1940.
- [207] J. C. Aurich, M. Bohley, I. G. Reichenbach, and B. Kirsch, "Surface quality in micro milling: Influences of spindle and cutting parameters," *CIRP Annals - Manufacturing Technology*, vol. 66, no. 1, pp. 101–104, 2017.
- [208] M. Bohley, I. G. Reichenbach, C. Müller, and J. C. Aurich, "Develop-ment of a desktop machine tool for integrated ultra-small micro end mill production and application," *Proceedings of the 11th International Conference on Micromachining, Orange County, CA, USA, 29–31 March 2016*, pp. 1–6, 2016.
- [209] B. Kirsch, M. Bohley, P. A. Arrabiyeh, and J. C. Aurich, "Application of Ultra-Small Micro Grinding and Micro Milling Tools: Possibilities and Limitations," *Micromachines*, vol. 8, no. 9, p. 261, 2017.
- [210] J. Canny, "A Computational Approach To Edge Detection," *Pattern Analysis and Machine Intelligence, IEEE Transactions on*, vol. PAMI-8, 1986.
- [211] L. Böhme, L. Morales-Rivas, S. Diederichs, and E. Kerscher, "Crystal c-axis mapping of hcp metals by conventional reflected polarized light mi-croscopy: Application to untextured and textured cp-Titanium," *Ma-terials Characterization*, vol. 145, pp. 573–581, 2018.
- [212] L. Morales-Rivas, L. Böhme, and E. Kerscher, "Orientation mapping of cp-Ti by reflected polarized light microscopy," *MATEC Web of Con-ferences*, vol. 321, p. 11096, 2020.
- [213] L. Böhme, F. Ströer, A. Keksel, J. Seewig, and E. Kerscher, "Forecast of the fatigue crack initiation site of commercially pure Titanium mi-niature specimens with local surface topography data," *MATEC Web of Conferences*, vol. 321, p. 11008, 2020.

- [214] DIN EN ISO 13565-2, "Geometrische Produktspezifikationen (GPS) - Oberflächenbeschaffenheit: Tastschnittverfahren - Oberflächen mit plattentypischen funktionsrelevanten Eigenschaften - Teil 2: Beschreibung der Höhe mittels linearer Darstellung der Materialanteilkurve," 1998.
- [215] M. Hück, "Ein verbessertes Verfahren für die Auswertung von Treppenstufenversuchen," *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*, vol. 14, no. 12, pp. 406–417, 1983.
- [216] L. Reimer and G. Pfefferkorn, *Raster-Elektronenmikroskopie*. Berlin, Heidelberg: Springer Berlin Heidelberg, zweite, neubearbeitete und erweiterte auflage ed., 1977.
- [217] H. Biermann and L. Krüger, *Moderne Methoden der Werkstoffprüfung*. Wiley, 2014.
- [218] E. Meyer, *Untersuchungen über Härteprüfung und Härte*. Berlin: Springer, 1909.
- [219] S. M. Walley, "Historical origins of indentation hardness testing," *Materials Science and Technology*, vol. 28, pp. 1028–1044, 2012.
- [220] DIN EN ISO 14577-1, "Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters: Part 1: Test method," 2015.
- [221] E. S. Berkovich, "Three-faceted diamond pyramid for micro-hardness testing," *Ind. Diamond Rev*, vol. 11, no. 127, pp. 129–133, 1951.
- [222] W. C. Oliver and G. M. Pharr, "An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments," *Journal of Materials Research*, vol. 7, no. 6, pp. 1564–1583, 1992.
- [223] K. Herrmann, N. Jennett, W. Wegener, J. Meneve, K. Hasche, and R. Seemann, "Progress in determining the area function of indenters used for nanoindentation," *Thin Solid Films*, vol. 377, pp. 394–400, 2000.
- [224] DIN EN ISO 14577-2, "Metallic materials – Instrumented indentation test for hardness and materials parameters: Part 2: Verification and calibration of testing machines," 2015.
- [225] T. Chudoba and N. M. Jennett, "Higher accuracy analysis of instrumented indentation data obtained with pointed indenters," *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 41, no. 21, p. 215407, 2008.
- [226] W. C. Oliver and G. M. Pharr, "Measurement of hardness and elastic modulus by instrumented indentation: Advances in understanding and refinements to methodology," *Journal of Materials Research*, vol. 19, no. 1, pp. 3–20, 2004.
- [227] D. Newey, M. A. Wilkins, and H. M. Pollock, "An ultra-low-load penetration hardness tester," *Journal of Physics E: Scientific Instruments*, vol. 15, no. 1, pp. 119–122, 1982.

- [228] M. F. Doerner and W. D. Nix, "A method for interpreting the data from depth-sensing indentation instruments," *Journal of Materials Research*, vol. 1, no. 4, pp. 601–609, 1986.
- [229] J.-Y. Rho, T. Y. Tsui, and G. M. Pharr, "Elastic properties of human cortical and trabecular lamellar bone measured by nanoindentation," *Biomaterials*, vol. 18, no. 20, pp. 1325–1330, 1997.
- [230] B. J. Briscoe, L. Fiori, and E. Pelillo, "Nano-indentation of polymeric surfaces," *Journal of Physics D: Applied Physics*, vol. 31, no. 19, pp. 2395–2405, 1998.
- [231] D. F. Bahr, D. E. Kramer, and W. W. Gerberich, "Non-linear deformation mechanisms during nanoindentation," *Acta Materialia*, vol. 46, no. 10, pp. 3605–3617, 1998.
- [232] C. Godard, A. Klingler, T. Junker, and E. Kerscher, "The Applicability of Nanoindentation for the Examination of Microstructured Areas in CP Titanium Samples," *Practical Metallography*, vol. 52, no. 6, pp. 314–322, 2015.
- [233] L. Böhme, A. Keksel, F. Ströer, M. Bohley, S. Kieren-Ehse, B. Kirsch, J. C. Aurich, J. Seewig, and E. Kerscher, "Micro hardness determination on a rough surface by using combined indentation and topography measurements," *Surface Topography: Metrology and Properties*, vol. 7, no. 4, p. 045021, 2019.
- [234] M. Bohley, G. I. Reichenbach, S. Kieren-Ehse, L. Heberger, A. P. Arrabiyeh, R. Merz, L. Böhme, J. Hering, B. Kirsch, M. Kopnarski, E. Kerscher, G. von Freymann, and C. J. Aurich, "Coating of Ultra-Small Micro End Mills: Analysis of Performance and Suitability of Eight Different Hard-Coatings," *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, vol. 2, no. 2, 2018.
- [235] P. Grau, C. Ullner, and H.-H. Behncke, "Uncertainty of depth sensing hardness: Effect of roughness," *Materialprüfung*, vol. 39, no. 9, pp. 362–367, 1997.
- [236] K.-D. Bouzakis, N. Michailidis, S. Hadjiyiannis, G. Skordaris, and G. Erkens, "The effect of specimen roughness and indenter tip geometry on the determination accuracy of thin hard coatings stress–strain laws by nanoindentation," *Materials Characterization*, vol. 49, pp. 149–156, 2002.
- [237] M. Qasmi and P. Delobelle, "Influence of the average roughness Rms on the precision of the Young's modulus and hardness determination using nanoindentation technique with a Berkovich indenter," *Surface and Coatings Technology*, vol. 201, no. 3, pp. 1191–1199, 2006.
- [238] A. Rico, M. A. Garrido, E. Otero, and J. Rodríguez, "Roughness Effect on the Mechanical Properties of Ceramic Materials Measured from Nanoindentation Tests," *Key Engineering Materials*, vol. 333, pp. 247–250, 2007.

- [239] Z.-H. Xu and X. Li, "Effect of sample tilt on nanoindentation behaviour of materials," *Philosophical Magazine*, vol. 87, no. 16, pp. 2299–2312, 2007.
- [240] Laurent-Brocq Mathilde, Béjanin Estelle, and Champion Yannick, "Influence of roughness and tilt on nanoindentation measurements: A quantitative model," *Scanning*, vol. 37, no. 5, pp. 350–360, 2015.
- [241] P. Sudharshan Phani and W. C. Oliver, "A critical assessment of the effect of indentation spacing on the measurement of hardness and modulus using instrumented indentation testing," *Materials & Design*, vol. 164, p. 107563, 2019.
- [242] A. Winkelmann, G. Nolze, S. Vespucci, G. Naresh-Kumar, C. Trager-Cowan, A. Vilalta-Clemente, A. J. Wilkinson, and M. Vos, "Diffraction effects and inelastic electron transport in angle-resolved microscopic imaging applications," *Journal of Microscopy*, vol. 267, no. 3, pp. 330–346, 2017.
- [243] S. J. Laine, *The Role of Twinning in the Plastic Deformation of Alpha Phase Titanium: The Role of Twinning in the Plastic Deformation of Alpha Phase Titanium*. PhD thesis, University of Cambridge and Department of Materials Science and Wolfson.
- [244] C. Rodopoulos, "Theoretical analysis on the behaviour of short fatigue cracks," *International Journal of Fatigue*, vol. 24, no. 7, pp. 719–724, 2002.
- [245] D. S. Dugdale, "Yielding of steel sheets containing slits," *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, vol. 8, no. 2, pp. 100–104, 1960.
- [246] W. Weibull, "A Statistical Distribution Function of Wide Applicability," *Journal of Applied Mechanics*, pp. 293–297, 1951.
- [247] C. E. Phillips and R. B. Heywood, "The Size Effect in Fatigue of Plain and Notched Steel Specimens Loaded under Reversed Direct Stress," *Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers*, vol. 165, no. 1, pp. 113–124, 1951.
- [248] Y. Murakami, "Inclusion rating by statistics of extreme values and its application to fatigue strength prediction and quality control of materials," *International Journal of Fatigue*, vol. 18, no. 3, p. 215, 1996.
- [249] M. Makkonen, "Statistical size effect in the fatigue limit of steel," *International Journal of Fatigue*, vol. 23, no. 5, pp. 395–402, 2001.
- [250] C. Sun, X. Zhang, X. Liu, and Y. Hong, "Effects of specimen size on fatigue life of metallic materials in high-cycle and very-high-cycle fatigue regimes," *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*, vol. 39, no. 6, pp. 770–779, 2016.
- [251] S. Kieren-Ehse, L. Böhme, L. Morales-Rivas, J. Lösch, B. Kirsch, E. Kerscher, M. Kopnarski, and J. C. Aurich, "The influence of the

crystallographic orientation when micro machining commercially pure titanium: a size effect," *Precision Engineering*, 2021.

Betreute studentische Arbeiten

F. Belzner: *Experimentelle Bestimmung des wechselseitigen Einflusses von Mikrostruktur und Oberflächentopographie auf das Ermüdungsverhalten von alpha-Ti Miniaturproben*. Studienprojekt, 2020.

A. Barth, A. Manz: *Einfluss der Probengröße auf die mechanischen Eigenschaften von Reintitan*. Studienprojekt, 2020.

A. Potter, H. Schwartz: *Bestimmung der kristallographischen Orientierung von alpha-Ti durch polarisierte Lichtmikroskopie und Nanoindentation*. Studienprojekt, 2019.

E. Paloji, T. Rauber: *Mechanische Eigenschaften von Reintitan unter quasi-statischer mechanischer Beanspruchung*. Studienprojekt, 2018.

S. Diederichs: *Crystallographic orientation characterization of alpha-Titanium by polarized light microscopy*. Masterarbeit, 2017.

M. Berger: *PLM als Alternative zur EBSD-Messung zur Feststellung der Kristallorientierung*. Studienprojekt, 2016.

F. Reuter: *Entwicklung und Konstruktion einer Einspannvorrichtung zur Prüfung massiver metallischer Gläser unter einachsiger Wechselbeanspruchung*. Masterarbeit, 2016.

J. Nikola: *Instrumentierung eines Tischpendelschlagwerks zur Untersuchung massiver metallischer Gläser*. Studienarbeit, 2015.

Präsentationen

L. Böhme (V), L. Morales-Rivas, E. Kerscher: Einflussfaktoren auf die Ermüdungsrissinitiierung an alpha-Ti Miniaturproben. Fachausschuss Titan, Deutsche Gesellschaft für Materialforschung, Lindenberg (Germany), 11.–12. November 2019.

L. Böhme (V), S. Kieren-Ehse (V), M. Bohley, B. Kirsch, J. C. Aurich, E. Kerscher: Einfluss mikrogefräster Strukturen auf die Ermüdungseigenschaften von Reintitan. Werkstoffwoche, Dresden (Germany), 18.–20. September 2019.

L. Böhme (V), S. Kieren-Ehse, M. Bohley, A. Hebestreit, B. Kirsch, J.-C. Aurich, E. Kerscher: Präparation dünner Stege zur Untersuchung des Einflusses der kristallographischen Orientierung bei der mechanischen Bearbeitung von Reintitan auf der Mikroskala. Werkstoffwoche, Dresden (Germany), 18.–20. September 2019.

L. Böhme (V), L. Morales-Rivas, E. Kerscher: Forecast of the fatigue crack initiation site in cp-Ti miniature specimens with local surface topography data. The 14th World Conference on Titanium, Nantes (France), 10.–14. Juni 2019.

L. Morales-Rivas (V), L. Böhme, E. Kerscher: Orientation mapping of cp-Ti by reflected polarized light microscopy. The 14th World Conference on Titanium, Nantes (France), 10.–14. Juni 2019.

L. Böhme (V), L. Morales-Rivas, E. Kerscher: Mechanische Eigenschaften mikrostrukturierter Ti-Miniaturproben unter zyklischer Belastung. 12. Tagung Gefüge und Bruch, Bochum (Germany), 13.–15. Februar 2019.

L. Böhme (V), C. Godard, E. Kerscher: Approaches to Predict the Fatigue Limit of Micro Notched Ti Miniature Specimens. International Symposium on Notch Fracture, Santander (Spain), 29.–31. März 2017.

L. Morales-Rivas, S. Diederichs, L. Böhme, E. Gordo, A. Hebestreit (V), E. Kerscher: Methode zur Erkennung von Korngrenzen in alpha-Ti-Basislegierungen mittels polarisierter Lichtmikroskopie und Bildverarbeitung mit MATLAB. 51. Metallographie-Tagung, Materialographie, Deutsche Gesellschaft für Materialforschung, Aalen (Germany), 13.–15. September 2017.

E. Gordo, L. Morales-Rivas, L. Böhme, E. Kerscher, S.A. Tsipas, L. Bolzoni (V): Fatigue and oxidation behavior of low-cost PM Ti-Fe alloys. 4th International Conference on Titanium Powder Metallurgy and Additive Manufacturing, Xi'an (P.R. China), 08.–10. September 2017.

L. Böhme (V), C. Godard, E. Kerscher: Influence of Engineered Surfaces and Microstructure on the Fatigue Limit of Titanium. 30th International Conference on Surface Modification Technologies, Milan (Italy), 29. Juni–01. Juli 2016.

Veröffentlichungen

S. Kieren-Ehse, L. Böhme, L. Morales-Rivas, J. Lösch, B. Kirsch, E. Kerscher, M. Kopnarski, J. C. Aurich: The influence of the crystallographic orientation when micro machining commercially pure titanium: a size effect. *Precision Engineering*, (accepted, 12.04.2021).

L. Böhme, F. Ströer, A. Keksel, J. Seewig, E. Kerscher: Forecast of the fatigue crack initiation site of commercially pure Titanium miniature specimens with local surface topography data. *MATEC Web of Conferences*, 321 (2020), 11008.

L. Morales-Rivas, L. Böhme, E. Kerscher: Orientation mapping of cp-Ti by reflected polarized light microscopy. *MATEC Web of Conferences*, 321 (2020), 11096.

L. Böhme, A. Keksel, F. Ströer, M. Bohley, S. Kieren-Ehse, B. Kirsch, J. C. Aurich, J. Seewig and E. Kerscher: Micro hardness determination on a rough surface by using combined indentation and topography measurements. *Surface Topography: Metrology and Properties*, 7 (2019), 045021.

L. Böhme, A. Hebestreit, S. Kieren-Ehse, M. Bohley, B. Kirsch, J. C. Aurich, E. Kerscher: Präparation dünner Stege zur Untersuchung des Einflusses der kristallographischen Orientierung bei der mechanischen Bearbeitung von Reintitan auf der Mikroskala. *Fortschritte in der Metallographie*, A. Neidel, G. Petzow (Hrsg.), 53 (2019), S. 143-148.

R. Bischof, L. Böhme, C. Kuhn, R. Müller, E. Kerscher: Deformation behaviour of small scale cp-titanium specimen with large grains. *Proceedings in Applied Mathematics and Mechanics*, 81 (2018), S. 1-2.

L. Böhme, L. Morales-Rivas, S. Diederichs, E. Kerscher: Crystal c-axis mapping of hcp metals by conventional reflected polarized light microscopy: Application to untextured and textured cp-Titanium. *Materials Characterization*, 145 (2018), S. 573-581.

L. Morales-Rivas, S. Diederichs, L. Böhme, E. Gordo, A. Hebestreit, E. Kerscher: Method for the detection of grain boundaries in alpha Ti-based alloys by means of polarized light microscopy and image processing in MATLAB. *Practical Metallography*, 55 (2018), S. 678-692.

M. Bohley, I. G. Reichenbach, S. Kieren-Ehse, L. Heberger, P. A. Arrabiyeh, R. Merz, L. Böhme, J. Hering, B. Kirsch, M. Kopnarski, E. Kerscher, G. von Freymann, J. C. Aurich: Coating of Ultra-Small Micro End Mills: Analysis of Performance and Suitability of Eight Different Hard-Coatings. *Journal of Manufacturing and Materials Processing*, 2 (2018), 22.

L. Böhme, C. Godard, E. Kerscher: Approaches to Predict the Fatigue Limit of Micro Notched Ti Miniature Specimens. *Proceedings of the International Symposium on Notch Fracture*, (2017), S. 216-221.

D. Grell, J. Gibmeier, S. Dietrich, F. Silze, L. Böhme, V. Schulze, U. Kühn, E. Kerscher: Influence of shot peening on the mechanical properties of bulk amorphous Vitreloy 105. *Surface Engineering*, 33 (2017), S. 721-730.

Lebenslauf

Ausbildung

2008–2011	Hochschule Furtwangen University
2012–2014	Universität Siegen

Berufliche Tätigkeit

2006–2007	Industriepraktikum/Werksstudentin, Degussa Röhm, Darmstadt/Worms
2008–2009	Tutorin im Fach Technische Mechanik an der Hochschule Furtwangen
2013	Industriepraktikum, ALSTOM (Schweiz), Abteilung: TTTM.T Materials Testing
seit 2014	Wissenschaftliche Mitarbeiterin in der Arbeitsgruppe Werkstoffprüfung (AWP), Technische Universität Kaiserslautern

Kaiserslautern, im Januar 2022