

# Einfluss von Defekten auf die Streuung der Lebensdauer in einer Lost Foam gegossenen Al-Si-Legierung unter thermomechanischer Ermüdung

MARTIN WAGNER



SIEGENER WERKSTOFFKUNDLICHE BERICHTE | BAND 32/2022  
HERAUSGEBER: PROF. DR.-ING. HABIL. H.-J. CHRIST



**Martin Wagner**

Einfluss von Defekten auf die Streuung der Lebensdauer  
in einer Lost Foam gegossenen Al-Si-Legierung  
unter thermomechanischer Ermüdung

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

Dissertation, Universität Siegen, 2022

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

© Copyright Martin Wagner 2022  
© Copyright Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung,  
Universität Siegen 2022  
Alle Rechte vorbehalten, auch das des auszugsweisen Nachdruckes,  
der auszugsweisen oder vollständigen Wiedergabe, der Speicherung  
in Datenverarbeitungsanlagen und das der Übersetzung.

Als Manuskript gedruckt. Printed in Germany.

urn:nbn:de:hbz:467-22870  
<https://dspace.ub.uni-siegen.de/handle/ubsi/2287>  
<https://doi.org/10.25819/ubsi/10198>  
ISSN 2193-5114

# **Einfluss von Defekten auf die Streuung der Lebensdauer in einer Lost Foam gegossenen Al-Si-Legierung unter thermomechanischer Ermüdung**

genehmigte  
DISSERTATION  
zur Erlangung des Grades eines Doktors  
der Ingenieurwissenschaften

vorgelegt von  
Martin Wagner, M.Sc.  
aus München

eingereicht bei der Naturwissenschaftlich-Technischen Fakultät  
der Universität Siegen  
Siegen 2022

Referent: Prof. Dr.-Ing. habil. Hans-Jürgen Christ  
Korreferent: Prof. Dr. rer. nat. Robert Brandt

Tag der mündlichen Prüfung: 14.07.2022



## **Vorwort**

An dieser Stelle möchte ich mich bei allen Menschen bedanken, die zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen haben. Ein besonderer Dank geht an Hr. Prof. Christ vom Lehrstuhl für Materialkunde und Werkstoffprüfung der Universität Siegen, der mir die Möglichkeit zur Promotion gegeben hat. Ich möchte mich für seine gewinnbringenden Ratschläge und fachlichen Diskussionen, aber auch für die offene und ehrliche Art von Prof. Christ bedanken. Zudem bedanke ich mich bei Hr. Prof. Brandt vom Lehrstuhl für Werkstoffsysteme für den Fahrzeugleichtbau für seine Bereitschaft, die Position des Zweitgutachters der Arbeit zu übernehmen. Fr. Prof. Reinicke und Hr. Prof. Fritzen danke ich dafür, dass sie sich als weitere Prüfer der Arbeit zur Verfügung gestellt haben und damit Interesse an der Arbeit gezeigt haben. Ein großes Dankeschön geht an Arne Ohrndorf, einerseits für die anregenden Gespräche auf den Klausurtagungen, andererseits für seine Bereitschaft, die Korrektur der Arbeit zu übernehmen.

Die Arbeit wurde bei der IABG in Ottobrunn in Kooperation mit BMW in München durchgeführt. Bei Martin Hoyer und Marco Riva von BMW möchte ich mich ganz besonders für die Idee zum Thema der Doktorarbeit und für die Bereitstellung von Material und Software bedanken. Ich weiß das fortlaufende Interesse an der Arbeit sehr zu schätzen. Die spannenden fachlichen Diskussionen steigerten stets meine Motivation zum erfolgreichen Abschluss der Arbeit.

Ohne die Unterstützung von Lukas und Gerrit wäre die Arbeit nicht möglich gewesen. Bei Lukas bedanke ich mich für die große Unterstützung bei den computertomographischen und statistischen Auswertungen sowie die vielen aufbauenden Worte, bei Gerrit für die große Hilfe bei der Durchführung und Auswertung der Rissfortschrittsversuche sowie die gewinnbringenden fachlichen Diskussionen.

Bei Andreas Mösenbacher möchte ich mich für die fachlichen Gespräche bedanken. Äußerst wertvoll war sein Einsatz für optimale organisatorische Rahmenbedingungen der Doktorarbeit. Fabian danke ich für seine essentielle Unterstützung beim Aufbau des TMF-Prüfstands, Ingo für seine fachlichen Ratschläge, Stefan für die experimentellen Ratschläge und Markus für die Korrektur der Arbeit. Bei Alina, Bernhard, Gerhard und Johannes bedanke ich mich für die immer gute und unterhaltsame Zusammenarbeit. Bei allen möchte ich mich herzlich für die vielen aufmunternden Worte bedanken.

Ich bedanke mich bei der gesamten Abteilung für Schadensanalyse für ihre tolle Unterstützung. Marion danke ich für die kooperative Zusammenarbeit und die zur Verfügung gestellten Ressourcen. Petra, Bettina, Diemut und Markus danke ich für die REM-Untersuchungen, Tom für die Durchführung der  $\mu$ CT-Aufnahmen.

Bei Anne bedanke ich mich für die entspannten Kaffeepausen, die lustige Organisation von Weißwurstevents und die vielen ermutigenden Worte. Bei Franz bedanke ich mich für seine begeisterte und vertrauensvolle Art. Durch die Arbeit im Labor bei Franz und Hr. Prof. Hammer von der OTH Regensburg kam überhaupt erst der Gedanke zu einer möglichen Promotion in diesem Themenfeld auf. Bei Carl Fischer vom IWM in Freiburg bedanke ich mich für die hilfreichen fachlichen Unterhaltungen, die vielen motivierenden Worte und die essentielle Hilfestellung bzgl. bruchmechanischer Fragestellungen. Manfred Hück möchte ich für die lehrreichen Unterhaltungen und Ratschläge zu statistischen Fragestellungen danken.

Bei Stefan, Christoph, Hias und allen meinen Freunden bedanke ich mich, dass sie auch in schwierigen Situationen immer für mich da sind. Bei meinem Bruder Andi bedanke ich mich, dass er mich in der Anfangsphase der Doktorarbeit auf seine Couch aufgenommen hat. Vielen Dank, dass du mir in dieser Phase immer wieder Mut zugesprochen hast, und du mich immer ganz selbstlos bei der Steuererklärung unterstützt.

Ganz besonders möchte ich meiner Freundin Franzi danken, die einiges mitgemacht hat in der Phase der Doktorarbeit. Vielen Dank, dass du mich auch in den anstrengendsten Zeiten unermüdlich unterstützt und aufgebaut hast. Du hast mir dabei immer ein optimales Gefühl gegeben. Du schaffst es immer und immer wieder, mich zum Lachen zu bringen. So haben wir auch die kräftezehrende Phase der Fernbeziehung glücklich hinter uns gelassen. Dafür möchte ich dir von ganzem Herzen danken.

Der größte Dank geht an meine Eltern. Ihr habt mir meine Ausbildung und ein immer sorgenfreies Leben ermöglicht. Ihr unterstützt mich in jeder Lebenslage vollkommen selbstlos und habt die Entscheidung zur Doktorarbeit nie in Frage gestellt. Dafür möchte ich euch von Herzen danken.

**Inhaltsverzeichnis**

<b>INHALTSVERZEICHNIS</b> .....	<b>I</b>
<b>SYMBOL- UND ABKÜRZUNGSVERZEICHNIS</b> .....	<b>V</b>
<b>KURZFASSUNG</b> .....	<b>XV</b>
<b>ABSTRACT</b> .....	<b>XVI</b>
<b>1 EINLEITUNG</b> .....	<b>1</b>
1.1 Hintergrund und Motivation .....	1
1.2 Zielsetzung .....	3
1.3 Aufbau der Arbeit .....	4
<b>2 THEORETISCHE GRUNDLAGEN</b> .....	<b>7</b>
2.1 Verformungsverhalten .....	7
2.2 Ermüdungsverhalten .....	9
2.2.1 Isotherme Ermüdung .....	10
2.2.2 Thermomechanische Ermüdung .....	12
2.3 Bruchmechanik .....	14
2.3.1 Linear-elastische Bruchmechanik .....	15
2.3.2 Elastisch-plastische Bruchmechanik .....	18
2.4 Modellierung des Lebensdauerverhaltens .....	22
2.4.1 Empirische Modelle .....	23
2.4.2 Bruchmechanisches Modell .....	25
<b>3 LITERATURKENNTNISSTAND</b> .....	<b>27</b>
3.1 Aluminium-Silizium-Gusslegierungen .....	27
3.1.1 Gefüge und Ausscheidungsverhalten .....	27
3.1.2 Schädigungsentwicklung unter zyklischer Beanspruchung .....	30
3.2 Lost Foam Gießverfahren .....	34
3.2.1 Gießverfahren und Mikrostruktur .....	34
3.2.2 Schädigungsentwicklung unter zyklischer Beanspruchung .....	37
3.3 Defektbasierte Lebensdauerabschätzung .....	39
3.3.1 HCF-Bereich .....	39
3.3.2 LCF-Bereich .....	42



<b>4</b>	<b>WERKSTOFF UND EXPERIMENTELLE METHODEN.....</b>	<b>45</b>
4.1	Mikrostruktur, Probenentnahme und Probengeometrie .....	45
4.1.1	Mikrostruktur .....	45
4.1.2	Probenentnahme und Probengeometrie .....	46
4.2	Prüfstand für thermomechanische Ermüdungsversuche und Rissfortschrittsversuche .....	49
4.2.1	Prüfstand und Versuchssteuerung.....	49
4.2.2	Thermomechanische Ermüdungsversuche .....	52
4.2.3	Thermomechanische Rissfortschrittsversuche.....	52
4.3	Mikrocomputertomographie.....	54
4.3.1	Untersuchungen am Ausgangswerkstoff .....	54
4.3.2	Einpassen der gebrochenen Probenhälften in das ungeprüfte Volumen.....	57
4.4	Rasterelektronenmikroskopie.....	58
4.5	Detektion von Poren.....	59
4.5.1	Poren auf der Bruchfläche .....	59
4.5.2	Poren im primären Rissausgang .....	60
4.6	Zylinderkopfprüfstand.....	61
<b>5</b>	<b>EXPERIMENTELLE ERGEBNISSE.....</b>	<b>65</b>
5.1	Thermomechanisches Ermüdungsverhalten.....	65
5.1.1	Versuchsprogramm .....	65
5.1.2	Wechselverformungsverhalten .....	67
5.1.3	Steifigkeit.....	70
5.1.4	Modellierung des elastisch-plastischen Verformungsverhaltens.....	71
5.1.5	Lebensdauer .....	73
5.2	Rissausbreitung unter thermomechanischer Beanspruchung.....	76
5.2.1	Versuchsprogramm.....	76
5.2.2	Risslänge.....	77
5.2.3	Einfluss des Rissschließens .....	81
5.2.4	Ermittlung der Geometriefunktion $Y_{area}$ .....	83
5.2.5	Bruchmechanische Bewertung auf Basis des zyklischen J-Integrals .....	85
5.2.6	Rissfortschrittskurve .....	87
5.3	Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchflächen .....	88
5.4	Porenanalyse.....	91
5.4.1	Globale Merkmalsgrößen .....	91

5.4.2 Lokale Merkmalsgrößen .....	93
5.4.3 Poren auf der Bruchfläche.....	96
5.4.4 Poren im primären Rissausgang.....	97
5.5 Zylinderkopfversuche .....	99
5.6 Diskussion der Ergebnisse.....	102
5.6.1 Thermomechanische Ermüdungsversuche.....	102
5.6.2 Rissausbreitung .....	106
5.6.3 Einfluss der Poren auf Rissinitiierung, Risswachstum und Lebensdauer .....	110
5.6.4 Vergleich von Probenversuchen und Bauteilversuchen.....	111
<b>6 LEBENSDAUERABSCHÄTZUNG.....</b>	<b>115</b>
6.1 Anwendung des bruchmechanischen Lebensdauermodells .....	115
6.2 Rechnerische Lokalisierung des Bruchverlaufs - Methodik.....	118
6.2.1 Berechnungsablauf.....	119
6.2.2 Poreninteraktion und Interaktion von Poren mit der Probenaußenfläche .....	123
6.2.3 Kerbschärfe .....	126
6.3 Rechnerische Lokalisierung des Bruchverlaufs - Ergebnisse.....	130
6.3.1 Primärer Rissausgang.....	130
6.3.2 Gesamte Bruchfläche .....	135
6.4 Einflussgrößen auf die Lebensdauer.....	138
6.4.1 Streuung der Anfangsrisslänge .....	138
6.4.2 Streuung der Rissfortschrittsrate.....	141
6.4.3 Endrisslänge .....	144
6.5 Lebensdauerabschätzung für einachsige thermomechanische Beanspruchung..	145
6.6 Diskussion der Ergebnisse.....	149
6.6.1 Rechnerische Lokalisierung des Bruchverlaufs .....	149
6.6.2 Risswachstumsmodell.....	157
6.6.3 Zusammenfassende Einordnung der Arbeit in den Literaturkenntnisstand.....	162
6.6.4 Zielerreichung .....	164
<b>7 ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK.....</b>	<b>165</b>
<b>8 LITERATURVERZEICHNIS.....</b>	<b>169</b>



## Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

### Lateinische Symbole

A	Konstante im Nortonschen Kriechgesetz	[s <sup>-1</sup> ]
A	tatsächliche Querschnittsfläche	[mm <sup>2</sup> ]
a	Risslänge	[mm]
A <sub>0</sub>	Anfangsquerschnittsfläche	[mm <sup>2</sup> ]
a <sub>0</sub>	Anfangsrisslänge	[mm]
A <sub>0</sub> / A <sub>1</sub> / A <sub>2</sub> / A <sub>3</sub> / A <sub>4</sub>	Koeffizienten für Funktion von Y <sub>area</sub> über der Risslänge	[-]
a <sub>0,10%</sub> / a <sub>0,50%</sub> / a <sub>0,90%</sub>	10% / 50% / 90%-Quantil von a <sub>0</sub>	[mm]
a <sub>0,45</sub>	Länge des künstlichen Anrisses der Corner-Crack-Probe (45° zur Außenfläche)	[mm]
a <sub>0,calc</sub>	Berechnete Anfangsrisslänge aus A <sub>proj,IR,Int,KS</sub>	[μm]
a <sub>0,calc,max</sub>	Berechnete Anfangsrisslänge aus dem größten A <sub>proj,IR,Int,KS</sub> einer Probe	[μm]
a <sub>0,calc,max,10%</sub> a <sub>0,calc,max,50%</sub> a <sub>0,calc,max,90%</sub>	10% / 50% / 90%-Quantil von a <sub>0,calc,max</sub>	[μm]
a <sub>0,calc,Rissausgang</sub>	Berechnete Anfangsrisslänge aus A <sub>proj,IR,Int,KS</sub> des experimentell ermittelten primären Rissausgangs	[μm]
a <sub>0,calc,Rissausgang,10%</sub> a <sub>0,calc,Rissausgang,50%</sub> a <sub>0,calc,Rissausgang,90%</sub>	10% / 50% / 90%-Quantil von a <sub>0,calc,Rissausgang</sub>	[μm]
a <sub>0,x</sub> / a <sub>0,y</sub>	Länge des künstlichen Anrisses an den Außenflächen der Corner-Crack-Probe	[mm]
a <sub>0ZZ,ij</sub>	Zufällig erzeugter Wert für a <sub>0,calc,max</sub> (gemäß Verteilung von a <sub>0,calc,max</sub> )	[μm]
a <sub>45</sub>	gemittelte Risslänge in der Corner-Crack-Probe (45° zur Außenfläche)	[mm]
a <sub>Abbruch</sub>	Endrisslänge in den Stegen des Zylinderkopfs	[mm]
a <sub>Anriss</sub>	Anfangsrisslänge in den Stegen des Zylinderkopfs	[mm]
A <sub>eff</sub>	effektive Defektfläche	[mm <sup>2</sup> ]
a <sub>f</sub>	Endrisslänge (in Zyklus N <sub>f</sub> , aus elastischem Steifigkeitsabfall)	[μm]
A <sub>f</sub>	Endrissfläche (gerissene Querschnittsfläche in Zyklus N <sub>f</sub> , aus elastischem Steifigkeitsabfall)	[μm <sup>2</sup> ]

$a_{\text{korr}}$	korrigierte Risslänge für Vergleich der Geometriefunktion	[mm]
$A_{\text{proj}}$	Projizierte Fläche der Pore auf die Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_{\text{proj,IR}}$	Akkumulierte projizierte Fläche der Poren im Inspektionsraum	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_{\text{proj,IR,Int}}$	Akkumulierte projizierte Fläche der Poren im Inspektionsraum mit Berücksichtigung der Interaktion	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_{\text{proj,IR,Int,KS}}$	Akkumulierte projizierte Fläche der Poren im Inspektionsraum mit Berücksichtigung der Interaktion und der Kerbschärfe	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_{\text{proj,IR,KS}}$	Akkumulierte projizierte Fläche der Poren im Inspektionsraum mit Berücksichtigung der Kerbschärfe	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_{\text{proj,IS}}$	Akkumulierte projizierte Fläche der Poren in der Inspektionsscheibe	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_{\text{proj,IS,Int}}$	Akkumulierte projizierte Fläche der Poren in der Inspektionsscheibe mit Berücksichtigung der Interaktion	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_{\text{proj,IS,Int,KS}}$	Akkumulierte projizierte Fläche der Poren in der Inspektionsscheibe mit Berücksichtigung der Interaktion und der Kerbschärfe	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_{\text{proj,IS,KS}}$	Akkumulierte projizierte Fläche der Poren in der Inspektionsscheibe mit Berücksichtigung der Kerbschärfe	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$A_{\text{Rest,ES}}$	Restquerschnittsfläche aus elastischem Steifigkeitsabfall	[ $\text{mm}^2$ ]
$A_{\text{Rest,OR}}$	Restquerschnittsfläche aus optischer Rissdetektion	[ $\text{mm}^2$ ]
$\overline{a}_{\text{RF}}$	mittlere Länge des fortgeschrittenen Risses der beiden Außenflächen der Corner-Crack-Probe	[mm]
$A_{\text{Riss,OR}}$	Gerissene Querschnittsfläche aus optischer Rissdetektion	[ $\text{mm}^2$ ]
$a_x / a_y$	Risslänge an den Außenflächen der Corner-Crack-Probe	[mm]
$b$	Schwingfestigkeitsexponent	[-]
$B$	Matrix zur numerischen Berechnung von effektiven Flächen	[ $\mu\text{m}^2$ ]
$C$	Koeffizient des Potenzgesetzes nach Paris / Koeffizient des Potenzgesetzes zur Beschreibung der elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve	[mm]
$c$	Duktilitätsexponent	[-]
$c_1 / c_2$	Faktoren für die Berechnung des Gewichtungsfaktors $r_{K,GF}$	[-]

$C_{10\%} / C_{50\%} / C_{90\%}$	10% / 50% / 90%-Quantil von C	[mm]
$C_{ZZ,ij}$	Zufällig erzeugter Wert für C (gemäß Verteilung von C)	[mm]
D	Koeffizient der Schädigungsparameterwöhlerlinie $Z_D-N_f$	[-]
d	Teilchendurchmesser	[mm]
da/dN	Rissfortschrittsrate / Rissfortschritt pro Zyklus	[mm]
$D_{\text{Berechnung},10\%}$ $D_{\text{Berechnung},50\%}$ $D_{\text{Berechnung},90\%}$	10% / 50% / 90%-Quantil von $D_{\text{Berechnung}}$	[-]
$D_{\text{Berechnung},ij}$	Berechnete Lebensdauer $N_{f,ZZ,ij}$ verschoben auf $Z_{D,\text{fiktiv}}=1$ MPa	[-]
$d_{\text{Draht}}$	Drahtdurchmesser bei Mikrodrahterosion	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_{\text{Ferret}}$	Feret-Durchmesser	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_k$	kritischer Teilchendurchmesser	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_{\text{Pore}}$	Durchmesser der Pore (abgebildet als flächenäquivalenter Kreis)	[ $\mu\text{m}$ ]
$d_{\text{Riss}}$	Durchmesser eines kreisförmigen Risses	[ $\mu\text{m}$ ]
$D_{\text{Versuch},10\%}$ $D_{\text{Versuch},50\%}$ $D_{\text{Versuch},90\%}$	10% / 50% / 90%-Quantil von $D_{\text{Versuch}}$	[-]
$D_{\text{Versuch},i}$	Lebensdauer eines TMF-Versuchs verschoben auf $Z_{D,\text{fiktiv}}=1$ MPa	[-]
E	Elastizitätsmodul (E-Modul)	[MPa]
EA	Dehnsteifigkeit	[N]
F	Kraft	[N]
$f_{ij}$	Winkelfunktionen des Rissspitzenfeldes	[-]
$F_{\text{ist}}$	Istwert der Kraft	[N]
J	J-Integral	[MPa mm]
$\Delta J$	zyklisches J-Integral	[MPa mm]
$\Delta J_{\text{eff}}$	effektives zyklisches J-Integral	[MPa mm]
$J_{\text{el}}$	elastischer Grenzfall des J-Integrals	[MPa mm]
$J_{\text{pl}}$	plastischer Grenzfall des J-Integrals	[MPa mm]
$J_{\text{sim}}$	mit FEM berechnetes J-Integral in der Corner-Crack-Probe	[MPa mm]
K	Dehnungsbehinderung	[-]

K	Spannungsintensitätsfaktor	[MPa mm <sup>1/2</sup> ]
$\Delta K$	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor	[MPa mm <sup>1/2</sup> ]
$\Delta K_C$	kritischer zyklischer Spannungsintensitätsfaktor	[MPa mm <sup>1/2</sup> ]
$\Delta K_{th}$	Schwellenwert des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors	[MPa mm <sup>1/2</sup> ]
k	Neigung der Wöhlerlinie (nach DIN 50100)	[-]
k	Platzierung des experimentell ermittelten primären Rissausgangs bzw. der Bruchfläche in der absteigenden Reihenfolge der berechneten akkumulierten projizierten Fläche (allgemein)	[-]
$k_{Berechnung}$	Neigung der berechneten Wöhlerlinie	[-]
$K_C$	Bruchzähigkeit	[MPa mm <sup>1/2</sup> ]
$k_{IR} / k_{IR,KS} / k_{IR,Int} / k_{IR,Int,KS}$	Platzierung des experimentell ermittelten primären Rissausgangs in der absteigenden Reihenfolge der berechneten akkumulierten projizierten Flächen (für die vier Berechnungsvarianten)	[-]
$k_{IS} / k_{IS,KS} / k_{IS,Int} / k_{IS,Int,KS}$	Platzierung der experimentell ermittelten Bruchfläche in der absteigenden Reihenfolge der berechneten akkumulierten projizierten Flächen (für die vier Berechnungsvarianten)	[-]
$k_{Versuch}$	Neigung der experimentell ermittelten Wöhlerlinie	[-]
$l_0$	Messbereich des Extensometers	[mm]
m	Exponent des Potenzgesetzes nach Paris / Exponent des Potenzgesetzes zur Beschreibung der elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve	[-]
N	Zyklenzahl	[-]
N'	Ramberg-Osgood-Verfestigungsexponent	[-]
n'	zyklischer Ramberg-Osgood-Verfestigungsexponent	[-]
n	Norton-Kriechexponent	[-]
$N_0$	Zyklenzahl bei Rissinitiation	[-]
$N_{Abbruch}$	Abbruchzyklenzahl im Zylinderkopfversuch	[-]
$N_{Anriss}$	Anrisszyklenzahl im Zylinderkopfversuch	[-]
$\bar{N}_{Anriss}$	mittlere Anrisszyklenzahl in Zylinderkopfversuchen	[-]
$N_B$	Bruchzyklenzahl	[-]
$N_f$	Lebensdauer (Zyklenzahl bei einem Abfall der maximalen Nennspannung von 20%)	[-]
$N_{f,Berechnung,10\%}$	10% / 50% / 90%-Quantil der berechneten Lebensdauer	[-]
$N_{f,Berechnung,50\%}$		
$N_{f,Berechnung,90\%}$		

$N_{f,\text{fiktiv},i}$	Lebensdauer eines TMF-Versuchs verschoben auf ein fiktives Beanspruchungsniveau	[-]
$\bar{N}_{f,RB}$	mittlere Lebensdauer für die einzelnen Versuchsbedingungen	[-]
$N_{f,RB,10\%}$ $N_{f,RB,90\%}$	Zyklenzahl mit Ausfallwahrscheinlichkeit von 10% / 90% für die einzelnen Versuchsbedingungen	[-]
$N_{f,\text{Versuch}}$	Lebensdauer aus TMF-Versuchen	[-]
$N_{f,ZZ,ij}$	Für jede Kombination von $a_{0ZZ,ij}$ und $C_{ZZ,ij}$ berechnete Lebensdauer	[-]
$n_{IR}$	Anzahl an generierten Inspektionsräumen	[-]
$n_{IS}$	Anzahl an generierten Inspektionsscheiben	[-]
$n_{\text{Poren}}$	Porenanzahl	[-]
$P$	Wahrscheinlichkeit	[-]
$PCA_1 / PCA_2 / PCA_3$	Doppelte Länge der Hauptachsen aus einer Hauptkomponentenanalyse	[ $\mu\text{m}$ ]
$P_J$	Schädigungsparameter nach Vormwald	[MPa]
$P_{OST}$	Schädigungsparameter nach Ostergren	[MPa]
$P_{SWT}$	Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper	[MPa]
$R$	Spannungsverhältnis	[-]
$r_{\text{Grenze}}$	Erstellung von Inspektionsräumen nur für $r_m > r_{\text{Grenze}}$	[mm]
$r_{IR}$	radiale Ausdehnung des Inspektionsraums	[mm]
$r_K$	Krümmungsradius	[ $\mu\text{m}$ ]
$\bar{r}_K$	Mittlerer Krümmungsradius	[ $\mu\text{m}$ ]
$r_{K,\text{Anriss}}$	Krümmungsradius des künstlichen Anrisses der Corner-Crack-Probe	[ $\mu\text{m}$ ]
$r_{K,GF}$	Gewichtungsfaktor zur Berücksichtigung der Kerbschärfe	[-]
$r_{K,\text{max}}$	maximaler Krümmungsradius	[ $\mu\text{m}$ ]
$r_{K,xz\text{-links}}$ $r_{K,xz\text{-rechts}}$	Krümmungsradius an Positionen mit maximaler Kerbschärfe in der xz-Ebene (linke und rechte Seite der Pore)	[ $\mu\text{m}$ ]
$r_{K,yz\text{-links}}$ $r_{K,yz\text{-rechts}}$	Krümmungsradius an Positionen mit maximaler Kerbschärfe in der yz-Ebene (linke und rechte Seite der Pore)	[ $\mu\text{m}$ ]
$r_m$	radiale Position des Mittelpunkts der umhüllenden Kugel um eine Pore	[ $\mu\text{m}$ ]
$r_{\text{Probe}}$	Radius der Rundprobe	[mm]
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze	[MPa]
$s$	Sphärizität	[-]



$s_{a0,calc,max}$	Standardabweichung von $a_{0,calc,max}$	[mm]
$s_{logC}$	Standardabweichung von $\log(C)$	[mm]
$s_{Pore}$	Abstand zwischen zwei Poren (abgebildet als flächenäquivalente Kreise)	[ $\mu\text{m}$ ]
$s_{Rand}$	Abstand eines Risses / einer Pore zur freien Oberfläche	[mm]
$s_{Riss}$	Abstand zwischen zwei kreisförmigen Rissen	[mm]
$s_x / s_y / s_z$	Abmessungen des umhüllenden Quaders um eine Pore	[ $\mu\text{m}$ ]
$t$	Zeit	[s]
$T$	Temperatur	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$\dot{T}$	Aufheiz- und Abkühlrate der Temperatur	[ $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ ]
$\Delta T$	Temperaturschwingbreite	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T(A-A)$	Auslassstegtemperatur	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_{a0,calc,max}$	10%-90%-Streuspanne von $a_{0,calc,max}$	[-]
$T_{a0,calc,Rissausgang}$	10%-90%-Streuspanne von $a_{0,calc,Rissausgang}$	[-]
$t_{Anriss}$	Dicke des künstlichen Anrisses der Corner-Crack-Probe	[ $\mu\text{m}$ ]
$T_C$	10%-90%-Streuspanne von C	[-]
$T_{D,Berechnung}$	10%-90%-Streuspanne von $D_{Berechnung}$	[-]
$T_{D,Versuch}$	10%-90%-Streuspanne von $D_{Versuch}$	[-]
$t_{Halte}$	Haltezeit	[s]
$T_{ist}$	Istwert der Temperatur	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_{max}$	maximale Temperatur im Zyklus	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_{min}$	minimale Temperatur im Zyklus	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$T_{NAnriss}$	10%-90%-Streuspanne der Anrisszyklenzahl in den Zylinderkopfversuchen	[-]
$T_{Nf,Berechnung}$	10%-90%-Streuspanne der berechneten Lebensdauer	[-]
$T_{Nf,RB}$	10%-90%-Streuspanne der in den TMF-Versuchen experimentell ermittelten Lebensdauer für die einzelnen Randbedingungen	[-]
$T_{Nf,Versuch}$	10%-90%-Streuspanne der in den TMF-Versuchen experimentell ermittelten Lebensdauer	[-]
$T_{soll}$	Sollwert der Temperatur	[ $^{\circ}\text{C}$ ]
$t_{Zyklus}$	Dauer eines Zyklus	[s]
$u$	Verschiebung	[mm]
$u_{max}$	maximale Verschiebung im Zyklus	[mm]
$u_{op}$	Verschiebung bei Rissöffnung	[mm]
$V$	Porenvolumen	[ $\mu\text{m}^3$ ]

$V_{\text{ges}}$	gesamtes $\mu\text{CT}$ -Volumen	$[\mu\text{m}^3]$
$V_{\text{Poren}}$	Porenvolumen	$[\mu\text{m}^3]$
$W$	Breite der Corner-Crack-Probe	$[\text{mm}]$
$x_m / y_m / z_m$	Kartesische Koordinaten des Mittelpunkts der umhüllenden Kugel um eine Pore	$[\mu\text{m}]$
$Y$	Geometriefaktor	$[-]$
$Y_{\text{area}}$	Risslängenabhängige Geometriefunktion für die Corner-Crack-Probe	$[-]$
$Z_D$	Schädigungsparameter nach Heitmann	$[\text{MPa}]$
$Z_{D,\text{fiktiv}}$	fiktives Beanspruchungsniveau von $Z_D$	$[\text{MPa}]$
$Z_{\text{IR}}$	axiale Ausdehnung des Inspektionsraums	$[\text{mm}]$
$Z_{\text{IS}}$	Höhe einer Inspektionsscheibe	$[\text{mm}]$
$Z_{\text{Tast}}$	Tastabstand für Generierung von Inspektionsscheiben	$[\mu\text{m}]$

### Griechische Symbole

$\varepsilon_{\text{cr}}$	Kriechdehnung	$[-]$
$\Delta\varepsilon_{\text{cr}}$	Kriechdehnungsschwingbreite	$[-]$
$\varepsilon_{\text{el}}$	elastische Dehnung	$[-]$
$\varepsilon_f'$	Duktilitätskoeffizient	$[-]$
$\varepsilon_{\text{mech}}$	mechanische Dehnung	$[-]$
$\dot{\varepsilon}_{\text{mech}}$	mechanische Dehnrate	$[1/\text{s}]$
$\Delta\varepsilon_{\text{mech}}$	mechanische Dehnungsschwingbreite	$[-]$
$\varepsilon_{\text{mech,m}}$	mittlere mechanische Dehnung	$[-]$
$\varepsilon_{\text{mech,max}}$	maximale mechanische Dehnung im Zyklus	$[-]$
$\varepsilon_{\text{mech,min}}$	minimale mechanische Dehnung im Zyklus	$[-]$
$\varepsilon_{\text{mech,soll}}$	Sollwert der mechanischen Dehnung	$[-]$
$\varepsilon_{\text{pl}}$	plastische Dehnung	$[-]$
$\Delta\varepsilon_{\text{pl}}$	plastische Dehnungsschwingbreite	$[-]$
$\Delta\varepsilon_{\text{pl,eff}}$	effektive plastische Dehnungsschwingbreite	$[-]$
$\varepsilon_{\text{pl,max}}$	maximale plastische Dehnung im Zyklus	$[-]$
$\varepsilon_{\text{pl,min}}$	minimale plastische Dehnung im Zyklus	$[-]$
$\varepsilon_t$	totale Dehnung	$[-]$
$\varepsilon_{t,\text{ist}}$	Istwert der totalen Dehnung	$[-]$
$\varepsilon_{t,\text{soll}}$	Sollwert der totalen Dehnung	$[-]$
$\varepsilon_{\text{th}}$	thermische Dehnung	$[-]$
$\kappa$	Exponent in Gleichung zur Beschreibung der Rissfront	$[-]$

$\nu$	Querkontraktionszahl	[-]
$\sigma$	Spannung	[MPa]
$\Delta\sigma$	Spannungsschwingbreite	[MPa]
$\Delta\sigma_{\text{eff}}$	effektive Spannungsschwingbreite	[MPa]
$\sigma_B'$	Schwingfestigkeitskoeffizient	[MPa]
$\sigma_{CY}$	zyklische 0,2%-Dehngrenze	[MPa]
$\sigma_{ij}$	Spannungen des Rissspitzenfeldes	[MPa]
$\sigma_m$	Mittelspannung	[MPa]
$\sigma_{\text{max}}$	maximale Zyklusspannung	[MPa]
$\sigma_{\text{min}}$	minimale Zyklusspannung	[MPa]
$\sigma_N$	Nennspannung	[MPa]
$\sigma_{N,100}$	Nennspannung zu Beginn des aufsteigenden Hysteresenastes	[MPa]
$\sigma_{\text{op}}$	Rissöffnungsspannung	[MPa]
$\sigma_W$	wahre Spannung	[MPa]
$\Delta\tau$	kritische Schubspannung	[MPa]
$\Delta\tau_0$	Schubspannung zum Umgehen von Teilchen	[MPa]
$\Delta\tau_S$	Schubspannung zum Schneiden von Teilchen	[MPa]
$\Phi$	Beanspruchungsgröße	unterschiedlich
$\varphi_{\text{IR}}$	tangentiale Ausdehnung des Inspektionsraums	[°]
$\varphi_m$	tangentiale Position des Mittelpunkts der umhüllenden Kugel um eine Pore	[°]
$\phi_{\text{Vol}}$	Porenvolumenanteil	[-]

### Abkürzungen

BEI	Backscattered Electron Image
C1 / C2 / C3	Charge 1 / Charge 2 / Charge 3
CC	Corner-Crack
DVC	Digital Volume Correlation
EAR	Einlass-Auslassventilsteg (Riemenseite)
EAS	Einlass-Auslassventilsteg (Steuerseite)
EPS	Expandierbares Polystyrol
F	Gusszustand (ohne Wärmebehandlung)
FE / FEM	Finite-Elemente / Finite-Elemente-Methode
HCF	High Cycle Fatigue

---

HIP	Heißisostatisches Pressen
HRR-Feld	Rissspitzenfeld nach Hutchinson, Rice und Rosengren
IER	Injektor-Einlassventilsteg (Riemenseite)
IES	Injektor-Einlassventilsteg (Steuerseite)
Int	Interaktion
IP	in-phase
IR	Inspektionsraum
IS	Inspektionsscheibe
KS	Kerbschärfe
LCF	Low Cycle Fatigue
NV	Normalverteilung
OP	Out-of-Phase
PID	Proportional-Integral-Derivative
REM	Rasterelektronenmikroskop
ROI	Region of Interest
SDAS	Secondary Dendrite Arm Spacing (engl. für „sekundärer Dendritenarmabstand“)
SEI	Secondary Electron Image
TF	Thermal Fatigue
TMF	Thermomechanical Fatigue (engl. für „thermomechanische Ermüdung“)
ZAR	Zündkerzen-Auslassventilsteg (Riemenseite)
ZAS	Zündkerzen-Auslassventilsteg (Steuerseite)
ZIN	Zündkerzen-Injektorsteg
ZK	Zylinderkopf
ZKP	Zylinderkopfprüfstand
ZZ	Zufallszahl
μCT	Mikrocomputertomographie



## Kurzfassung

In Al-Si-Zylinderköpfen führen Start-Stopp-Zyklen zur thermomechanischen Ermüdung (TMF), die mit der Initiierung und dem Wachstum von Rissen in den kritischen Bereichen im Brennraumdach einhergeht. Ein großes Problem ist die starke Streuung der resultierenden Lebensdauer. Die in dieser Arbeit untersuchten Zylinderköpfe wurden mit dem Lost Foam Gießverfahren gefertigt. Durch die prozessbedingt niedrigen Abkühlraten enthält der Werkstoff eine hohe Anzahl an ausgedehnten und scharfkantigen Poren. Diese Defekte haben bei zyklischer Beanspruchung einen entscheidenden Einfluss auf die Rissinitiierung und das Risswachstum und damit auf die Lebensdauer.

In der Arbeit wurden einachsige TMF-Versuche an Proben durchgeführt, die aus dem thermomechanisch kritisch beanspruchten Bereich der Zylinderköpfe entnommen wurden. Zur Ermittlung der Streuung der Anfangsrisslänge wurde eine Methode entwickelt, die auf der Detektion von Poren mit Hilfe der Mikrocomputertomographie ( $\mu$ CT) beruht. In Verbindung mit rasterelektronenmikroskopischen Untersuchungen der Bruchflächen wurden die Poren im primären Rissausgang und die maßgeblichen Kriterien für die Rissinitiierung identifiziert. Ein in dieser Arbeit entwickeltes Programm ermöglicht die rechnerische Lokalisierung des primären Rissausgangs auf Basis von  $\mu$ CT-Daten unter Berücksichtigung der experimentell ermittelten Kriterien für die Rissinitiierung. Die Streuung der elastisch-plastischen Rissfortschrittsrate wurde durch einachsige TMF-Rissfortschrittsversuche ermittelt.

Auf der Grundlage der experimentellen Ergebnisse wurde eine neue Methode zur Abschätzung der Streuung der Lebensdauer von thermomechanisch beanspruchten Zylinderköpfen aus der Streuung der Defektverteilung im Werkstoff entwickelt. Dazu wurde ein bruchmechanisches Lebensdauermodell verwendet, das die Streuung der Lebensdauer aus der Streuung der Anfangsrisslänge und der Rissfortschrittsrate abschätzt. Die Berechnungsergebnisse zeigen sowohl für die Lebensdauer als auch für die Streuung der Lebensdauer eine sehr gute Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen. Durch die Verknüpfung der  $\mu$ CT zur Detektion der Poren im Werkstoff mit der entwickelten Lebensdauerabschätzungsmethodik wird eine zerstörungsfreie Qualitätssicherung ermöglicht, die negative Auswirkungen der Werkstoffqualität auf die Lebensdauer im Serienprozess frühzeitig erkennt.

**Abstract**

In Al-Si cylinder heads, start-stop cycles lead to thermomechanical fatigue (TMF), which is accompanied by the initiation and growth of cracks in the critical web regions. A major issue is the high scatter of the resulting lifetime. The cylinder heads investigated in the framework of this study were manufactured by the lost foam casting process. Due to the low cooling rates caused by the process, the material contains a high number of large and sharp-edged pores. Under cyclic loading, these defects have a significant influence on crack initiation and growth and thus on the lifetime.

During the work, uniaxial TMF tests were performed on specimens extracted from the thermomechanically critically loaded region of the cylinder heads. For the determination of the scatter of the initial crack length a method based on the detection of pores using microcomputer tomography ( $\mu$ CT) was developed. In combination with scanning electron microscopy of the fracture surfaces, the pores in the primary crack origin and the relevant criteria for crack initiation were identified. A program developed in this work enables the computational localization of the primary crack origin from the  $\mu$ CT data. The program contains the identified crack initiation criteria. The scatter of the elastic-plastic crack propagation rate was determined by uniaxial TMF crack propagation tests.

On the basis of the experimentally obtained results, a new method was developed for the assessment of the lifetime scatter of thermomechanically loaded cylinder heads based on the scatter of defects within the material. For this purpose, a lifetime model based on fracture mechanics was used. This model estimates the lifetime scatter from the scatter of the initial crack length and the crack propagation rate. The deviation between the calculation and test results is quite small for both the lifetime and lifetime scatter. The combination of the  $\mu$ CT for the detection of pores within the material and the lifetime assessment method developed enables a non-destructive quality assurance. In the series process, negative effects of the material quality on the lifetime can be identified at an early stage.

# 1 EINLEITUNG

## 1.1 Hintergrund und Motivation

In der Luftfahrt, der Automobilindustrie, dem Schienenverkehr sowie beim Betrieb von Kraftwerken werden viele Bauteile zyklisch beansprucht. Im Zeitfestigkeitsbereich ist das Bauteilleben auf eine bestimmte Lebensdauer begrenzt. Die Lebensdauer entspricht der Zyklenzahl, bei der ein definiertes Versagenskriterium erreicht wird. Sowohl für Hersteller als auch für Nutzer ist die Vermeidung eines Schadens in Bauteilen elementar wichtig, um die Sicherheit hoch und die Kosten niedrig zu halten. Die Lebensdauer unterliegt fast immer einer Streuung. Beispielsweise kann ein Versagen in Ventilstegen von Zylinderköpfen bei einem „Worst Case“-Nutzerprofil schon nach knapp 1000 Start-Stopp-Zyklen, aber auch erst nach über 10.000 Start-Stopp-Zyklen eintreten, obwohl diese identisch beansprucht sind. Für eine effektive und kostengünstige Qualitätssicherung sowie zur Reduzierung der statistischen Unsicherheit bei der Lebensdauerbewertung ist die Abschätzung von Versagenswahrscheinlichkeiten auf Basis verschiedener Einflussfaktoren notwendig. Als Einflussfaktoren sind einerseits die Beanspruchbarkeit (Material, Fertigungsprozess) und andererseits die Beanspruchung (Geometrie, äußere Last) einer Struktur zu nennen. Zur Abschätzung von Versagenswahrscheinlichkeiten ist ein vertieftes Verständnis des Zusammenhangs der Streuung der Einflussfaktoren und der daraus resultierenden Streuung der Lebensdauer unabdingbar (siehe Abb. 1-1).

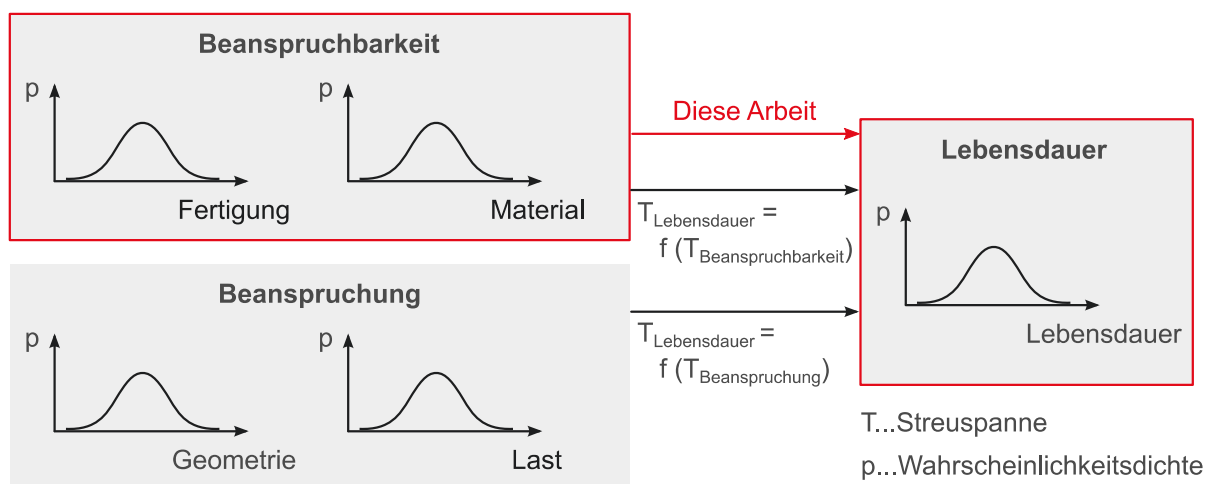


Abb. 1-1: Einfluss der Streuung von Beanspruchbarkeit und Beanspruchung auf die Streuung der Lebensdauer (allgemein); Einfluss der Streuung der Beanspruchbarkeit auf die Streuung der Lebensdauer (diese Arbeit).

In dieser Arbeit wird die Streuung der Lebensdauer in Al-Si-Zylinderköpfen untersucht. In Zylinderköpfen führen Temperaturzyklen (Start-Stopp, Vollast, Teillast) in Kombination



mit hohen Temperaturgradienten zu thermomechanischer Ermüdung. Dadurch kommt es zur Rissinitiierung in den kritischen Bereichen im Brennraumdach. Die in dieser Arbeit untersuchten Zylinderköpfe wurden mit dem Lost Foam Gießverfahren gefertigt. Dieses bietet im Vergleich zum klassischen Kokillengießverfahren den Vorteil geringerer Prozesskosten. Zudem können damit sehr komplexe Geometrien realisiert werden. Durch die prozessbedingt niedrige Abkühlgeschwindigkeit entsteht jedoch ein gröberes Gefüge, das mit der Zunahme der Anzahl und Größe von Poren im Werkstoff einhergeht. Die größten Poren erreichen Abmessungen von über 1 mm. Der Porenvolumenanteil bewegt sich in der Größenordnung von 1%. In der Vergangenheit wurde für Lost Foam gegossene Werkstoffe bereits gezeigt, dass die Rissinitiierung und das Risswachstum und somit die Lebensdauer unter elastisch-plastischer Beanspruchung maßgeblich von der vorhandenen Porenverteilung abhängen [1,2]. Daher wird in dieser Arbeit davon ausgegangen, dass die Streuung der Lebensdauer in erster Linie durch die Streuung von im Werkstoff befindlichen Poren beeinflusst wird. In früheren Arbeiten (z.B. [3–7]) wurde das Ermüdungsverhalten von Al-Si-Zylinderköpfen unter thermomechanischer Beanspruchung bereits ausführlich untersucht. Zudem existieren umfangreiche Berechnungskonzepte zur Abschätzung der Lebensdauer von thermomechanisch beanspruchten Al-Si-Zylinderköpfen (z.B. [3,4]). Dagegen existieren zur Abschätzung der Streuung der Lebensdauer bisher kaum ganzheitliche Konzepte.

Bisher werden die Auswirkungen der Werkstoffqualität auf die resultierende Lebensdauer von Lost Foam Gussbauteilen in erster Linie durch zerstörende Prüfverfahren überwacht. Dabei werden Bauteilversuche oder einachsige Versuche an Proben, die aus den Bauteilen entnommen wurden, durchgeführt. Mit diesem Verfahren ist allerdings keine kontinuierliche Überwachung der Versagenswahrscheinlichkeit in einem Serienprozess möglich. Zudem sind zerstörende Prüfverfahren häufig sehr zeit- und kostenintensiv, wodurch sich keine großen Stichprobenumfänge realisieren lassen, was mit statistischen Unsicherheiten einhergeht.

In den letzten Jahren hat die Anwendung der  $\mu$ CT stark an Bedeutung gewonnen. Diese Technologie, die ursprünglich für die Medizin entwickelt wurde, ermöglicht die zerstörungsfreie Detektion von Defekten innerhalb von Bauteilen. Die  $\mu$ CT wird aktuell bereits in der Fertigungsqualitätssicherung im Serienprozess eingesetzt. So wird die Geometrie jedes Lost Foam Gussbauteils durch einen Soll-Ist-Vergleich überprüft, indem  $\mu$ CT-Aufnahmen mit den CAD-Daten der Geometrie verglichen werden. Des Weiteren wird

durch  $\mu$ CT-Aufnahmen der Porenvolumenanteil stichprobenartig untersucht, indem z.B. jedes 10.000ste gegossene Bauteil im  $\mu$ CT untersucht wird. Allerdings nimmt mit zunehmender Größe des Volumens der  $\mu$ CT-Aufnahme die Auflösung ab. Deshalb ist es mit den heutigen Anlagen i.d.R. nötig, für die  $\mu$ CT-Aufnahmen kleine Volumen aus Bauteilen herauszutrennen, um die erforderliche Auflösung zur Detektion von Defekten im Werkstoff zu ermöglichen. Es ist aber wohl nur eine Frage der Zeit,  $\mu$ CT-Aufnahmen von größeren Bauteilen in der erforderlichen Auflösung zu realisieren.

In dieser Arbeit soll ein Konzept zur Berechnung der Streuung der Lebensdauer von thermomechanisch beanspruchten Zylinderköpfen auf Basis der Streuung von Defekten im Werkstoff entwickelt werden (siehe Abb. 1-1). Durch die Detektion der Defekte mit Hilfe der  $\mu$ CT sollen die Vorteile gegenüber den zerstörenden Prüfverfahren ausgenutzt werden. So lassen sich durch die vergleichsweise kostengünstige und weniger zeitintensive  $\mu$ CT höhere Stichprobenumfänge zur Lebensdauerbewertung im Vergleich zu zerstörenden Prüfverfahren realisieren. Dadurch kann die statistische Unsicherheit verringert bzw. Konfidenzbänder verkleinert werden. Zudem soll die Möglichkeit der Qualitätssicherung durch zerstörungsfreie Prüfung geschaffen werden, indem negative Auswirkungen der Werkstoffqualität auf die Lebensdauer im Serienprozess frühzeitig erkannt werden.

## 1.2 Zielsetzung

Die Arbeit hat im Wesentlichen zwei Ziele:

### **Ziel 1: Identifizierung eines defektbasierten Kriteriums für die Rissinitiierung**

Die Lebensdauer von thermomechanisch beanspruchten Strukturen hängt wesentlich von der Anfangsrisslänge ab. Aus diesem Grund soll ein defektbasiertes Kriterium für die Rissinitiierung ermittelt werden, aus dem die Anfangsrisslänge hergeleitet wird.

### **Ziel 2: Berechnung der Streuung der Lebensdauer aus der Streuung von Defekten**

Die Streuung der Lebensdauer wird anhand von einachsigen TMF-Versuchen ermittelt. Die Defekte werden mit Hilfe von  $\mu$ CT-Aufnahmen detektiert. Die Validierung der Berechnung durch die Versuchsergebnisse soll die Güte der entwickelten Methode zeigen.

### 1.3 Aufbau der Arbeit

Zunächst werden in Kap. 2 die für diese Arbeit benötigten theoretischen Grundlagen beschrieben. In Kap. 3 wird auf den Literaturkenntnisstand eingegangen. Dabei werden zunächst die Eigenschaften von Al-Si-Gusslegierungen beschrieben (Kap. 3.1). Die in dieser Arbeit untersuchten Zylinderköpfe wurden mit dem Lost Foam Gießverfahren hergestellt, das systembedingt viele Defekte verursacht. Daher wird ein Überblick über vergangene Arbeiten rund um das Lost Foam Gießverfahren (Kap. 3.2) gegeben. In Kap. 3.3 wird die Lebensdauerabschätzung auf Basis von Defekten näher beleuchtet.

In Kap. 4 werden die verwendeten experimentellen Methoden dargestellt. Zur Abbildung realer Werkstoffbedingungen in den Probenversuchen wurden die Proben aus den kritisch beanspruchten Bereichen der Zylinderköpfe entnommen. Die Vorgehensweise der Probenentnahme findet sich in Kap. 4.1.2. Der für diese Arbeit entwickelte Prüfstand zur Durchführung von thermomechanischen Ermüdungs- und Rissfortschrittsversuchen ist in Kap. 4.2 beschrieben. Die Kap. 4.3 bis 4.5 beinhalten die experimentelle Vorgehensweise zur Detektion von Poren im primären Rissausgang und auf der Bruchfläche der thermomechanisch ermüdeten Proben auf Basis von  $\mu$ CT- und REM-Untersuchungen. In Kap. 4.6 wird die Funktionsweise des Zylinderkopfprüfstands beschrieben. Dieser wurde zwar bereits in früheren Arbeiten entwickelt. Allerdings werden einachsige Versuchsergebnisse aus dieser Arbeit mit den Ergebnissen der Zylinderkopfversuche verglichen, weshalb die Beschreibung des Prüfstands für ein besseres Verständnis der Arbeit als sinnvoll erachtet wird.

Kap. 5 enthält die ermittelten experimentellen Ergebnisse. Das thermomechanische Ermüdungsverhalten wurde anhand von TMF-Versuchen an ungekerbten Proben detailliert untersucht (Kap. 5.1). In Kap. 5.2 folgt die Beschreibung der Rissausbreitung unter thermomechanischer Beanspruchung. Dabei wurden Rissfortschrittsversuche an gekerbten Proben unter thermomechanischer Beanspruchung durchgeführt, um elastisch-plastische Rissfortschrittskurven zu generieren. Kap. 5.3 und 5.4 beinhalten die Ergebnisse der REM- und  $\mu$ CT-Untersuchungen an Proben aus den TMF-Versuchen. Diese bilden die Basis für die rechnerische Lokalisierung des Bruchverlaufs in Kap. 6.2 und 6.3. Die in den Zylinderkopfversuchen ermittelte Streuung der Lebensdauer sowie die Rissfortschrittsraten sind in Kap. 5.5 beschrieben.

In Kap. 6 wird die bruchmechanische Lebensdauerabschätzung der thermomechanisch beanspruchten Proben gezeigt. In Kap. 6.1 werden das bruchmechanische Lebensdauermodell und die für die Berechnung getroffenen Annahmen beschrieben. Kap. 6.2 enthält die Methodik und Kap. 6.3 die Ergebnisse der rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs und der gesamten Bruchfläche. Für die Berechnung und Validierung werden die Ergebnisse der REM- (Kap. 5.3) und  $\mu$ CT-Untersuchungen (Kap. 5.4) verwendet. Die Ergebnisse der Lebensdauerabschätzung sind in Kap. 6.5 aufgeführt. Dazu wird die Streuung der Anfangsrisslänge verwendet (Kap. 6.4.1). Zudem wird die in Kap. 5.2.6 dargestellte elastisch-plastische Rissfortschrittskurve verwendet, um die Streuung der Rissfortschrittsrate zu berechnen (Kap. 6.4.2). Zur Herleitung der Endrisslänge (Kap. 6.4.3) wird die elastische Steifigkeit aus den TMF-Versuchen (Kap. 5.1.3) verwendet. Die Validierung der Berechnung erfolgt mit der in Kap. 5.1.5 experimentell ermittelten Schädigungsparameter-Wöhlerlinie.

Am Ende der Teilkapitel erfolgt jeweils eine kapitelspezifische Diskussion (Kap. 5.6 und Kap. 6.6), bevor die Arbeit zusammengefasst und ein Ausblick gegeben wird (Kap. 7).



## 2 THEORETISCHE GRUNDLAGEN

### 2.1 Verformungsverhalten

Bei hohen Temperaturen setzt sich die totale Dehnung  $\varepsilon_t$  von Metallen aus der mechanischen Dehnung  $\varepsilon_{\text{mech}}$  und thermischen Dehnung  $\varepsilon_{\text{th}}$  zusammen:

$$\varepsilon_t = \varepsilon_{\text{mech}} + \varepsilon_{\text{th}} \quad (2.1)$$

Eine äußere Belastung führt bei Metallen zunächst zu elastischer Verformung. Das elastische Werkstoffverhalten ist dadurch gekennzeichnet, dass der Werkstoff bei Wegnahme der äußeren Belastung in seinen Ausgangszustand zurückkehrt. Bei einer weiteren Zunahme der Last kommt es zu plastischer Verformung. Diese verbleibt nach der Wegnahme der Last im Material. Zudem tritt v.a. bei erhöhten Temperaturen zeitabhängiges Werkstoffverhalten auf, das bei Belastung zur Kriechverformung führt. Somit setzt sich die mechanische Dehnung bei hohen Temperaturen aus der elastischen und plastischen Dehnung sowie der Kriechdehnung zusammen. Für eine einachsige Beanspruchung ergibt sich:

$$\varepsilon_{\text{mech}} = \varepsilon_{\text{el}} + \varepsilon_{\text{pl}} + \varepsilon_{\text{cr}} \quad (2.2)$$

Der lineare Zusammenhang zwischen elastischer Dehnung und Spannung wird durch das Hookesche Gesetz mit dem Elastizitätsmodul  $E$  beschrieben:

$$\varepsilon_{\text{el}} = \frac{\sigma}{E} \quad (2.3)$$

Bei plastischer Verformung ergibt sich i.d.R. ein nichtlinearer Verlauf zwischen Spannung und Dehnung. Dieser lässt sich für viele Werkstoffe [8] sehr gut durch das Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood [9] annähern. Für eine einsinnige Beanspruchung lautet das Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood:

$$\varepsilon_{\text{pl}} = 0,002 \cdot \left( \frac{\sigma}{R_{p0,2}} \right)^{\frac{1}{N'}} \quad (2.4)$$

In Gl. (2.4) ist  $R_{p0,2}$  die 0,2%-Dehngrenze und  $N'$  der Ramberg-Osgood-Verfestigungsexponent [10]. Abb. 2-1 zeigt beispielhaft zwei Spannungs-Dehnungs-Kurven, die aus dem Hookeschen Gesetz und dem Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood generiert wurden. Durch einen größeren Ramberg-Osgood-Verfestigungsexponent  $N'$  lässt sich eine größere

Maximalspannung und somit Verfestigung abbilden. Bei quasistatischer Beanspruchung liegen typische Werte für  $N'$  im Bereich von 0,10 bis 0,45 [8,11]. Für die Aluminiumlegierung AlMgSi1 wurde für  $N'$  ein Wert von 0,10 ermittelt [8].

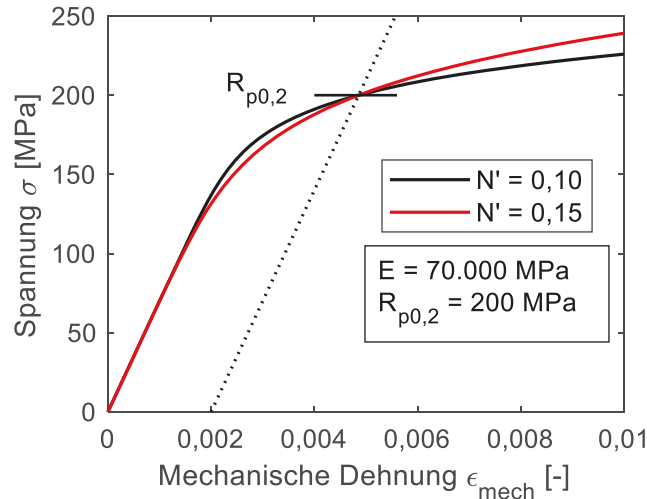


Abb. 2-1: Beispielhafte Darstellung von Spannungs-Dehnungs-Kurven, generiert aus Hooke'schem Gesetz und Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood; Veranschaulichung des Einflusses des Ramberg-Osgood-Verfestigungsexponenten  $N'$ .

Die Abhängigkeit der Kriechdehnrate von der Spannung folgt für sekundäres Kriechen mit guter Genauigkeit einem Potenzgesetz, dem Nortonschen Kriechgesetz [12]:

$$\dot{\varepsilon}_{\text{cr}} = \frac{d\varepsilon_{\text{cr}}}{dt} = A \cdot \sigma^n \quad (2.5)$$

In Gl. (2.5) ist  $A$  eine werkstoff- und temperaturabhängige Konstante und  $n$  der Norton-Kriechexponent.

Die Spannung  $\sigma$  in Gl. (2.3) bis (2.5) stellt die wahre Spannung  $\sigma_w$  dar. Diese ergibt sich aus der anliegenden Kraft  $F$  und der tatsächlichen Querschnittsfläche  $A$ :

$$\sigma_w = \frac{F}{A} \quad (2.6)$$

In der mechanischen Werkstoffkennwertermittlung wird die Kraft  $F$  i.d.R. auf die Anfangsquerschnittsfläche  $A_0$  bezogen, da die tatsächliche Querschnittsfläche  $A$  nicht bekannt ist. Daraus ergibt sich die Nennspannung  $\sigma_N$ :

$$\sigma_N = \frac{F}{A_0} \quad (2.7)$$

Somit unterscheiden sich die wahre Spannung  $\sigma_W$  und die Nennspannung  $\sigma_N$  bei einer vorliegenden Querschnittsreduktion durch Einschnürung oder Rissfortschritt. Die tatsächliche Querschnittsfläche  $A$  lässt sich durch die Betrachtung der Steifigkeit der Probe  $dF/d\varepsilon_{el}$  abschätzen. Für die Steifigkeit  $dF/d\varepsilon_{el}$  ergibt sich mit Gl. (2.3) und Gl. (2.6):

$$\frac{dF}{d\varepsilon_{el}} = \frac{d\sigma_W}{d\varepsilon_{el}} \cdot A = E \cdot A \quad (2.8)$$

Das Produkt  $E \cdot A$  ist die Dehnsteifigkeit. Dagegen ergibt sich mit Gl. (2.7) für die Steifigkeit:

$$\frac{dF}{d\varepsilon_{el}} = \frac{d\sigma_N}{d\varepsilon_{el}} \cdot A_0 \quad (2.9)$$

Durch Gleichsetzen von Gl. (2.8) und Gl. (2.9) lässt sich die tatsächliche, durch Rissfortschritt reduzierte Querschnittsfläche  $A$  berechnen:

$$A = \frac{\frac{d\sigma_N}{d\varepsilon_{el}} \cdot A_0}{E} \quad (2.10)$$

Der Ausdruck  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  ist die Steigung der elastischen Gerade, die in Probenversuchen durch die Berechnung der Spannung aus der anliegenden Kraft  $F$  und der Anfangsquerschnittsfläche  $A_0$  entsteht.

## 2.2 Ermüdungsverhalten

In vielen industriellen Anwendungen werden Bauteile und Strukturen zyklisch belastet, was häufig zur Ermüdung von Werkstoffen führt. Der Grund für die Ermüdung liegt i.d.R. in der Initiierung und dem Wachstum von Rissen. Je nach Art der äußeren Belastung und der Festigkeitseigenschaften des eingesetzten Werkstoffes erfolgt das Versagen durch die stetige Reduktion des Bauteilquerschnitts oder den plötzlichen Bruch des Bauteils. Dementsprechend stellt die Lebensdauer von Bauteilen entweder die Zyklenzahl beim Erreichen einer technisch relevanten Risslänge oder die Zyklenzahl beim Bruch dar.

Im Folgenden wird ein kurzer Überblick über die Ermüdung von Werkstoffen bei konstanter (Kap. 2.2.1) und veränderlicher Temperatur (Kap. 2.2.2) gegeben. Für verschiedene Belastungsarten werden das typische Beanspruchungsprofil und die resultierende zyklische Werkstoffantwort gezeigt.



### 2.2.1 Isotherme Ermüdung

Bei der Ermüdung unter konstanter Temperatur wird üblicherweise zwischen den Bereichen der Kurzzeitfestigkeit (LCF), der Zeitfestigkeit (HCF) und der Dauerfestigkeit unterschieden [13]. Die Kurzzeitfestigkeit umfasst Bruchzyklenzahlen  $N_B$  kleiner als  $5 \cdot 10^4$ , die Zeitfestigkeit Bruchzyklenzahlen zwischen  $5 \cdot 10^4$  und  $10^6$  [4,13]. Die Dauerfestigkeit entspricht der Spannungsamplitude, unter der keine Werkstoffschädigung auftritt. Allerdings weisen nicht alle Werkstoffe eine Dauerfestigkeit auf. Die Auftragung einer Beanspruchungsamplitude über der Bruchzyklenzahl wird als Wöhlerkurve bezeichnet. Diese ist nach Wöhler benannt, der erstmals systematisch eine steigende Lebensdauer mit abnehmender Beanspruchungsamplitude ermittelte [14]. Abb. 2-2 zeigt die Wöhlerkurve mit den Bereichen der Kurzzeitfestigkeit, Zeitfestigkeit und Dauerfestigkeit.

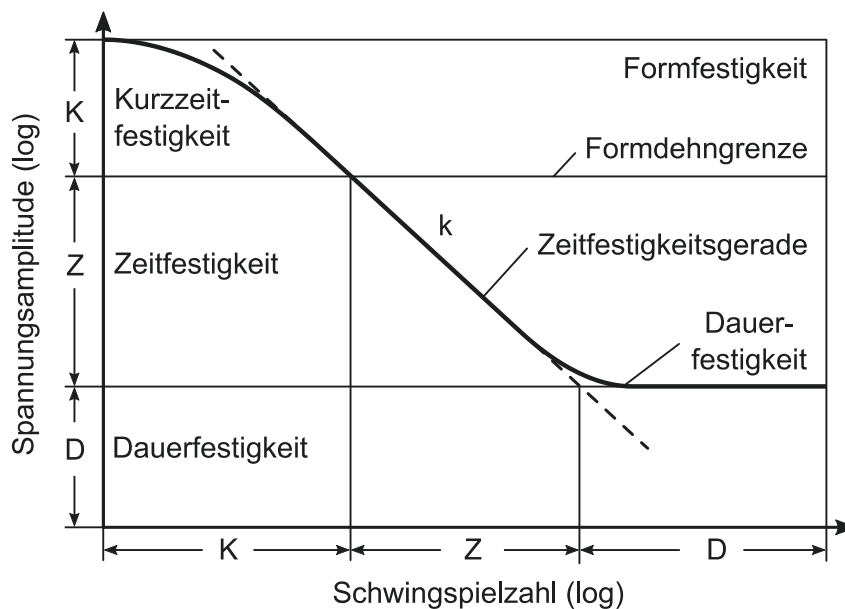


Abb. 2-2: Einteilung der Wöhlerkurve in die Bereiche der Kurzzeitfestigkeit (K), Zeitfestigkeit (Z) und Dauerfestigkeit (D), nach [10].

### Zeitfestigkeit / HCF

Abb. 2-3(a) zeigt ein typisches Beanspruchungsprofil eines isothermen Ermüdungsversuchs im HCF-Bereich. HCF-Versuche werden bevorzugt spannungs- bzw. kraft geregelt durchgeführt. Die zyklische Beanspruchung tritt auf einem bestimmten Beanspruchungsniveau, d.h. einer Mittelspannung  $\sigma_m$  auf. Diese ergibt sich mit der maximalen und minimalen Zyklusspannung  $\sigma_{\max}$  und  $\sigma_{\min}$  zu:

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2} \quad (2.11)$$

Eine wichtige Kenngröße ist dabei das Spannungsverhältnis  $R$ :

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} \quad (2.12)$$

In Abb. 2-3(a) beträgt die Mittelspannung 0 MPa; somit nimmt das Spannungsverhältnis  $R$  den Wert  $-1$  an. Im HCF-Bereich findet aufgrund der geringen Beanspruchung ausschließlich elastische Verformung statt. Dies ist durch die Gerade im Spannungs-Dehnungs-Diagramm (siehe Abb. 2-3(a)) zu erkennen. Allerdings können trotz der auf makroskopischer Betrachtungsebene vorhandenen elastischen Verformung lokal plastische Verformungen entstehen, die zu Rissinitiierung und Risswachstum und somit zu Werkstoffermüdung führen.

### **Kurzzeitfestigkeit / LCF**

Abb. 2-3(b) zeigt ein typisches Beanspruchungsprofil eines isothermen Ermüdungsversuchs im LCF-Bereich. Im Kurzzeitfestigkeitsbereich ist die plastische Dehnung die maßgebliche Einflussgröße auf die Schädigung. Daher werden LCF-Versuche bevorzugt unter Regelung der mechanischen oder plastischen Dehnung durchgeführt. Wie im Zeitfestigkeitsbereich tritt die zyklische Beanspruchung unter einem bestimmten Beanspruchungsniveau, d.h. einer mittleren mechanischen Dehnung  $\varepsilon_{\text{mech,m}}$  auf. Diese ergibt sich mit der maximalen und minimalen mechanischen Dehnung eines Zyklus  $\varepsilon_{\text{mech,max}}$  und  $\varepsilon_{\text{mech,min}}$  zu:

$$\varepsilon_{\text{mech,m}} = \frac{\varepsilon_{\text{mech,max}} + \varepsilon_{\text{mech,min}}}{2} \quad (2.13)$$

In Abb. 2-3(b) beträgt die mittlere mechanische Dehnung 0%. Im LCF-Bereich kommt es durch die hohe Beanspruchung zur Plastifizierung des Werkstoffes, die durch hohe Temperaturen zusätzlich verstärkt wird. Dadurch entstehen die für den Kurzzeitfestigkeitsbereich typischen Spannungs-Dehnungs-Hysteresen. In Abb. 2-3(b) sind die charakteristischen Merkmale einer Hysterese, d.h. die mechanische Dehnungsschwingbreite  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}$ , die plastische Dehnungsschwingbreite  $\Delta\varepsilon_{\text{pl}}$  und die Spannungsschwingbreite  $\Delta\sigma$  dargestellt.

In vielen industriellen Anwendungen bleibt die maximale Belastung während eines Zyklus für eine bestimmte Dauer auf einem nahezu konstanten Wert. Im Kraftwerksbetrieb z.B. können LCF-Zyklen mit Haltezeiten durch die wiederkehrende An- und Abschaltung von konventionellen Kraftwerken aufgrund der zeitlich begrenzten Verfügbarkeit von

regenerativen Energien entstehen. Das Beanspruchungsprofil des LCF-Versuchs in Abb. 2-3(b) enthält bei minimaler mechanischer Dehnung eine Haltezeit. Durch das zeitabhängige Werkstoffverhalten, das sich mit zunehmender Temperatur verstärkt, kommt es in der Haltezeit zur Relaxation, d.h. zum (betragsmäßigen) Abfall der Spannung. Die Spannungsrelaxation führt zu einer Vergrößerung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese (siehe Abb. 2-3(b)). Bei  $\Delta\epsilon_{pl}$  handelt es sich streng genommen um die inelastische Dehnungsschwingbreite, die zusätzlich die Dehnungsschwingbreite durch zeitabhängiges Werkstoffverhalten beinhaltet.

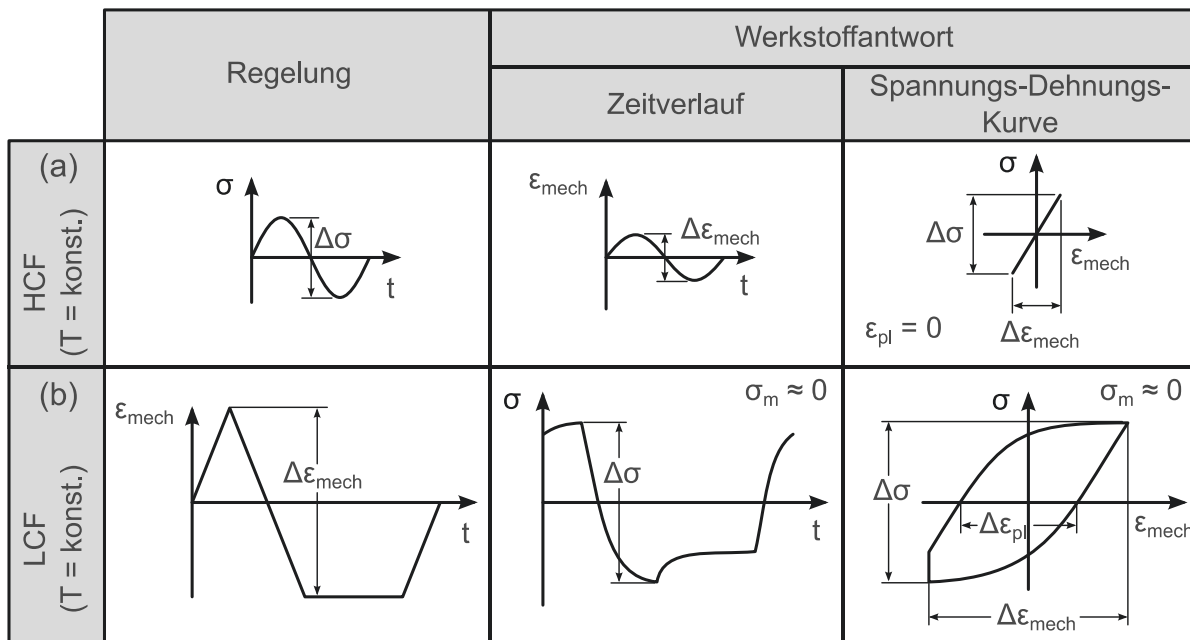


Abb. 2-3: Typische Beanspruchungsprofile von isothermen Ermüdungsversuchen mit schematischer Darstellung der Werkstoffantwort als Zeitverlauf und Spannungs-Dehnungs-Kurve (a) im Zeitfestigkeitsbereich (HCF) und (b) im Kurzzeitfestigkeitsbereich (LCF).

## 2.2.2 Thermomechanische Ermüdung

Viele Bauteile im Automobil- und Kraftwerksbereich sowie in der Luftfahrt sind Temperaturzyklen ausgesetzt. Durch die Kombination von zyklischer thermischer und zyklischer mechanischer Beanspruchung kommt es häufig zur thermomechanischen Ermüdung. Abhängig von den geometrischen Gegebenheiten und den äußeren Belastungen kann die thermische und mechanische Beanspruchung in Bauteilen in verschiedenen Phasenlagen auftreten. Dabei stellen die gleichphasige (IP) und gegenphasige (OP) Beziehung zwischen thermischer und mechanischer Beanspruchung die meist im Labor abgebildeten Extremfälle dar. Eine typische IP-Beanspruchung tritt an der gekühlten

Innenwand von Turbinenschaufeln in Strahltriebwerken auf. Eine typische OP-Belastung stellen An- und Abfahrvorgänge in Fahrzeugen dar. Dabei führen erhöhte Temperaturen zu thermischen Dehnungen, die an ihrer Ausdehnung gehindert werden und so lokale negative mechanische Dehnungen (d.h. Druckdehnungen) induzieren. Die Dehnungsbehinderung kann durch äußere Einspannungen (Thermomechanical Fatigue, TMF) und thermische Gradienten (Thermal Fatigue, TF) entstehen. Im Folgenden wird für beide Arten der Dehnungsbehinderung der Begriff „TMF“ verwendet. Die Dehnungsbehinderung  $K$  ergibt sich aus dem Verhältnis von mechanischer zu thermischer Dehnung:

$$K = - \frac{\varepsilon_{\text{mech}}}{\varepsilon_{\text{th}}} \quad (2.14)$$

Abb. 2-4 zeigt typische Beanspruchungsprofile von IP- und OP TMF-Versuchen. Dabei erfolgt eine simultane Regelung der Temperatur und mechanischen Dehnung. Durch die hohen mechanischen Beanspruchungen und Temperaturen kommt es zur Plastifizierung des Werkstoffes. Aufgrund der Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze und des E-Moduls resultiert in der Regel bei IP-Belastung eine negative und bei OP-Belastung eine positive Mittelspannung.

Zusätzlich spielen Haltezeiten bei hoher Temperatur aufgrund ihrer schädigenden Wirkung eine wichtige Rolle. Die Beanspruchungsprofile der TMF-Versuche in Abb. 2-4 enthalten bei maximaler Temperatur eine Haltezeit. Durch das zeitabhängige Werkstoffverhalten bei hoher Temperatur kommt es in der Haltezeit zur Relaxation, d.h. zum (betragsmäßigen) Abfall der Spannung. Somit führt die Spannungsrelaxation zu einer Vergrößerung der Spannungs-Dehnungs-Hysterese. Wie bei den isothermen LCF-Versuchen ist  $\Delta\varepsilon_{\text{pl}}$  (siehe Abb. 2-4) streng genommen die inelastische Dehnungsschwingbreite, die zusätzlich die Dehnungsschwingbreite durch zeitabhängiges Werkstoffverhalten beinhaltet.

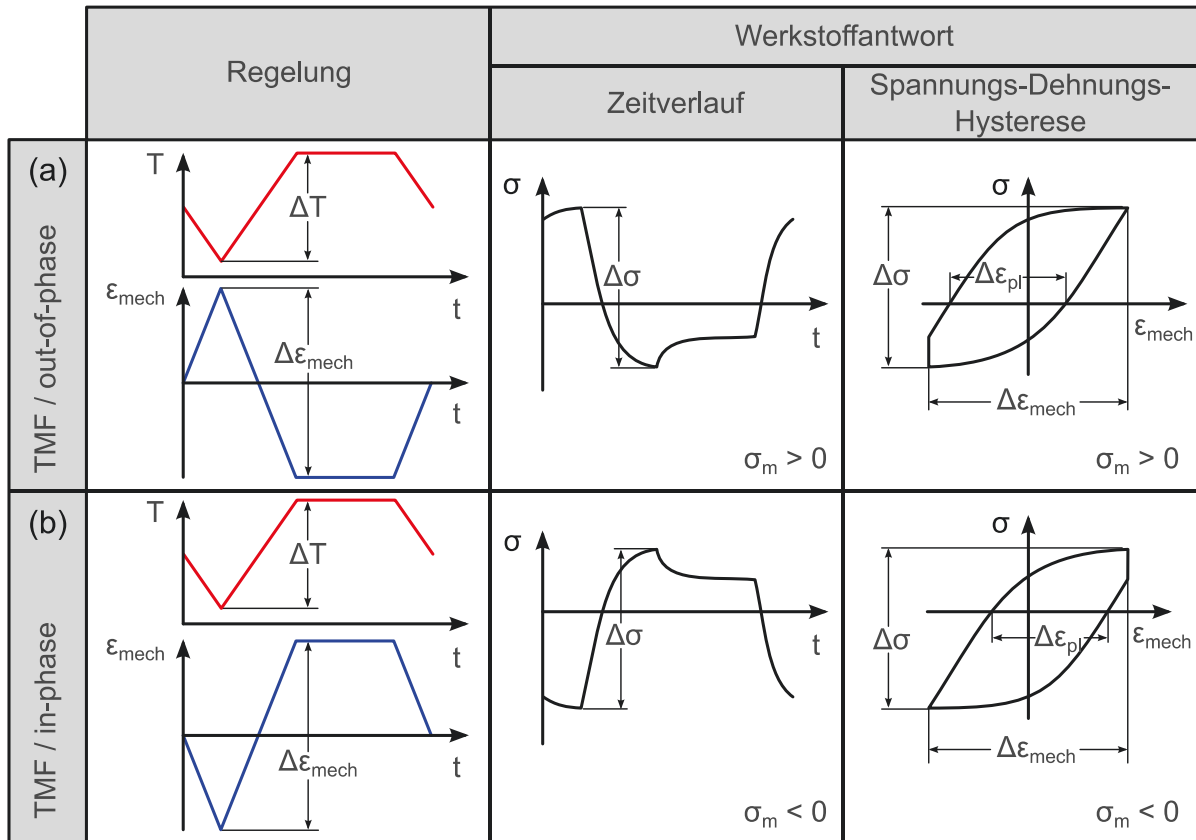


Abb. 2-4: Typische Beanspruchungsprofile von TMF-Versuchen mit schematischer Darstellung der Werkstoffantwort als Zeitverlauf und Spannungs-Dehnungs-Hysterese: (a) gegenphasige (OP) und (b) gleichphasige (IP) Beziehung zwischen Temperatur und mechanischer Dehnung.

## 2.3 Bruchmechanik

Die Bruchmechanik behandelt das Versagen von Bauteilen durch die Initiierung und das Wachstum von Rissen bis hin zum Bruch. Dieses Kapitel gibt lediglich einen kurzen Überblick über die in dieser Arbeit relevanten Aspekte der Bruchmechanik. Für tiefer gehende Ausführungen wird auf die Bücher von Gross und Seelig [15] bzw. Richard und Sander [16] verwiesen. Zunächst wird in Kap. 2.3.1 eine kurze Einführung in die linear-elastische Bruchmechanik gegeben, in der die plastische Zone um die Rissspitze sehr klein ist. Konzentriert sich die plastische Zone nicht nur auf einen sehr kleinen Bereich um die Rissspitze, findet die elastisch-plastische Bruchmechanik Anwendung (Kap. 2.3.2). In Kap. 2.3.1 und Kap. 2.3.2 wird jeweils auf statische Belastungen eingegangen, bevor die Erweiterung auf zyklische Belastungen und damit das für diese Arbeit relevante Ermüdungsrisswachstum erfolgt.

In der Bruchmechanik wird zwischen drei charakteristischen Belastungsfällen unterschieden. Modus I beinhaltet alle Normalbeanspruchungen, die ein Öffnen des Risses durch

symmetrisches Entfernen der Rissflanken von der Rissebene bewirken. Modus II wird durch Schubbeanspruchungen hervorgerufen, die ein entgegengesetztes Gleiten der Rissoberflächen in Rissrichtung hervorrufen. Bei Modus III-Belastung kommt es zum Gegeneinanderbewegen der beiden Rissflanken quer zur Rissrichtung [16]. In dieser Arbeit wird die Bruchmechanik überwiegend auf einachsig beanspruchte Proben angewendet, bei denen das Risswachstum mit Modus I-Belastung erfolgt. Deshalb beschränken sich die folgenden Ausführungen auf die Modus I-Belastung. Auf den Index „I“ wird in der Folge verzichtet.

Zur Bewertung eines Risses ist die Beschreibung der im Bereich der Rissspitze auftretenden Spannungen und Dehnungen, der sog. Rissspitzenfelder, von großer Bedeutung. Zur Veranschaulichung wird ein rissbehafteter Körper zweidimensional betrachtet. Das zur Beschreibung des Rissspitzenfeldes zugrunde gelegte Koordinatensystem wird in der Rissspitze platziert (siehe Abb. 2-5).

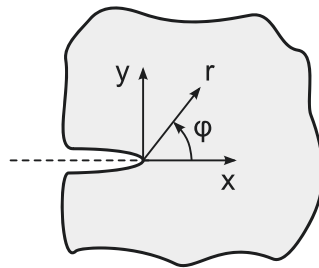


Abb. 2-5: Zweidimensionale Betrachtung eines rissbehafteten Körpers mit Koordinatenursprung in der Rissspitze (nach Rösler et al. [8]).

### 2.3.1 Linear-elastische Bruchmechanik

#### Statische Belastung

Die Spannungen des Rissspitzenfeldes ergeben sich für linear-elastisches Werkstoffverhalten unter Modus I-Belastung zu:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\varphi) \quad (2.15)$$

Gemäß Gl. (2.15) sind die Spannungen  $\sigma_{ij}$  singular und fallen mit zunehmender Entfernung von der Risspitze proportional zu  $1/\sqrt{r}$  ab. Die Winkelfunktionen  $f_{ij}(\varphi)$  sind in ausformulierter Form in [15] dargestellt. In Gl. (2.15) ist  $K$  der sog. Spannungsintensitätsfaktor, der das Spannungsniveau vor der Risspitze bei Modus I Belastung bestimmt [8]. Er ergibt sich zu:

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad (2.16)$$

In Gl. (2.16) ist  $\sigma$  die äußere Spannung und  $a$  die Risslänge. Der Geometriefaktor  $Y$  ist abhängig von der Rissgeometrie. Er wurde in der Vergangenheit für einfache Rissgeometrien analytisch und für komplexere Rissgeometrien numerisch hergeleitet. Eine Übersicht von Geometriefaktoren für verschiedene Rissgeometrien findet sich in [15]. Im Folgenden werden lediglich die für diese Arbeit relevanten Geometriefaktoren dargestellt. Für einen innenliegenden kreisförmigen Riss im unendlichen Medium wird der Geometriefaktor  $Y$  in [15] folgendermaßen angegeben:

$$Y = \frac{2}{\pi} \quad (2.17)$$

Auf Basis dieses Geometriefaktors entwickelte Riedel [17] einen Geometriefaktor für einen halbkreisförmigen Oberflächenriss, der eine häufige Form des Anrisses in Proben und Bauteilen darstellt:

$$Y = 1,12 \cdot \frac{2}{\pi} \quad (2.18)$$

Die Interaktion von Rissen mit der freien Oberfläche von Bauteilen führt zu einer Erhöhung des Spannungsintensitätsfaktors am Riss (Murakami [18]). Beträgt der Abstand eines kreisförmigen Risses von der freien Oberfläche 1/8tel des Rissdurchmessers, liegt die Erhöhung des Spannungsintensitätsfaktors im Vergleich zu einem innenliegenden Riss im Bereich von 10% (siehe Abb. 2-6(a)). Zudem führt die Interaktion von Rissen, deren Abstand zueinander geringer ist als der Durchmesser des kleineren der beiden Risse, zu einer signifikanten Erhöhung des Spannungsintensitätsfaktors. In diesem Fall schlägt Murakami [18] vor, die beiden Risse als einen großen Riss zu behandeln. Dazu werden die Flächen beider Risse und die Fläche eines imaginär dazwischen liegenden Risses zu einer effektiven Fläche addiert (siehe Abb. 2-6(b)).

Ein wichtiger bruchmechanischer Werkstoffkennwert ist die Bruchzähigkeit  $K_C$  (Index „C“ für „critical“). Erreicht der Spannungsintensitätsfaktor  $K$  durch einen Anstieg der äußeren Spannung  $\sigma$  den Wert  $K_C$ , geht der Riss vom ruhenden Zustand in das instabile Risswachstum über.

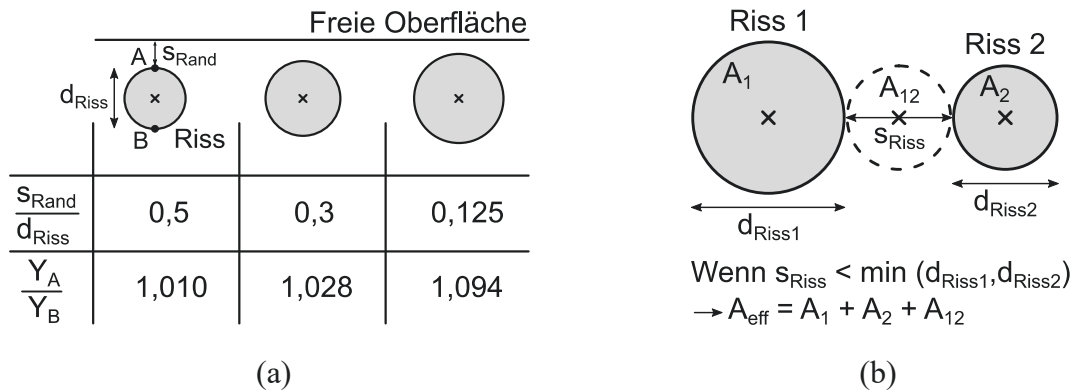


Abb. 2-6: (a) Erhöhung des Spannungsintensitätsfaktors durch die Interaktion eines kreisförmigen Risses mit der freien Oberfläche und (b) Berechnung einer effektiven Fläche für zwei interagierende kreisförmige Risse ((a) und (b) aus Murakami [18]).

### Zyklische Belastung

Bei der zyklischen Beanspruchung eines Risses kommt es bereits unterhalb der Bruchzähigkeit  $K_C$  zum sog. Ermüdungsrisswachstum. Zur Bewertung des Risswachstumsverhaltens wird in der linear-elastischen Bruchmechanik die Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors, der sog. zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$ , herangezogen:

$$\Delta K = \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot Y \quad (2.19)$$

Darin ist  $\Delta \sigma$  die Schwingbreite der äußeren Spannung. Trägt man den Rissfortschritt pro Zyklus  $da/dN$  doppellogarithmisch über  $\Delta K$  auf, ergibt sich die sog. Rissfortschrittskurve (siehe Abb. 2-7). Diese nähert sich asymptotisch den beiden Grenzen  $\Delta K_{th}$  und  $\Delta K_C$ . Unterhalb von  $\Delta K_{th}$  (Index „th“ für „threshold“) erfolgt kein Rissfortschritt für lange Risse. Bei Erreichen von  $\Delta K_C$ , das über das Spannungsverhältnis  $R$  mit der statischen Bruchzähigkeit  $K_C$  zusammenhängt, kommt es zum instabilen Risswachstum.

Die Rissfortschrittskurve lässt sich in drei Bereiche einteilen (siehe Abb. 2-7). Im mittleren Bereich ergibt sich nach Paris et al. [19] bei doppellogarithmischer Auftragung eine Gerade. Das Potenzgesetz nach Paris lautet:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (2.20)$$



Für metallische Werkstoffe liegt der Exponent  $m$  des Potenzgesetzes nach Paris in der linear-elastischen Bruchmechanik im Bereich von 2 bis 4 [15].

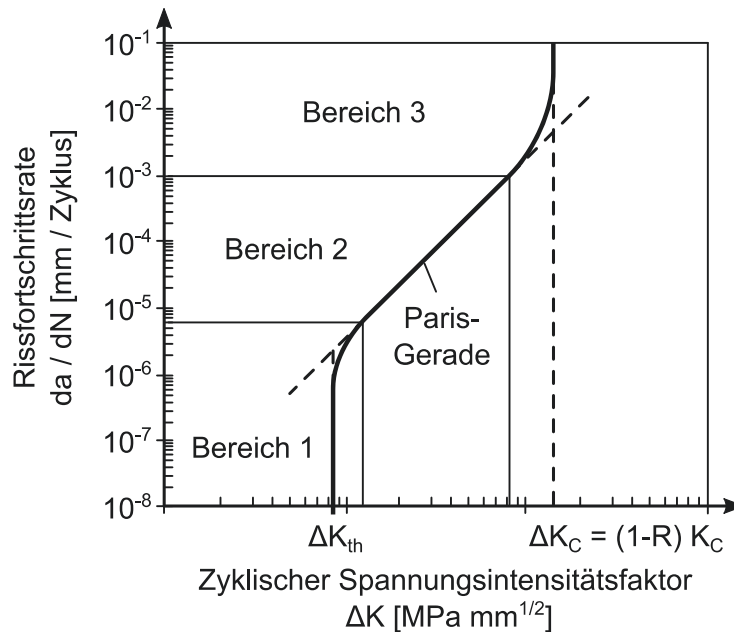


Abb. 2-7: Zusammenhang zwischen Rissfortschrittsrate und zyklischem Spannungsintensitätsfaktor (nach [16]).

### 2.3.2 Elastisch-plastische Bruchmechanik

Für die folgenden Betrachtungen wird ein Verfestigungsverhalten gemäß dem Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood (Gl. (2.4)) zugrunde gelegt.

#### Statische Belastung

Das Rissspitzenfeld für plastisches Werkstoffverhalten wird nach Hutchinson [20] sowie Rice und Rosengren [21] als HRR-Feld bezeichnet. Die Spannungen des HRR-Rissspitzenfeldes lauten:

$$\sigma_{ij} = C(R_{p0,2}, N') \cdot \left( \frac{J}{r} \right)^{\frac{N'}{N'+1}} \cdot f_{ij}(\varphi, N') \quad (2.21)$$

Wie bei linear-elastischer Beanspruchung (Gl. (2.15)) sind die Spannungen  $\sigma_{ij}$  singular und fallen mit zunehmender Entfernung von der Rissspitze ab. In Gl. (2.21) ist  $C$  eine Funktion der 0,2%-Dehngrenze  $R_{p0,2}$  und dem Ramberg-Osgood-Verfestigungsexponent  $N'$ . Die Winkelfunktion  $f_{ij}$  hängt ebenfalls von  $N'$  ab. Das sog. J-Integral  $J$  nach Rice [22] ist wie der Spannungsintensitätsfaktor  $K$  in der linear-elastischen Bruchmechanik ein Maß für die Belastung des Rissspitzenbereiches. Das J-Integral ist ein Integral um die Rissspitze, wobei

der Wert des J-Integrals unabhängig vom Integrationsweg ist [23]. Nach Kumar et al. ergibt sich das J-Integral näherungsweise aus der Summe des elastischen und plastischen Grenzfalls  $J_{el}$  und  $J_{pl}$  [24]:

$$J = J_{el} + J_{pl} \quad (2.22)$$

Für den rein elastischen Fall hängt das J-Integral mit dem Spannungsintensitätsfaktor  $K$  zusammen:

$$J_{el} = \frac{K^2}{E'} \quad (2.23)$$

In Gl. (2.23) gilt für den ebenen Spannungszustand  $E' = E$  und für den ebenen Dehnungszustand  $E' = E/(1-\nu^2)$ . Durch Einsetzen des Spannungsintensitätsfaktors  $K$  (Gl. (2.16)) in Gl. (2.23) ergibt sich  $J_{el}$  mit dem Geometriefaktor für halbkreisförmige Oberflächenrisse (Gl. (2.18)):

$$J_{el} = \left[ \frac{1,12^2 \cdot 4 \cdot (1-\nu^2)}{\pi} \right] \cdot \frac{\sigma^2}{E} \cdot a = 1,41 \cdot \frac{\sigma^2}{E} \cdot a \quad (2.24)$$

Der Vorfaktor von 1,41 im rechten Term von Gl. (2.24) wurde mit der für Aluminium üblichen Querkontraktionszahl von 0,34 berechnet.

Der plastische Grenzfall des J-Integrals  $J_{pl}$  wurde von He und Hutchinson [25] für innenliegende, kreisförmige Risse im unendlichen Medium angenähert. Mit dem Vorfaktor von 1,12 (Riedel [17], vgl. Gl. (2.18)) ergibt sich für den halbkreisförmigen Oberflächenriss:

$$J_{pl} = \left( 1,12^2 \cdot \frac{6}{\pi \sqrt{1+3N'}} \right) \sigma \cdot \varepsilon_{pl} \cdot a = 2,4 \cdot \frac{\sigma \cdot \varepsilon_{pl}}{\sqrt{1+3N'}} \cdot a \quad (2.25)$$

### Zyklische Belastung

Eine Möglichkeit zur Bewertung des Ermüdungsrisswachstums in der elastisch-plastischen Bruchmechanik ist die Schwingbreite des J-Integrals, das sog. zyklische J-Integral  $\Delta J$ , das von Dowling und Begley [26] eingeführt wurde. Bei zyklischer Belastung wird häufig beobachtet, dass sich der Riss bereits vor Erreichen der Minimallast schließt und anschließend bei Belastungszunahme bis zu einem gewissen Lastniveau geschlossen bleibt [16]. Aufgrund dieses Riss-schließens wird davon ausgegangen, dass nicht die komplette

Schwingbreite des J-Integrals  $\Delta J$  zur Rissausbreitung beiträgt, sondern lediglich eine effektive Schwingbreite bei geöffnetem Riss. Diese wird als effektives zyklisches J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  bezeichnet.

Heitmann et al. [27] entwickelten eine Näherungslösung für das effektive zyklische J-Integral für Modus I-Beanspruchung. Unter der Annahme eines ebenen Dehnungszustandes an der Rissspitze und für halbkreisförmige Oberflächenrisse ergibt sich:

$$\Delta J_{\text{eff}} = \left( 1,41 \cdot \frac{\Delta \sigma_{\text{eff}}^2}{E} + 2,4 \cdot \frac{\Delta \sigma \cdot \Delta \varepsilon_{\text{pl}}}{\sqrt{1+3n'}} \right) \cdot a = Z_D \cdot a \quad (2.26)$$

Die Abschätzung von  $\Delta J_{\text{eff}}$  leitet sich aus dem elastischen (Gl. (2.24)) und plastischen (Gl. (2.25)) Grenzfall des einsinnigen J-Integrals ab. Dabei wurden die Spannungen und Dehnungen durch die jeweiligen Schwingbreiten ersetzt. Zudem wurde der Verfestigungsexponent für einsinnige Beanspruchung  $N'$  durch den zyklischen Verfestigungsexponent  $n'$  ersetzt.

Durch Ausklammern der Risslänge  $a$  in Gl. (2.26) ergibt sich der Schädigungsparameter  $Z_D$  nach Heitmann et al. [27]. Der E-Modul  $E$ , die Spannungsschwingbreite  $\Delta \sigma$  und die plastische Dehnungsschwingbreite  $\Delta \varepsilon_{\text{pl}}$  werden aus einer stabilisierten Spannungs-Dehnungs-Hysteresese bestimmt. Der zyklische Verfestigungsexponent  $n'$  ist im Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood für zyklische Beanspruchung [28] enthalten:

$$\frac{\Delta \varepsilon_{\text{pl}}}{2} = 0,002 \cdot \left( \frac{\Delta \sigma / 2}{\sigma_{\text{CY}}} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (2.27)$$

In Gl. (2.27) ist  $\sigma_{\text{CY}}$  die zyklische 0,2%-Dehngrenze. Die Parameter  $\sigma_{\text{CY}}$  und  $n'$  werden i.d.R. durch die Anpassung an eine zyklische stabilisierte Spannungs-Dehnungs-Kurve ermittelt, bei der die Spannungsamplitude  $\Delta \sigma / 2$  und plastische Dehnungsamplitude  $\Delta \varepsilon_{\text{pl}} / 2$  stabilisierter Hysterese für verschiedene Beanspruchungsniveaus aufgetragen werden. Die Verwendung von zyklischen stabilisierten Spannungs-Dehnungs-Kurven zur Bestimmung von  $\sigma_{\text{CY}}$  und  $n'$  ist allerdings nur sinnvoll, wenn der verwendete Werkstoff Masing-Verhalten aufweist, d.h. der Hysteresenast im Verhältnis 2:1 größer ist als die zyklische stabilisierte Spannungs-Dehnungs-Kurve. Sobald dies der Fall ist, hat der zweite Term in Gl. (2.26) eine weitgehend exakte Basis [29].

Die effektive Spannungsschwingbreite  $\Delta\sigma_{\text{eff}}$  beschreibt die Spannungsschwingbreite bei geöffnetem Riss und ergibt sich aus der maximalen Spannung im Zyklus  $\sigma_{\text{max}}$  und der Rissöffnungsspannung  $\sigma_{\text{op}}$ :

$$\Delta\sigma_{\text{eff}} = \sigma_{\text{max}} - \sigma_{\text{op}} \quad (2.28)$$

Heitmann et al. [27] definierten  $\Delta\sigma_{\text{eff}}$  abhängig vom Spannungsverhältnis  $R$ . Das Modell nach Newman [30] enthält zudem eine Abhängigkeit vom Verhältnis von  $\sigma_{\text{max}}$  zur Fließgrenze.

Vormwald [31] entwickelte ebenfalls eine Näherungslösung für das effektive zyklische J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$ , aus der der häufig verwendete Schädigungsparameter  $P_J$  hervorgeht:

$$\Delta J_{\text{eff}} = \left( \frac{\Delta\sigma_{\text{eff}}^2}{E'} + \frac{3 \cdot \Delta\sigma_{\text{eff}} \cdot \Delta\varepsilon_{\text{pl,eff}}}{4 \cdot \sqrt{n'}} \right) \cdot \pi \cdot Y^2 \cdot a = P_J \cdot Y^2 \cdot a \quad (2.29)$$

Wie  $Z_D$  wird zwar auch  $P_J$  aus der zyklischen stabilisierten Werkstoffantwort berechnet.  $P_J$  verwendet im Gegensatz zu  $Z_D$  aber effektive Beanspruchungsgrößen im plastischen Grenzfall (rechter Term in Gl. (2.29)).

In dieser Arbeit wurden TMF-Rissfortschrittsversuche an Proben mit quadratischem Prüfquerschnitt und Eckanriss, sog. Corner-Crack-Proben, durchgeführt. Zur Abschätzung des zyklischen J-Integrals  $\Delta J_{\text{eff}}$  für Corner-Crack-Proben wird eine Methode herangezogen, die ursprünglich auf Rice et al. [32] zurückgeht. Rice et al. generierten analytische Lösungen für das J-Integral in einer CT-Probe auf Basis der Fläche unter der Kraft-Verschiebungskurve. Schweizer [33] wendete diese Methode auf Corner-Crack-Proben an. Dazu verwendete er die Fläche unter der Nennspannungs-Verschiebungskurve. In dieser Arbeit wird der Ansatz von Schweizer angewendet. Für das effektive zyklische J-Integral ergibt sich:

$$\Delta J_{\text{eff}} = Y_{\text{area}} \cdot \int_{u_{\text{op}}}^{u_{\text{max}}} (\sigma_N - \sigma_{N,\text{op}}) du \quad (2.30)$$

Das Integral in Gl. (2.30) ist die Fläche unter der Nennspannungs-Verschiebungskurve, wobei  $u_{\text{op}}$  die Verschiebung und  $\sigma_{N,\text{op}}$  die Nennspannung zum Zeitpunkt der Rissöffnung sind. Die Geometriefunktion  $Y_{\text{area}}$  ist eine Funktion der Probenabmessungen und der Verschiebungsmessung. Schweizer [33] entwickelte eine Methodik zur Ermittlung von  $Y_{\text{area}}$

mit Hilfe einer FE-Simulation. Diese Methodik wird in Kap. 5.2.4 angewendet, um  $Y_{\text{area}}$  für die in dieser Arbeit verwendeten Versuchsbedingungen zu ermitteln.

Bei doppellogarithmischer Auftragung des Rissfortschritts pro Zyklus  $da/dN$  über dem effektiven zyklischen J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  resultiert die elastisch-plastische Rissfortschrittskurve. Analog zur linear-elastischen Bruchmechanik (Gl. (2.20)) ergibt sich häufig folgender Zusammenhang:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta J_{\text{eff}}^m \quad (2.31)$$

Die Bezeichnungen der Parameter  $C$  und  $m$  wurden von Gl. (2.20) übernommen. In dieser Arbeit werden diese ausschließlich für die elastisch-plastische Bruchmechanik ermittelt, da der Werkstoff in den durchgeführten TMF-Versuchen (Kap. 5.1) und TMF-Rissfortschrittsversuchen (Kap. 5.2) über den gesamten Probenquerschnitt elastisch-plastisch beansprucht wird. Demzufolge kommt die linear-elastische Bruchmechanik in der vorliegenden Arbeit nicht zum Einsatz.

## 2.4 Modellierung des Lebensdauerverhaltens

Die Modelle zur Beschreibung des Lebensdauerverhaltens lassen sich nach Danzer [34] folgendermaßen einteilen:

- Empirische Modelle
- Physikalische Modelle
- Bruchmechanische Modelle
- Schädigungsmechanische Modelle

In dieser Arbeit wird ein bruchmechanisches Modell verwendet. Im Folgenden werden einige grundlegende empirische (Kap. 2.4.1) und ein bruchmechanisches Modell (Kap. 2.4.2) beschrieben. Für eine detaillierte Auflistung und Beschreibung einer großen Anzahl an Lebensdauermodellen wird auf Riedler [28] und Teteruk [35] verwiesen. Beim Großteil der Lebensdauermodelle wird ein Zusammenhang zwischen einer Beanspruchungsgröße  $\Phi$  und der Lebensdauer  $N_B$  in Form eines Potenzgesetzes hergestellt (Suresh [36]):

$$\Phi \left( \varepsilon_t, \varepsilon_{pl}, \sigma, T, \dots \right) \cdot N_B^\beta = C \quad (2.32)$$

Die Beanspruchungsgröße  $\Phi$  kann gemäß Gl. (2.32) aus Spannungen, Dehnungen, Temperaturen und weiteren Kenngrößen bestehen. Handelt es sich bei der Beanspruchungsgröße um eine Kombination von einzelnen Kenngrößen, spricht man häufig von einem sog. Schädigungsparameter.

Die Untersuchungen in dieser Arbeit wurden überwiegend anhand von einachsigen Probenversuchen durchgeführt. Aus diesem Grund ist die folgende Beschreibung auf die einachsige Formulierung der Modelle beschränkt.

### 2.4.1 Empirische Modelle

#### Zeitfestigkeit / HCF

Im Zeitfestigkeitsbereich folgt der Zusammenhang zwischen der Spannungsamplitude  $\Delta\sigma/2$  und der Bruchzyklenzahl  $N_B$  einem Potenzgesetz (Basquin [37]):

$$\frac{\Delta\sigma}{2} = \sigma'_B \cdot (N_B)^b \quad (2.33)$$

Somit ergibt sich bei doppellogarithmischer Auftragung ein linearer Zusammenhang zwischen  $\Delta\sigma/2$  und  $N_B$ . In Gl. (2.33) sind  $\sigma'_B$  der Schwingfestigkeitskoeffizient und  $b$  der Schwingfestigkeitsexponent. Die deutschen Norm für Schwingfestigkeitsversuche (DIN 50100 [38]) verwendet die umgekehrte Schreibweise:

$$N_B = C \cdot \left( \frac{\Delta\sigma}{2} \right)^{-k} \quad (2.34)$$

In Gl. (2.34) ist  $C$  eine werkstoffabhängige Konstante. Der Exponent  $k$  ist die negative Steigung bei doppellogarithmischer Auftragung von  $N_B$  über  $\Delta\sigma/2$ . Somit nimmt  $k$  immer einen positiven Wert an. In der DIN 50100 [38] wird  $k$  als Neigung der Wöhlerlinie bezeichnet, bei der üblicherweise  $\Delta\sigma/2$  doppellogarithmisch über  $N_B$  aufgetragen wird (vgl. Abb. 2-2). In der vorliegenden Arbeit wird die Bezeichnung „Neigung“ bei der Beschreibung von Schädigungsparameter-Wöhlerlinien verwendet.

### Kurzzeitfestigkeit / LCF-TMF

Im Kurzzeitfestigkeitsbereich folgt der Zusammenhang zwischen der plastischen Dehnungsamplitude  $\Delta\varepsilon_{pl}/2$  und der Lebensdauer  $N_f$  nach Manson [39] und Coffin [40] einem Potenzgesetz:

$$\frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = \varepsilon'_f \cdot (N_f)^c \quad (2.35)$$

In Gl. (2.35) sind  $\varepsilon'_f$  der sog. Duktilitätskoeffizient und  $c$  der Duktilitätsexponent.

Bei der Lebensdauer im Kurzzeitfestigkeitsbereich handelt es sich nicht zwingend um die Bruchzyklenzahl  $N_B$ . Häufig wird die Lebensdauer definiert als Zyklenzahl beim Erreichen einer technisch relevanten Risslänge. Aus diesem Grund wird die Lebensdauer in Gl. (2.35) und im weiteren Verlauf dieser Arbeit mit  $N_f$  bezeichnet.

Der Zusammenhang zwischen der mechanischen Dehnungsamplitude  $\Delta\varepsilon_{mech}/2$  und der Lebensdauer  $N_f$  ergibt sich durch die Addition der Anteile von zyklischer Spannung (Gl. (2.33)) und zyklischer plastischer Dehnung (Gl. (2.35)) [23]:

$$\frac{\Delta\varepsilon_{mech}}{2} = \frac{\Delta\sigma}{2E} + \frac{\Delta\varepsilon_{pl}}{2} = \frac{\sigma'_f}{E} (N_f)^b + \varepsilon'_f (N_f)^c \quad (2.36)$$

Der Schädigungsparameter nach Smith, Watson und Topper  $P_{SWT}$  [41] ergibt sich aus dem Produkt von mechanischer Dehnungsamplitude und Maximalspannung im Zyklus. Somit wird in  $P_{SWT}$  der Einfluss der Mittelspannung berücksichtigt:

$$P_{SWT} = \frac{\Delta\varepsilon_{mech}}{2} \cdot \sigma_{max} \quad (2.37)$$

Ostergren [42] verwendet die Energie, die im Zugbereich pro Zyklus in den Werkstoff eingebracht wird, als Beanspruchungsgröße. Diese Energie wird durch die Fläche der Hysterese im Zugbereich repräsentiert und folgendermaßen angenähert:

$$P_{OST} = \Delta\varepsilon_{pl} \cdot \sigma_{max} \quad (2.38)$$

Somit berücksichtigt auch der Schädigungsparameter  $P_{OST}$  den Einfluss der Mittelspannung.

### 2.4.2 Bruchmechanisches Modell

Bruchmechanische Modelle berechnen die Lebensdauer von einem im Werkstoff vorhandenen Anfangsriss  $a_0$  bis zu einem technisch relevanten Endriss  $a_f$ . Dabei wird die Rissfortschrittsrate  $da/dN$  zugrunde gelegt, die vom Werkstoff und der Art und Höhe der Beanspruchung abhängt. Somit basieren bruchmechanische Modelle darauf, dass die Lebensdauer während einer Beanspruchung überwiegend im Rissfortschritt stattfindet. Für LCF- und TMF-Beanspruchung ist dies i.d.R. der Fall. So wurde in [7,29,43–45] gezeigt, dass die Rissinitiierung bereits während der ersten Zyklen stattfindet. Zudem finden bruchmechanische Modelle häufig Anwendung, wenn ein Werkstoff schon vor der Belastung fertigungsbedingte Defekte oder Risse enthält. In dieser Arbeit wird die Lebensdauer von TMF-beanspruchten Proben abgeschätzt, die aus Lost Foam gegossenen Zylinderköpfen entnommen wurden und dadurch viele makroskopisch sichtbare Defekte enthalten. Aus diesem Grund ist die Anwendung eines bruchmechanischen Modells in dieser Arbeit sehr gut geeignet.

Der Ausgangspunkt für das im Folgenden vorgestellte bruchmechanische Modell ist das Potenzgesetz gemäß Gl. (2.31), das die Abhängigkeit der Rissfortschrittsrate  $da/dN$  vom effektiven zyklischen J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  beschreibt. Zur Berechnung von  $\Delta J_{\text{eff}}$  wird in dieser Arbeit die Näherungslösung von Heitmann (Gl. (2.26)) verwendet. Nach Trennung der Variablen erfolgt die Integration von der Anfangsrisslänge  $a_0$  bis zur Endrisslänge  $a_f$ . Dies setzt voraus, dass der Schädigungsparameter  $Z_D$  für alle Zyklen konstant ist. Mit der Annahme, dass die Zyklenzahl bis zur Initiierung erster Risse vernachlässigbar klein ist ( $N_0 \approx 0$ ), ergibt sich für die Lebensdauer:

$$N_f = \frac{1}{C \cdot Z_D^m} \left( \frac{a_f^{1-m} - a_0^{1-m}}{1-m} \right) \quad (2.39)$$

Gemäß Gl. (2.39) müssen zur Berechnung der Lebensdauer  $N_f$  für ein bestimmtes Beanspruchungsniveau  $Z_D$  die Anfangsrisslänge  $a_0$ , die Endrisslänge  $a_f$  und die Parameter  $C$  und  $m$  der Rissfortschrittskurve (Gl. (2.31)) bekannt sein. Somit ist bei bruchmechanischen Modellen die rechnerische Abschätzung der Lebensdauer  $N_f$  ohne vorherige experimentelle Ermittlung von  $N_f$  möglich.



Bei Verwendung der Formulierung der Lebensdauer  $N_f$  in Abhängigkeit vom Schädigungsparameter  $Z_D$  im Sinne von Gl. (2.32) ergibt sich:

$$N_f = D \cdot Z_D^{-k} \quad (2.40)$$

Durch einen Koeffizientenvergleich zwischen Gl. (2.39) und Gl. (2.40) lassen sich die Abhängigkeiten der Parameter des Potenzgesetzes  $D$  und  $k$  von der Anfangsrisslänge  $a_0$ , der Endrisslänge  $a_f$  und der Parameter  $C$  und  $m$  der Rissfortschrittskurve beschreiben:

$$D = \frac{a_f^{1-m} - a_0^{1-m}}{C \cdot (1-m)} \quad / \quad k = m \quad (2.41)$$

## 3 LITERATURKENNTNISSTAND

### 3.1 Aluminium-Silizium-Gusslegierungen

In diesem Kapitel wird eine kurze Einführung in die mikrostrukturellen und daraus resultierenden mechanischen Eigenschaften von Al-Si-Gusslegierungen gegeben. Zudem werden die Schädigungsentwicklung und das Lebensdauerverhalten unter zyklischer Belastung beleuchtet, das für Al-Si-Gusslegierungen bereits in vielen Arbeiten untersucht wurde.

#### 3.1.1 Gefüge und Ausscheidungsverhalten

Al-Si-Gusslegierungen sind für industrielle Anwendungen sehr attraktiv, da sie die Vorteile beider Elemente verbinden. Im ausgehärteten Zustand besitzen Al-Si-Gusslegierungen eine hohe spezifische Festigkeit, ein gutes Verformungsvermögen und eine gute Korrosionsbeständigkeit. Außerdem führt die Verwendung von Silizium zu verbesserten Fließ- und Formfüllungseigenschaften (Ostermann [46]). Im Gegensatz zu den meisten anderen Elementen dehnt sich Silizium beim Übergang vom flüssigen in den festen Aggregatzustand aus und wirkt somit effektiv der Erstarrungsschwindung des Aluminiums entgegen (Baumgartner [47]). Für das Zweistoffsystem Al-Si liegt das Eutektikum bei 577°C und ca. 12,6% Siliziumgehalt. Je nach Siliziumgehalt erfolgt die Einteilung in untereutektische (<11% Si), eutektische (11-14% Si) und übereutektische (>14% Si) Al-Si-Legierungen. Für industrielle Anwendungen werden überwiegend untereutektische Al-Si-Gusslegierungen eingesetzt. Auch die in dieser Arbeit verwendete Al-Si-Gusslegierung AlSi7Cu0,5Mg ist eine untereutektische Legierung. Die Gefügebestandteile dieser Legierungen werden im Folgenden beschrieben.

#### $\alpha$ -Mischkristall

Bei der Abkühlung im Gießprozess bilden sich direkt nach dem Unterschreiten der Liquidustemperatur Keime. Aus einem Keim entsteht jeweils ein Gusskorn, das wiederum aus mehreren Dendriten bestehen kann. Alle Dendriten eines Gusskorns besitzen die gleiche Kristallorientierung. Zudem besteht jeder Dendrit aus sog. Dendritenarmen (siehe Abb. 3-1(a)). Die Dendriten bestehen aus  $\alpha$ -Mischkristall, in dem das Aluminium mit verschiedenen Legierungsbestandteilen in Lösung ist. Der  $\alpha$ -Mischkristall hat einen kristallinen Aufbau mit einem kubisch-flächenzentrierten Raumgitter (Ostermann [46]). Die wichtigste Kenngröße des dendritischen Gefüges ist der SDAS (siehe Abb. 3-1(a)).

Dieser wird stark durch den Erstarrungsprozess beeinflusst. Bei schneller Abkühlung bilden sich gleichzeitig viele Keime und damit viele Gusskörner, wodurch die Korngröße und damit der SDAS kleiner im Vergleich zu einer langsamen Abkühlung sind.

Für vier untereutektische Legierungen mit unterschiedlichem Si-Gehalt ergaben sich Werte von SDAS von etwa 25  $\mu\text{m}$  für Abkühlgeschwindigkeiten im Bereich von 3°C/s. Für geringere Abkühlgeschwindigkeiten (<1°C/s) ergaben sich höhere Werte von ca. 35  $\mu\text{m}$  (Baumgartner [47]). Ähnliche Ergebnisse sind in [48] für die Legierung AlSi7Cu0,5Mg dargestellt. Für wesentlich höhere Abkühlgeschwindigkeiten um 100°C/s sind sogar SDAS von ca. 5  $\mu\text{m}$  zu erreichen (Cho und Kim [49]).

### **Eutektikum**

Die im Abkühlvorgang bei Erreichen der eutektischen Temperatur von 577°C verbliebene Restschmelze erstarrt in den Zwischenräumen des dendritischen Gefüges zum sog. Eutektikum. Mit steigender Abkühlgeschwindigkeit ist die Zeit zum Wachstum des  $\alpha$ -Mischkristalls geringer, wodurch der Anteil der Restschmelze und somit des Eutektikums steigt. Bei geringer Abkühlgeschwindigkeit ergibt sich nicht nur ein geringerer Anteil an Eutektikum, sondern auch eine gröbere Struktur des Eutektikums in Form dickerer Nadeln und größerer Abstände zwischen den Nadeln [47]. Das Eutektikum besitzt eine höhere Steifigkeit und Festigkeit, aber auch geringere Duktilität als der  $\alpha$ -Mischkristall (Baumgartner [47]). Aus diesem Grund erfolgt die Rissinitiierung häufig an eutektischen Si-Partikeln, gefolgt vom Zusammenwachsen einzelner Risse durch den  $\alpha$ -Mischkristall (Wang [50]).

### **Porosität**

Bei Al-Si-Gusslegierungen wird zwischen Gasporen und Erstarrungsporen unterschieden. Gasporen entstehen überwiegend durch in der Schmelze gelöste Gase, die beim Erstarrungsvorgang wieder ausgeschieden werden [5]. Sie besitzen eine globulare bzw. sphärische Form. Dagegen entstehen Erstarrungsporen durch die Kontraktion bzw. Schwindung des  $\alpha$ -Mischkristalls bei der Erstarrung und die mangelnde Nachspeisung der Schmelze. Erstarrungsporen besitzen eine verzweigte, unregelmäßige Form sowie eine dendritische Oberfläche [6]. Bei geringer Abkühlgeschwindigkeit sind die Erstarrungsschwindigkeit und somit die Porosität stärker ausgeprägt. Daraus ergibt sich, dass ein Zusammenhang zwischen der Porosität und dem SDAS besteht. Gerbe et al. [48]

untersuchten diesen Zusammenhang an den Legierungen AlSi8Cu3 und AlSi7Cu0,5Mg anhand unterschiedlicher Abkühlgeschwindigkeiten. Dabei ergeben sich bei einem SDAS von ca. 20  $\mu\text{m}$  Porenflächenanteile im Bereich von 0,14%. Bei SDAS $\approx$ 65  $\mu\text{m}$  hingegen erhöht sich der Porenflächenanteil auf 1,81%.

### Ausscheidungen

Binäre Al-Si-Legierungen haben eine geringe Festigkeit, die durch das Hinzufügen verschiedener Legierungselemente erhöht werden kann. Die sog. Ausscheidungshärtung erfolgt üblicherweise mit Hilfe einer Wärmebehandlung (Ostermann [46]). Eine typische Wärmebehandlung zum Aushärten von Al-Si-Gusslegierungen besteht aus drei Teilen. Das Lösungsglühen findet unterhalb der Solidustemperatur statt und dient dazu, möglichst viele Legierungselemente im  $\alpha$ -Mischkristall zu lösen. Beim Abschrecken mit hoher Abkühlgeschwindigkeit wird der übersättigte Zustand des  $\alpha$ -Mischkristalls eingefroren. Das anschließende Auslagern findet bei Temperaturen im Bereich von 200°C statt. Dabei werden zunächst kohärente intermetallische Phasen aus dem  $\alpha$ -Mischkristall ausgeschieden, die mit zunehmender Auslagerungszeit teilkohärent und schließlich inkohärent in der Matrix eingebettet sind. Dabei kommt es zur zunehmenden Vergrößerung der Ausscheidungsphasen. Die für eine Versetzungsbewegung benötigte Schubspannung nimmt mit steigendem Teilchendurchmesser zunächst zu, bevor sie ab dem kritischen Teilchendurchmesser  $d_k$  wieder abfällt (siehe Abb. 3-1(b)). Dieser Verlauf ist charakteristisch für eine Ausscheidungshärtung. Er setzt sich aus den benötigten Schubspannungen für das Schneiden und das Umgehen von Teilchen, das als Orowan-Mechanismus bekannt ist, zusammen [51]. Dementsprechend wird das Festigkeitsmaximum in Al-Si-Gusslegierungen bei einer bestimmten Anzahl und Größe von intermetallischen Ausscheidungen erreicht, die wiederum von der Auslagerungszeit und -temperatur abhängen. Eine Wärmebehandlung mit dem Ziel der maximalen Festigkeit wird als T6 bezeichnet. Die Erhöhung der Dehngrenze und Zugfestigkeit infolge einer Ausscheidungshärtung wurde in vielen Arbeiten dokumentiert (z.B. [47,52]).

Die am häufigsten eingesetzten Legierungselemente zur Festigkeitssteigerung sind Kupfer und Magnesium. Kupfer bildet bei der Aushärtung metastabile Zwischenphasen der Gleichgewichtsphase Al<sub>2</sub>Cu (Schneider und Feikus [53]). Bereits durch einen kleinen Anteil von Magnesium (<0,6%) kommt es bei der Aushärtung zur Ausscheidung der Phase Mg<sub>2</sub>Si, die zu einem Festigkeitsanstieg führt (Schneider et al. [54]).

Bei einer Auslagerungszeit, die über eine T6-Wärmebehandlung hinausgeht, oder dem dauerhaften Betrieb unter hohen Temperaturen kommt es zur Überalterung von Al-Si-Gusslegierungen. Dabei vergrößern die Ausscheidungen zunehmend und senken dadurch die Festigkeit (siehe Abb. 3-1(b)).

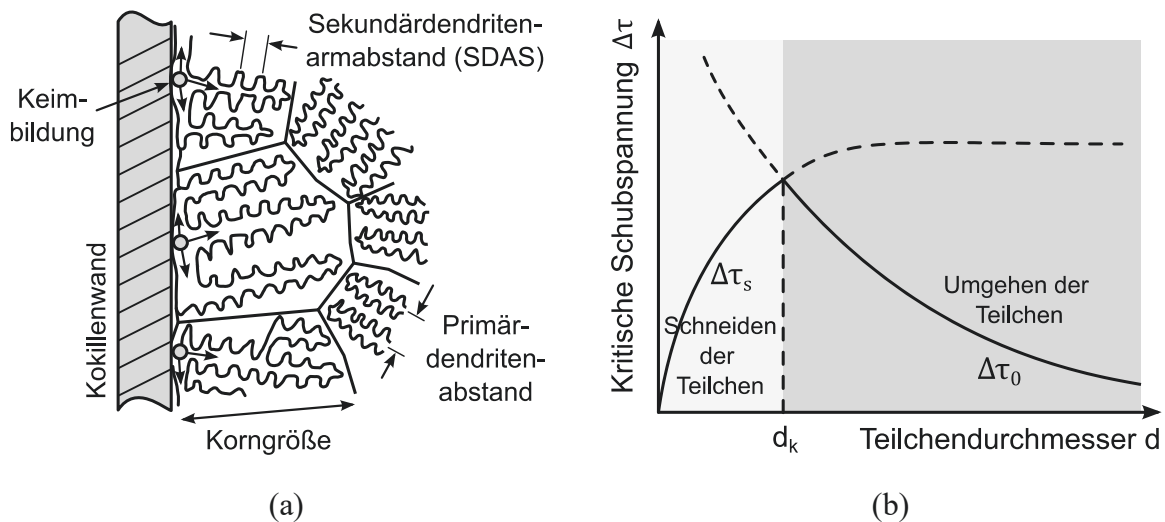


Abb. 3-1: (a) Schematischer Aufbau eines dendritisch erstarrten Aluminiumgussgefüges (nach Ostermann [46]) und (b) Entwicklung der kritischen Schubspannung in Abhängigkeit des Teilchendurchmessers durch Schneiden und Umgehen von Teilchen (nach Hornbogen und Warlimont [51]).

### Einfluss der Mikrostruktur auf die mechanischen Eigenschaften

Der SDAS korreliert direkt mit den mechanischen Eigenschaften. Je geringer der SDAS ist, desto höher sind die Festigkeit und die Duktilität des Werkstoffes [5,47,55]. Dies ist auf die mit kleinerem SDAS einhergehende Korngrenzenverfestigung zurückzuführen. Zudem ist eine feine Struktur des  $\alpha$ -Mischkristalls i.d.R. mit einem hohen Anteil an Eutektikum und einer fein verteilten Struktur von Eutektikum und intermetallischen Phasen verbunden [46,47]. Somit tragen diese Phasen ebenfalls zur Steigerung der Festigkeit und Duktilität bei.

Eine Möglichkeit zur Festigkeits- und Duktilitätssteigerung bietet die sog. Kornfeinung durch die Zugabe von Legierungselementen. Beispielsweise führt die Zugabe von Strontium zur Erhöhung der Anzahl, Verkleinerung und Verrundung der eutektischen Si-Partikel. Dieser Vorgang wird als Veredlung bezeichnet (Shabestari und Shahri [56]).

#### 3.1.2 Schädigungsentwicklung unter zyklischer Beanspruchung

In diesem Kapitel werden die auftretenden Schädigungsmechanismen bei HCF- und LCF / TMF-Beanspruchung behandelt. Die in diesem Kapitel gezeigten Mechanismen

beschränken sich auf Werkstoffe, die durch konventionelle Gießverfahren wie das Schwerkraftkokillen-, Niederdruck- oder Sandgießverfahren hergestellt wurden. Typische Schädigungsmechanismen von Werkstoffen, die durch das Lost Foam Gießverfahren hergestellt wurden, werden in Kap. 3.2.2 vorgestellt. Zunächst wird jeweils der Einfluss der Mikrostruktur auf das Rissinitiierungs- und Risswachstumsverhalten beleuchtet, bevor die Auswirkungen auf die Lebensdauer gezeigt werden.

### **HCF-Bereich**

Gerbe et al. [57] zeigten an der Legierung  $\text{AlSi7Mg0,3}$ , dass die Rissinitiierung entlang von Gleitbändern in der Ebene maximaler Schubspannung erfolgt. Die gleiche Feststellung machten Bogdanoff et al. [58] an der in dieser Arbeit verwendeten Legierung  $\text{AlSi7Cu0,5Mg}$ . Zusätzlich stellten Bogdanoff et al. die Rissinitiierung durch das Aufreißen und die Ablösung spröder eutektischer Si-Partikel und intermetallischer Phasen fest [58]. Das Risswachstum erfolgt bei beiden Legierungen auf Gleitbändern durch den primären  $\alpha$ -Mischkristall. Dies ist auf die geringere Festigkeit des  $\alpha$ -Mischkristalls im Vergleich zum eutektischen Silizium und den intermetallischen Phasen zurückzuführen [58].

Zudem untersuchten Gerbe et al. [57] den Einfluss von fertigungsbedingten Poren mit Durchmessern bis zu  $100\ \mu\text{m}$  auf die Rissinitiierung und -ausbreitung in den Legierungen  $\text{AlSi8Cu3}$  und  $\text{AlSi7Mg0.3}$ . Die Rissinitiierung erfolgt gleichzeitig an mehreren Poren. Im Anschluss breiten sich die Risse senkrecht zur angreifenden Kraft, d.h. unabhängig von der Mikrostruktur, aus. Somit fungieren die Poren als Anfangsrisse, die durch hohe zyklische Spannungsintensitätsfaktoren  $\Delta K$  die Rissinitiierung und -ausbreitung dominieren. In der Folge wachsen die Risse zusammen und verlaufen dabei in Ebenen maximaler Schubspannung entlang von Gleitbändern durch den  $\alpha$ -Mischkristall. Somit wechselt das Risswachstum von mikrostrukturunabhängiger Normalspannungsdominanz zu einer mikrostrukturabhängigen Schubspannungsdominanz. Die Existenz von Poren führte in [57] zu einer starken Verkürzung der Lebensdauer.

In Al-Si-Gusslegierungen führt die Verringerung des SDAS durch hohe Abkühlgeschwindigkeiten zur Erhöhung der Dauerfestigkeit [48]. Dies ist auf die feinere Verteilung des  $\alpha$ -Mischkristalls und der eutektischen Si-Partikel und die damit einhergehende Behinderung der Versetzungsbewegung zurückzuführen. Zudem haben hohe Abkühlgeschwindigkeiten tendenziell kleinere Erstarrungsporen zur Folge, die als Rissursprung fungieren könnten.

### LCF / TMF-Bereich

Das Rissinitiierungs- und Rissfortschrittsverhalten von Al-Si-Gusslegierungen im Kurzzeitfestigkeitsbereich wurde in einigen Arbeiten untersucht [3,5,7,59–61]. In der Regel handelt es sich dabei um Werkstoffe für den Antriebsstrang wie Zylinderköpfe und Kolben. In LCF-Versuchen bei 250°C an der Legierung AlSi7MgCu0,5-T6 erfolgt die Rissinitiierung an spröden eutektischen Si-Partikeln. Die einzelnen Risse verlaufen zunächst einzeln entlang dieser Si-Partikel, wachsen dann aber bei zunehmendem Rissfortschritt über die weichen  $\alpha$ -Mischkristalle zusammen (Michelfeit [5]). Thalmair [3] untersuchte die Zylinderkopflegerung AlSi8Cu3 bei OP TMF-Beanspruchung. Dabei zeigte sich für die Wärmebehandlungen T1 und T6 das identische Schädigungsverhalten: der Rissfortschritt erfolgt überwiegend interdendritisch entlang der Phasengrenzen zwischen Eutektikum und  $\alpha$ -Mischkristall und entlang gebrochener eutektischer Si-Partikel. Abb. 3-2 zeigt den Rissverlauf von AlSi8Cu3-T5 nach einem TMF-Versuch (a) und einem Thermoschockdauerlauf (b). Auch bei der Legierung AlSi7Mg-T6 erfolgten die Rissinitiierung und das Risswachstum bei OP TMF-Beanspruchung bevorzugt in der Grenzfläche zwischen  $\alpha$ -Mischkristall und Eutektikum (Luft [59]). Für die Legierung AlSi10Mg-T6 wurde die Rissinitiierung bei OP TMF-Versuchen durch Ablösen des  $\beta$ -Mischkristalls von der  $\alpha$ -Mischkristall-Matrix beobachtet. Im Anschluss breiten sich die Risse wiederum entlang der Grenzfläche zwischen Eutektikum und  $\alpha$ -Mischkristall sowie durch den Bruch von spröden Si-Partikeln aus (Henne und Beck [7]).

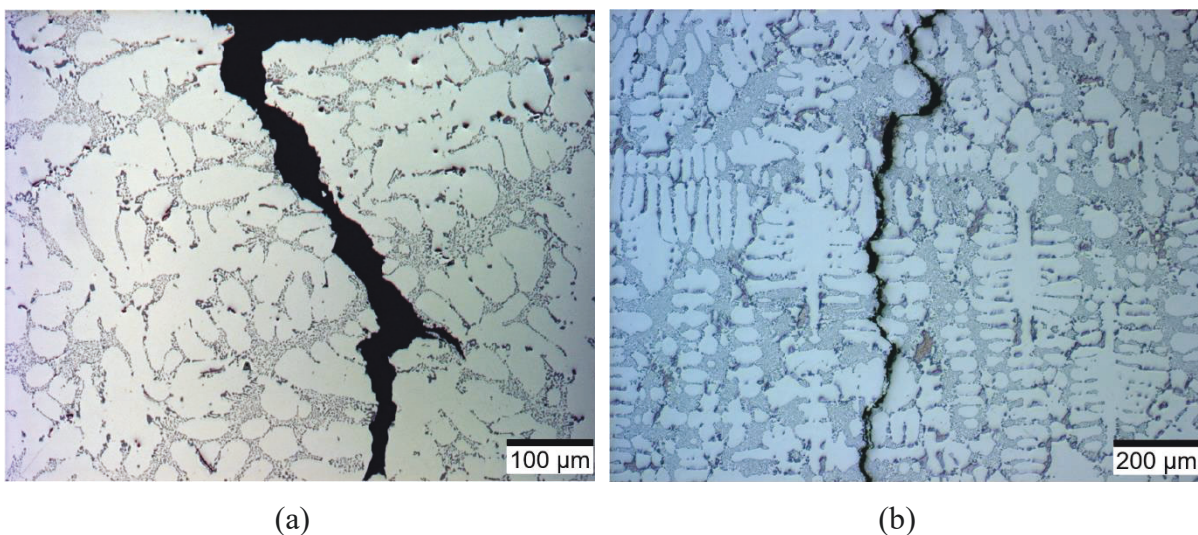


Abb. 3-2: Rissverlauf nach einer OP TMF-Beanspruchung (AlSi8Cu3-T5): (a) TMF-Versuch und (b) Thermoschockdauerlauf ((a) und (b) aus Thalmair [3]).

Die häufig beobachtete Rissinitiierung an  $\beta$ -Mischkristall oder der eutektischen Phase im Kurzzeitfestigkeitsbereich ist auf deren geringe Duktilität im Vergleich zum  $\alpha$ -Mischkristall zurückzuführen. Zudem entstehen bei hohen Temperaturen Spannungskonzentrationen an den Grenzflächen Si-haltiger Phasen und dem  $\alpha$ -Mischkristall, die auf die unterschiedliche thermische Ausdehnung von Aluminium und Silizium zurückzuführen sind [60,61].

Bei der Legierung AlSi5Cu3-T7 entstehen durch die reduzierte Gießbarkeit Poren, die die Rissinitiierung und das Risswachstum unter OP TMF-Beanspruchung stark beeinflussen (Luft [59]). Die verstärkte Rissinitiierung an Poren ist auch in [5] an der Legierung AlSi7MgCu0,5-T6 unter LCF-Beanspruchung bei 250°C dokumentiert, wobei sich für niedrige Porositätsgrade ( $P < 0,2\%$ ) keine negativen Auswirkungen auf die Lebensdauer ergeben.

Üblicherweise führt eine OP TMF-Beanspruchung zu einer größeren Schädigung und damit zu geringerer Lebensdauer als eine isotherme LCF-Beanspruchung bei der Maximaltemperatur der OP TMF-Beanspruchung [61,62]. Dies ist auf die bei OP TMF-Versuchen vorhandene positive Mittelspannung zurückzuführen. Bei der Legierung AlSi7Cu0,5Mg-T7 ermittelten Fischer und Schweizer [62] in OP TMF-Versuchen (50°C-280°C) eine um ca. den Faktor 3 geringere Lebensdauer als in den LCF-Versuchen bei 280°C. Dagegen hat eine zusätzliche Haltezeit von 60 s bei Maximaltemperatur in den OP TMF-Versuchen keinen negativen Einfluss auf die Lebensdauer [62]. Dies wird durch weitere Arbeiten an Al-Si-Legierungen bestätigt [7,63]. Die Erhöhung der Maximaltemperatur von 200°C auf 250°C führte bei der Legierung AlSi8Cu3-T5 in OP TMF-Versuchen zu einer Lebensdauersteigerung (Thalmair [3]). Beim Vergleich des nicht wärmebehandelten Werkstoffs mit einer T6-Wärmebehandlung ergab sich für die Legierung AlSi7Mg kein signifikanter Unterschied in der OP TMF-Lebensdauer (Azadi [64]). Dies ist auf die schnelle Überalterung des Werkstoffes und der damit verbundenen Abnahme der Festigkeit bei hohen Temperaturen zurückzuführen.

Hohe Abkühlgeschwindigkeiten im Gießprozess führen zu abnehmenden SDAS und damit zu einer Zunahme der Lebensdauer unter LCF- und TMF-Beanspruchung (Maier et al. [65]). Dies ist darauf zurückzuführen, dass das Risswachstum vorwiegend an der Grenzfläche zwischen Eutektikum und  $\alpha$ -Mischkristall erfolgt und dadurch abnehmende SDAS zu einer stärkeren Verzweigung des Risspfades führen (Sehitoglu et al. [66]). Zudem verringern grobe, nadelförmige intermetallische Phasen, die aus einem langsamen Erstarrungsprozess



resultieren und mit einem großen SDAS einhergehen, die Duktilität und verringern daher die Lebensdauer. Dies zeigte Michelfeit [5] anhand von LCF-Versuchen bei 250°C an der Legierung AlSi7Cu0,5Mg-T6.

## **3.2 Lost Foam Gießverfahren**

In dieser Arbeit wird die Streuung der Lebensdauer von thermomechanisch beanspruchten Proben abgeschätzt, die aus Lost Foam gegossenen Zylinderköpfen entnommen wurden. Das Lost Foam Gießverfahren hat einen entscheidenden Einfluss auf die Mikrostruktur des Werkstoffs und damit auf das Ermüdungsverhalten. Aus diesem Grund werden die Grundzüge des Lost Foam Gießverfahrens, die Auswirkungen auf die Mikrostruktur (Kap. 3.2.1) und die resultierende Schädigungsentwicklung unter zyklischer Beanspruchung (Kap. 3.2.2) beschrieben.

### **3.2.1 Gießverfahren und Mikrostruktur**

Das Lost Foam (engl. für „verlorener Schaum“) Gießverfahren gehört zur Gruppe der Sandgießverfahren mit verlorenen Formen und verlorenen Modellen [46]. Abb. 3-3 zeigt die Prozessschritte beim Lost Foam Gießverfahren. Zunächst werden einzelne Modellelemente aus expandierbarem Polystyrol (EPS) gegossen. Im Anschluss werden diese Modellelemente durch Kleben zu einem Gesamtmodell zusammengefügt. Dieses Gesamtmodell entspricht in der Geometrie dem späteren Gussstück. Danach wird das Modell mit dem Einguss und Anschnitt ebenfalls durch Kleben zusammengefügt. Durch das Beschichten mit einer keramischen Schlichte wird die Feuchtigkeit im Modell bestmöglich entfernt und die Modelloberfläche geglättet. Nach dem Trocknen wird das Modell in losen Sand eingeformt und dabei durch Vibration verdichtet. Durch das Eingießen der Schmelze kommt es zum Vergasen des Polystyrols, das durch den Sand entweicht. Nach der vollständigen Erstarrung der Schmelze wird der Sand abgesaugt, die Schlichte vom Bauteil entfernt und das Bauteil vom Einguss und Anschnitt getrennt [46].

Die Klebtechnik im Lost Foam Gießverfahren bietet den Vorteil, dass sich komplizierte Formen mit Hinterschneidungen in einem einteiligen Gießmodell herstellen lassen [46]. Dies ermöglicht die Geometrieoptimierung von Bauteilen, die die Reduktion von Kosten und Kraftstoffverbrauch zur Folge hat [67].

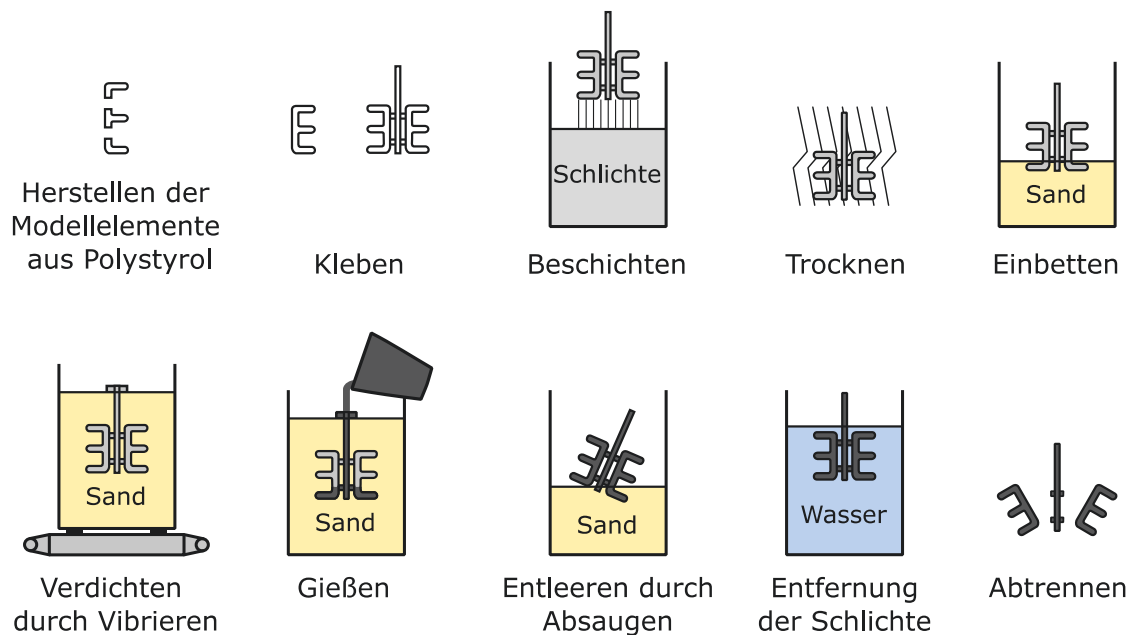


Abb. 3-3: Prozessschritte beim Lost Foam Gießverfahren (nach Ostermann [46]).

Ein signifikanter Nachteil des Lost Foam Gießverfahrens sind die zahlreichen und großen Gas- und Erstarrungsporen im Gussteil. Die Neigung zur starken Gasporosität beim Lost Foam Gießverfahren liegt am Wärmeverlust beim Vergasen des Polystyrols. Dadurch ist eine höhere Gießtemperatur notwendig, wodurch sich die Gefahr der Gasaufnahme der Schmelze erhöht [46]. Szmytka et al. [68] stellten an den Legierungen AlSi7Mg und AlSi7Cu3 fest, dass im Lost Foam Guss zahlreiche Gasporen vorhanden sind. Im Kokillenguss dagegen wurden keine Gasporen detektiert. Zur Abgrenzung zwischen Gas- und Erstarrungsporen verwendeten die Autoren die Sphärizität der Poren, die durch  $\mu$ CT-Aufnahmen ermittelt wurde. Die ausgeprägten Erstarrungsporen sind überwiegend auf die geringe Abkühlgeschwindigkeit beim Lost Foam Gießverfahren durch das Vergasen des Polystyrols zurückzuführen. Die Abkühlgeschwindigkeit liegt nach [69] und [70] unter  $1^\circ\text{C}/\text{s}$ . El Khoukhi et al. [71] werteten anhand von  $\mu$ CT-Aufnahmen die projizierte Fläche von Poren senkrecht zur Belastungsrichtung aus. Die größte projizierte Fläche des Inspektionsvolumens beträgt im Lost Foam Guss  $0,1 \text{ mm}^2$ . Im Kokillenguss ist sie um den Faktor 10 kleiner. Große Erstarrungsporen gehen mit einem großen SDAS einher. Für die Legierung AlSi7Mg liegt SDAS im Lost Foam Guss im Bereich von  $80 \mu\text{m}$  [2,70,72]. Ammar et al. [73] ermittelten einen etwas geringeren Wert von  $63 \mu\text{m}$ . Im Kokillenguss liegt SDAS bei wesentlich geringeren Werten von  $25 \mu\text{m}$  [70] bzw.  $35 \mu\text{m}$  [2].

Abb. 3-4 zeigt die  $\mu$ CT-Aufnahme des Zündkerzen-Auslassventilstegs eines Lost Foam Zylinderkopfs (BMW), der viele ausgedehnte Poren enthält und auf dem Zylinderkopfprüfstand bei der IABG in Ottobrunn (siehe Kap. 4.6) thermomechanisch ermüdet wurde. Der Steg enthält einen Riss durch die thermomechanische Beanspruchung. Vermutlich befinden sich auch auf dem Risspfad Poren. Diese lassen sich allerdings mit der  $\mu$ CT nicht detektieren, da sie bei bereits vorhandenem Riss nicht mehr von Material eingeschlossen sind.

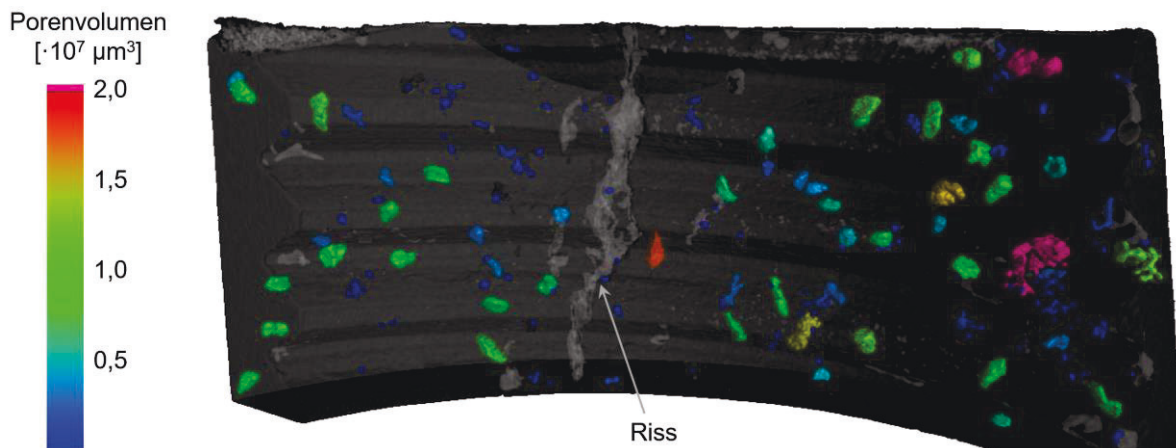


Abb. 3-4:  $\mu$ CT-Aufnahme des Zündkerzen-Auslassventilstegs eines Lost Foam Zylinderkopfs (BMW): Anriss durch thermomechanische Ermüdung auf dem Zylinderkopfprüfstand; ausgedehnte Poren in Folge des Lost Foam Gießverfahrens.

Eine Möglichkeit zur Verbesserung der Mikrostruktur von Lost Foam gegossenen Bauteilen bietet das sog. Magnetformverfahren, bei dem die Gussform aus Stahlkies besteht. Dadurch wird eine höhere Abkühlgeschwindigkeit erzielt, wodurch die Mikrostruktur verfeinert wird [70]. Der wesentliche Vorteil des klassischen Lost Foam Gießverfahrens, die Geometriefreiheit, ist auch beim Magnetformverfahren gegeben.

In der Nähe der Gussteiloberfläche ist die Porosität i.d.R. weniger stark ausgeprägt, da dort eine höhere Abkühlgeschwindigkeit herrscht. Wang et al. [74] schlagen vor, auf die spanende Nachbearbeitung zu verzichten, um oberflächennahe Poren in Bauteilen zu reduzieren. So sollen Ermüdungsrisse verhindert werden, die häufig von oberflächennahen Defekten ausgehen [75,76].

### 3.2.2 Schädigungsentwicklung unter zyklischer Beanspruchung

#### HCF-Bereich

Das Rissinitiierungsverhalten unter HCF-Beanspruchung bei Raumtemperatur und erhöhter Temperatur wurde für Proben aus Lost Foam Guss an einigen Al-Si-Gusslegierungen untersucht. Risse bilden sich immer an der größten oder mehreren Erstarrungsporen in der Nähe der Oberfläche [71–73,77]. Der Durchmesser der rissinitiierenden Poren auf der Bruchfläche liegt nach Le et al. [72] und Lee et al. [77] im Bereich von 700 bis 800  $\mu\text{m}$ . Die Rissinitiierung erfolgt bereits in den ersten 5 bis 10% der Lebensdauer. Somit findet der Großteil der Lebensdauer im Risswachstum und im Zusammenwachsen von Rissen statt. Das Risswachstum erfolgt normalspannungsgesteuert und damit senkrecht zur Belastungsrichtung (Lee et al. [77]). Ammar et al. [73] stellten für die Legierungen AlSi7Cu3-F und AlSi7Mg-T6 eine abnehmende Lebensdauer mit zunehmender Größe der Oberflächenporen fest. Somit ist die Lebensdauer im Lost Foam Guss geringer als im Kokillenguss. Wang et al. [78] berichten für verschiedene Al-Si-Gusslegierungen ebenfalls von einer abnehmenden Lebensdauer mit zunehmender Defektgröße.

Die Anwendung des HIP-Verfahrens, bei dem Poren durch hohen Druck und hohe Temperatur geschlossen werden, führt zur bevorzugten Rissbildung an Gleitbändern (Le et al. [72]). Damit entspricht der Mechanismus der Rissbildung dem konventioneller Gießverfahren (vgl. Kap. 3.1.2).

El Khoukhi et al. [71] untersuchten den statistischen Größeneinfluss von Poren auf die Dauerfestigkeit von Al-Si-Legierungen, d.h. den Einfluss der Größe des höchst beanspruchten Volumens auf die Streuung der Dauerfestigkeit. Demnach hat ein Werkstoff aus Lost Foam Guss einen geringeren statistischen Größeneinfluss und damit auch eine geringere Streuung der Dauerfestigkeit als ein Werkstoff aus Kokillenguss. Dies liegt an den großen Poren und dem geringen Abstand zwischen den Poren beim Lost Foam Guss.

#### LCF-Bereich

Die nach Kenntnisstand des Autors umfassendsten Untersuchungen zur Schädigungsentwicklung von Lost Foam gegossenen Al-Si-Gusslegierungen unter LCF-Beanspruchung stammen aus der Gruppe um E. Charkaluk (*Ecole Centrale de Lille*). Bei Hochtemperatur-LCF-Versuchen an den Legierungen AlSi7Mg-T7 und AlSi7Cu3-F erfolgte die Rissinitiierung an Poren. Im Anschluss wachsen die Risse überwiegend über spröde eutektische

Si-Partikel und intermetallische Phasen (Tabibian et al. [2]). Dabei zeigt sich bei der Legierung AlSi7Cu3-F eine deutliche Abnahme der Lebensdauer von Proben aus Lost Foam Guss im Vergleich zum Druckguss. Dagegen ist das zyklische Verformungsverhalten, d.h. die maximalen und minimalen Spannungen jedes Zyklus, unabhängig vom Gießverfahren (Tabibian et al. [2]).

Wang et al. [67] entwickelten einen experimentellen Aufbau zur in situ-Untersuchung des Probenvolumens (AlSi7Cu3-F) während eines LCF-Versuchs (Raumtemperatur) mit Hilfe der  $\mu$ CT. Auf Basis der DVC konnte eine Korrelation zwischen den lokalen Dehnungsfeldern und der Schädigungsentwicklung hergestellt werden. Als Folge großer plastischer Dehnungen bilden sich die Risse an großen Poren mit scharfen Kanten, an oberflächennahen Poren und bei Porenanhäufungen [74]. Zudem wird die bevorzugte Rissinitiierung an spröden Einschlüssen beobachtet, die sich in unmittelbarer Umgebung zu großen Poren befinden. Die Rissinitiierung erfolgt häufig bereits im ersten Zyklus bei maximaler Zugspannung. Die Risse wachsen entlang von spröden Einschlüssen, wobei eutektische Si-Partikel eine größere Rolle als intermetallische Phasen spielen [79]. Zudem wachsen die vorhandenen Risse mit weiteren Poren zusammen. Dezecot et al. [80], Dahdah et al. [81] und Limodin et al. [82] erweiterten den beschriebenen Aufbau um die Anwendung bei erhöhter Temperatur. Im Wesentlichen zeigen sich bei Temperaturen von 150°C und 250°C die gleichen Rissinitiierungs- und Risswachstumsmechanismen wie bei Raumtemperatur. Abb. 3-5 zeigt ein typisches Schädigungsbild einer Lost Foam gegossenen Al-Si-Gusslegierung unter LCF-Beanspruchung (Charkaluk et al. [1]).

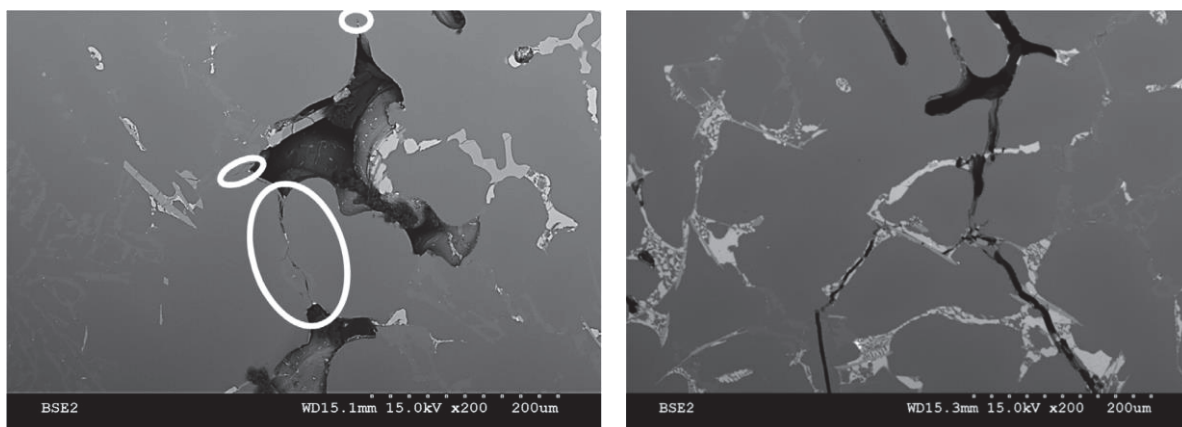


Abb. 3-5: Konzentration von Mikrorissen um Poren nach einem Hochtemperatur-LCF-Versuch an der überalterten Legierung AlSi7Cu3 (aus Charkaluk et al. [1]).

### 3.3 Defektbasierte Lebensdauerabschätzung

Die defektbasierte Lebensdauerabschätzung mit Hilfe von bruchmechanischen Modellen wird häufig für die Abschätzung der Streuung der Lebensdauer eingesetzt. Zudem besteht mit geeigneten Methoden der Extremwertstatistik die Möglichkeit, Defekte auf große Bauteilvolumen zu extrapolieren und somit die Ermüdungseigenschaften von Bauteilen aus Probenversuchen abzuschätzen. Ein weiterer Anwendungsfall ist die Bewertung der Ermüdungseigenschaften von unterschiedlichen Gießverfahren. Dies hat den Hintergrund, dass sämtliche Gießverfahren zu Defekten im Gussteil führen, wobei die Anzahl, Größe und Morphologie der Defekte charakteristisch für das jeweilige Gießverfahren sind [78]. Im Folgenden werden einige Arbeiten im HCF-Bereich (Kap. 3.3.1) und im LCF-Bereich (Kap. 3.3.2) vorgestellt.

#### 3.3.1 HCF-Bereich

Dieses Kapitel enthält neben bruchmechanischen Modellen, bei denen eine finite Lebensdauer von einem Anfangsriss bis zu einem Endriss berechnet wird (vgl. Kap. 2.4.2), auch Methoden, bei denen die Dauerfestigkeit auf Basis von Defekten abgeschätzt wird.

In der Arbeit von Lee et al. [77] wurde die HCF-Lebensdauer der Lost Foam gegossenen Legierung AlSi7Cu3-T5 durch ein bruchmechanisches Lebensdauermodell abgeschätzt. Die Rissinitiierung wurde stets an oberflächennahen Erstarrungsporen beobachtet. Durch die Replica-Methode wurde festgestellt, dass der Großteil der Lebensdauer im Risswachstum stattfindet. Damit wurde die Anwendung eines bruchmechanischen Lebensdauermodells begründet. Die im REM vermessene Fläche der rissinitiierenden Pore wurde in eine Anfangsrisslänge umgerechnet. Dabei wurde die unregelmäßige Struktur des Anrisses durch einen halb elliptischen Oberflächenriss angenähert. Die Anfangsrisslänge liegt im Bereich von 0,1 bis 2,0 mm. Die berechneten Lebensdauern weichen lediglich um den Faktor 2 von den experimentellen Lebensdauern ab.

In [83] wurde die linear-elastische Bruchmechanik verwendet, um die Streuung der Lebensdauer und Dauerfestigkeit der additiv gefertigten Legierung AlSi10Mg-F unter HCF-Beanspruchung abzuschätzen. Die Rissinitiierung findet immer an oberflächennahen Poren statt. Aus diesem Grund werden Poren als maßgeblicher Einflussfaktor auf die Lebensdauer und die Dauerfestigkeit angesehen. Folglich wurde die Streuung der Lebensdauer und der Dauerfestigkeit aus der Streuung der projizierten Fläche der größten Pore im höchstbeanspruchten Volumen abgeschätzt. Die zugrunde gelegte Streuung wurde

dabei aus  $\mu$ CT-Aufnahmen ermittelt. Im Zeitfestigkeitsbereich wurde die Lebensdauer durch eine Rissfortschrittsrechnung ausgehend von der größten Pore im höchstbeanspruchten Volumen bis zu einer Endrisslänge abgeschätzt. Die Dauerfestigkeit wurde in einem Kitagawa-Diagramm abhängig von der größten Pore im höchstbeanspruchten Volumen beschrieben.

In sehr ähnlicher Weise wurde in [84] die Streuung der Dauerfestigkeit in hochfesten Stählen auf Basis der Streuung von rissinitiierenden nichtmetallischen Einschlüssen abgeschätzt. Als Merkmalsgröße wurde dabei die im REM vermessene Fläche des rissinitiierenden nichtmetallischen Einschlusses auf der Bruchfläche definiert. Die Verteilung der Defektflächen wurde mit Hilfe der Logitverteilung beschrieben und auf größere Bauteilvolumen extrapoliert. Die Methodik basiert allerdings auf der Annahme, dass der rissinitiierende nichtmetallische Einschluss der größte im höchst beanspruchten Bauteilvolumen ist. Durch eine von Beretta et al. [85] entwickelte Methode wird die Abschätzung der Größe unterschiedlicher Typen von Einschlüssen in großen Bauteilvolumen mit Hilfe von Extremwertverteilungen ermöglicht.

In [72] wurde die Dauerfestigkeit der Legierung AlSi7Mg-T7 für stark variierende Porengrößen einheitlich in einem Kitagawa-Takahashi Diagramm beschrieben. Dazu wurde die linear-elastische Bruchmechanik angewendet. Die unterschiedlichen Porengrößen wurden durch das Kokillengießverfahren (mittlere Defektgröße 236  $\mu$ m) und das Lost Foam Gießverfahren (mittlere Defektgröße 710  $\mu$ m) generiert. Um einen defektfreien Werkstoffzustand zu erhalten, wurde zusätzlich eine Nachbehandlung mit dem HIP-Verfahren durchgeführt.

Oberwinkler [86] entwickelte anhand der Aluminium-Druckgusslegierung AlSi9Cu3 eine virtuelle Prozesskette von der Simulation des Gießprozesses und der daraus resultierenden inhomogenen Porenverteilung bis hin zur defektbasierten Abschätzung der Ermüdungsfestigkeit unter HCF-Beanspruchung. Die Lebensdauerabschätzung erfolgte risswachstumsbasiert unter der Annahme, dass die Rissinitiierung in den ersten Zyklen stattfindet. Der Zusammenhang zwischen der Dauerfestigkeit und der mit Hilfe von  $\mu$ CT-Aufnahmen ermittelten Porengröße folgt dem Ansatz von El Haddad et al. [87].

Tenkamp et al. [88] berechneten die Lebensdauer und Dauerfestigkeit der Legierungen AlSi7Mg-T6 (Kokillenguss) und AlSi12 (additiv gefertigt) auf Basis der Größe der rissinitiierenden Pore auf der Bruchfläche. Für die Risslänge im lokalen zyklischen Spannungs-

intensitätsfaktor  $\Delta K$  wurde die Wurzel der projizierten Fläche nach Murakami herangezogen. Damit zeigte sich zwischen  $\Delta K$  und der Lebensdauer eine gute Korrelation. Die Dauerfestigkeit wurde im Kitagawa-Takahashi Diagramm durch Verwendung der intrinsischen Risslänge nach El Haddad et al. [87] als Funktion der Defektgröße beschrieben.

Die Interaktion von Defekten mit benachbarten Defekten oder mit der Bauteiloberfläche hat einen großen Einfluss auf die Ermüdungseigenschaften. Masuo et al. [89] schlagen eine bruchmechanisch-basierte Methode zur Abschätzung einer effektiven Defektgröße mit Hilfe von projizierten Flächen vor. Abb. 3-6 zeigt die effektiven Flächen für verschiedene Porenformen, benachbarte Poren und Poren an oder in der Nähe einer Bauteiloberfläche. Mit der gezeigten Methode ergibt sich für die additiv gefertigte Titanlegierung Ti-6Al-4V eine gute Abschätzung der Dauerfestigkeit als Funktion der maximalen effektiven Defektgröße.

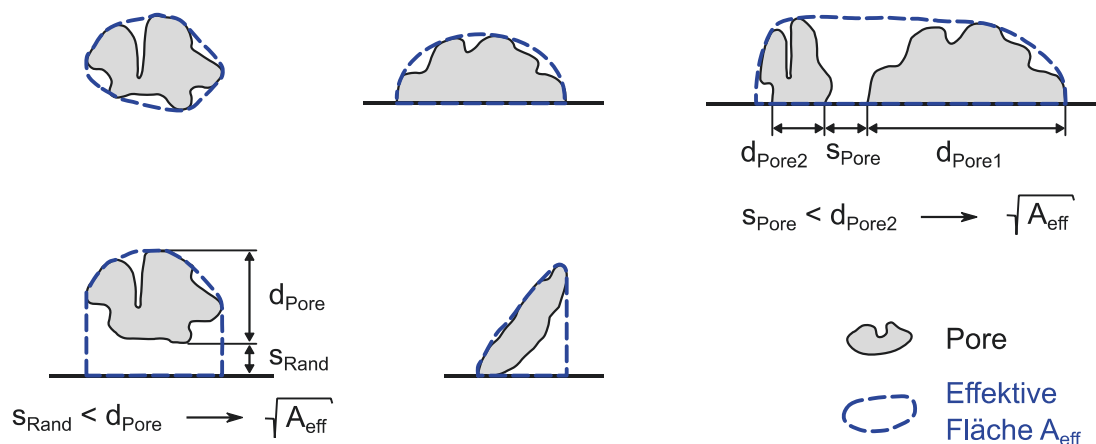


Abb. 3-6: Effektive Flächen für verschiedene Porenformen, benachbarte Poren und Poren an der Bauteiloberfläche (aus Masuo et al. [89]).

Aman et al. [90] untersuchten die Interaktion von kleinen Defekten mit Durchmessern von 100 bis 200  $\mu\text{m}$  in Stählen unter HCF-Beanspruchung. Dazu wurden jeweils zwei künstliche Defekte auf der Probenoberfläche eingebracht. Während der HCF-Versuche wurden die Rissinitiierung und das Risswachstum auf der Probenoberfläche sowie die Auswirkungen auf die Dauerfestigkeit verfolgt. War der Abstand  $s$  zwischen beiden Defekten größer als der Durchmesser  $d_2$  des kleineren Defekts, erfolgte die Rissinitiierung zunächst an den einzelnen Defekten, bevor die Defekte zusammenwuchsen. Somit ist für  $s$  größer oder gleich  $d_2$  keine Defektinteraktion erkennbar. Zudem nahm die Dauerfestigkeit ähnliche Werte an wie bei gleich großen isolierten Rissen. Dagegen erfolgte für  $s$  kleiner als  $d_2$  das



Zusammenwachsen der Defekte bereits nach wenigen Zyklen. Bei einem wesentlichen Größenunterschied zwischen beiden Defekten ( $d_1=2d_2$ ) hatte der Abstand zwischen den Defekten keinen Einfluss auf Dauerfestigkeit, d.h. die Dauerfestigkeit wurde vorwiegend vom größeren der beiden Defekte bestimmt. Zur Abschätzung der Dauerfestigkeit können somit Defekte mit  $s \geq d_2$  als einzelne Defekte behandelt werden. Für Defekte, bei denen  $s$  kleiner als  $d_2$  ist, wird eine konservative Abschätzung der Dauerfestigkeit durch die Behandlung von mehreren Defekten als ein größerer Defekt erreicht. Dabei wird wie in [89] die Verwendung von effektiven projizierten Flächen vorgeschlagen.

Tammas-Williams et al. [91] untersuchten den Einfluss der Porosität in der additiv gefertigten Titanlegierung Ti-6Al-4V auf die Rissinitiierung und Lebensdauer unter HCF-Beanspruchung. Aus fraktographischen REM-Aufnahmen ergab sich eine Korrelation der projizierten Fläche der rissinitiierenden Defekte mit der Ermüdungslebensdauer. Der Ausgangszustand der Porenverteilung wurde durch eine  $\mu$ CT-Aufnahme des Probenvolumens vor jedem HCF-Versuch detektiert. Zudem wurden in Intervallen von je 10.000 Zyklen  $\mu$ CT-Aufnahmen gemacht, um die rissinitiierende Pore zu detektieren sowie das Risswachstum zu verfolgen. Dabei zeigte sich, dass die rissinitiierende Pore nicht die größte Pore im gesamten Volumen ist, sondern nur zu den 35% der größten Poren gehört. Daraufhin entwickelten Tammas-Williams et al. [91] ein Kriterium zur Bewertung der Kritikalität von Poren. Dieses Kriterium umfasst die Porenform mit Hilfe des Seitenverhältnisses, den Abstand einer Pore zu benachbarten Poren und den Abstand einer Pore zur Probenoberfläche. Dazu wurde die aus den einzelnen Porenanordnungen resultierende Spannungsüberhöhung durch linear-elastische FE-Analysen ermittelt. Durch Anwendung des Kriteriums auf alle Poren im Probenvolumen gehört die tatsächlich rissinitiierende Pore zu den 3% der am kritischsten bewerteten Poren im gesamten Volumen.

### 3.3.2 LCF-Bereich

Romano et al. [92] benutzten ein  $\Delta J_{\text{eff}}$ -basiertes bruchmechanisches Lebensdauermodell zur Abschätzung der Streuung der Lebensdauer der additiv gefertigten Legierung AlSi10Mg-F unter LCF-Beanspruchung. Für die Berechnung von  $\Delta J_{\text{eff}}$  wurde der Schädigungsparameter von Vormwald [31] und der Geometriefaktor für halbkreisförmige Oberflächenrisse verwendet. Die Lebensdauer wurde von einer Anfangsrislänge bis zu einer Endrislänge berechnet. Die Abschätzung der Streuung der Lebensdauer erfolgte auf Basis der Streuung der Anfangsrislänge, da diese entscheidend für die Rissinitiierung und damit lebensdauerbestimmend ist. Die Verteilung der Anfangsdefektgröße wurde in [93] aus

$\mu$ CT-Aufnahmen bestimmt. In [93] wurde gezeigt, dass sich die rissinitiierenden Defekte durch die größten Defekte im kritischen Probenvolumen beschreiben lassen. Dazu wurde die Extremwertverteilung und die projizierte Fläche der Poren auf die Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung herangezogen. Zusätzlich wird durch die Anwendung der Extremwertverteilung die Vorhersage der kritischen Defektgröße in Bauteilen mit größeren Volumen ermöglicht.

Fischer und Schweizer [94] verwendeten ebenfalls ein  $\Delta J_{\text{eff}}$ -basiertes bruchmechanisches Lebensdauermodell, um die Auswirkungen einer variierenden Fertigungsqualität auf die LCF-Lebensdauer der additiv gefertigten Legierung AlSi10Mg zu beschreiben. Die Anfangsrisslänge für das Lebensdauermodell wurde aus der in REM-Untersuchungen vermessenen Größe des rissinitiierenden Defekts ermittelt. Dabei wurde je nach Initiierungsstelle der Geometriefaktor für halbkreisförmige Oberflächenrisse oder innenliegende kreisförmige Risse zugrunde gelegt. Die Berücksichtigung der Poreninteraktion durch effektive Defektflächen brachte keine Verbesserung der Lebensdauerabschätzung. Die Endrisslänge, bei der das Ende der Lebensdauer erreicht ist, wurde auf die um 1 mm verlängerte Anfangsrisslänge gesetzt.

Für die Lost Foam gegossene Legierung AlSi7Cu3-F unter Hochtemperatur-LCF-Beanspruchung berechneten Charkaluk et al. [1] die Wahrscheinlichkeitsdichte der Lebensdauer aus der Wahrscheinlichkeitsdichte der Defektgröße. Die Methode basiert auf der Beobachtung, dass die Rissinitiierung immer an Poren stattfindet. Folglich wird die Defektgröße als maßgebliche Einflussgröße auf die Streuung der Lebensdauer angesehen. Für die Kopplung der Defektverteilung und der Lebensdauerverteilung verwendeten Charkaluk et al. ein bruchmechanisches Lebensdauermodell mit einer energiebasierten Schädigungsgröße. Als Anfangsrisslänge wurde der Feret-Durchmesser der Poren verwendet. Dieser wurde anhand von Schlibfbildern zweidimensional für eine große Anzahl von Poren ermittelt. Die Verteilung der Feret-Durchmesser folgt einer logarithmischen Normalverteilung bzw. einer Exponentialverteilung. Die Endrisslänge wurde auf 1 mm gesetzt, um konservative Ergebnisse zu erzielen. Die Parameter des eingesetzten Rissfortschrittsgesetzes wurden durch verschiedene Optimierungsverfahren bestimmt, indem die berechnete Lebensdauer bestmöglich an die experimentelle Lebensdauer angepasst wurde. Szymtka et al. [68] erweiterten die Methode um die dreidimensionale Bestimmung des Feret-Durchmessers der Poren mit Hilfe von  $\mu$ CT-Aufnahmen. Zudem verwendeten die Autoren einen Schädigungsparameter zur Berücksichtigung verschiedener

Arten von Mikrorisswachstum. Aus diesen Maßnahmen resultierte eine leicht verbesserte Lebensdauerabschätzung.

Für die Lebensdauerabschätzung der additiv gefertigten Legierungen 316L und Ti-6Al-4V verwendeten Torries et al. [95] kein klassisches bruchmechanisches Modell, bei dem die Lebensdauer als Zyklenzahl für die Rissverlängerung von der Anfangsrisslänge bis zur Endrisslänge berechnet wird. Stattdessen berechneten die Verfasser für jeden LCF-Versuch das effektive zyklische J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$ , wobei für die Risslänge die Wurzel der im REM vermessenen Fläche des rissinitiierenden Defekts eingesetzt wurde. Die Position des rissinitiierenden Defekts wurde über einen Geometriefaktor berücksichtigt. Zwischen  $\Delta J_{\text{eff}}$  und der Lebensdauer ergibt sich eine eindeutige Korrelation.

## 4 WERKSTOFF UND EXPERIMENTELLE METHODEN

In diesem Kapitel erfolgt die Darstellung der Methoden, die für die Gewinnung der experimentellen Ergebnisse (Kap. 5) verwendet wurden. Dabei sind der für diese Arbeit entwickelte Prüfstand für TMF-Versuche und TMF-Rissfortschrittsversuche (Kap. 4.2) sowie die entwickelte Methode zur Detektion von Poren auf der Bruchfläche und im primären Rissausgang (Kap. 4.5) mit Hilfe von  $\mu$ CT- (Kap. 4.3) und REM- (Kap. 4.4) Untersuchungen hervorzuheben.

### 4.1 Mikrostruktur, Probenentnahme und Probengeometrie

#### 4.1.1 Mikrostruktur

In Tab. 4-1 ist die chemische Zusammensetzung der in dieser Arbeit verwendeten Aluminium-Siliziumlegierung AlSi7Cu0,5Mg nach DIN EN 1706 dargestellt.

Tab. 4-1: Chemische Zusammensetzung der Aluminiumlegierung EN AC-AlSi7Cu0,5Mg (EN AC-45500) in Massenanteilen [%] nach DIN EN 1706 [96].

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Al
6,5-7,5	0,25	0,2-0,7	0,15	0,2-0,45	0,07	0,20	Rest

Die Zylinderköpfe wurden durch das Lost Foam Gießverfahren (Kap. 3.2.1) gefertigt. Die im Sand eingebetteten Styroportrauben der Zylinderköpfe wurden in ca. 25 s mit der Schmelze gefüllt. Nach ca. 1300 s sind die Zylinderköpfe vollständig erstarrt und haben eine hinreichende Festigkeit zur Entnahme aus den Sandboxen. Im Anschluss wurden die Zylinderköpfe warmausgelagert, was der Wärmebehandlung T5 entspricht. Dadurch wird eine Festigkeitssteigerung durch die Bildung von Ausscheidungen erreicht. Allerdings wird dabei im Gegensatz zur Wärmebehandlung T6, bei der der Werkstoff vor der Warmauslagerung lösungsgeglüht und anschließend abgeschreckt wird, nicht die maximale Festigkeit realisiert.

Abb. 4-1(a) zeigt die Messung des SDAS am Ausgangszustand der Mikrostruktur. Der SDAS wurde an insgesamt 40 Dendriten gemessen und beträgt durchschnittlich 49,4  $\mu$ m. Damit ist er wesentlich geringer als in den Untersuchungen von Tabibian et al. [2] an AlSi7Mg0,3 (SDAS=85  $\mu$ m). Der Porenflächenanteil wurde auf vier Flächen gemessen und beträgt durchschnittlich 0,72%. Abb. 4-1(b) zeigt eine Detailaufnahme mit intermetallischen Phasen und dem Eutektikum. Das Eutektikum weist eine feinkörnige Struktur

auf, wobei auch einige nadelförmige Partikel vorhanden sind. Die ausgeprägten intermetallischen Phasen erreichen Abmessungen bis etwa 100  $\mu\text{m}$ .

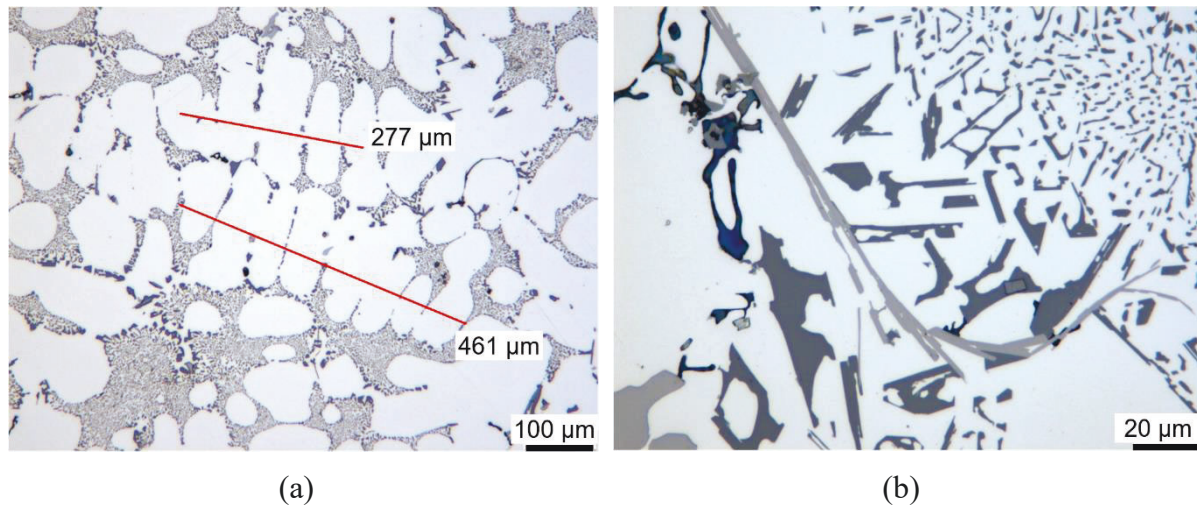


Abb. 4-1: Lichtmikroskopische Aufnahme der Mikrostruktur der Lost Foam gegossenen Legierung  $\text{AlSi7Cu0,5Mg}$  im Ausgangszustand: (a) Ermittlung des SDAS und (b) Eutektikum und intermetallische Phasen.

#### 4.1.2 Probenentnahme und Probengeometrie

In dieser Arbeit wurden TMF-Versuche an ungekerbten Rundproben und TMF-Rissfortschrittsversuche an gekerbten Corner-Crack-Proben durchgeführt. Die Proben wurden aus Zylinderköpfen aus einem Dreizylinder-Ottomotor von BMW entnommen. Die Zylinderköpfe stammen aus dem Serienprozess. Dabei wurden die Gussrohnteile verwendet, die noch nicht spanend nachbearbeitet waren und damit keine Zündkerzen- und Injektorbohrung enthielten (siehe Abb. 4-2). Die Probenentnahme erfolgte für beide Probengeometrien aus dem Bereich zwischen den Ein- und Auslassventilen (siehe Tab. 4-2 „Probenentnahme“), der im Betrieb eine sehr große thermomechanische Beanspruchung aufweist. Somit wird der Einfluss der fertigungsbedingten Werkstoffeigenschaften auf die Rissinitiierung, den Rissfortschritt und damit die Lebensdauer bestmöglich berücksichtigt. Durch die räumliche Nähe zu den Ein- und Auslassventilen sowie den Kühlkanälen im Inneren der Zylinderköpfe mussten kleine Probenabmessungen gewählt werden; die Länge betrug 80 mm und der Durchmesser 10 mm. Zur Kennzeichnung der tangentialen Ausrichtung der Probe im Zylinderkopf wurden die Proben an ihren beiden Grundflächen jeweils mit einer Nut (Tiefe ca. 0,2 mm) versehen, die zum Brennraum hin offen ist. Zusätzlich wurden zwei Vertiefungen (Tiefe ca. 0,2 mm) in die zur Steuerseite ausgerichteten Grundfläche der Probe eingebracht (siehe Darstellungen in Tab. 4-2).

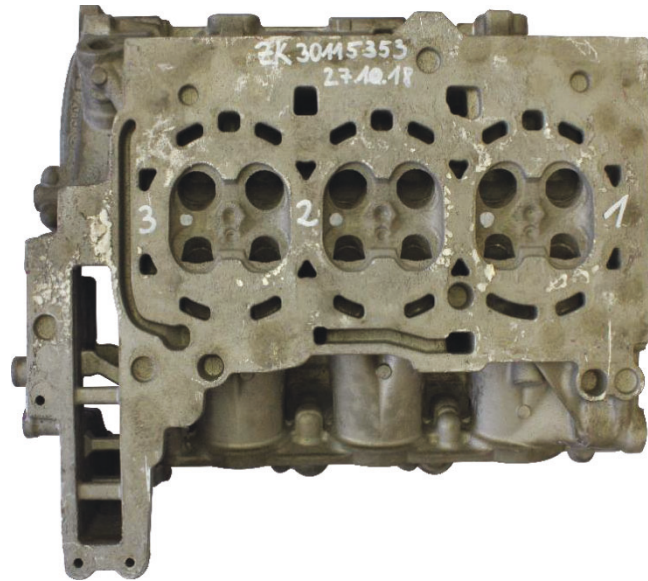


Abb. 4-2: Gussrohrtail des Zylinderkopfs (Blick auf das Brennraumdach) aus einem Dreizylinder-Ottomotor (Serienprozess, BMW); Oberflächen noch nicht spanend nachbearbeitet, Zündkerzen- und Injektorbohrung noch nicht gesetzt.

Die ungekerbten Rundproben für die TMF-Versuche wurden aus Zylinderköpfen von Charge 1 (2016-01/02) und Charge 2 (2017-02) entnommen. Der Prüfdurchmesser beträgt 7 mm. Im Messbereich wurde die Oberfläche mechanisch poliert, wodurch sich eine Oberflächenrauigkeit  $R_z$  von kleiner als  $3 \mu\text{m}$  ergab (siehe Tab. 4-2).

Die gekerbten Corner-Crack-Proben für die TMF-Rissfortschrittsversuche wurden aus Zylinderköpfen von Charge 3 (2018-10) entnommen. Die Corner-Crack-Proben besitzen im Messbereich eine quadratische Kontur mit einer Kantenlänge von 7 mm. Die quadratische Kontur wurde durch Drahterosion (Drahtdurchmesser  $d_{\text{Draht}}=250 \mu\text{m}$ ) gefertigt. Dadurch ergab sich eine optimierte Oberflächenrauigkeit von  $R_a \leq 0,2 \mu\text{m}$  (siehe Tab. 4-2).

Wie in Kap. 3.2.1 beschrieben, befinden sich durch das Lost Foam Gießverfahren große Erstarrungs- und Gasporen im Werkstoff. Zur Vermeidung von sekundären Rissausgängen an diesen Poren wurde ein großer künstlicher Anriss mit hoher Kerbschärfe mittels Mikrodrahterosion (Drahtdurchmesser  $d_{\text{Draht}}=30 \mu\text{m}$ ) in die Probe eingebracht: die Länge des dreiecksförmigen künstlichen Anrisses  $a_{0,45}$  beträgt 1 mm ( $45^\circ$  zur Außenfläche der Probe), die Dicke  $t_{\text{Anriss}}$  liegt bei  $50 \mu\text{m}$  (siehe Tab. 4-2). Somit ergibt sich der Krümmungsradius des künstlichen Anrisses zu:

$$r_{\text{K,Anriss}} = \frac{t_{\text{Anriss}}}{2} = 25 \mu\text{m} \quad (4.1)$$

Tab. 4-2: Übersicht über die verwendeten Rundproben und Corner-Crack-Proben: Einsatz, Probengeometrie, Fertigung des Messbereichs, Oberflächenrauigkeit, Probenentnahme, Chargen.

	Rundprobe (ungekerbt)	Corner-Crack-Probe (gekerbt)
Einsatz	TMF-Versuche	TMF-Rissfortschrittsversuche
Probengeometrie		
Fertigung des Messbereichs	Drehen / Polieren	Kontur Drahterosion Startkerbe Mikrodrahterosion
Oberflächenrauigkeit	$R_z < 3 \mu\text{m}$	$R_a \leq 0,2 \mu\text{m}$ $R_a \leq 0,5 \mu\text{m}$
Probenentnahme		
Chargen	Charge 1: 2016-01/02 Charge 2: 2017-02	Charge 3: 2018-10

In Abb. 4-3(b) ist die Defektanalyse einer  $\mu$ CT-Aufnahme von einer Corner-Crack-Probe dargestellt. Darin ist das Größenverhältnis zwischen den im Werkstoff enthaltenen Poren und dem künstlichen Anriss gut zu erkennen. Zur realitätsnahen Abbildung von Rissinitiierung und Rissfortschritt in der gekerbten Probe ist der künstliche Anriss zum Brennraum ausgerichtet (siehe Tab. 4-2 „Probenentnahme“). Die künstlichen Anrisse an beiden Probenaußenflächen wurden im Stereomikroskop vermessen (siehe Abb. 4-3(a)). Die Länge der künstlichen Anrisse  $a_{0,x}$  und  $a_{0,y}$  an den Probenaußenflächen beträgt  $1,561 \text{ mm} \pm 0,030 \text{ mm}$ .

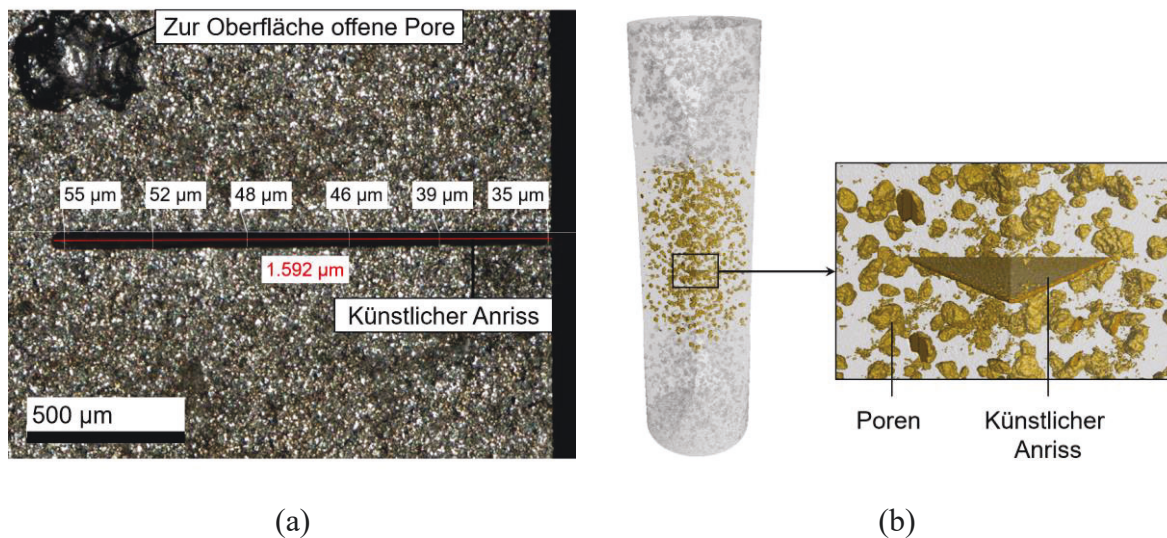


Abb. 4-3: (a) Vermessung des künstlichen Anrisses der Corner-Crack-Probe im Stereomikroskop und (b) Defektanalyse einer  $\mu$ CT-Aufnahme von einer Corner-Crack-Probe.

## 4.2 Prüfstand für thermomechanische Ermüdungsversuche und Rissfortschrittsversuche

In Kap. 4.2.1 werden der Prüfstand und die Versuchssteuerung beschrieben, die sowohl für die TMF-Versuche als auch die TMF-Rissfortschrittsversuche eingesetzt wurden. Im Anschluss werden die experimentellen Details der TMF-Versuche an Rundproben (Kap. 4.2.2) und der TMF-Rissfortschrittsversuche an Corner-Crack-Proben (Kap. 4.2.3) dargestellt.

### 4.2.1 Prüfstand und Versuchssteuerung

Für die Durchführung der dehnungsgeregelten TMF-Versuche und TMF-Rissfortschrittsversuche wurde der in Abb. 4-4 schematisch dargestellte Versuchsaufbau verwendet. In



beiden Versuchskonfigurationen wurden die Proben zyklisch und gegenphasig (OP) mit mechanischer Dehnung und Temperatur belastet.

Für die Versuche wurde ein einachsiger, servohydraulischer Prüfstand mit einer maximalen Kraft von 100 kN (*370.10 Landmark*, MTS) mit hydraulischen Keilspanbacken verwendet. Die Kraftmessung erfolgte mit Hilfe eines Kraftaufnehmers des Typs *661.20H-03* (MTS). Zur Vermeidung von Biegespannungen in der Probe wurde vor der Versuchsdurchführung die Koaxialität der oberen und unteren Spannbacken überprüft. Dazu wurde eine mit Dehnungsmessstreifen bestückte Normprobe (MTS) verwendet.

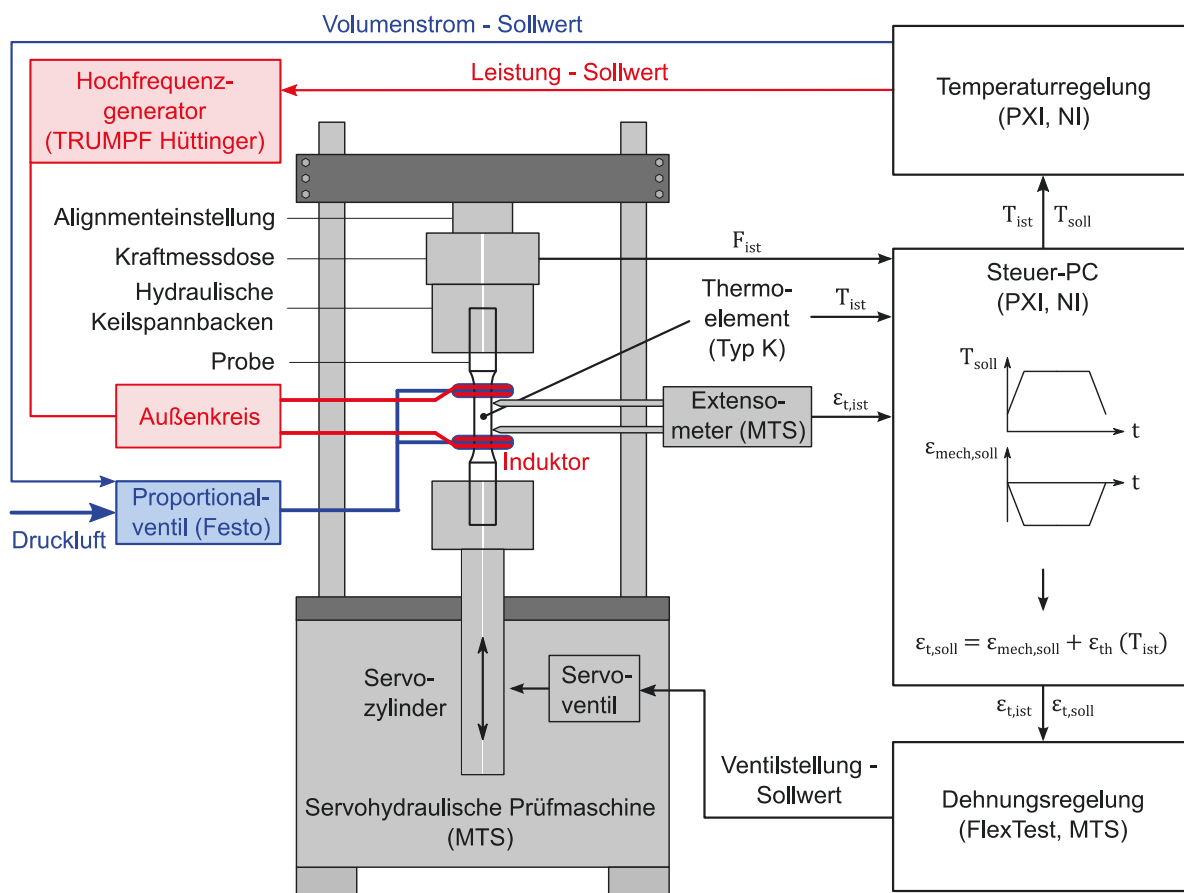


Abb. 4-4: Schematische Darstellung des Versuchsaufbaus und der Versuchssteuerung zur Durchführung von TMF-Versuchen und TMF-Rissfortschrittsversuchen.

Die Erwärmung der Probe wurde durch einen 10 kW-Hochfrequenzgenerator (*TruHeat HF 5010*, TRUMPF Hüttinger) und eine individuell von TRUMPF Hüttinger entwickelte Induktionsspule durchgeführt. Um TMF-Versuche mit kleinen Probenabmessungen (siehe Kap. 4.1.2) durchführen zu können, ist die Luftkühlung der Probe in die Induktionsspule integriert: auf das äußere wassergekühlte Rohr ist innen ein Druckluftrohr gelötet, das Düsen für den Lufttransport zur Probe enthält (siehe Abb. 4-5).

Der benötigte Volumenstrom wird durch ein Proportionalventil (*MPYE-5-1/4-010B*, Festo) dosiert. Zur Temperaturmessung wurde ein Thermoelement vom Typ K (NiCr-Ni) verwendet. Die axiale Temperaturabweichung im Messbereich wurde einmalig durch die Applikation von zwei zusätzlichen Thermoelementen im Bereich der Extensometerstäbe gemessen. Die Abweichung bewegt sich innerhalb der vom „Validated Code-of-Practice for Strain-Controlled Thermo-Mechanical Fatigue Testing“ [97] geforderten  $\pm 10^\circ\text{C}$ . Die Thermoelemente wurden in den TMF-Versuchen und TMF-Rissfortschrittsversuchen unterschiedlich befestigt. Deshalb wird die Befestigung der Thermoelemente in Kap. 4.2.2 und Kap. 4.2.3 separat beschrieben. Zur Dehnungsmessung wurde ein Hochtemperatur-extensometer (*632.53F-14*, MTS) mit einem Abstand der Extensometerstäbe (Messbereich) von 12 mm genutzt. Somit wurde der axiale Abstand der oberen und unteren Spulenwindungen (16 mm, siehe Abb. 4-5) optimal für die Applikation des Extensometers ausgenutzt.

Vor jedem Versuch wurde gemäß [97] in kraftfreien Temperaturzyklen die thermische Dehnung gemessen. Im Anschluss wurde die Genauigkeit der ermittelten Korrelation zwischen thermischer Dehnung und Temperatur im sog. Kraft-Null-Versuch überprüft. Dabei wird die ermittelte thermische Dehnung simultan mit der Temperatur geregelt. Die maximal resultierende Spannung in der Probe darf gemäß [97]  $\pm 5\%$  der Spannungsschwingbreite des darauffolgenden TMF-Versuchs nicht überschreiten. In dieser Arbeit wurde diese Vorschrift für alle durchgeführten Versuche erfüllt.

Mit Hilfe eines Echtzeitsystems vom Typ *PXIe-1071* (Software *LabVIEW*, National Instruments) wird in jedem Zeitschritt aus dem Sollwert der mechanischen Dehnung und dem Istwert der Temperatur der Sollwert der Totaldehnung berechnet:

$$\varepsilon_{t,soll} = \varepsilon_{mech,soll} + \varepsilon_{th}(T_{ist}) \quad (4.2)$$

Die Regelung der Totaldehnung erfolgte mit Hilfe eines Digitalreglers des Typs *494.06 FlexTest* (MTS). Die Regelung der Temperatur wurde durch einen im *PXIe-1071* (National Instruments) integrierten PID-Regler realisiert. Gemäß der aktuellen Regelabweichung der Temperatur generiert der Regler als Steuergröße den Sollwert der Leistung für den Hochfrequenzgenerator sowie den Sollwert des Volumenstroms für das Proportionalventil.

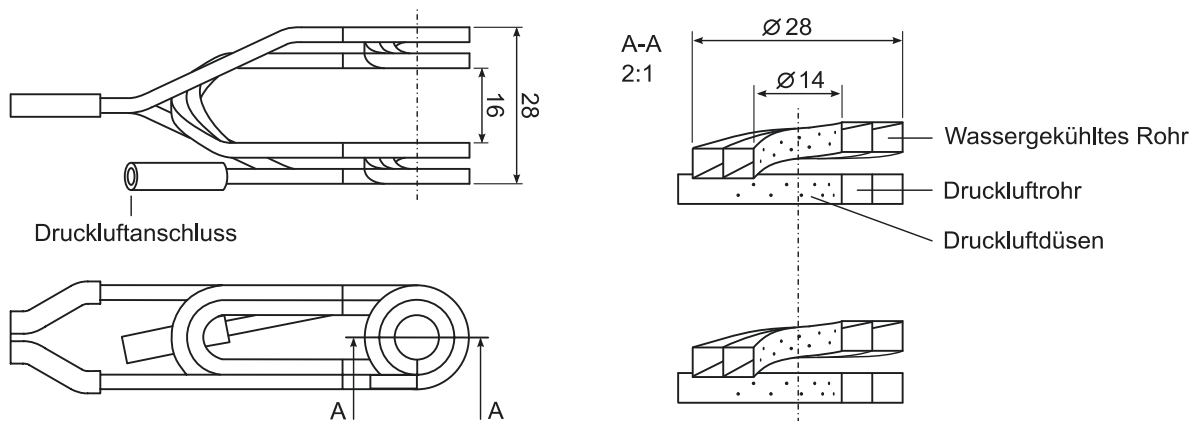


Abb. 4-5: Induktionsspule mit wassergekühltem Rohr (außen) and Druckluftrohr mit Düsen für den Lufttransport zur Probe (innen).

#### 4.2.2 Thermomechanische Ermüdungsversuche

In Abb. 4-6 ist der TMF-Versuchsaufbau im Bereich zwischen den Spannbacken dargestellt. Zur Temperaturmessung wurde ein gewalztes Thermoelement (Typ K) mit 0,1 mm Dicke verwendet. Dieses wurde mit einer konstanten Kraft an die Rundprobe angepresst.

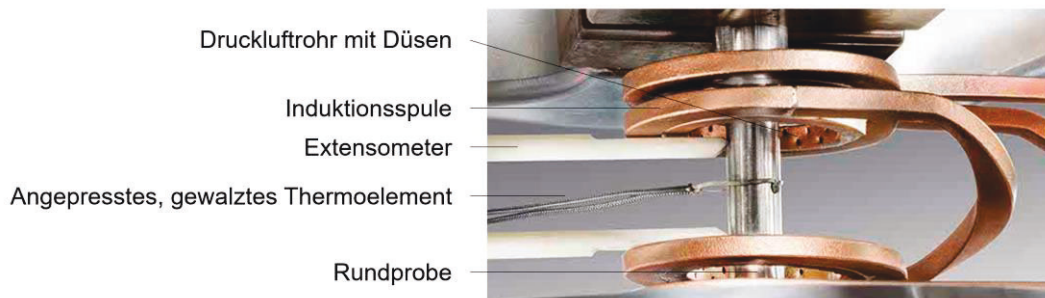


Abb. 4-6: Versuchsaufbau für thermomechanische Ermüdungsversuche.

#### 4.2.3 Thermomechanische Rissfortschrittsversuche

In Abb. 4-7 ist der Versuchsaufbau für die TMF-Rissfortschrittsversuche dargestellt. Die Messung der mit der Versuchsdauer zunehmenden Risslänge erfolgte durch die optische Detektion der Risspitze in jedem Zyklus. Dazu wurden zwei Digitalkameras (*EOS 700D / EOS 550D*, Canon) mit Makroobjektiven (*EF-S 60mm f/2.8 Macro USM*, Canon) verwendet. Die Kameras wurden jeweils senkrecht zu den beiden Probenaußenflächen, die den künstlichen Anriss enthalten, ausgerichtet. Pro Zyklus wurde mit jeder Kamera jeweils ein Foto vom maximal geöffneten Riss aufgenommen. Der Zeitpunkt des maximal geöffneten Risses liegt bei OP TMF-Versuchen bei der minimalen Temperatur bzw. maximalen mechanischen Dehnung jedes Zyklus. Zur automatischen Aufnahme der Fotos

sendete das verwendete Echtzeitsystem (*PXIe-1071*, National Instruments) zu diesem Zeitpunkt im Zyklus jeweils ein digitales Signal (Dauer=1 s) an die beiden Kameras.

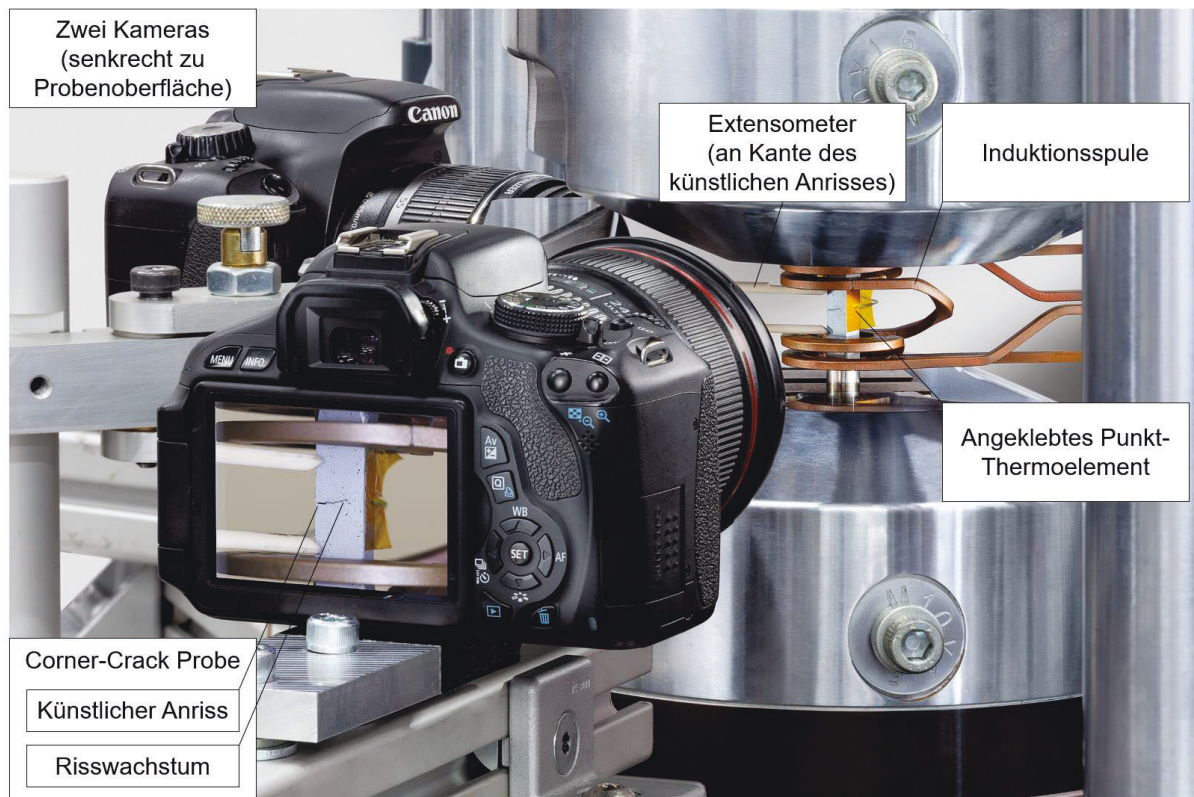


Abb. 4-7: Versuchsaufbau für thermomechanische Rissfortschrittsversuche.

Das Extensometer mit einem Messbereich von 12 mm wurde symmetrisch zum künstlichen Anriss positioniert. Diese Anordnung führt im Fall einer dehnungsgeregelten Versuchsführung allerdings dazu, dass die Solldehnung bei großen Risslängen nicht komplett an der Risspitze ankommt. Dieser Umstand liegt an der mit fortschreitendem Riss zunehmenden Rissflankenöffnung. Um die dehnungsgeregelten TMF-Rissfortschrittsversuche dennoch bruchmechanisch bewerten zu können, wurde mit Hilfe einer FE-Analyse eine Geometriefunktion für die Corner-Crack-Probe ermittelt (Kap. 5.2.4).

Zur Temperaturmessung wurde ein Punkt-Thermoelement (Typ K) mit einer Kapton-Klebefolie auf die Probe aufgebracht. Die Befestigung erfolgte auf einer der beiden Außenflächen der Probe, die den künstlichen Anriss nicht enthalten.

### 4.3 Mikrocomputertomographie

Vom Ausgangszustand der ungekerbten Rundproben wurden  $\mu$ CT-Aufnahmen angefertigt. In Kap. 4.3.1 wird die Auswertung dieser Aufnahmen zur Ermittlung von quantitativen Porenmerkmalen beschrieben. In Kap. 4.3.2 wird das Einpassen der gebrochenen Probenhälften in das ungeprüfte Volumen mit Hilfe der  $\mu$ CT-Auswertesoftware gezeigt. Dabei kommen  $\mu$ CT-Aufnahmen vor und nach den TMF-Versuchen zum Einsatz.

#### 4.3.1 Untersuchungen am Ausgangswerkstoff

Von der zylindrischen Messlänge der Rundproben (Kap. 4.1.2) wurden  $\mu$ CT-Aufnahmen gemacht (siehe Abb. 4-8). Dazu wurde ein Röntgeninspektionssystem vom Typ *Micromex* mit einer 180 kV Mikrofokusröhre (General Electric) genutzt. Für die Analyse der  $\mu$ CT-Daten wurde die Software *VGSTUDIO MAX* (Version 2.2, Volume Graphics) verwendet. Um eine Auflösung von 10  $\mu$ m zu realisieren, wurden zwei sich überlappende  $\mu$ CT-Aufnahmen mit einer Länge von jeweils 10 mm gemacht. Die zwei resultierenden Volumina wurden im Anschluss virtuell zu einem Volumen mit einer Länge von ca. 18 mm zusammengefügt.

In Kap. 4.3.2 wird das Einpassen der  $\mu$ CT-Volumen der gebrochenen Probenhälften in die  $\mu$ CT-Volumen des Ausgangszustandes beschrieben. Dazu wurden die Proben vor den  $\mu$ CT-Aufnahmen mit Heißklebepunkten versehen, auf die eine in der  $\mu$ CT-Aufnahme sichtbare dünne Silberschicht aufgebracht wurde. Die Silberschicht wurde dabei in Korrelation zur Markierung an den Grundflächen der Proben aufgebracht (Kap. 4.1.2), indem die Probenseite, die auf der Grundfläche nur eine Nut besitzt, durch eine Silbermarkierung gekennzeichnet wurde, während auf der Probenseite, die auf der Grundfläche zusätzlich zwei Punkte enthält, zwei Silbermarkierungen aufgebracht wurden (siehe Abb. 4-8). Die eingebrachten Markierungen ermöglichen die exakte Zuordnung der Lage und tangentialen Ausrichtung des  $\mu$ CT-Volumens im Zylinderkopf.

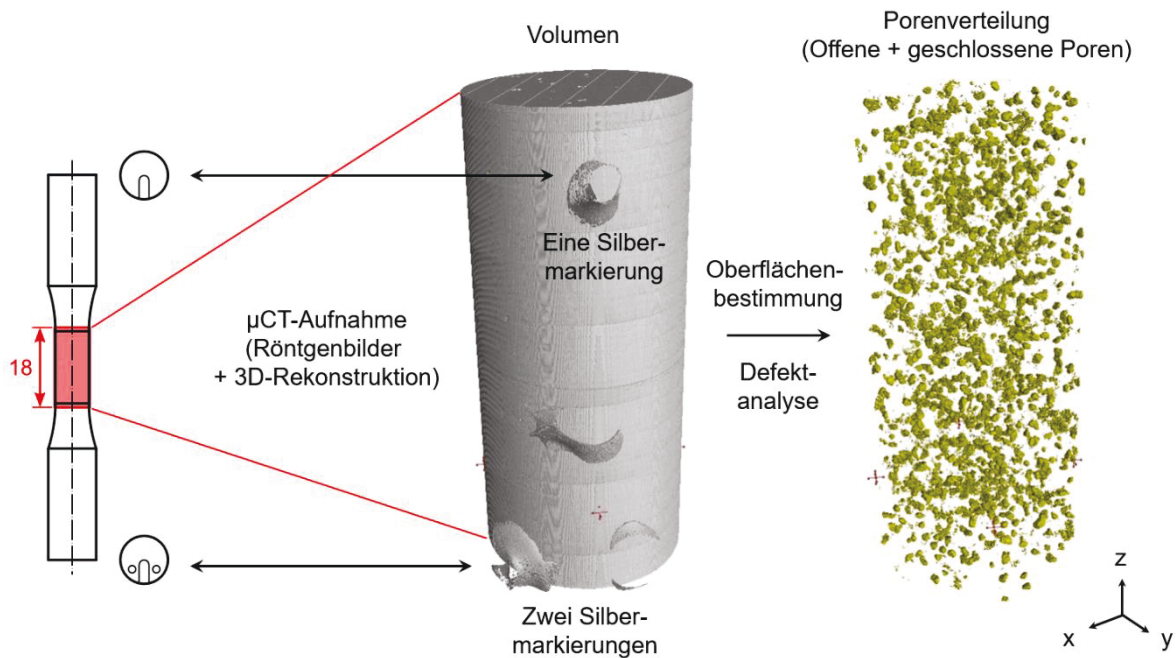


Abb. 4-8:  $\mu$ CT-Aufnahme von der zylindrischen Messlänge einer Rundprobe und Ermittlung der Porenverteilung mit Hilfe einer Oberflächenbestimmung und Defektanalyse.

Die Oberfläche zwischen Luft und Material wurde auf Basis der Häufigkeitsverteilung der Grauwerte der zum Volumen gehörenden Voxel bestimmt. Dazu wurden mit Hilfe eines in der Software implementierten Algorithmus die Voxel zwischen Luft und Material automatisch im gesamten Volumen identifiziert.

In der verwendeten Analysesoftware werden Defekte mit Hilfe einer Defektanalyse identifiziert. In dieser Arbeit wurde die Defektanalyse auf Basis einer sog. *Region of Interest* (ROI) durchgeführt [98]. Dazu wurde zunächst aus der Oberfläche zwischen Luft und Material eine ROI erzeugt, die das Material beinhaltet (ROI 1, siehe Abb. 4-9). Diese wurde im Anschluss invertiert und enthält somit neben den geschlossenen Poren die Umgebung um die Probe (ROI 2, siehe Abb. 4-9). Die zur Außenfläche der Probe offenen Poren sind in dieser ROI mit der Umgebung verbunden. Um diese Poren in der Defektanalyse zu berücksichtigen, wurde eine ROI mit einer geschlossenen Außenfläche der Probe erzeugt (ROI 3, siehe Abb. 4-9). Diese wurde im Anschluss um ein Voxel erodiert (ROI 3.1, siehe Abb. 4-9) und invertiert. Die invertierte ROI (ROI 3.2, siehe Abb. 4-9) enthält die Umgebung bis zur geschlossenen Außenfläche der Probe und die äußerste Voxelreihe der Probe. Durch Subtraktion der invertierten ROI aus der Oberfläche (ROI 2, siehe Abb. 4-9) und der erzeugten ROI mit der Umgebung um die Probe (ROI 3.2, siehe Abb. 4-9) entsteht eine ROI, die sowohl die geschlossenen als auch die zur Außenfläche der Probe offenen Poren korrekt beinhaltet (ROI 4, siehe Abb. 4-9). Diese ROI wird für die

Defektanalyse verwendet. Dabei werden alle Poren mit einem minimalen Volumen von 5 Voxeln und einem maximalen Durchmesser von 5 mm detektiert. In Abb. 4-8 sind die mittels  $\mu$ CT detektierten Poren exemplarisch für eine Probe dargestellt.

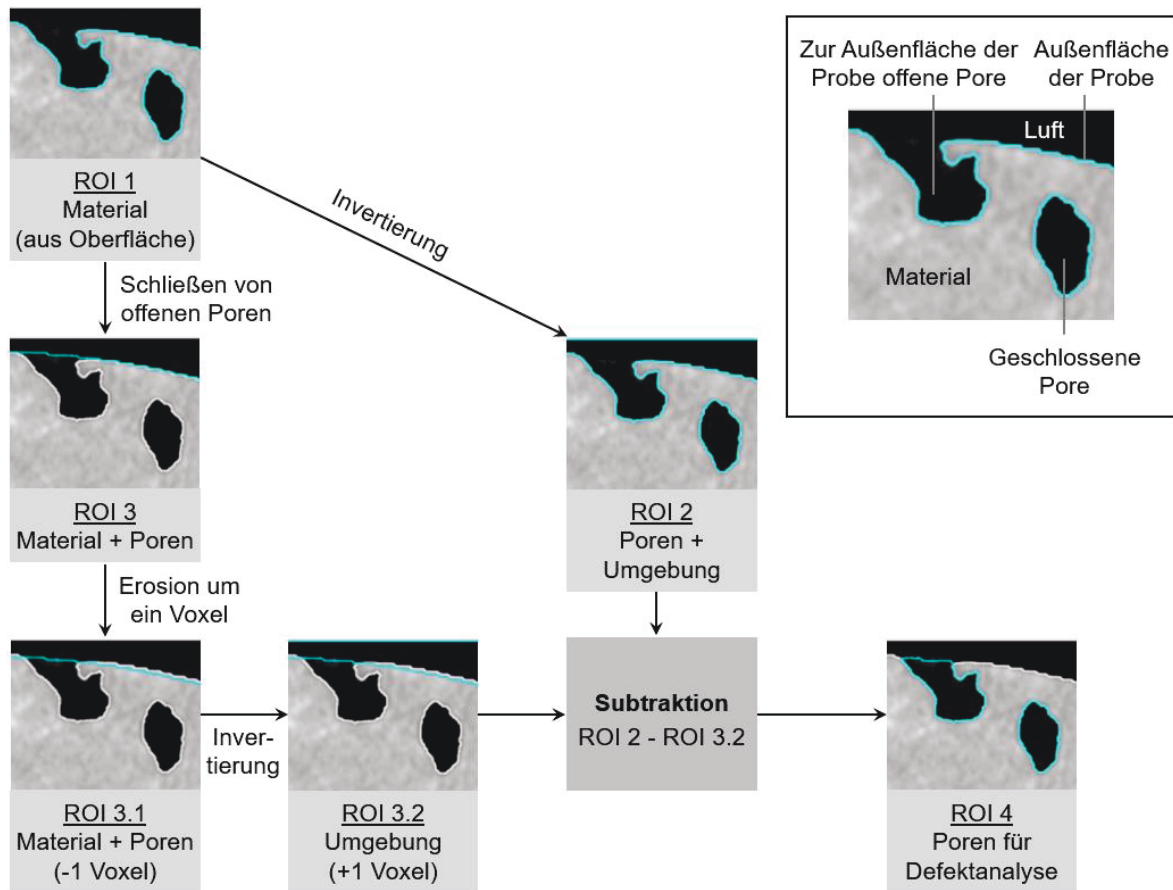


Abb. 4-9: Entwicklung einer ROI für die Defektanalyse (ROI 4) aus einer ROI aus der Oberfläche (ROI 1).

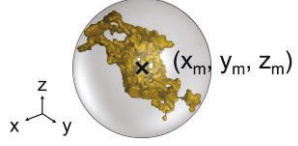
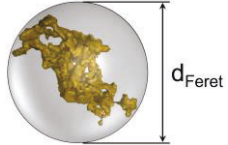
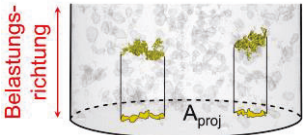
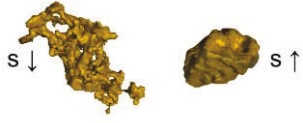
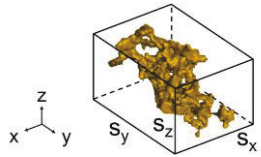
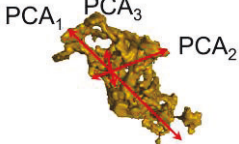
In der Defektanalyse werden sowohl globale als auch lokale Merkmalsgrößen von Poren berechnet. Bei globalen Merkmalsgrößen werden die Defekte auf das gesamte im  $\mu$ CT aufgenommene Volumen  $V_{\text{ges}}$  referenziert. In dieser Arbeit wurde die Anzahl der Poren  $n_{\text{Poren}}$  innerhalb des Volumens sowie der Porenvolumenanteil  $\phi_{\text{Vol}}$  untersucht. Der Porenvolumenanteil ist das Verhältnis des Porenvolumens  $V_{\text{Poren}}$  zum gesamten Volumen:

$$\phi_{\text{Vol}} = \frac{V_{\text{Poren}}}{V_{\text{ges}}} \quad (4.3)$$

Lokale Merkmalsgrößen sind geometrische Merkmale von einzelnen Poren. Für jede Pore im aufgenommenen Volumen wird eine Vielzahl von Merkmalen berechnet [98]. Die für diese Arbeit relevanten Porenmerkmale sind in Tab. 4-3 zusammenfassend dargestellt. Darin ist neben der Beschreibung der Porenmerkmale angegeben, ob mit dem Merkmal eine

Aussage zur Position und Ausrichtung der Pore in der Probe sowie zur Größe und Form der Pore getroffen wird.

Tab. 4-3: Merkmale von Poren aus der Defektanalyse.

Kürzel	Beschreibung	Aussage	Skizze
$x_m$ [ $\mu\text{m}$ ] $y_m$ [ $\mu\text{m}$ ] $z_m$ [ $\mu\text{m}$ ]	Koordinaten des Mittelpunkts der umhüllenden Kugel um die Pore	Position	
$d_{\text{Ferret}}$ [ $\mu\text{m}$ ]	Feret-Durchmesser = Durchmesser der umhüllenden Kugel um die Pore	Größe	
$A_{\text{proj}}$ [ $\mu\text{m}^2$ ]	Projizierte Fläche der Pore auf die Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung	Größe Ausrichtung	
$s$ [-]	Sphärizität $= \frac{A_{\text{O,Kugel}}(V_{\text{Pore}})}{A_{\text{O,Pore}}}$	Form	
$s_x$ [ $\mu\text{m}$ ] $s_y$ [ $\mu\text{m}$ ] $s_z$ [ $\mu\text{m}$ ]	Abmessungen des umhüllenden Quaders um die Pore	Größe (Form) Ausrichtung	
$\text{PCA}_1$ [ $\mu\text{m}$ ] $\text{PCA}_2$ [ $\mu\text{m}$ ] $\text{PCA}_3$ [ $\mu\text{m}$ ]	Doppelte Länge der Hauptachsen aus einer Hauptkomponentenanalyse	Größe Form	

#### 4.3.2 Einpassen der gebrochenen Probenhälften in das ungeprüfte Volumen

Nach den TMF-Versuchen wurden  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen von den beiden Hälften der gebrochenen Probe gemacht. Der Fokus der Aufnahmen lag dabei auf dem Bereich der Bruchflächen. Analog zur Vorgehensweise in Kap. 4.3.1 wurden die beiden Probenhälften vor den  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen mit Heißklebepunkten versehen, auf die eine in der  $\mu\text{CT}$ -Aufnahme sichtbare dünne Silberschicht aufgebracht wurde (siehe Abb. 4-10). Die Silberschicht wurde dabei in Korrelation zur Markierung an den Grundflächen der Probenhälften aufgebracht (vgl. Abb. 4-8). Nach der Oberflächenbestimmung zwischen Material und Luft wurden die  $\mu\text{CT}$ -Volumen der gebrochenen Probenhälften virtuell in das  $\mu\text{CT}$ -Volumen des Ausgangszustandes eingepasst (siehe Abb. 4-10). Dazu wurden die  $\mu\text{CT}$ -Volumen der beiden Probenhälften mit Hilfe der aufgetragenen Silbermarkierungen



manuell der entsprechenden Seite des ungeprüften  $\mu$ CT-Volumens zugeordnet und tangential ausgerichtet. Im Anschluss erfolgte zunächst eine manuelle Positionierung und Ausrichtung auf Basis von Porenoberflächen, bevor die  $\mu$ CT-Volumen der Probenhälften mit Hilfe der Funktion *Best Fit* exakt in das ungeprüfte  $\mu$ CT-Volumen eingerastet wurden.



Abb. 4-10: Virtuelle Einpassung der  $\mu$ CT-Volumen der gebrochenen Probenhälften in das  $\mu$ CT-Volumen des Ausgangszustandes.

#### 4.4 Rasterelektronenmikroskopie

Zur Ermittlung des Rissausgangs wurden die Bruchflächen nach den TMF-Versuchen in einem REM des Typs *Maxim 2* (CAMSCAN) untersucht. Dazu wurde der Sekundärelektronenkontrast (SEI, engl. Secondary Electron Image) herangezogen. Um neben dem primären Rissausgang mögliche sekundäre Rissausgänge zu detektieren, wurde jeweils die komplette Bruchfläche untersucht. Vor den REM-Untersuchungen wurden die Bruchflächen nach ASTM G1-03 [99] chemisch gereinigt, um die während der TMF-Versuche entstandene Oxidschicht zu entfernen.

Wie in Kap. 3.2.1 beschrieben, enthält der Werkstoff durch das Lost Foam Gießverfahren ausgedehnte Poren. Abb. 4-11(a) zeigt die REM-Aufnahme einer kompletten Bruchfläche im Rückstreuелеktronenkontrast (BEI, engl. Backscattered Electron Image) und Abb. 4-11(b) den primären Rissausgang an einer Erstarrungspore im Sekundärelektronenkontrast. Dies wird durch Schwingstreifen im näheren Umfeld der frei erstarrten Oberflächen deutlich.

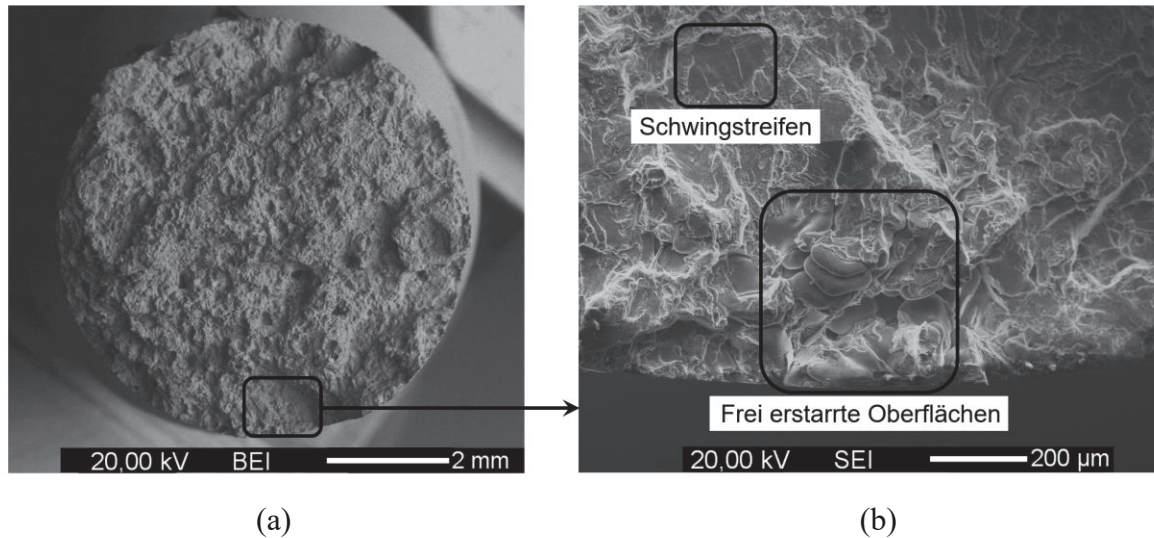


Abb. 4-11: REM-Aufnahme einer Bruchfläche: (a) gesamte Bruchfläche und (b) primärer Rissausgang.

## 4.5 Detektion von Poren

Bei der verwendeten, durch das Lost Foam Gießverfahren gefertigten Al-Si-Gusslegierung haben Poren einen signifikanten Einfluss auf die Rissinitiierung und das Risswachstum bei zyklischer Beanspruchung. Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit eine Methode entwickelt, mit der die Poren auf der Bruchfläche und im primären Rissausgang detektiert werden. Auf Basis dieser Methode wird in Kap. 6.2 und Kap. 6.3 ein defektbasiertes Kriterium für die Rissinitiierung abgeleitet. Zur Detektion der Poren auf der Bruchfläche kommen ausschließlich  $\mu$ CT-Aufnahmen vor und nach den TMF-Versuchen zum Einsatz (Kap. 4.5.1). Für die Detektion der Poren im primären Rissausgang werden zusätzlich die Ergebnisse von REM-Untersuchungen herangezogen (Kap. 4.5.2).

### 4.5.1 Poren auf der Bruchfläche

Zur Detektion der Poren auf der Bruchfläche wurde die Position der einzelnen Poren relativ zur Bruchfläche ermittelt. Die Bruchfläche resultiert aus der Oberflächenbestimmung des eingepassten  $\mu$ CT-Volumens einer gebrochenen Probenhälfte (Kap. 4.3.2). Dabei wurden alle Hohlräume entfernt, um nur äußere Oberflächen zu erzeugen. Anschließend wurde in der Defektanalyse am ungeprüften  $\mu$ CT-Volumen für alle Poren die Information generiert, ob die Pore außerhalb der Bruchfläche liegt oder die Bruchfläche schneidet. Bei außerhalb der Bruchfläche liegenden Poren wurde zusätzlich der minimale Abstand der Pore zur Bruchfläche berechnet.

Entgegen der Idealvorstellung haben die in den  $\mu$ CT-Aufnahmen am Ausgangszustand detektierten Poren entweder einen kleinen Abstand zur Bruchfläche oder schneiden die Bruchfläche, obwohl die entsprechenden frei erstarrten Oberflächen im REM eindeutig erkennbar sind. Der Grund für die Verschiebung der Poren zur Bruchfläche liegt vermutlich in den während der TMF-Versuche eingebrachten plastischen Dehnungen. Im Bereich der Bruchfläche treten sehr große plastische Dehnungen auf, die je nach Gefüge und Porenverteilung lokal stark variieren. Deshalb wurden alle Poren, die die Bruchfläche schneiden oder näher als  $50\ \mu\text{m}$  an der Bruchfläche liegen, als Poren auf der Bruchfläche definiert. Der Wert von  $50\ \mu\text{m}$  entspricht der fünffachen Auflösung der  $\mu$ CT-Aufnahmen und wurde visuell ermittelt. In Abb. 4-12 sind die Poren auf der Bruchfläche exemplarisch für eine Probe dargestellt.

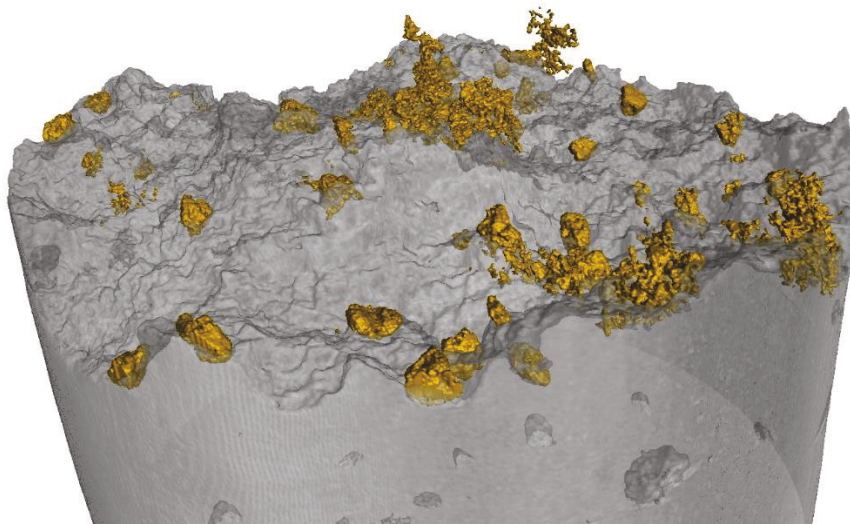


Abb. 4-12: Poren auf der Bruchfläche.

#### 4.5.2 Poren im primären Rissausgang

Ein zentraler Aspekt dieser Arbeit ist die Analyse der Poren im primären Rissausgang im Vergleich zu allen Poren in der zylindrischen Messlänge der Probe. Dazu werden die in Tab. 4-3 beschriebenen Porenmerkmale herangezogen. Zur Detektion der rissinitiierenden Poren wurden die im REM und  $\mu$ CT aufgenommenen Bruchflächen auf Basis ihrer Topografie visuell miteinander korreliert. Im Anschluss wurden die Poren in der  $\mu$ CT-Aufnahme an der im REM ermittelten Position des primären Rissausgangs detektiert (siehe Abb. 4-13). Für die detaillierte Analyse in Kap. 5.4.4 wurden die Nummern der rissinitiierenden Poren erfasst.

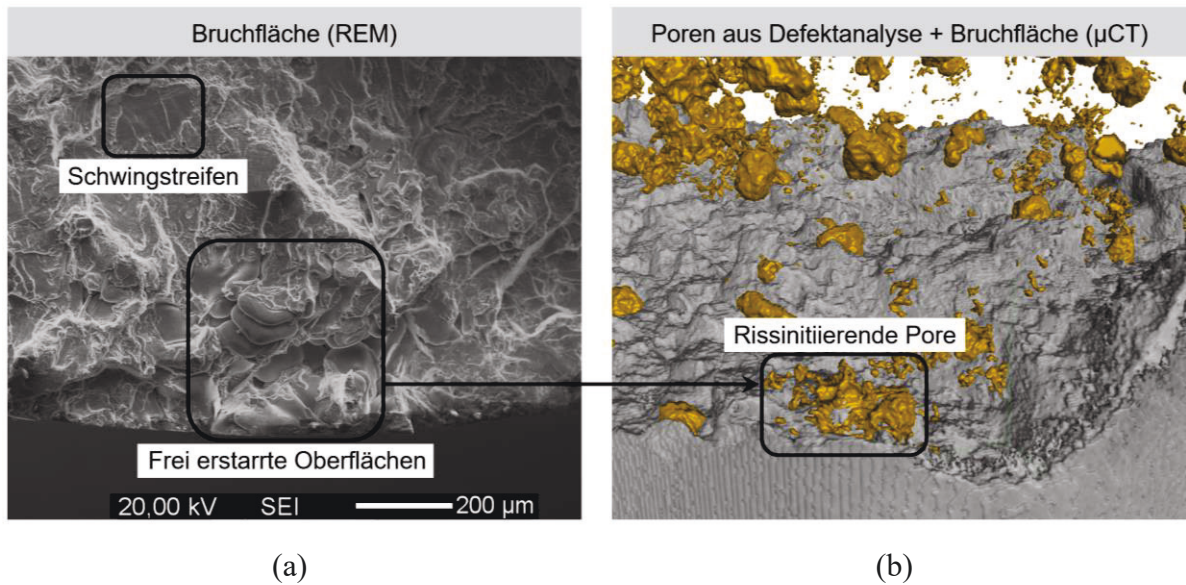


Abb. 4-13: (a) Rissausgang im REM und (b) rissinitiiierende Pore in der  $\mu$ CT-Aufnahme.

#### 4.6 Zylinderkopfprüfstand

Zur Erzeugung von thermomechanischen Beanspruchungen gemäß dem realen Betrieb im Zylinderkopf wurde der bei der IABG entwickelte Zylinderkopfprüfstand verwendet [100]. Wie in Kap. 4.1.2 erwähnt, wurden die Proben für die TMF-Versuche und TMF-Rissfortschrittsversuche aus Zylinderköpfen aus dem Serienprozess extrahiert. Im Gegensatz dazu wurden die Bauteilversuche an Prototypen durchgeführt. Hiermit wird explizit darauf hingewiesen, dass die Bauteilversuche bereits in den Jahren 2011 bis 2013 im Rahmen von Kundenprojekten für BMW durchgeführt wurden und nicht Teil dieser Arbeit waren. Zum besseren Verständnis der Ergebnisse wird in diesem Kapitel kurz auf den Aufbau und die Funktionsweise des ZKP eingegangen.

Eine übersichtliche Aufnahme des ZKP mit dem in dieser Arbeit untersuchten Zylinderkopf (Kap. 4.1.2) existiert nicht. In Abb. 4-14 ist der Prüfstand mit einem Zylinderkopf eines Reihensechszylindermotors dargestellt, da die Funktionsweise des Prüfstands nicht vom verwendeten Prüfling abhängt. Auf dem ZKP wurden die Zylinderköpfe gemäß dem realen Motorbetrieb thermomechanisch ermüdet. Im Gegensatz zum Motordauerlauf ist beim ZKP kein betriebsbereiter Motor für die Versuchsdurchführung nötig. Zur realitätsnahen Abbildung der thermischen Gradienten im Zylinderkopf wurde das Kurbelgehäuse durch einen sog. Kurbelgehäusedummy abgebildet. Durch diesen wurden die real auftretenden Kühlmittelströme über die Zylinderkopfdichtung in den Zylinderkopf geführt und somit reale Strömungsbedingungen im Kühlkreislauf des Motors geschaffen. Während der Aufheizphase jedes Zyklus mit einer Dauer von 30 s erhitze je ein Propan-Sauerstoff-

Druckluft-Brenner mit einer maximalen Leistung von 75 kW von unten die Brennraumdächer (siehe Abb. 4-14(a)). In der Abkühlphase jedes Zyklus mit einer Dauer von 25 s strömte kalte Druckluft auf die Brennraumdächer und Kühlmittel durch den Zylinderkopf. Die Zieltemperatur in jedem Zyklus war die Auslassstegtemperatur  $T(A-A)$  (Temperatur zwischen den Auslassventilstegen). Die dafür benötigte Brennerleistung wurde in einem Vorversuch ermittelt. Während der Zylinderkopfversuche wurde die Auslassstegtemperatur auf der Zylinderkopfoberfläche mit Hilfe von Thermoelementen zwar überwacht [100], aber nicht geregelt. Jeder Versuch wurde bei einer definierten Zyklenzahl oder dem Auftreten eines Bauteilschadens, d.h. einem Durchriss bis zum Wassermantel, abgebrochen ( $N_{\text{Abbruch}}$ ).

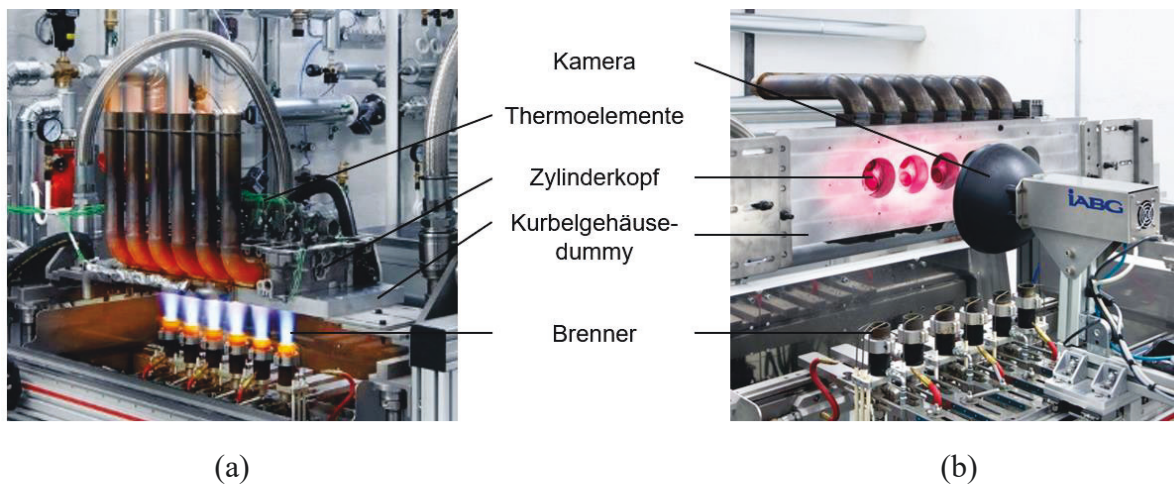


Abb. 4-14: Zylinderkopfprüfstand zur thermomechanischen Ermüdung von Zylinderköpfen: (a) Heizphase und (b) Fotoaufnahme.

Zur visuellen Detektion von Anrissen im Brennraumdach wurde der Versuch im Abstand von jeweils 50 Zyklen unterbrochen und der Zylinderkopf  $90^\circ$  um seine Längsachse in die Inspektionslage gedreht. Im Anschluss wurde von jedem Brennraumdach jeweils ein Foto gemacht (siehe Abb. 4-14(b)). Somit war es möglich, die Anrisszyklenzahl  $N_{\text{Anriss}}$  im Brennraumdach mit einer Genauigkeit von 50 Zyklen zu identifizieren. Dabei wurden alle zwischen Aus- und Einlassventilen sowie Zündkerzenbohrung und Injektor vorhandenen Stege systematisch ausgewertet (siehe Abb. 4-15(a)). Exemplarisch sind in Abb. 4-15(b) Anrisse in den Injektor-Einlassventilstegen dargestellt. Somit wurde für jeden kritischen Steg im Brennraumdach die Zyklenzahl im Risswachstum ( $N_{\text{Abbruch}} - N_{\text{Anriss}}$ ) ermittelt. Nach Versuchsabbruch wurden alle angerissenen Stege aufgebrochen und die vorliegenden Endrisslängen  $a_{\text{Abbruch}}$  vermessen (siehe Abb. 4-15(c)). Während der Zyklen im Risswachstum ( $N_{\text{Abbruch}} - N_{\text{Anriss}}$ ) ist der Riss also bis zur Endrisslänge  $a_{\text{Abbruch}}$  gewachsen. Die Endrisslänge  $a_{\text{Abbruch}}$  der einzelnen Stege wird zur Berechnung der Rissfortschrittsrate in den Zylinderkopfversuchen genutzt (Kap. 5.5).

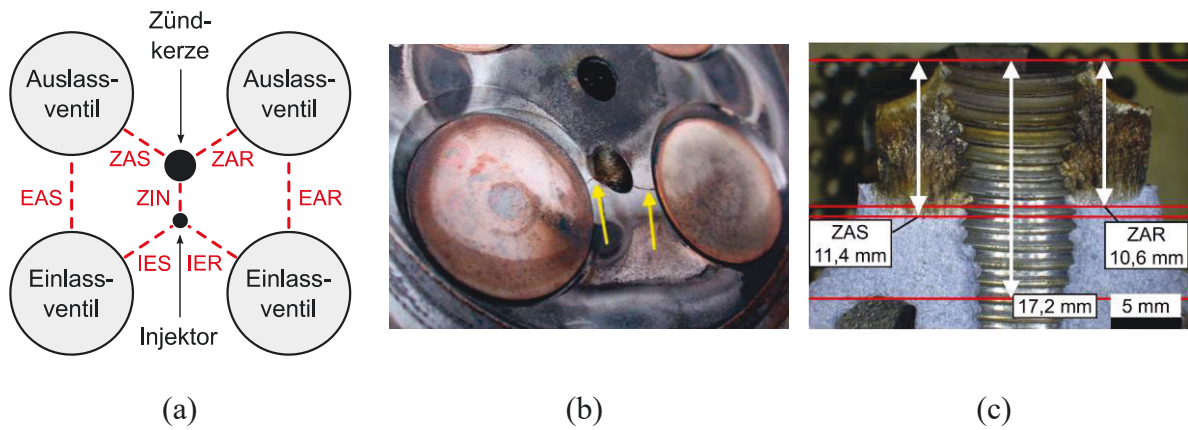


Abb. 4-15: (a) Stege im Brennraumdach mit verwendeter Abkürzung, (b) Risse in den Injektor-Einlassventilstegen und (c) Vermessung der Endrisslängen an aufgebrochenen Zündkerzen-Auslassventilstegen.



## **5 EXPERIMENTELLE ERGEBNISSE**

In Kap. 5.1 sind die Ergebnisse der TMF-Versuche an ungekerbten Rundproben dargestellt. Die in den TMF-Versuchen ermittelte Streuung der Lebensdauer dient der Validierung der rechnerischen Lebensdauerabschätzung (Kap. 6.5). Der Verlauf der elastischen Steifigkeit über der Zyklenzahl (Kap. 5.1.3) wird in doppelter Hinsicht für die exakte Anwendung des bruchmechanischen Lebensdauermodells eingesetzt (Kap. 6.1). Kap. 5.2 zeigt die Ergebnisse der TMF-Rissfortschrittsversuche an gekerbten Corner-Crack-Proben. Mit diesen Versuchen werden elastisch-plastische Rissfortschrittskurven generiert, die für die Lebensdauerabschätzung (Kap. 6.5) verwendet werden. Kap. 5.3 und 5.4 beinhalten die Ergebnisse der REM- und  $\mu$ CT-Untersuchungen an den Rundproben, die in den TMF-Versuchen geprüft wurden. Diese Untersuchungen bilden die Basis für die rechnerische Lokalisierung des Bruchverlaufs (Kap. 6.2 und Kap. 6.3) und damit für die Berechnung der Anfangsrislänge (und der Streuung der Anfangsrislänge, Kap. 6.4.1) für die Lebensdauerabschätzung. Die in den Zylinderkopfversuchen ermittelten Rissfortschrittsraten und die Streuung der Lebensdauer sind in Kap. 5.5 dargestellt.

### **5.1 Thermomechanisches Ermüdungsverhalten**

#### **5.1.1 Versuchsprogramm**

In diesem Kapitel wird kurz auf die Ableitung der Versuchsparametersätze (Lage und Bereich von Temperatur und mechanischer Dehnung) für die TMF-Versuche eingegangen. Die Zylinderköpfe wurden auf dem Zylinderkopfprüfstand einstufig mit einer Temperaturschwingbreite belastet (vgl. Kap. 4.6), die ein „Worst Case“-Nutzerprofil auf der Basis von realen, mehrstufigen Motorbetriebsdaten abbildet. Ausgehend von den im Zylinderkopfversuch gemessenen Temperaturen auf der Bauteiloberfläche wurde das Temperaturfeld im Werkstoff in einer thermischen Simulation numerisch berechnet. Anschließend wurden FE-Analysen mit einem viskoplastischen Materialmodell durchgeführt, um die Spannungs-Dehnungs-Pfade in den höchstbeanspruchten Bereichen im Zylinderkopf zu identifizieren. Dabei wurden die Randbedingungen gemäß dem Zylinderkopfprüfstand definiert und das Temperaturfeld der vorangegangenen thermischen Simulation entnommen. Aus den rechnerisch ermittelten Spannungs-Dehnungs-Hysteresen wurden die Versuchsparameter für die TMF-Versuche abgeleitet. Es wird darauf hingewiesen, dass die Ableitung der Versuchsbedingungen kein Teil dieser Arbeit war, sondern auf Erfahrungen von BMW beruht.



Wie in Kap. 4.1.2 erwähnt, wurden die Proben für die TMF-Versuche aus zwei Chargen von Zylinderköpfen (C1/C2) entnommen. Insgesamt wurden 21 dehnungsgeregelte TMF-Versuche durchgeführt. Die Versuche wurden mit vier verschiedenen Kombinationen der maximalen Temperatur und der mechanischen Dehnungsschwingbreite durchgeführt; bei der maximalen Temperatur von 250°C wurden drei mechanische Dehnungsschwingbreiten ( $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}=4\cdot 10^{-3}$ ,  $5\cdot 10^{-3}$ ,  $6\cdot 10^{-3}$ ) aufgebracht. Zusätzlich wurde bei der maximalen Temperatur von 225°C eine mechanische Dehnungsschwingbreite von  $5\cdot 10^{-3}$  aufgebracht. Die Phasenverschiebung zwischen der thermischen und mechanischen Belastung betrug  $180^\circ$  (OP). Die minimale Temperatur betrug für alle Versuche 50°C. Dabei wurde ein rampenförmiges Signal mit Aufheiz- und Abkühlraten von  $5^\circ\text{C}/\text{s}$  verwendet. Die maximale mechanische Dehnung jedes Zyklus  $\varepsilon_{\text{mech,max}}$  wurde als 0 definiert. Zusätzlich wurde in jedem Zyklus bei der maximalen Temperatur eine Haltezeit von 60 s aufgebracht (siehe Abb. 5-1). Die Versuchsbedingungen für die TMF-Versuche sind in Tab. 5-1 zusammenfassend aufgeführt.

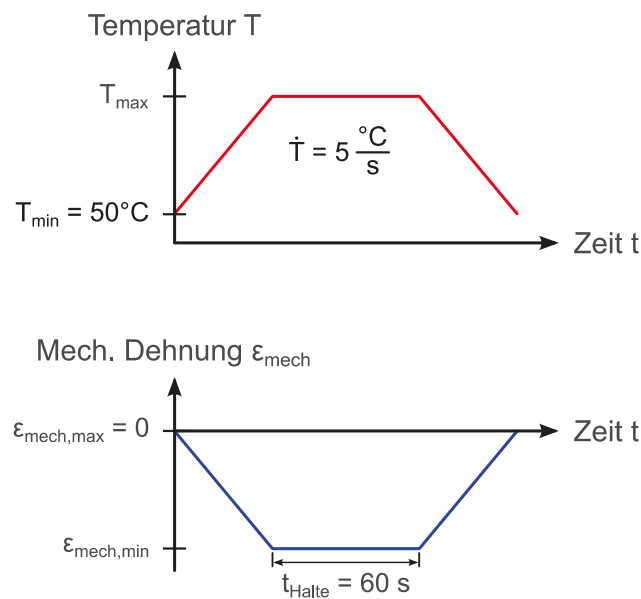


Abb. 5-1: Vorgabe der Temperatur und mechanischen Dehnung für die genutzten TMF-Zyklen.

Tab. 5-1: Versuchsbedingungen für die TMF-Versuche an ungekerbten Rundproben.

Anzahl Versuche (C1/C2)	Phasen- verschiebung	Temperatur		Dehnung		Zeit	
		$\Delta T$ [°C]	$\dot{T}$ [°C/s]	$\Delta \epsilon_{\text{mech}}$ [-]	$\dot{\epsilon}_{\text{mech}}$ [1/s]	$t_{\text{Halte}}$ [s]	$t_{\text{Zyklus}}$ [s]
6 (5/1)	OP	50-250	$\pm 5$	$-6 \cdot 10^{-3}-0$	$\pm 1,50 \cdot 10^{-4}$	60	140
5 (4/1)				$-5 \cdot 10^{-3}-0$	$\pm 1,25 \cdot 10^{-4}$		
5 (2/3)				$-4 \cdot 10^{-3}-0$	$\pm 1,00 \cdot 10^{-4}$		
5 (2/3)		50-225		$-5 \cdot 10^{-3}-0$	$\pm 1,43 \cdot 10^{-4}$	130	

### 5.1.2 Wechselverformungsverhalten

Abb. 5-2 zeigt die maximalen, minimalen und mittleren Nennspannungen jedes Zyklus für alle durchgeführten TMF-Versuche, wobei die Zyklenzahl logarithmisch dargestellt ist. Alle Versuche weisen am Versuchsende einen starken (betragsmäßigen) Abfall der maximalen und minimalen Nennspannungen auf. Dies ist i. d. R. auf das beschleunigte Risswachstum und die damit einhergehende Querschnittsreduktion der Probe am Versuchsende zurückzuführen und wird in Kap. 5.6.1 diskutiert. Als Lebensdauer  $N_f$  wurde die Zyklenzahl bei einem Spannungsabfall von 20% ausgehend vom Abknickpunkt der maximalen Nennspannung bzw. die Zyklenzahl beim vorzeitigen Bruch der Probe definiert. In jedem TMF-Versuch entwickelt sich eine positive Mittelspannung aufgrund der OP-Beziehung zwischen mechanischer und thermischer Belastung. Bei allen Versuchen nehmen die maximalen und minimalen Spannungen jedes Zyklus mit zunehmender Zykluszahl betragsmäßig ab.

Bei der einzelnen Betrachtung der vier Versuchsbedingungen zeigt sich, dass die maximalen und minimalen Spannungen jeweils innerhalb eines Streubandes von 10% liegen. Die Versuche mit einer maximalen Temperatur von 225°C weisen betragsmäßig die höchsten maximalen und minimalen Spannungen auf. Dies liegt an der ansteigenden Fließgrenze und Festigkeit bei abnehmenden Temperaturen. Beim Vergleich der drei Versuchsbedingungen mit einer max. Temperatur von 250°C steigen die max. und min. Spannungen betragsmäßig entsprechend der aufgebrauchten mechanischen Dehnungsschwingbreite an.

Zwei Versuche wurden bei hohen Zyklenzahlen aufgrund von Hydraulikproblemen unterbrochen und anschließend wieder gestartet. Dies ist am untypischen Abfall der maximalen und minimalen Spannungen zu erkennen (siehe Kennzeichnung in Abb. 5-2). Da die maximalen und minimalen Spannungen nach dem Neustart innerhalb weniger Zyklen wieder dem vorherigen Verlauf folgen, wurden die Versuche dennoch als gültig eingestuft.

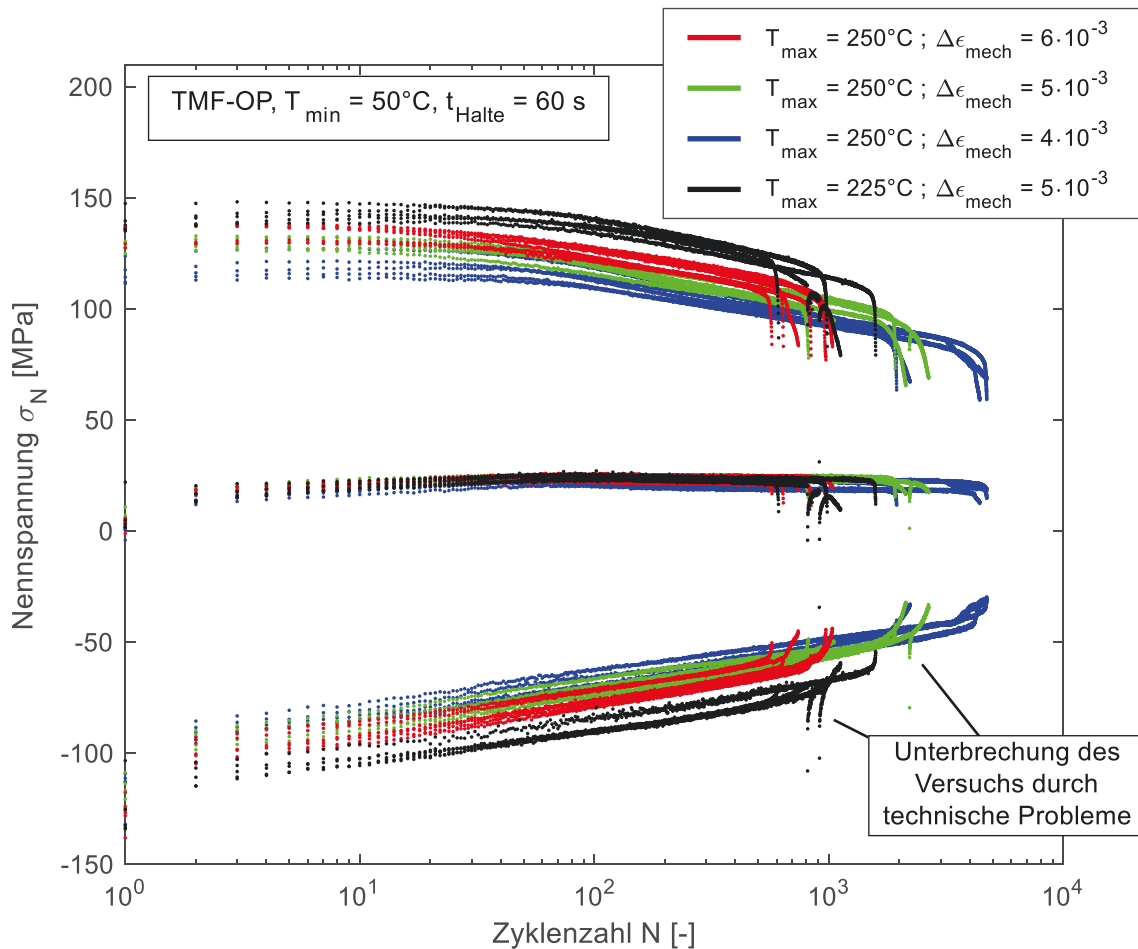


Abb. 5-2: Maximale, minimale und mittlere Nennspannung über der Zyklenzahl für alle TMF-Versuche.

In Abb. 5-3 sind die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen bei der halben Lebensdauer  $N_f/2$  für alle TMF-Versuche, aufgeteilt nach den vier Versuchsbedingungen, dargestellt. Dabei ist die durch die OP-Beanspruchung resultierende positive Mittelspannung gut sichtbar. Für jede Belastungssituation ist die Fläche der Hysteresen der einzelnen Versuche sowie die Spannungsrelaxation während der Haltezeit sehr ähnlich. Die leichten Abweichungen der max. und min. Spannungen sind auf die variierende Zyklenzahl bei halber Lebensdauer  $N_f/2$  zurückzuführen. Die von der Spannungs-Dehnungs-Hysterese eingeschlossene Fläche entspricht der Formänderungsenergiedichte eines Zyklus. Diese nimmt für die Versuche mit einer maximalen Temperatur von  $250^\circ\text{C}$  erwartungsgemäß mit steigender mechanischer Dehnungsschwingbreite zu. Für die Versuche mit einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $5 \cdot 10^{-3}$  unterscheidet sich die Form der Hysteresen bei einer maximalen Temperatur von  $225^\circ\text{C}$  und  $250^\circ\text{C}$ ; die Versuche bei einem  $T_{\text{max}}$  von  $250^\circ\text{C}$  haben eine größere plastische Dehnungsschwingbreite, die Versuche bei einem  $T_{\text{max}}$  von  $225^\circ\text{C}$  dagegen eine größere Spannungsschwingbreite.

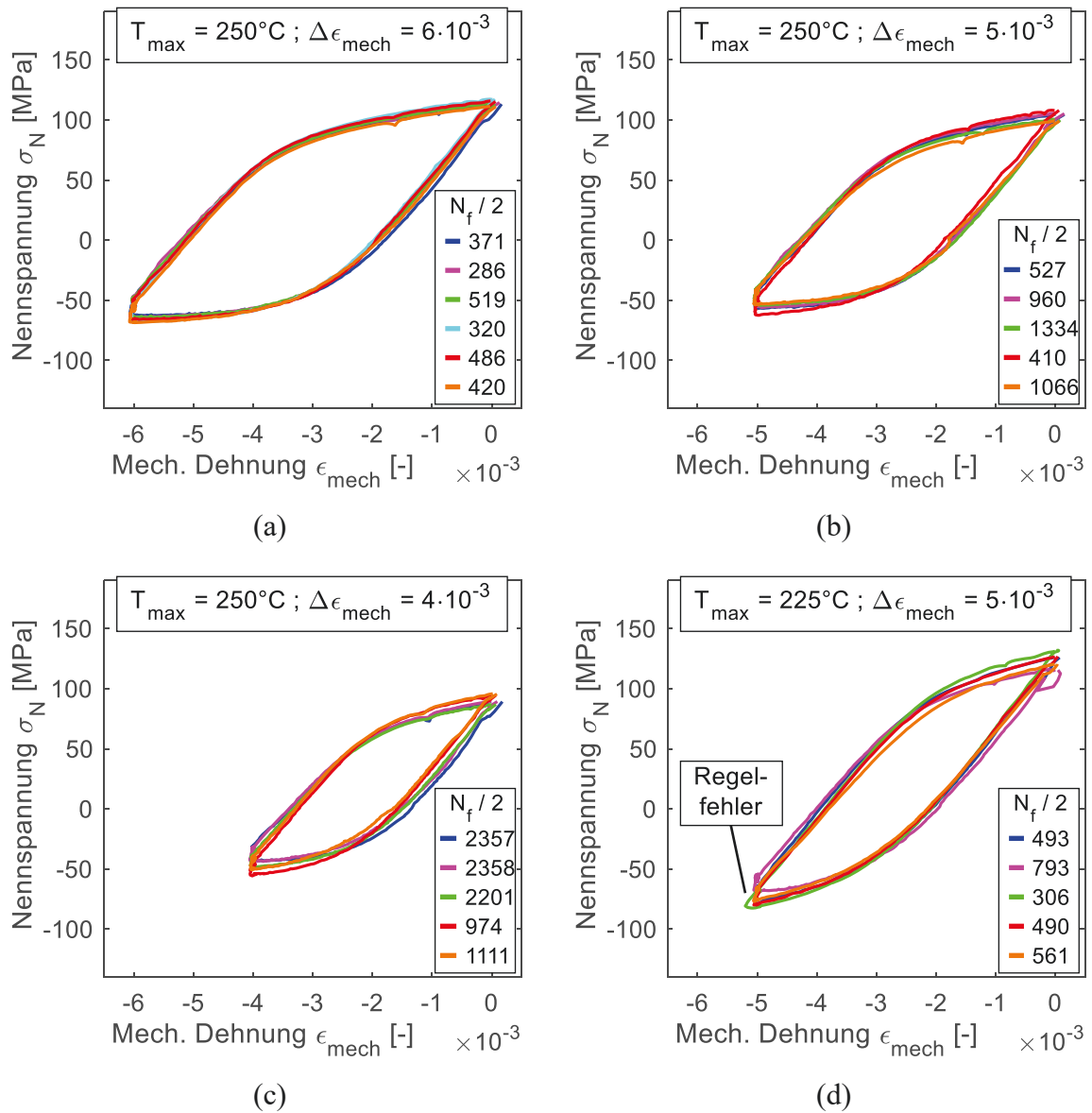


Abb. 5-3: Spannungs-Dehnungs-Hysteresen des Zyklus  $N_f/2$  für alle TMF-Versuche: (a)  $T_{\max}=250^\circ\text{C}$ ,  $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=6\cdot 10^{-3}$ , (b)  $T_{\max}=250^\circ\text{C}$ ,  $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=5\cdot 10^{-3}$ , (c)  $T_{\max}=250^\circ\text{C}$ ,  $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=4\cdot 10^{-3}$  und (d)  $T_{\max}=225^\circ\text{C}$ ,  $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=5\cdot 10^{-3}$ .

Bei einem TMF-Versuch ( $T_{\max}=225^\circ\text{C}$ ,  $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=5\cdot 10^{-3}$ , siehe Markierung in Abb. 5-3(d)) wurde durch eine unsaubere Dehnungsregelung zu Beginn der Haltezeit kurzzeitig eine den Sollwert um 4% übersteigende Dehnungsschwingbreite verursacht. Aufgrund der kurzen Dauer sowie der geringen Größe der Abweichung wurde der Versuch dennoch als gültig eingestuft.

### 5.1.3 Steifigkeit

Gemäß Gl. (2.9) ist die Steifigkeit  $dF/d\epsilon_{el}$  proportional zur Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\epsilon_{el}$ . Diese wurde für jeden Zyklus am aufsteigenden Hysteresenast durch Regression ermittelt (siehe Abb. 5-4).

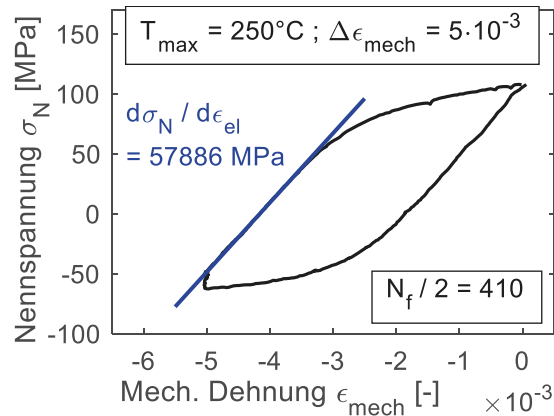


Abb. 5-4: Ermittlung der Steigung der elastischen Gerade am aufsteigenden Hysteresenast durch Regression.

In Abb. 5-5 sind die Steigungen der elastischen Gerade für alle TMF-Versuche jeweils für die komplette Lebensdauer  $N_f$  dargestellt, wobei die Zyklenzahl linear aufgetragen ist. Die Steigung wurde über die 50 angrenzenden Zyklen geglättet. Aufgrund der abfallenden Temperatur im aufsteigenden Hysteresenast im OP TMF-Versuch wurde die Steigung über einen bestimmten Temperaturbereich bestimmt. Dieser liegt für die TMF-Versuche bei einer maximalen Temperatur von 250°C zwischen 250°C und ca. 200°C und für die TMF-Versuche bei einer maximalen Temperatur von 225°C zwischen 225°C und ca. 175°C.

Bei allen TMF-Versuchen beginnt der Abfall der Steifigkeit schon nach wenigen Zyklen und hält bis zum Versuchsende an. Die meisten Versuche weisen am Versuchsende einen starken Steifigkeitsabfall durch die beschleunigte Reduktion der Querschnittsfläche der Probe auf. Bei einem der TMF-Versuche mit einer maximalen Temperatur von 250°C und einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $4 \cdot 10^{-3}$  tritt schon ca. 1500 Zyklen vor Versuchsende ein signifikanter Steifigkeitsabfall auf (siehe Markierung in Abb. 5-5). Dagegen zeigen drei Versuche keinen ausgeprägten Abfall, sondern einen leichten Anstieg der Steifigkeit am Versuchsende (siehe Markierung in Abb. 5-5). Die Steifigkeiten im ersten Zyklus liegen innerhalb eines Streubandes von 10%. Mögliche Gründe für diese Streuung werden in Kap. 5.6.1 diskutiert. Im Gegensatz zu den max. Spannungen (vgl. Kap. 5.1.2) liegen die Steifigkeiten für die Versuche mit  $T_{\max}=225^\circ\text{C}$  nicht höher als die Steifigkeiten für die Versuche mit  $T_{\max}=250^\circ\text{C}$ , sondern reihen sich in das vorhandene Streuband ein.

Bei einem der Versuche mit einer maximalen Temperatur von 225°C ist eine in Kap. 5.1.2 bereits beschriebene Versuchsunterbrechung aufgrund von Hydraulikproblemen im kurzzeitigen Anstieg der Steifigkeit zu erkennen (siehe Markierung in Abb. 5-5).

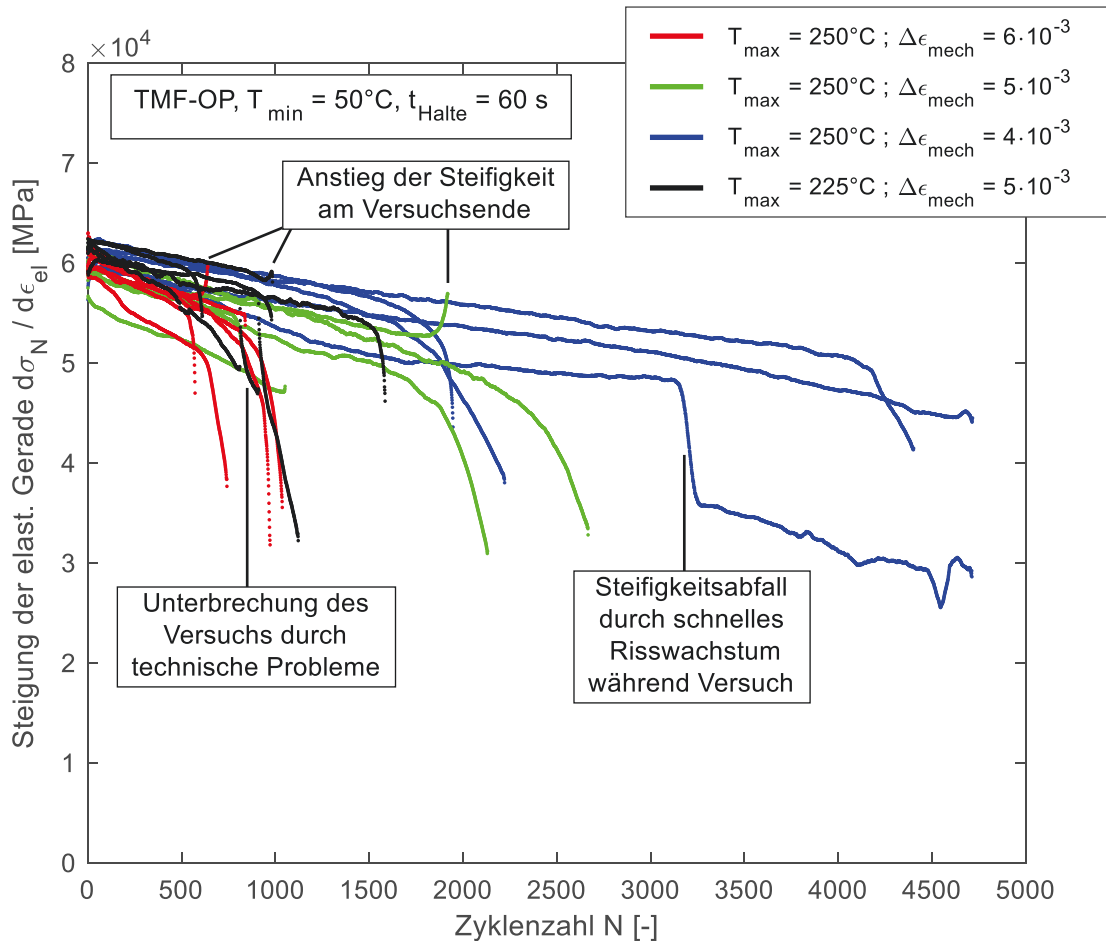


Abb. 5-5: Steigung der elastischen Gerade des aufsteigenden Hysteresenastes über der Zyklenzahl für alle TMF-Versuche.

#### 5.1.4 Modellierung des elastisch-plastischen Verformungsverhaltens

Das elastisch-plastische Verformungsverhalten der TMF-Versuche wird für die Berechnung des Schädigungsparameters  $Z_D$  in Kap. 5.1.5 benötigt. Zusätzlich wird der elastisch-plastische Beanspruchungspfad für die FE-Analyse zur Ermittlung einer Geometriefunktion in der elastisch-plastischen Bruchmechanik verwendet (Kap. 5.2.4).

Zur Beschreibung der elastischen Verformung wurde das Hookesche Gesetz gemäß Gl. (2.3) verwendet. Die plastische Verformung wurde durch das Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood [9] gemäß Gl. (2.27) abgebildet. An dieser Stelle wird darauf hingewiesen, dass das verwendete Modell durch die fehlende Zeitabhängigkeit nicht in der Lage

ist, Krieeffekte zu beschreiben. Die aus der Haltezeit resultierende Kriechdehnungsschwingbreite wird lediglich indirekt über die Ramberg-Osgood-Parameter und die plastische Dehnungsschwingbreite  $\Delta\varepsilon_{pl}$  berücksichtigt. Des Weiteren werden TMF-spezifische Eigenschaften durch die fehlende Temperaturabhängigkeit der ermittelten Parameter nicht berücksichtigt.

Wie in Kap. 2.3.2 erläutert, werden die zyklische 0,2%-Dehngrenze  $\sigma_{CY}$  und der zyklische Verfestigungsexponent  $n'$  i.d.R. durch die Anpassung des Potenzgesetzes nach Ramberg-Osgood an die zyklische stabilisierte Spannungs-Dehnungs-Kurve ermittelt. Allerdings ist die Auftragung einer zyklischen stabilisierten Spannungs-Dehnungs-Kurve bei TMF-Versuchen mit unterschiedlichen Maximaltemperaturen nicht sinnvoll. Deshalb wurden  $\sigma_{CY}$  und  $n'$  in dieser Arbeit für jeden TMF-Versuch separat anhand des aufsteigenden Astes der Spannungs-Dehnungs-Hysteresese bei halber Lebensdauer ( $N=N_f/2$ ) ermittelt. Unter Berücksichtigung des Maßstabsfaktors 2 ergibt sich die mechanische Dehnung gemäß Gl. (2.27):

$$\varepsilon_{mech} = \varepsilon_{el} + \varepsilon_{pl} = \frac{\sigma_N - \sigma_{N,100}}{\frac{d\sigma_N}{d\varepsilon_{el}}} + 2 \cdot 0,002 \cdot \left( \frac{\sigma_N - \sigma_{N,100}}{2 \cdot \sigma_{CY}} \right)^{\frac{1}{n'}} \quad (5.1)$$

In Gl. (5.1) wurde anstelle des E-Moduls explizit die in Kap. 5.1.3 gezeigte Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  herangezogen.  $\sigma_{N,100}$  kennzeichnet die Nennspannung am Ende der Haltezeit und somit zu Beginn des aufsteigenden Hysteresenastes. Dabei steht der Index „100“ in  $\sigma_{N,100}$  für den Zeitpunkt innerhalb des Zyklus ( $t=100$  s).

Tab. 5-2 zeigt die Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  sowie die Parameter des Potenzgesetzes nach Ramberg-Osgood  $\sigma_{CY}$  und  $n'$  für den Zyklus bei halber Lebensdauer  $N_f/2$ , gemittelt für die einzelnen Versuchsparametersätze der TMF-Versuche. Erwartungsgemäß weisen die TMF-Versuche mit einer maximalen Temperatur von 225°C ein signifikant höheres  $\sigma_{CY}$  im Vergleich zu den Versuchen mit einer max. Temperatur von 250°C auf.

In Abb. 5-6 sind die Spannungs-Dehnungs-Hysteresen von Zyklus  $N_f/2$  für die sechs TMF-Versuche mit  $T_{max}=250^\circ\text{C}$  und  $\Delta\varepsilon_{mech}=6 \cdot 10^{-3}$  dargestellt. Zusätzlich ist die Modellierung des aufsteigenden Hysteresenastes mit dem Hookeschen Gesetz und dem Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood visualisiert, wobei die Mittelwerte der Parameter aus den sechs TMF-

Versuchen gemäß Tab. 5-2 verwendet wurden. Demnach eignet sich das Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood sehr gut zur Beschreibung des aufsteigenden Astes der Spannungs-Dehnungs-Hysterese.

Tab. 5-2: Steigung der elastischen Gerade und Parameter des Potenzgesetzes nach Ramberg-Osgood für Zyklus  $N_f/2$ , gemittelt für die einzelnen Versuchsbedingungen.

Anzahl Versuche	$T_{\max}$ [°C]	$\Delta\epsilon_{\text{mech}}$ [-]	$\frac{d\overline{\sigma}_N}{d\epsilon_{\text{el}}}$ [MPa]	$\overline{\sigma}_{\text{CY}}$ [MPa]	$\overline{n'}$ [-]
6	250	$6 \cdot 10^{-3}$	$56,5 \cdot 10^3$	84	0,124
5		$5 \cdot 10^{-3}$	$53,9 \cdot 10^3$	78	0,122
5		$4 \cdot 10^{-3}$	$54,7 \cdot 10^3$	72	0,133
5	225	$5 \cdot 10^{-3}$	$58,4 \cdot 10^3$	104	0,118

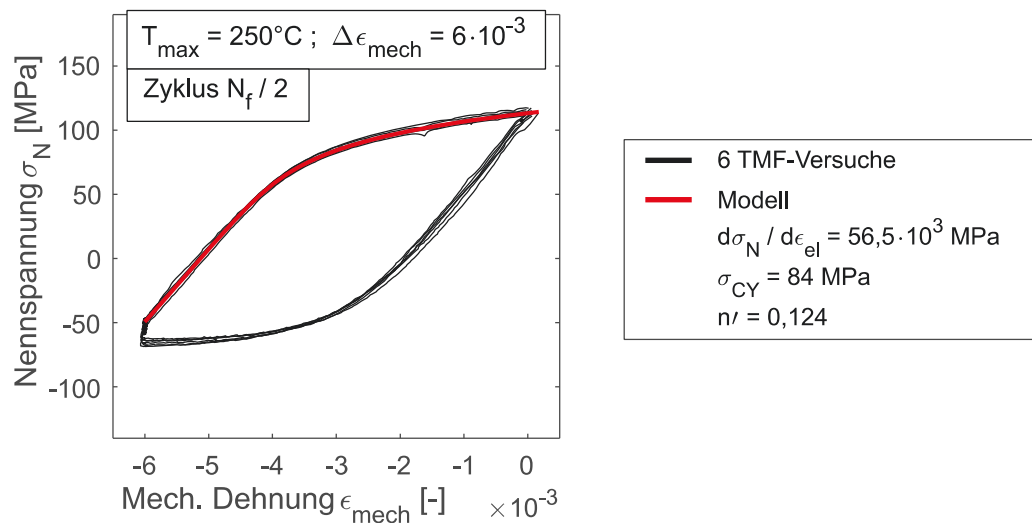


Abb. 5-6: Spannungs-Dehnungs-Hysteresen des Zyklus  $N_f/2$  für die sechs TMF-Versuche mit  $T_{\max}=250^\circ\text{C}$  und  $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=6 \cdot 10^{-3}$  und modellierter aufsteigender Hystereseast berechnet mit dem Hookeschen Gesetz und dem Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood (Mittelwerte der Parameter aus den sechs TMF-Versuchen).

### 5.1.5 Lebensdauer

In Abb. 5-7 ist die mechanische Dehnungsschwingbreite  $\Delta\epsilon_{\text{mech}}$  über der Lebensdauer  $N_f$  für alle durchgeführten TMF-Versuche dargestellt. Die Charge hat keinen Einfluss auf die Lebensdauer. Bei Betrachtung der Versuche mit einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $5 \cdot 10^{-3}$  wird eine mit der Maximaltemperatur zunehmende Lebensdauer ersichtlich. Bei hohen Temperaturen verringern sich die maximalen Spannungen, allerdings nimmt die plastische Dehnungsschwingbreite zu (vgl. Abb. 5-3). Daher wird angenommen,



dass die maximale Spannung einen negativeren Einfluss auf die Lebensdauer hat als die plastische Dehnungsschwingbreite.

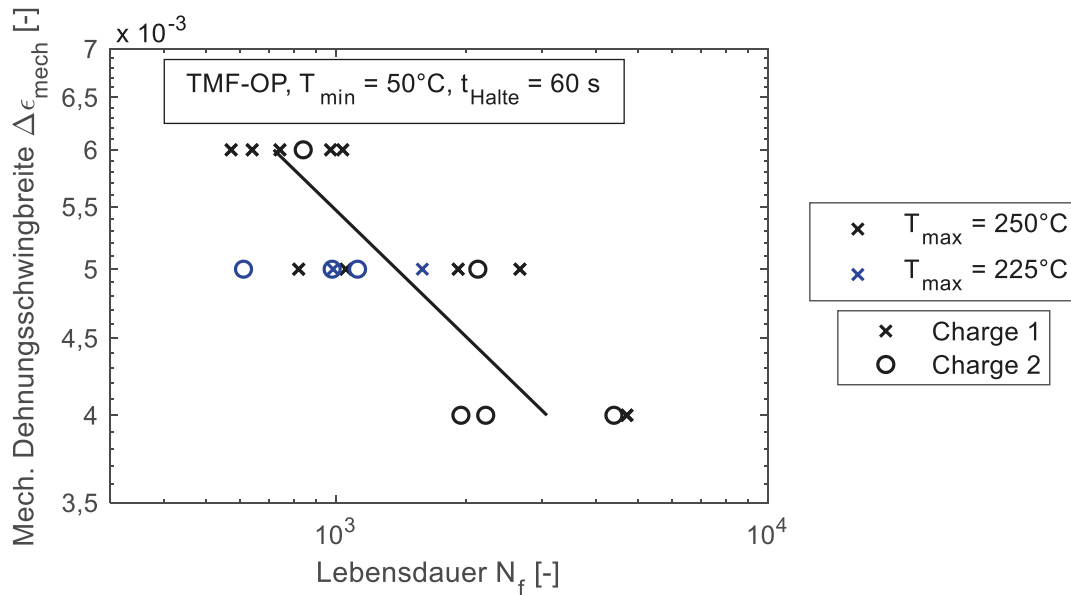


Abb. 5-7: Mechanische Dehnungsschwingbreite über der Lebensdauer für alle durchgeführten TMF-Versuche.

Tab. 5-3 zeigt den Mittelwert und die 10%-90%-Streuspanne der Lebensdauer für die vier Versuchsbedingungen („RB“ für „Randbedingung“). Dabei werden logarithmisch normalverteilte Lebensdauern zugrunde gelegt. Die 10%-90%-Streuspanne ist das Verhältnis der Zyklenzahl bei 90% Ausfallwahrscheinlichkeit zu 10% Ausfallwahrscheinlichkeit:

$$T_{N_f, RB} = \frac{N_{f, RB, 90\%}}{N_{f, RB, 10\%}} \quad (5.2)$$

Die 10%-90%-Streuspannen bewegen sich im Bereich von ca. 2 bis 4.

Tab. 5-3: Mittelwert und 10%-90%-Streuspanne der Lebensdauer für die vier verwendeten Versuchsbedingungen (logarithmische Normalverteilung).

Anzahl Versuche	$T_{max}$ [°C]	$\Delta\epsilon_{mech}$ [-]	$\bar{N}_{f, RB}$ [-]	$T_{N_f, RB}$ [-]
6	250	$6 \cdot 10^{-3}$	783	1,88
5		$5 \cdot 10^{-3}$	1566	3,90
5		$4 \cdot 10^{-3}$	3352	3,32
5	225	$5 \cdot 10^{-3}$	1010	2,55

Für jeden TMF-Versuch wurde der Schädigungsparameter  $Z_D$  bei halber Lebensdauer  $N_f/2$  berechnet. In Kap. 5.3 wird gezeigt, dass die Risse in den TMF-Versuchen an der

Probenoberfläche entstehen und annähernd halbkreisförmig verlaufen. Deshalb wurde Gl. (2.26) verwendet, die die Geometriefunktion für halbkreisförmige Oberflächenrisse enthält. Anstelle des E-Moduls  $E$  wurde die Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  herangezogen. Zusätzlich wurde der zyklische Verfestigungsexponent  $n'$  verwendet (siehe letzte Spalte in Tab. 5-2). Da bei keinem der TMF-Versuche bei Zyklus  $N_f/2$  Rissschließeffekte auftraten, wurde  $\Delta\sigma_{eff}=\Delta\sigma$  gesetzt:

$$\Delta\sigma_N = \sigma_{N,max} - \sigma_{N,100} \quad (5.3)$$

Wie in Gl. (5.1) ist  $\sigma_{N,100}$  die Nennspannung am Ende der Haltezeit und somit zu Beginn des aufsteigenden Hysteresenastes. Die plastische Dehnungsschwingbreite  $\Delta\varepsilon_{pl}$  wurde aus der Differenz von maximaler und minimaler plastischer Dehnung im Zyklus ermittelt:

$$\Delta\varepsilon_{pl} = \varepsilon_{pl,max} - \varepsilon_{pl,min} \quad (5.4)$$

Die Querkontraktionszahl  $\nu$  wurde auf den für Aluminium üblichen Wert von 0,34 gesetzt.

Abb. 5-8 zeigt  $Z_D$  über der Lebensdauer für alle durchgeführten TMF-Versuche in doppellogarithmischer Auftragung. Die TMF-Versuche mit einer maximalen Temperatur von 225°C reihen sich sehr gut in die vorhandene Korrelation zwischen  $Z_D$  und  $N_f$  ein. Dies zeigt die gute Eignung von  $Z_D$  als Schädigungsgröße für die durchgeführten TMF-Versuche.

Die Neigung der Regressionsgerade  $k_{\text{Versuch}}$  (vgl. Gl. (2.40)) beträgt 2,21. Die Berechnung des Streubands zwischen den Ausfallwahrscheinlichkeiten von 10% und 90% erfolgte unter der Annahme, dass die Streuung unabhängig von  $Z_D$  und somit der Beanspruchung ist. Deshalb wurde für jeden TMF-Versuch die Lebensdauer  $N_{f,i}$ , bei der Beanspruchung  $Z_{D,i}$  parallel zur Regressionsgerade auf ein fiktives Beanspruchungsniveau  $Z_{D,\text{fiktiv}}$  verschoben:

$$N_{f,\text{fiktiv},i} = N_{f,i} \cdot \left( \frac{Z_{D,\text{fiktiv}}}{Z_{D,i}} \right)^{-k_{\text{Versuch}}} \quad (5.5)$$

Mit  $Z_{D,\text{fiktiv}}=1$  MPa entspricht die Lebensdauer  $N_{f,\text{fiktiv},i}$  gemäß Gl. (2.40) dem Parameter  $D_i$ :

$$D_{\text{Versuch},i} = N_{f,i} \cdot \left( \frac{Z_{D,\text{fiktiv}}}{Z_{D,i}} \right)^{-k_{\text{Versuch}}} \quad \text{mit} \quad Z_{D,\text{fiktiv}} = 1 \text{ MPa} \quad (5.6)$$

Entsprechend der Anzahl an durchgeführten TMF-Versuchen ergeben sich 21 Werte für  $D_{\text{Versuch}}$  auf dem fiktiven Beanspruchungsniveau  $Z_{D,\text{fiktiv}}=1$  MPa. Das 10%-Quantil

$D_{\text{Versuch},10\%}$  und das 90%-Quantil  $D_{\text{Versuch},90\%}$  wurden unter der Annahme einer logarithmischen Normalverteilung berechnet. Für die 10%-90%-Streuspanne von  $D$ , die zugleich die Streuspanne der Lebensdauer darstellt, ergibt sich:

$$T_{N_f, \text{Versuch}} = T_{D, \text{Versuch}} = \frac{D_{\text{Versuch},90\%}}{D_{\text{Versuch},10\%}} \quad (5.7)$$

Die 10%-90%-Streuspanne nimmt für die durchgeführten TMF-Versuche einen Wert von 2,06 an (siehe Abb. 5-8). Damit ist sie geringer als drei der vier Streuspannen, die für die einzelnen Versuchsbedingungen berechnet wurden (vgl. Tab. 5-3). Dies spricht für die gute Eignung von  $Z_D$  als Schädigungsgröße für die durchgeführten TMF-Versuche. In Kap. 6.5 wird sowohl die mittlere Lebensdauer als auch die Streuung der Lebensdauer durch ein bruchmechanisches Lebensdauermodell abgeschätzt. Dabei werden die berechnete Neigung der Regressionsgerade  $k_{\text{Berechnung}}$  mit  $k_{\text{Versuch}}$  und die berechnete Streuspanne der Lebensdauer  $T_{N_f, \text{Berechnung}}$  mit  $T_{N_f, \text{Versuch}}$  verglichen.

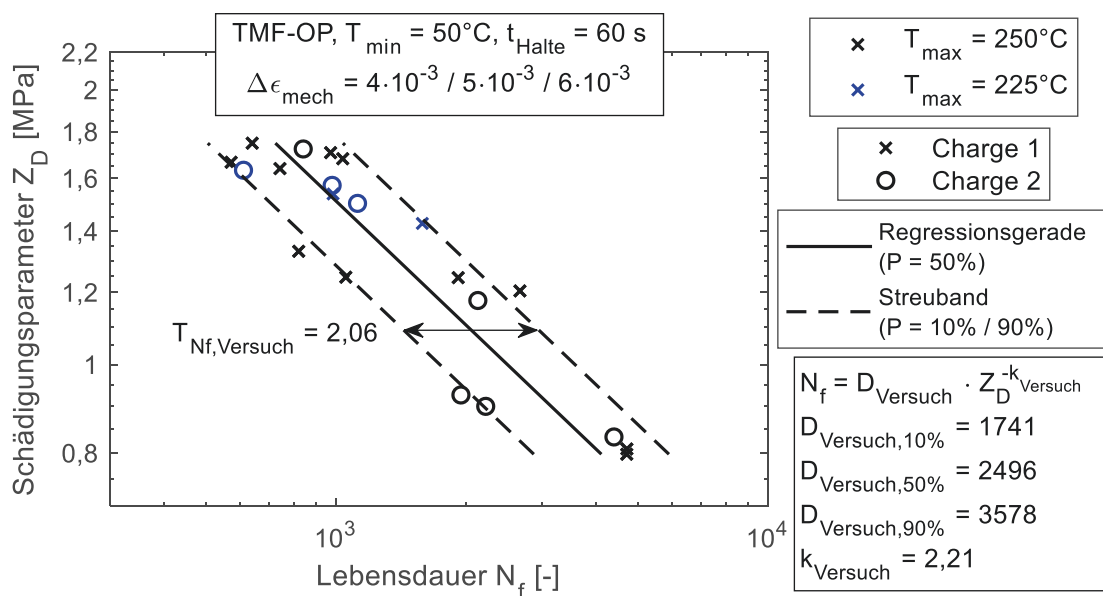


Abb. 5-8: Schädigungsparameter  $Z_D$  über der Lebensdauer  $N_f$ : Datenpunkte der durchgeführten TMF-Versuche, Regressionsgerade ( $P=50\%$ ) und 10%-90%-Streuband.

## 5.2 Rissausbreitung unter thermomechanischer Beanspruchung

### 5.2.1 Versuchsprogramm

Die Proben für die TMF-Rissfortschrittsversuche wurden aus einer Charge von Zylinderköpfen (C3, siehe Kap. 4.1.2) entnommen. Insgesamt wurden sechs dehnungsgeregelte

TMF-Rissfortschrittsversuche durchgeführt. Die Versuchsbedingungen wurden in Anlehnung an die TMF-Versuche (Kap.5.1.1) definiert. Die Versuche wurden mit einer maximalen Temperatur von 250°C und drei mechanischen Dehnungsschwingbreiten ( $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}=5\cdot 10^{-3}$ ,  $6\cdot 10^{-3}$ ,  $7\cdot 10^{-3}$ ) durchgeführt. Der größere Wert von  $7\cdot 10^{-3}$  wurde gewählt, um an der Rissspitze eine den TMF-Versuchen vergleichbare Beanspruchung zu erzeugen. Dies wurde durch die dehnungsgeregelte Versuchsführung und die symmetrische Positionierung des Extensometers um den Riss nötig. Die übrigen Versuchsbedingungen wurden gemäß den TMF-Versuchen definiert. Die Versuchsbedingungen für die TMF-Rissfortschrittsversuche sind in Tab. 5-4 zusammenfassend aufgeführt.

Tab. 5-4: Versuchsbedingungen für die TMF-Rissfortschrittsversuche an gekerbten Corner-Crack-Proben.

Anzahl Versuche	Phasenverschiebung	Temperatur		Dehnung		Zeit	
		$\Delta T$ [°C]	$\dot{T}$ [°C/s]	$\Delta\varepsilon_{\text{mech}}$ [-]	$\dot{\varepsilon}_{\text{mech}}$ [1/s]	$t_{\text{Halte}}$ [s]	$t_{\text{Zyklus}}$ [s]
2	OP	50-250	$\pm 5$	$-7\cdot 10^{-3}-0$	$\pm 1,75\cdot 10^{-4}$	60	140
2				$-6\cdot 10^{-3}-0$	$\pm 1,50\cdot 10^{-4}$		
2				$-5\cdot 10^{-3}-0$	$\pm 1,25\cdot 10^{-4}$		

### 5.2.2 Risslänge

Die Messung der mit der Versuchsdauer zunehmenden Risslänge erfolgte mit Hilfe der Fotos, die während der TMF-Rissfortschrittsversuche aufgenommen wurden. Wie in Kap. 4.2.3 beschrieben wurde, erfolgte die Aufnahme der Fotos in jedem Zyklus bei maximal geöffnetem Riss. Abb. 5-9(a) und (b) zeigen den fortgeschrittenen Riss auf beiden Probenaußenflächen in Zyklus 330 für einen Versuch mit einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $6\cdot 10^{-3}$ . Die Risse verlaufen häufig entlang von Poren (siehe Abb. 5-9(b)). Die Rissspitze ist auf der drahterodierten und nicht nachpolierten Oberfläche sehr gut zu erkennen. Die optische Detektion der Rissspitze erfolgte durch das manuelle Anklicken der Rissspitze unter Verwendung der *Image Processing Toolbox* der Software *Matlab*. Die Messung der Risslängen erfolgte in einer Masterarbeit [101], die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurde.

In Abb. 5-9(c) sind die Risslängen  $a_x$  und  $a_y$  an den Probenaußenflächen über der Zyklenzahl dargestellt (grün und blau). Der Riss wächst an beiden Probenaußenflächen unterschiedlich schnell, was hauptsächlich auf die inhomogene Verteilung der Poren im Werkstoff zurückzuführen ist. Zusätzlich zeigt sich durch die großen Poren im Werkstoff häufig ein

beschleunigtes Risswachstum, wodurch die Risslänge innerhalb weniger Zyklen stark ansteigt.

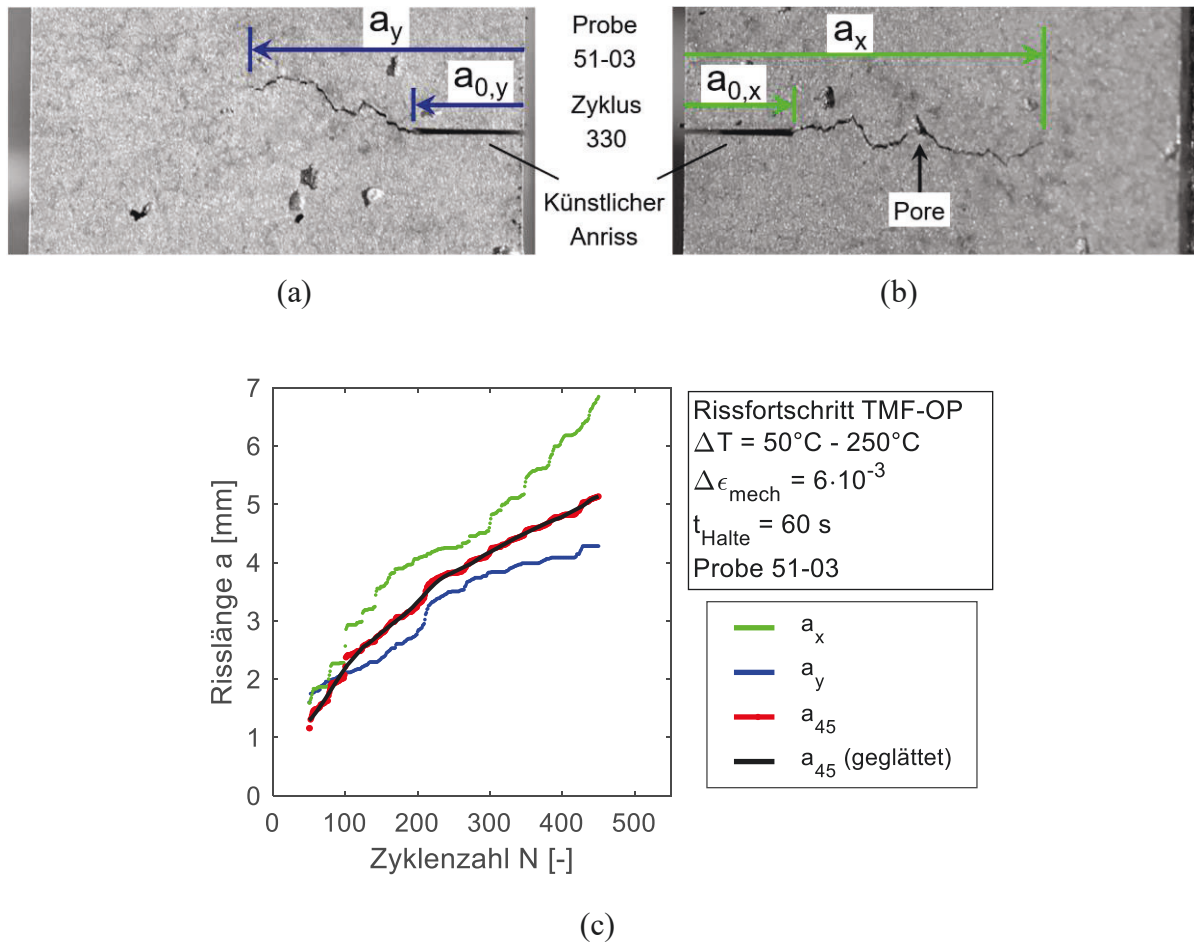


Abb. 5-9: (a) und (b) Optische Detektion des Risses an beiden Außenflächen einer Corner-Crack-Probe und (c) Risslänge an den beiden Probenaußenflächen  $a_x$  und  $a_y$  sowie gemittelte Risslänge  $a_{45}$  über der Zyklenzahl.

Für die Ermittlung der Rissfortschrittsraten wurde aus den Risslängen  $a_x$  und  $a_y$  die mittlere Risslänge  $a_{45}$  unter  $45^\circ$  zu den Probenaußenflächen berechnet. Dazu wurde die Rissfront durch folgende Gleichung abgebildet:

$$\left(\frac{x}{a_x}\right)^\kappa + \left(\frac{y}{a_y}\right)^\kappa = 1 \quad (5.8)$$

Durch die Risslängen  $a_x$  und  $a_y$  in Gl. (5.8) wird das unterschiedlich starke Risswachstum an beiden Probenaußenflächen berücksichtigt. Für die risslängenabhängige Berechnung des Exponenten  $\kappa$  wurde die mittlere Länge des fortgeschrittenen Risses von beiden Probenaußenflächen  $\overline{a_{RF}}$  definiert:

$$\overline{a_{RF}} = \frac{(a_x - a_{0,x}) + (a_y - a_{0,y})}{2} \quad (5.9)$$

Der Exponent  $\kappa$  wurde in Abhängigkeit von der Risslänge folgendermaßen definiert:

$$\begin{aligned} \overline{a_{RF}} = 0 \text{ mm} &\Rightarrow \kappa = 1 \text{ (Gerade)} \\ 0 \text{ mm} < \overline{a_{RF}} < 1 \text{ mm} &\Rightarrow \kappa = \overline{a_{RF}} + 1 \\ 1 \text{ mm} \leq \overline{a_{RF}} &\Rightarrow \kappa = 2 \text{ (Viertelellipse)} \end{aligned} \quad (5.10)$$

Vor Beginn des Risswachstums wird der künstliche Anriss mit  $\kappa=1$  abgebildet. Bei größeren Risslängen wird die Rissfront mit  $\kappa=2$  als Viertelellipse modelliert. Diese Annahme wird durch die ellipsenförmige Kontur zwischen Schwing- und Gewaltbruchbereich bekräftigt (siehe Abb. 5-10(a)). Der Übergang der Rissfront vom künstlichen Anriss zur Viertelellipse erfolgt gemäß Gl. (5.10) durch ein linear mit der Risslänge ansteigendes  $\kappa$ . Die volle Ausprägung der Viertelellipse wurde ab  $\overline{a_{RF}} = 1 \text{ mm}$  definiert. Abb. 5-10(b) zeigt die Modellierung des künstlichen Anrisses sowie der Rissfront bei zwei Zyklen mit den dazugehörigen Werten für  $\kappa$  für einen Versuch mit einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $6 \cdot 10^{-3}$ . Zusätzlich ist die auf der berechneten Rissfront befindliche Risslänge  $a_{45}$  zu sehen. Die Risslängen  $a_x$  und  $a_y$  bei Zyklus 330 korrelieren mit den Fotos in Abb. 5-9(a) und (b).

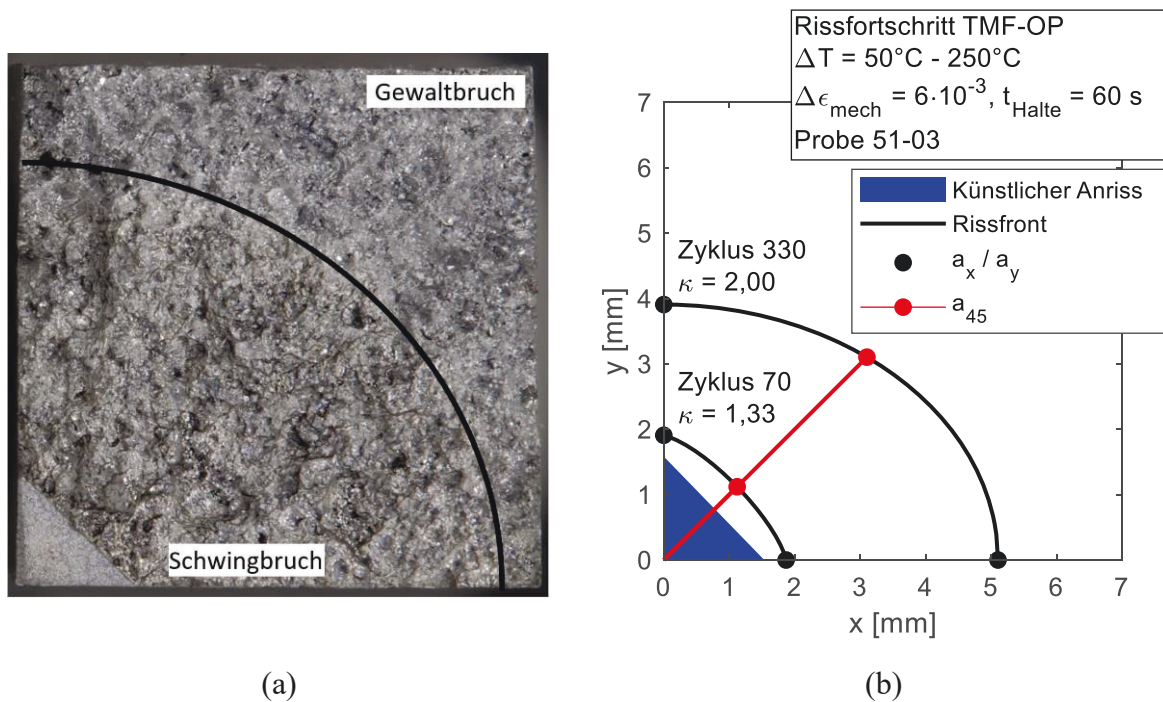


Abb. 5-10: (a) Bruchfläche einer Corner-Crack-Probe (Probe 51-02) mit künstlichem Anriss, Schwing- und Gewaltbruchbereich und (b) Modellierung des künstlichen Anrisses und der Rissfront sowie berechnete Risslänge  $a_{45}$  (Probe 51-03).

Die berechnete mittlere Risslänge  $a_{45}$  ist in Abb. 5-9(c) über der Zyklenzahl dargestellt. Zur Reduzierung der Streuung der Rissfortschrittsrate, die in Kap. 5.2.6 gezeigt wird, wurde die Risslänge geglättet. Dazu wurde jeweils für ein Intervall von 50 Zyklen der Mittelwert der Risslänge gebildet. Abb. 5-11 zeigt die geglättete Risslänge  $a_{45}$  über der Zyklenzahl für alle TMF-Rissfortschrittsversuche. Die Daten wurden bis zu einer Risslänge von 5 mm für die Erzeugung der Rissfortschrittskurven verwendet. Dies liegt am Definitionsbereich der Geometriefunktion, die gemäß Kap. 5.2.4 ermittelt und für die Berechnung des effektiven zyklischen J-Integrals  $\Delta J_{\text{eff}}$ , wie in Kap. 5.2.5 dargestellt, verwendet wurde. Bei einem TMF-Rissfortschrittsversuch mit einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $6 \cdot 10^{-3}$  sind die Daten bis  $a_{45}=4,53$  mm begrenzt, da sich bei dieser Risslänge ein Sekundärriss bildete, der die korrekte Detektion der Rissspitze verhinderte.

Die Risslänge verhält sich leicht progressiv bzw. degressiv über der Zyklenzahl. Dieses Verhalten ist durch die Dehnungsregelung sowie die symmetrische Positionierung des Extensometers um den Riss zu erklären, wodurch die Beanspruchung der Rissspitze mit zunehmender Risslänge abnimmt. Die Zyklenzahl der ersten Detektion von Rissfortschritt liegt für die Versuche mit einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $5 \cdot 10^{-3}$  deutlich höher als für die Versuche mit mechanischen Dehnungsschwingbreiten von  $6 \cdot 10^{-3}$  und  $7 \cdot 10^{-3}$ . Zudem nimmt die Rissfortschrittsrate mit abnehmendem  $\Delta \epsilon_{\text{mech}}$  erwartungsgemäß ab.

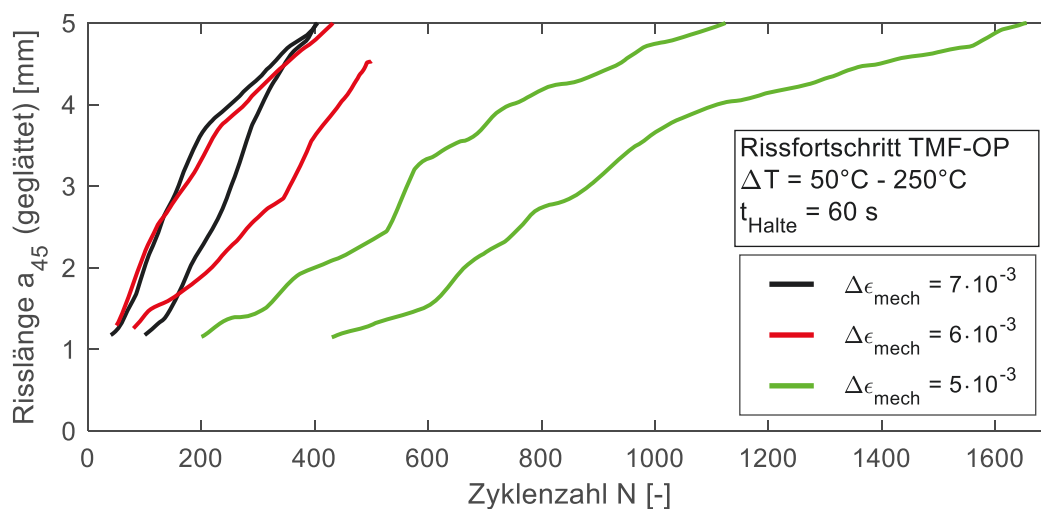


Abb. 5-11: Geglättete Risslänge  $a_{45}$  über der Zyklenzahl für alle TMF-Rissfortschrittsversuche.

### 5.2.3 Einfluss des Risschließens

Ein Riss im Werkstoff trägt nach [16] nur im geöffneten Zustand maßgeblich zur Schädigung des Werkstoffs bei (siehe Kap. 2.3.2). Daher wird die Fläche unter der Nennspannungs-Verschiebungskurve des aufsteigenden Hysteresenastes in Kap. 5.2.5 ausgehend von der Rissöffnungsspannung  $\sigma_{N,op}$  berechnet und folglich das zyklische J-Integral als  $\Delta J_{eff}$  bezeichnet (Index „eff“ für „effektiv“).

Die Rissöffnungsspannung wurde in jedem Zyklus anhand einer Steifigkeitsänderung im aufsteigenden Hysteresenast ermittelt. Diese Steifigkeitsänderung tritt bei allen TMF-Rissfortschrittsversuchen ab einer bestimmten Risslänge auf und ist durch einen Knick im Spannungs-Dehnungs-Pfad zu sehen (siehe Abb. 5-12). Die über alle sechs Rissfortschrittsversuche gemittelte Risslänge  $a_{45}$ , bei der die Risschließeffekte beginnen, beträgt 1,9 mm. Die Steigung bei geschlossenem Riss entspricht näherungsweise der Steigung im ersten Zyklus und somit dem E-Modul. Dies liegt daran, dass die vorhandene Kraft bei geschlossenem Riss auf die gesamte Querschnittsfläche wirkt und keine Rissflankenöffnung vorhanden ist. Somit kommt die gesamte am Extensometer gemessene Verschiebung im Werkstoff an. Bei geöffnetem Riss nimmt die Steigung mit zunehmender Zyklenzahl ab. Dies liegt sowohl an der Rissflankenöffnung, die in Kombination mit der Positionierung des Extensometers um den Riss zu einer geringeren Beanspruchung der Risspitze führt, als auch an der Reduktion der Querschnittsfläche durch Rissfortschritt.

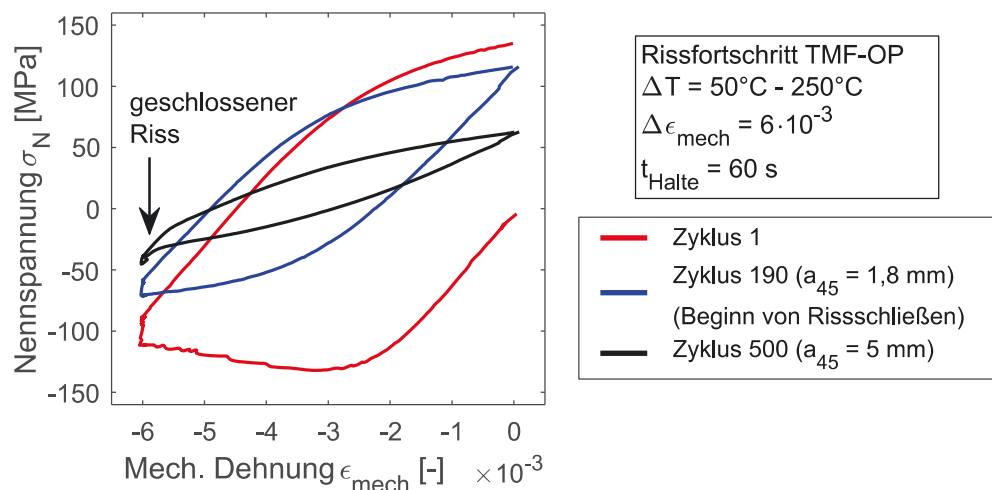


Abb. 5-12: Spannungs-Dehnungs-Hysteresen von drei Zyklen eines TMF-Rissfortschrittsversuchs mit  $\Delta \epsilon_{\text{mech}} = 6 \cdot 10^{-3}$ ; Steifigkeitsänderung im aufsteigenden Hysteresenast in Zyklus 500 ( $a_{45} = 5 \text{ mm}$ ) beim Übergang vom geschlossenen zum offenen Risszustand.



Die Rissöffnungsspannung  $\sigma_{N,op}$  wurde als die kleinste Spannung definiert, die folgendes Kriterium erfüllt:

$$\left| \frac{\sigma_{N,i} - \sigma_{EG0}}{\frac{d\sigma_N}{d\epsilon_{el}}} - \epsilon_{mech,i} \right| < 3 \cdot 10^{-5} \quad (5.11)$$

In Gl. (5.11) sind  $\sigma_{N,i}$  die Nennspannungen und  $\epsilon_{mech,i}$  die mechanischen Dehnungen des aufsteigenden Hysteresenastes,  $d\sigma_N/d\epsilon_{el}$  die Steigung der elastischen Gerade und  $\sigma_{EG0}$  die Spannung der elastischen Gerade bei  $\epsilon_{mech}=0$  (siehe Abb. 5-13(a)). Mit dem manuell ermittelten Wert von  $3 \cdot 10^{-5}$  in Gl. (5.11) wurden die Steifigkeitsänderung im aufsteigenden Hysteresenast und damit der Rissöffnungspunkt gut abgebildet.

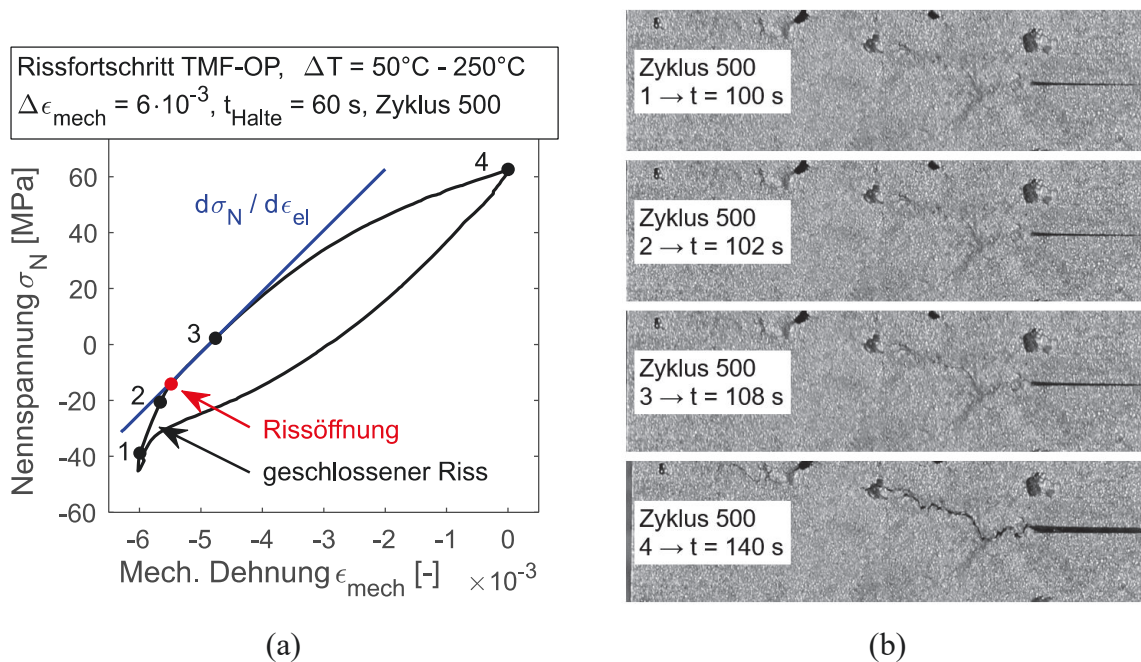


Abb. 5-13: Betrachtung von Zyklus 500 eines TMF-Rissfortschrittsversuchs mit  $\Delta\epsilon_{mech}=6 \cdot 10^{-3}$ : (a) Steifigkeitsänderung im aufsteigenden Ast der Spannungs-Dehnungs-Hysteresis deutet auf Rissöffnung hin und (b) Fotoaufnahmen vom Riss zu vier verschiedenen Zeitpunkten während des aufsteigenden Hysteresenastes.

Zusätzlich wurde der Zeitpunkt der Rissöffnung mit Fotoaufnahmen vom Riss zu verschiedenen Zeitpunkten während des Zyklus korreliert (siehe Abb. 5-13). Zu Beginn der Abkühlung bzw. bei minimaler mechanischer Dehnung (Zeitpunkt 1:  $t=100$  s) ist der Riss vollständig geschlossen. Kurz vor der Steifigkeitsänderung ist der Riss ebenfalls noch geschlossen (Zeitpunkt 2:  $t=102$  s). Nach der Steifigkeitsänderung öffnet sich der Riss bereits leicht (Zeitpunkt 3:  $t=108$  s). Bei minimaler Temperatur bzw. maximaler mechanischer Dehnung und Spannung ist der Riss maximal geöffnet (Zeitpunkt 4:  $t=140$  s).

Die gezeigte Korrelation der Fotoaufnahmen vom Riss mit der Steifigkeitsänderung im Spannungs-Dehnungs-Pfad rechtfertigt die gewählte Methode zur Ermittlung der Rissöffnungsspannung.

#### 5.2.4 Ermittlung der Geometriefunktion $Y_{\text{area}}$

Die Geometriefunktion  $Y_{\text{area}}$  wurde in einer Masterarbeit [101], die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführt wurde, abhängig von der Risslänge ermittelt. Gemäß der Vorgehensweise in [33] wurden quasistatische FE-Analysen (Software *Abaqus*, 2019, Dassault Systemes) an einer Corner-Crack-Probe (Probenbreite  $W=7$  mm) unter elastisch-plastischer Beanspruchung durchgeführt. Dabei wurde die äußere Kraft schrittweise erhöht und die resultierenden J-Integrale an der Rissspitze  $J_{\text{sim}}$  ( $45^\circ$  zur Probenaußenfläche) numerisch berechnet. Zusätzlich wurde die Differenz der Verschiebung  $u$  von zwei Knoten mit dem Abstand von 12 mm symmetrisch um den Riss ausgelesen. Dies geschah in Anlehnung an die symmetrische Positionierung des Extensometers (Messbereich 12 mm) um den künstlichen Anriss in den TMF-Rissfortschrittsversuchen. Abb. 5-14 zeigt die Nennspannungs-Verschiebungskurven für die simulierten Risslängen und exemplarisch die Fläche unter der Nennspannungs-Verschiebungskurve für eine Risslänge von 5 mm. In [33] wurden die Flächenintegrale für alle simulierten Risslängen mit einer konstanten maximalen Nennspannung von 100 MPa als Obergrenze berechnet. Im Gegensatz dazu erfolgte die Berechnung der Flächenintegrale in dieser Arbeit mit einer konstanten maximalen Verschiebung  $u_{\text{max}}$  als Obergrenze. Gemäß der mittleren mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $6 \cdot 10^{-3}$  in den TMF-Rissfortschrittsversuchen wurde die maximale Verschiebung definiert zu:

$$u_{\text{max}} = 6 \cdot 10^{-3} \cdot l_0 = 7,2 \cdot 10^{-2} \text{ mm} \quad (5.12)$$

Zur Modellierung des elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens wurde das Hookesche Gesetz in Kombination mit dem Potenzgesetz nach Ramberg-Osgood gemäß Gl. (2.27) verwendet. Der E-Modul, die zyklische 0,2%-Dehngrenze und der zyklische Verfestigungsexponent für die Simulation wurden in Anlehnung an die Werte aus den TMF-Versuchen (vgl. Tab. 5-2) definiert und sind in Abb. 5-14 aufgeführt.

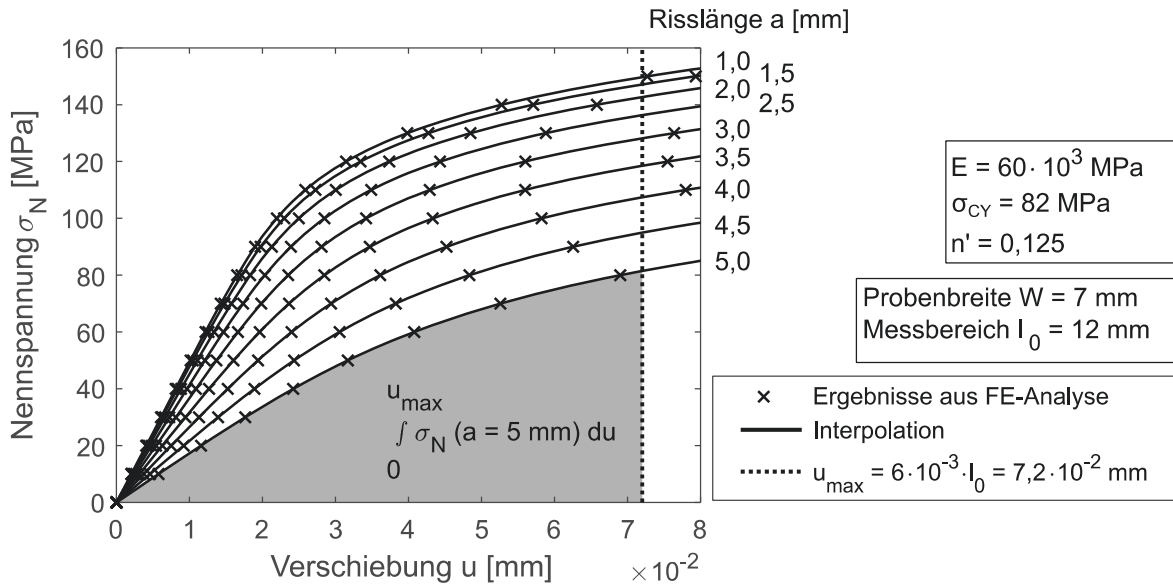


Abb. 5-14: Ergebnisse von FE-Analysen an einer Corner-Crack-Probe unter monoton ansteigender, elastisch-plastischer Beanspruchung: Nennspannungs-Verschiebungskurven für verschiedene Risslängen und exemplarische Darstellung der Fläche unter der Nennspannungs-Verschiebungskurve (maximale Verschiebung  $u_{\max} = 7,2 \cdot 10^{-2}$  mm) für die Risslänge  $a = 5$  mm.

Die Geometriefunktion  $Y_{\text{area}}$  ergibt sich durch Umstellen von Gl. (2.30), Weglassen der Rissöffnungsspannung und Einsetzen des numerisch berechneten J-Integrals  $J_{\text{sim}}$  zu:

$$Y_{\text{area}} = \frac{J_{\text{sim}}}{\int_0^{u_{\max}} \sigma_N du} \quad (5.13)$$

Abb. 5-15 zeigt eine Gegenüberstellung der berechneten Geometriefunktion  $Y_{\text{area}}$  über der Risslänge von Schweizer [33] und dieser Arbeit. Um den Einfluss der Probenbreite näherungsweise zu beseitigen, wurde die von Schweizer für eine Probenbreite von 8 mm hergeleitete Geometriefunktion mit einer korrigierten Risslänge ( $a_{\text{kor}} = 8/7 \cdot a$ ) berechnet. Bis zur Risslänge von 2,5 mm liegen die beiden Kurven nahezu aufeinander. Bei größeren Risslängen ( $a > 2,5$  mm) liegt die in dieser Arbeit berechnete Geometriefunktion bis zu 12% höher als in [33]. Dies liegt an der wesentlich kleineren Fläche unter der Nennspannungs-Verschiebungskurve durch die Integral-Obergrenze  $u_{\max} = 7,2 \cdot 10^{-2}$  mm verglichen mit der Integral-Obergrenze  $\sigma_{N,\max} = 100$  MPa für große Risslängen. Die in der FE-Analyse ermittelten Werte für die Geometriefunktion über der Risslänge wurden durch ein Polynom 4. Grades angepasst (siehe Abb. 5-15).

Abschließend lässt sich sagen, dass die Randbedingungen (Werkstoffdaten, Geometrie der Corner-Crack-Probe, Messbereich  $l_0$ ,  $u_{\max}$  als Integral-Obergrenze) für die numerische Bestimmung der Geometriefunktion exakt auf die durchgeführten TMF-Rissfortschrittsversuche abgestimmt waren. Somit ist die ermittelte Geometriefunktion auf den Anwendungsfall in dieser Arbeit begrenzt.

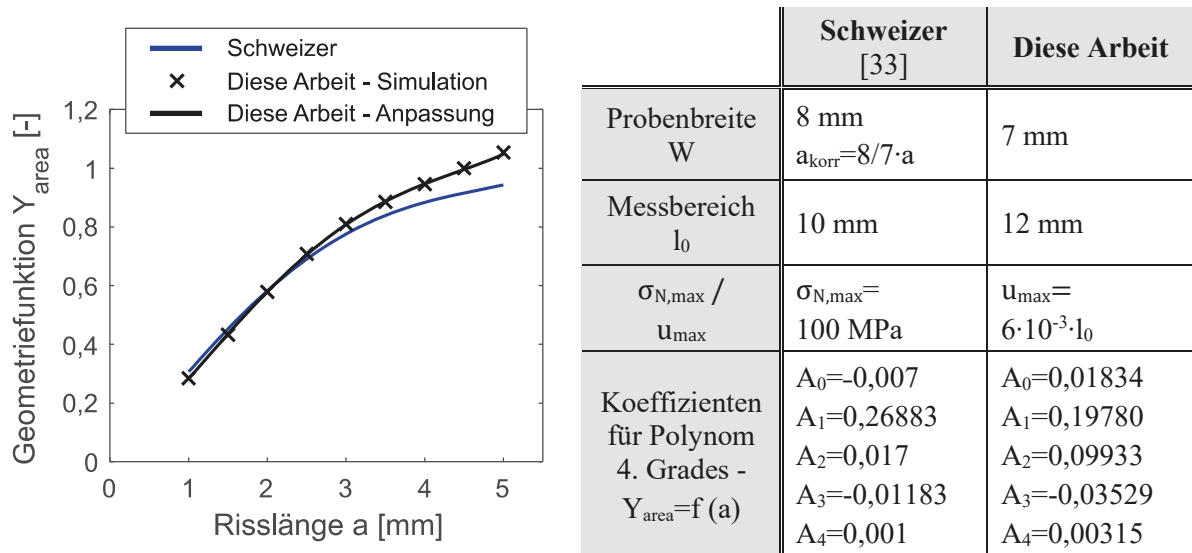


Abb. 5-15: Geometriefunktion  $Y_{\text{area}}$  zur Berechnung des J-Integrals als Funktion der Risslänge: Gegenüberstellung der Ergebnisse von Schweizer [33] und dieser Arbeit.

### 5.2.5 Bruchmechanische Bewertung auf Basis des zyklischen J-Integrals

Zur Beschreibung des elastisch-plastischen Beanspruchungszustandes an der Risspitze wurde das effektive zyklische J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  verwendet, das gemäß [33] nach Gl. (2.30) berechnet wurde (Kap. 2.3.2). Die elastisch-plastische Geometriefunktion  $Y_{\text{area}}$  wurde für jeden Zyklus als Funktion der Risslänge  $a_{45}$  berechnet. Dazu wurde der mittels FE-Analyse ermittelte Zusammenhang zwischen der Geometriefunktion und der Risslänge herangezogen (Kap. 5.2.4). Das Integral in Gl. (2.30) entspricht der Fläche unter der Nennspannungs-Verschiebungskurve und wurde für jeden Zyklus am aufsteigenden Hysteresenast unter Berücksichtigung von Risssschließen berechnet. Die Verschiebung  $u$  ist das Produkt aus dem Messbereich  $l_0$  und der mechanischen Dehnung  $\varepsilon_{\text{mech}}$ . In Zyklen ohne Risssschließen wurde die Fläche ausgehend vom Ende der Haltezeit bzw. dem Beginn der Abkühlung berechnet (siehe Abb. 5-16(a)). Bei vorhandenem Risssschließen wurde die Fläche ausgehend von der Rissöffnungsspannung  $\sigma_{N,\text{op}}$  berechnet (siehe Abb. 5-16(b)) und somit nur der geöffnete Risszustand berücksichtigt.

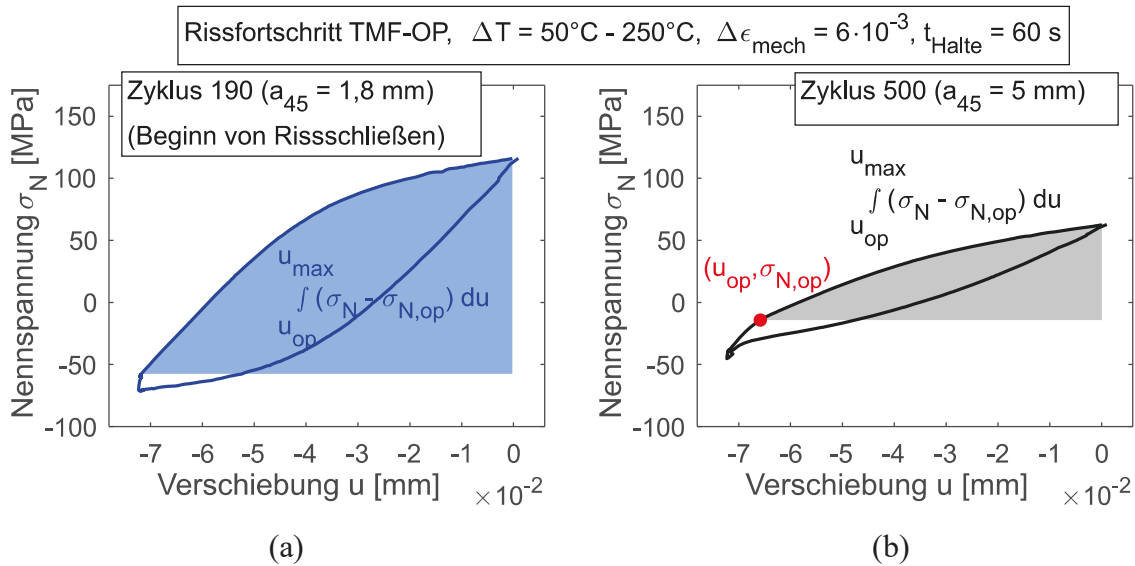


Abb. 5-16: Fläche unter der Nennspannungs-Verschiebungskurve des aufsteigenden Hysteresenastes für einen TMF-Rissfortschrittsversuch mit  $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=6 \cdot 10^{-3}$ : (a) Zyklus ohne Risschließen und (b) Zyklus mit Risschließen.

Bei allen durchgeführten TMF-Rissfortschrittsversuchen nimmt das effektive zyklische J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  durch den fortschreitenden Riss zunächst zu (siehe Abb. 5-17). Ab einer Risslänge von  $a_{45} \approx 2,5 \text{ mm}$  erreicht  $\Delta J_{\text{eff}}$  ein Maximum, bevor es im weiteren Verlauf wieder abnimmt. Dies liegt an der symmetrischen Positionierung des Extensometers zum Starteriss, wodurch die mit fortschreitendem Riss zunehmende Rissflankenöffnung vom Extensometer aufgenommen wird. Durch die dehnungsgeregelte Versuchsführung nimmt die Beanspruchung an der Risspitze und somit das effektive zyklische J-Integral mit zunehmender Risslänge ab.

Erwartungsgemäß nimmt das effektive zyklische J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  mit steigender mechanischer Dehnungsschwingbreite  $\Delta\epsilon_{\text{mech}}$  zu. Betrachtet man jeweils die zwei Versuche mit der gleichen mechanischen Dehnungsschwingbreite, liegen die Verläufe sehr gut übereinander.

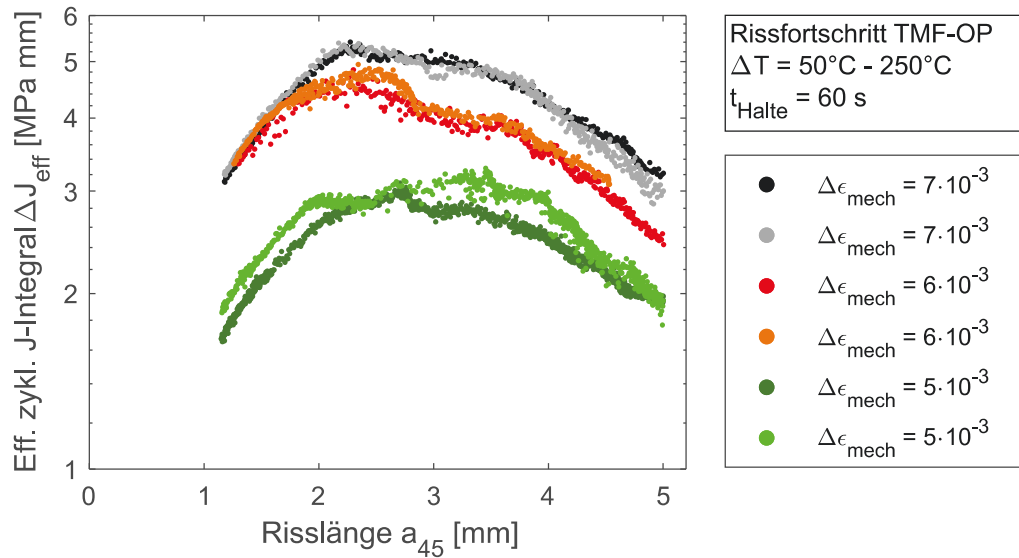


Abb. 5-17: Effektives zyklisches J-Integral über der Risslänge für die TMF-Rissfortschrittsversuche.

### 5.2.6 Rissfortschrittskurve

Die Rissfortschrittsrate  $da_{45}/dN$  wurde für jeden Zyklus aus dem Verlauf der geglätteten Risslänge  $a_{45}$  über der Zyklenzahl  $N$  (vgl. Abb. 5-11) berechnet:

$$\frac{da_{45}}{dN} = a_{45,N+1} - a_{45,N} \quad (5.14)$$

Abb. 5-18 zeigt die Rissfortschrittsrate jedes Zyklus aufgetragen über dem effektiven zyklischen J-Integral für die durchgeführten TMF-Rissfortschrittsversuche. Die Rissfortschrittsraten nehmen Werte von ca.  $1 \mu\text{m}$  bis  $30 \mu\text{m}$  pro Zyklus an. Die effektiven zyklischen J-Integrale und Rissfortschrittsraten nehmen mit steigender mechanischer Dehnungsschwingbreite  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}$  zu. Allerdings ist eine starke Streuung der Rissfortschrittsraten vorhanden. Dies liegt an den großen Poren im Werkstoff, die häufig zu lokal erhöhten Beanspruchungen und dadurch beschleunigtem Risswachstum führen. Alle Rissfortschrittsdaten wurden durch ein Potenzgesetz in Analogie zu Paris et al. [19] angepasst:

$$\frac{da_{45}}{dN} = C \cdot \Delta J_{\text{eff}}^m \quad (5.15)$$

Die ermittelten Parameter  $C$  und  $m$  sind in Abb. 5-18 aufgeführt.

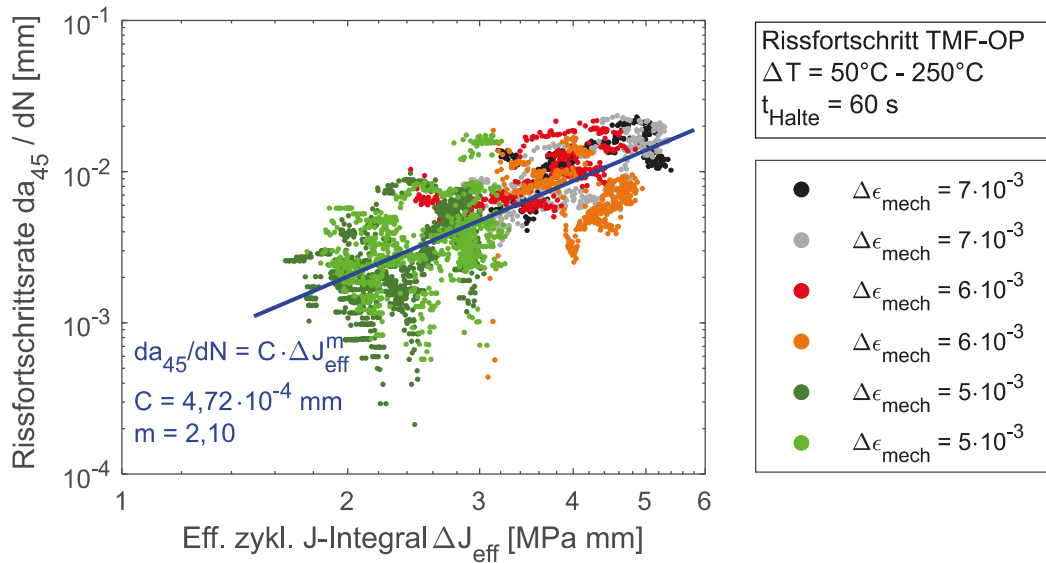
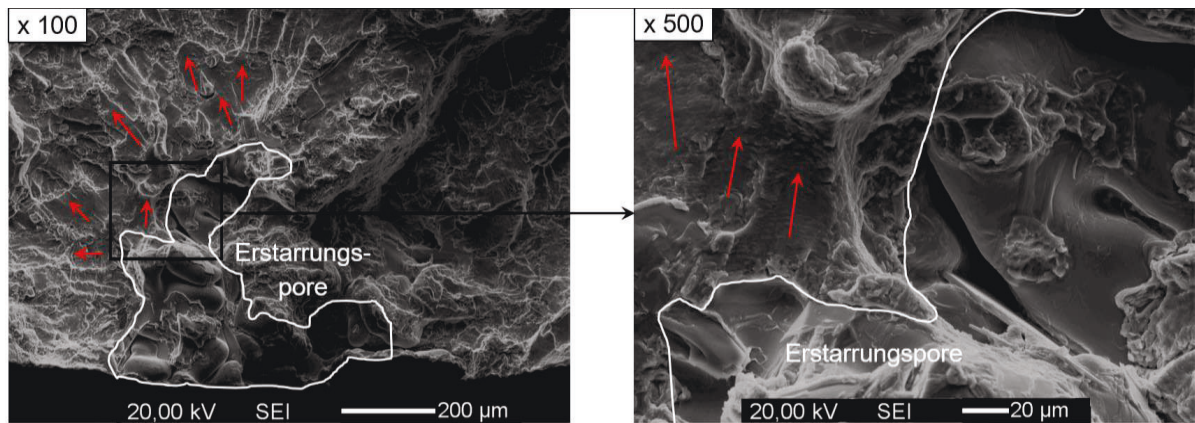


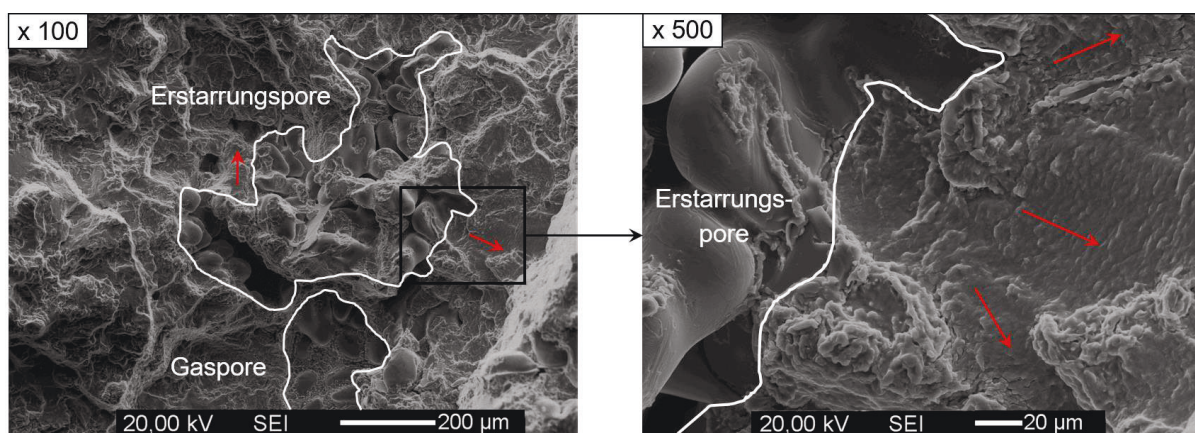
Abb. 5-18: Elastisch-plastische Rissfortschrittskurve: Rissfortschrittsrate jedes Zyklus aufgetragen über dem effektiven zyklischen J-Integral für die TMF-Rissfortschrittsversuche; die eingezeichnete Gerade entspricht der Anpassung analog zum Potenzgesetz nach Paris.

### 5.3 Rasterelektronenmikroskopische Untersuchung der Bruchflächen

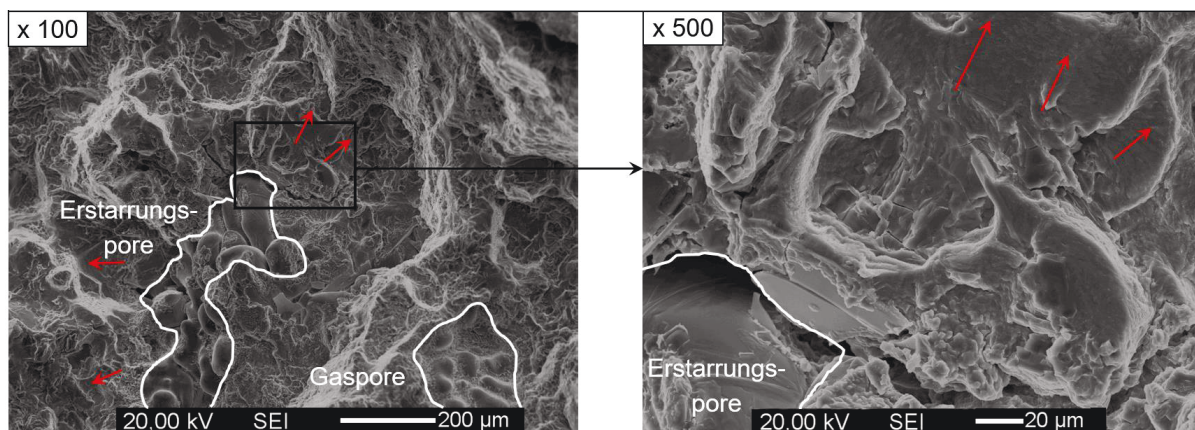
In den REM-Untersuchungen der thermomechanisch ermüdeten Rundproben (Kap. 4.4) wurden auf den Bruchflächen jeweils an mehreren Stellen Schwingstreifen im näheren Umfeld von ausgedehnten Erstarrungs- oder Gasporen detektiert. Häufig ist ein Porennetzwerk und eine Kombination aus Erstarrungs- und Gasporen vorhanden. Abb. 5-19 zeigt exemplarisch drei solche Stellen nach einem TMF-Versuch mit einer Maximaltemperatur von  $250^\circ\text{C}$  und einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $4 \cdot 10^{-3}$ . Erstarrungsporen sind auf der Bruchfläche als frei erstarrte Oberflächen sichtbar, die eine dendritische Struktur aufweisen. Dagegen sind Gasporen auf der Bruchfläche durch ihre sphärische Form zu erkennen. Häufig deutet die Orientierung der Schwingstreifen auf eine konzentrische Rissausbreitung ausgehend von den ausgedehnten Poren hin. Somit lässt sich festhalten, dass die Rissinitiierung bei allen TMF-Versuchen an ausgedehnten Poren stattfand. Folglich ist der Schädigungsmechanismus für die Rissinitiierung unabhängig von der in den TMF-Versuchen aufbrachten mechanischen Dehnungsschwingbreite und maximalen Temperatur (vgl. Kap. 5.1.1).



(a)



(b)



(c)

Abb. 5-19: REM-Bilder der Bruchfläche nach einem TMF-Versuch mit  $T_{\max}=250^{\circ}\text{C}$  und  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}=4\cdot 10^{-3}$ : (a) primärer Rissausgang an der Probenoberfläche und (b) und (c) sekundäre Rissausgänge im Inneren der Probe; Rissausgang jeweils an Erstarrungs- bzw. Gasporen; rote Pfeile zeigen die Ausbreitungsrichtung der Schwingstreifen und somit des Risses.

Bei einigen Poren bzw. Porennetzwerken auf der Bruchfläche ist es schwierig festzustellen, ob diese zur Rissinitiierung geführt oder zum Risswachstum beigetragen haben, indem sie



den Risspfad durch die Probe beeinflusst haben. Dies hängt u.a. von der Größe, Form, Orientierung und Kerbschärfe der Poren sowie deren Position in der Probe ab. Es wird davon ausgegangen, dass sich der Riss von einem primären Rissausgang (siehe Abb. 5-19(a)) ausbreitet und mit zunehmender Zyklenzahl mit weiteren, sekundären Rissausgängen (siehe Abb. 5-19(b) und (c)) zusammenwächst. Die Definition des primären Rissausgangs erfolgte anhand der Existenz und Anzahl von Schwingstreifen, die die Rissausbreitungsrichtung eindeutig belegen (siehe rote Pfeile in Abb. 5-19), und anhand der Größe der Porennetzwerke. Der primäre Rissausgang befindet sich auf allen untersuchten Bruchflächen an der Probenoberfläche.

Im Folgenden wird für einen Schwingbruchbereich die Rissfortschrittsrate anhand der Anzahl der vorhandenen Schwingstreifen ermittelt. Dies dient der Überprüfung der Plausibilität der in den TMF-Rissfortschrittsversuchen ermittelten Rissfortschrittsraten (siehe Abb. 5-18). Dazu wurde ein Schwingbruchbereich nach einem TMF-Versuch mit einer Maximaltemperatur von 250°C und einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $4 \cdot 10^{-3}$  verwendet (siehe Abb. 5-20(a)). Hier weisen die Schwingstreifen sehr klare Strukturen auf, was die exakte Detektion und Zählung der Schwingstreifen ermöglichte. Im dargestellten Schwingbruchbereich wurde auf einer Länge von 30  $\mu\text{m}$  (roter Pfeil) eine Anzahl von 27 Schwingstreifen gezählt. Dies ergibt eine Rissfortschrittsrate von 1,1  $\mu\text{m}/\text{Zyklus}$ .

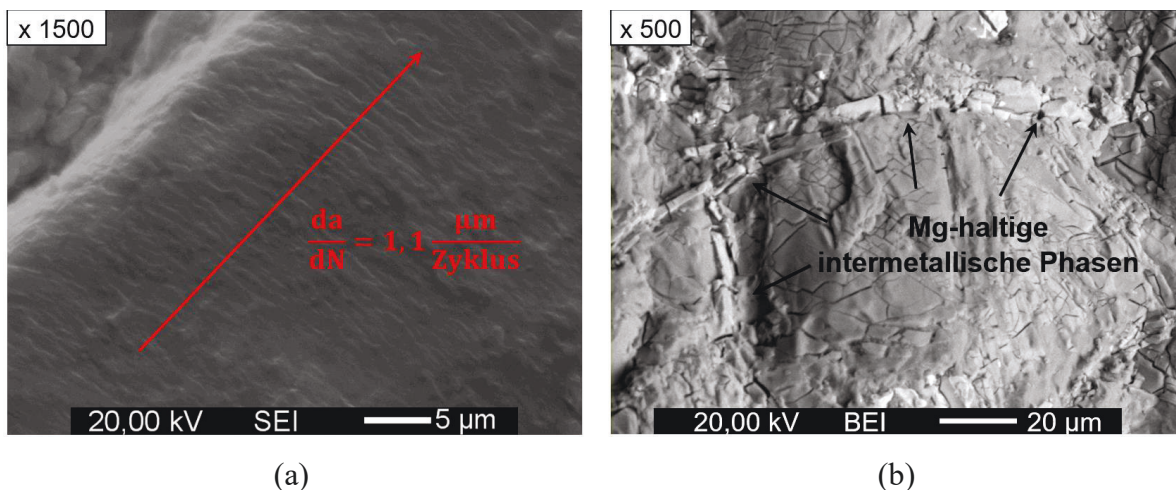


Abb. 5-20: (a) REM-Detaillaufnahme von Schwingstreifen auf der Bruchfläche nach einem TMF-Versuch mit  $T_{\text{max}}=250^{\circ}\text{C}$  und  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}=4 \cdot 10^{-3}$ ; Zählung von 27 Schwingstreifen entlang des 30  $\mu\text{m}$  langen roten Pfeils und (b) spröde gebrochene, Mg-haltige intermetallische Phasen auf der Bruchfläche nach einem TMF-Versuch mit  $T_{\text{max}}=225^{\circ}\text{C}$  und  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}=5 \cdot 10^{-3}$ .

Es wird darauf hingewiesen, dass auf den untersuchten Bruchflächen neben den Erstarrungs- und Gasporen keine weiteren Gefügebestandteile, wie das eutektische Silizium, intermetallische Phasen oder Oxideinschlüsse, als Rissausgänge identifiziert wurden. Allerdings zeigten sich neben den gezeigten Schwingbruchmerkmalen in vielen Bereichen der Bruchfläche spröde Bruchbilder. Dies deutet auf eine Rissausbreitung in den spröden interdendritischen Bereichen, v.a. dem eutektischen Silizium und den intermetallischen Phasen, hin. Exemplarisch sind in Abb. 5-20(b) spröde gebrochene, Mg-haltige intermetallische Phasen nach einem TMF-Versuch mit  $T_{\max}=225^{\circ}\text{C}$  und  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}=5 \cdot 10^{-3}$  dargestellt.

## 5.4 Porenanalyse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der  $\mu\text{CT}$ -Untersuchungen an ungekerbten Rundproben beschrieben. Bei der Darstellung der globalen (Kap. 5.4.1) und lokalen (Kap. 5.4.2) Merkmalsgrößen von Poren handelt es sich um Ergebnisse der  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen vor den TMF-Versuchen, d.h. vom Ausgangszustand des Werkstoffs. Für die Detektion von Poren auf der Bruchfläche (Kap. 5.4.3) kamen sowohl die  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen vor als auch nach den TMF-Versuchen zum Einsatz. Für die Detektion von Poren im primären Rissausgang (Kap. 5.4.4) wurden neben den  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen vor und nach den TMF-Versuchen zusätzlich die Ergebnisse der REM-Untersuchungen verwendet.

### 5.4.1 Globale Merkmalsgrößen

Abb. 5-21 zeigt den Porenvolumenanteil  $\phi_{\text{Vol}}$  und die Anzahl der Poren im Volumen  $n_{\text{Poren}}$  (vgl. Kap. 4.3.1) über der in den TMF-Versuchen (Kap. 5.1.5) ermittelten Lebensdauer  $N_f$ . Durch die dargestellten Ausgleichsgeraden wird ersichtlich, dass die Lebensdauer lediglich bei drei der vier Versuchsbedingungen mit abfallendem Porenvolumenanteil zunimmt. Aus diesem Grund ist kein eindeutiger Zusammenhang zwischen Porenvolumenanteil und Lebensdauer erkennbar. Der mittlere Porenvolumenanteil in der zweiten Charge ist um fast 0,2% höher als in der ersten Charge (siehe Tab. 5-5).

Bei der Porenanzahl wurden kleine, aus der  $\mu\text{CT}$ -Aufnahme resultierende Fehldetektionen nicht berücksichtigt, indem kleine Poren mit einem Feret-Durchmesser (vgl. Tab. 4-3) kleiner oder gleich  $100 \mu\text{m}$  herausgefiltert wurden. Somit wurde eine gute Vergleichbarkeit zwischen den einzelnen Proben sichergestellt. Das aufgenommene  $\mu\text{CT}$ -Volumen war bei

allen untersuchten Proben annähernd gleich groß. Daher wurde die Porenanzahl nicht auf das jeweilige  $\mu$ CT-Volumen bezogen, sondern die absolute Porenanzahl in den einzelnen  $\mu$ CT-Volumen für die Auswertung verwendet. Für keine der Versuchsbedingungen korreliert die Porenanzahl mit der Lebensdauer (siehe Abb. 5-21(b)). In Charge 2 befinden sich durchschnittlich etwa 700 Poren weniger im Volumen als in der ersten Charge (siehe Tab. 5-5).

Abschließend lässt sich festhalten, dass keine eindeutige Korrelation der globalen Merkmalsgrößen mit der Lebensdauer vorhanden ist. Zudem enthält die zweite Charge weniger Poren, die allerdings ein größeres Volumen aufweisen als in Charge 1.

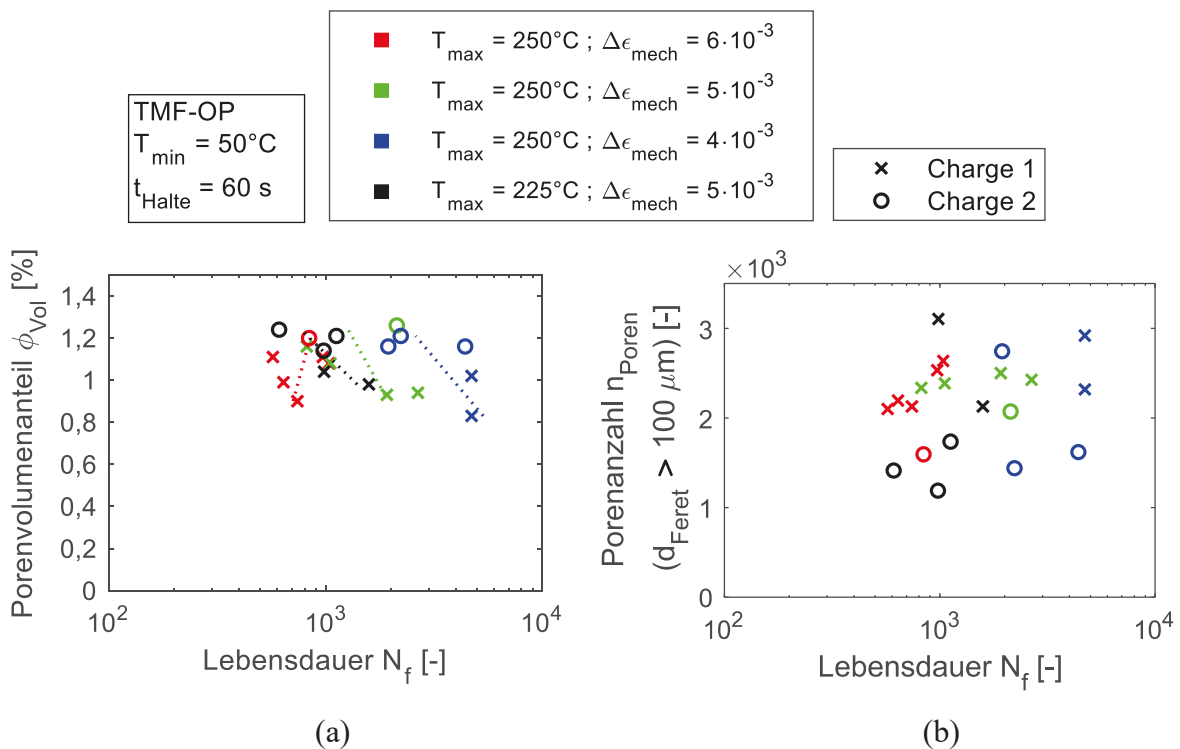


Abb. 5-21: Globale Merkmalsgrößen über der Lebensdauer: (a) Porenvolumenanteil und (b) Anzahl von Poren, die einen Feret-Durchmesser größer als  $100 \mu\text{m}$  aufweisen.

Tab. 5-5: Mittelwerte der globalen Merkmalsgrößen für alle Proben und getrennt nach Charge.

	Porenvolumenanteil $\overline{\phi_{\text{Vol}}}$ [%]	Porenanzahl $\overline{n_{\text{Poren}}}$ ( $d_{\text{Ferret}} > 100 \mu\text{m}$ ) [-]
Charge 1	1,01	2440
Charge 2	1,20	1726
Alle Proben	1,08	2168

#### 5.4.2 Lokale Merkmalsgrößen

In Kap. 4.3.1 wurden die  $\mu$ CT-Aufnahmen beschrieben, die vor den TMF-Versuchen von der zylindrischen Messlänge der Rundproben gemacht wurden. Darauf folgte die Detektion von Poren aus dem  $\mu$ CT-Volumen mit Hilfe einer Oberflächenbestimmung und Defektanalyse. In diesem Kapitel wird die Porenverteilung anhand von zwei lokalen Merkmalsgrößen, dem Feret-Durchmesser  $d_{\text{Feret}}$  und der projizierten Fläche  $A_{\text{proj}}$  (siehe Tab. 4-3), charakterisiert.

Der Feret-Durchmesser wurde gewählt, da er die maximale Ausdehnung einer Pore beschreibt und damit ein gutes Maß für die Porengröße ist. Abb. 5-22(a) zeigt den Feret-Durchmesser der Poren im Wahrscheinlichkeitsnetz der Exponentialverteilung. Darin sind exemplarisch alle Proben aufgeführt, an denen TMF-Versuche mit einer Maximaltemperatur von 225°C und einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $5 \cdot 10^{-3}$  durchgeführt wurden. Alle Poren mit  $d_{\text{Feret}}$  kleiner oder gleich 100  $\mu\text{m}$  wurden herausgefiltert. Somit entspricht die Anzahl der dargestellten Poren den Werten in Abb. 5-21(b). Die projizierte Fläche der Pore auf die Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung  $A_{\text{proj}}$  stellt aufgrund ihrer Richtungsabhängigkeit ein gutes Maß für die Kritikalität einer Pore unter der in den TMF-Versuchen aufgetragenen Belastung dar. Abb. 5-22(b) zeigt die projizierte Fläche für alle Poren mit  $A_{\text{proj}}$  größer als 2500  $\mu\text{m}^2$  im Wahrscheinlichkeitsnetz der Exponentialverteilung. Zur quantitativen Einordnung der Porengröße ist zusätzlich eine Achse mit dem Durchmesser eines flächengleichen Kreises eingetragen.

Im Wahrscheinlichkeitsnetz der Exponentialverteilung zeigt sich eine Korrelation der Verläufe von  $d_{\text{Feret}}$  und  $A_{\text{proj}}$  für die einzelnen Proben mit dem Porenvolumenanteil. Somit ergibt sich gemäß Abb. 5-21 eine Tendenz zu abnehmender Lebensdauer mit höheren Werten von  $d_{\text{Feret}}$  und  $A_{\text{proj}}$  der Poren im  $\mu$ CT-Volumen. Zudem ist der unterschiedliche Porenvolumenanteil der beiden Chargen in den abweichenden Verläufen im Wahrscheinlichkeitsnetz ersichtlich.

Der nahezu lineare Verlauf der Daten im Wahrscheinlichkeitsnetz der Exponentialverteilung zeigt, dass der Feret-Durchmesser und die projizierte Fläche der Poren im  $\mu$ CT-Volumen näherungsweise exponentialverteilt sind. Somit befinden sich deutlich mehr kleine als große Poren in der zylindrischen Messlänge der Proben.

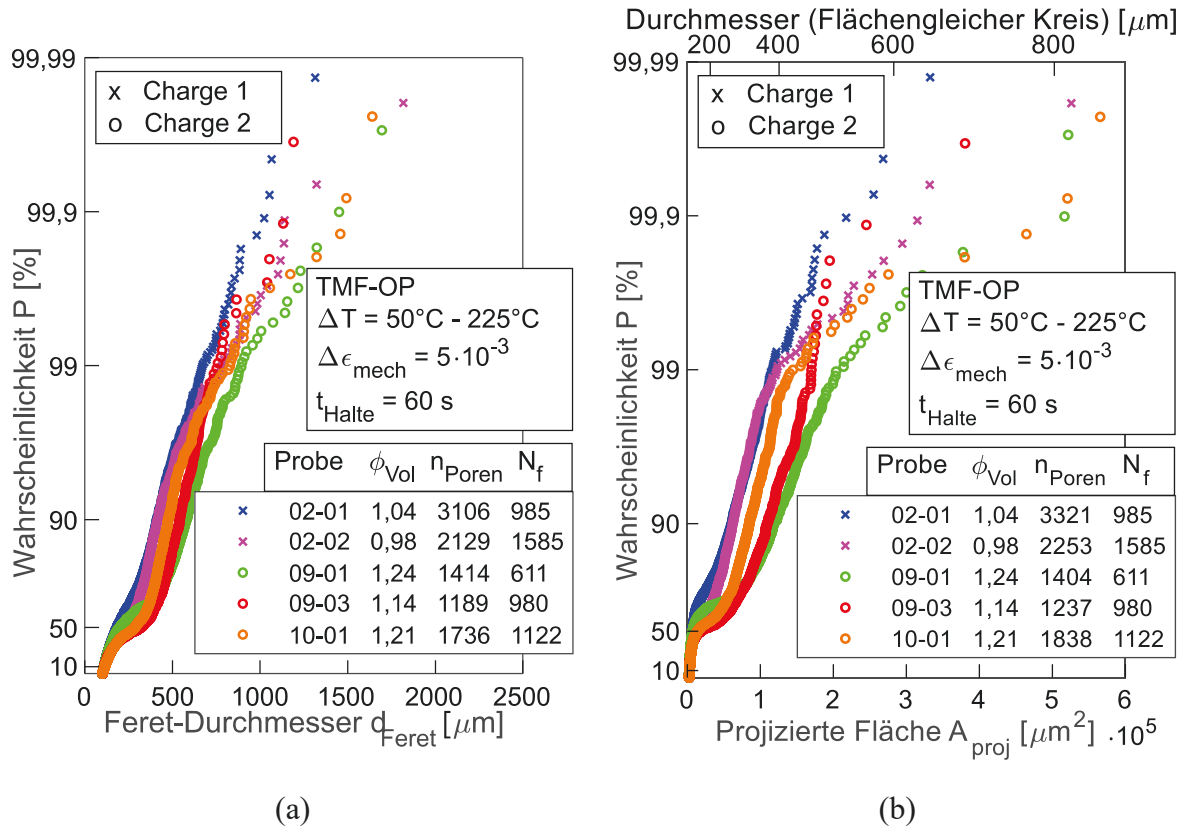



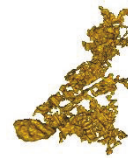

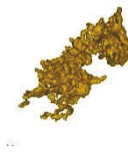






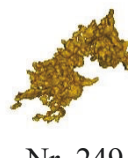

Abb. 5-22: Lokale Merkmalsgrößen aller Poren im  $\mu$ CT-Volumen im Wahrscheinlichkeitsnetz der Exponentialverteilung für alle Proben, an denen TMF-Versuche mit  $T_{\max}=225^{\circ}\text{C}$  und  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}=5\cdot 10^{-3}$  durchgeführt wurden: (a)  $d_{\text{Feret}}$  und (b)  $A_{\text{proj}}$ .

Tab. 5-6 zeigt die Poren mit den drei größten projizierten Flächen und Feret-Durchmessern im  $\mu$ CT-Volumen exemplarisch für zwei Proben. Die dazugehörigen Werte für  $A_{\text{proj}}$  und  $d_{\text{Feret}}$  sind die drei größten Werte der entsprechenden Proben in Abb. 5-22. Erwartungsgemäß weisen einige Poren mit den größten  $A_{\text{proj}}$ -Werten zugleich einen der größten  $d_{\text{Feret}}$ -Werte im  $\mu$ CT-Volumen auf. Dies ist durch die Probennummer und grafische Darstellung der Pore ersichtlich. Zusätzlich fällt auf, dass die größten Poren im Werkstoff Erstarrungsporen mit geringer Sphärizität sind.

In Tab. 5-7 sind die über alle Proben gemittelten Werte des größten  $A_{\text{proj}}$  und  $d_{\text{Feret}}$  aufgetragen, die sich im  $\mu$ CT-Volumen der jeweiligen Probe befinden. Der größte Wert von  $d_{\text{Feret}}$  beträgt durchschnittlich ca. 1,6 mm. Somit haben die Poren eine Ausdehnung von bis zu 20% des Durchmessers der Probe (7 mm). Der größte Wert von  $A_{\text{proj}}$  beträgt durchschnittlich ca.  $5\cdot 10^5 \mu\text{m}^2$ , was einem Durchmesser von 0,8 mm eines flächengleichen Kreises entspricht. Charge 2 weist sowohl für  $A_{\text{proj}}$  als auch für  $d_{\text{Feret}}$  die größeren Werte auf, was mit dem höheren Porenvolumenanteil in Charge 2 korreliert (vgl. Tab. 5-5). Eine Korrelation der größten Poren im Volumen mit der Lebensdauer ist gemäß Abb. 5-22 nicht

festzustellen. Durchschnittlich befinden sich 6,9 Poren mit  $d_{\text{Ferret}}$  größer als  $1000 \mu\text{m}$  und 8,5 Poren mit  $A_{\text{proj}}$  größer als  $2 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$  (Durchmesser eines flächengleichen Kreises= $505 \mu\text{m}$ ) in der zylindrischen Messlänge der Proben (siehe Tab. 5-7).

Tab. 5-6: Poren mit den drei größten  $d_{\text{Ferret}}$  und  $A_{\text{proj}}$  im  $\mu\text{CT}$ -Volumen für zwei Proben.

Rang	Probe 02-02		Probe 10-01	
	$d_{\text{Ferret}}=$	$A_{\text{proj}}=$	$d_{\text{Ferret}}=$	$A_{\text{proj}}=$
1	1.817 $\mu\text{m}$  Nr. 5.809	$5,26 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$  Nr. 5.809	1.640 $\mu\text{m}$  Nr. 1.209	$5,66 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$  Nr. 249
	1.322 $\mu\text{m}$  Nr. 1.482	$3,32 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$  Nr. 1.223	1.492 $\mu\text{m}$  Nr. 1.082	$5,21 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$  Nr. 1.209
3	1.140 $\mu\text{m}$  Nr. 1.345	$3,15 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$  Nr. 1.482	1.457 $\mu\text{m}$  Nr. 249	$4,64 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$  Nr. 503

Tab. 5-7: Mittelwerte für alle Proben und für die einzelnen Chargen; Anzahl von Poren mit  $d_{\text{Ferret}}$  größer als  $1000 \mu\text{m}$  und  $A_{\text{proj}}$  größer als  $2 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$ ; maximale lokale Merkmalsgröße aller Poren im  $\mu\text{CT}$ -Volumen.

	Anzahl von Poren $\overline{n_{\text{Poren}}}$ [-] über		Maximale lokale Merkmalsgröße aller Poren im $\mu\text{CT}$ -Volumen	
	$d_{\text{Ferret}} = 1000 \mu\text{m}$	$A_{\text{proj}} = 2 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$	$\overline{\max(d_{\text{Ferret}})}$ [ $\mu\text{m}$ ]	$\overline{\max(A_{\text{proj}})}$ [ $\mu\text{m}^2$ ]
Charge 1	6,9	7,2	1473	$4,14 \cdot 10^5$
Charge 2	6,9	10,6	1759	$6,32 \cdot 10^5$
Alle Proben	6,9	8,5	1582	$4,97 \cdot 10^5$

### 5.4.3 Poren auf der Bruchfläche

Zur Analyse des Einflusses der Porengröße auf das Rissinitiierungs- und Risswachstumsverhalten wurden die Poren auf den Bruchflächen der thermomechanisch ermüdeten Proben detektiert. Zwei der 21 Proben konnten nicht ausgewertet werden, da der Bruch der Probe im TMF-Versuch außerhalb des im  $\mu$ CT aufgenommenen Bereichs erfolgte.

Exemplarisch sind in Abb. 5-23(d)-(f) für drei Proben die Poren auf den Bruchflächen dargestellt, die mit dem in Kap. 4.5.1 beschriebenen Verfahren detektiert wurden. Bei allen untersuchten Proben ist auf der Bruchfläche eine Kombination aus Erstarrungs- und Gasporen vorhanden. Auf den drei dargestellten Bruchflächen befinden sich in unmittelbarer Nähe zur Probenoberfläche jeweils ausgedehnte Erstarrungsporen.

In Abb. 5-23(a)-(c) sind die projizierten Flächen  $A_{\text{proj}}$  der Poren auf der Bruchfläche in der Gesamtheit der Poren im  $\mu$ CT-Volumen im Wahrscheinlichkeitsnetz der Exponentialverteilung gekennzeichnet. Zusätzlich sind die Anzahl aller Poren im  $\mu$ CT-Volumen sowie die Anzahl der Poren auf der Bruchfläche aufgeführt. Die bei den drei Proben in Abb. 5-23 gleiche Anzahl von jeweils 84 Poren auf der Bruchfläche ist zufälliger Natur und kein Auswertefehler. Bei fünf Proben liegen die Poren mit den größten  $A_{\text{proj}}$  im  $\mu$ CT-Volumen auf der Bruchfläche (siehe beispielhaft Abb. 5-23(a) und (d)). Bei neun Proben liegt mindestens eine der Poren mit den fünf größten  $A_{\text{proj}}$  auf der Bruchfläche, allerdings befinden sich an anderen Positionen noch größere Poren im Werkstoff (siehe beispielhaft Abb. 5-23(b) und (e)). Bei fünf Proben liegt keine der Poren mit den fünf größten  $A_{\text{proj}}$  im  $\mu$ CT-Volumen auf der Bruchfläche (siehe beispielhaft Abb. 5-23(c) und (f)). Die Untersuchung des Feret-Durchmessers der Poren auf der Bruchfläche lieferte qualitativ vergleichbare Ergebnisse.

Abschließend lässt sich festhalten, dass bei 74% der Proben mindestens eine der Poren mit den fünf größten  $A_{\text{proj}}$  im gesamten  $\mu$ CT-Volumen auf der Bruchfläche liegt. Somit liegt ein Einfluss der Größe von einzelnen Poren auf das Rissinitiierungs- und Risswachstumsverhalten vor. Allerdings ist die Kombination mit weiteren Einflussfaktoren unabdingbar. Aufgrund der vielen Poren auf der Bruchfläche spielen Porenetzwerke aus Erstarrungs- und Gasporen eine entscheidende Rolle. Zudem muss die Position und Kerbschärfe der Poren in Betracht gezogen werden, da sich auf der Bruchfläche ausgedehnte Erstarrungsporen am Rand der Proben befinden.

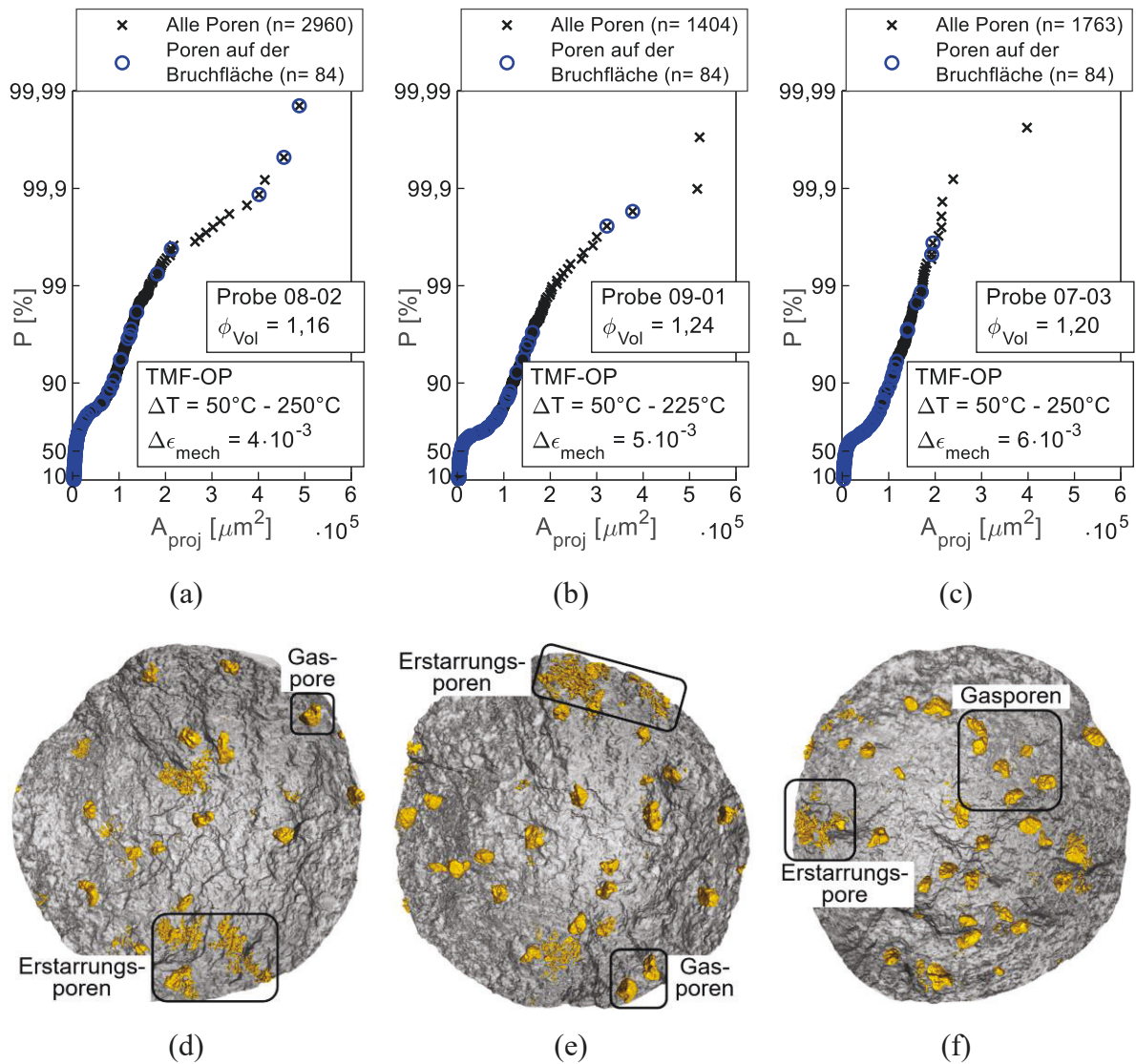


Abb. 5-23: (a)-(c) projizierte Fläche  $A_{proj}$  der Poren auf der Bruchfläche im Wahrscheinlichkeitsnetz der Exponentialverteilung; (d)-(f) Poren auf der Bruchfläche in der  $\mu\text{CT}$ -Aufnahme; (a) und (d) Poren mit den größten  $A_{proj}$  im  $\mu\text{CT}$ -Volumen liegen auf der Bruchfläche (Probe 08-02); (b) und (e) Poren mit großen  $A_{proj}$  liegen auf der Bruchfläche, allerdings befinden sich noch größere Poren im  $\mu\text{CT}$ -Volumen (Probe 09-01); (c) und (f) Poren mit den größten  $A_{proj}$  im  $\mu\text{CT}$ -Volumen liegen nicht auf der Bruchfläche (Probe 07-03).

#### 5.4.4 Poren im primären Rissausgang

Zur Analyse des Einflusses der Porengröße, -form und -ausrichtung auf die Rissinitiierung wurden die Poren im primären Rissausgang der thermomechanisch ermüdeten Proben untersucht. Analog zur Betrachtung der Poren auf der Bruchfläche (Kap. 5.4.3) konnten zwei der 21 Proben nicht ausgewertet werden, da der Bruch der Probe im TMF-Versuch außerhalb des im  $\mu\text{CT}$  aufgenommenen Bereichs erfolgte.



Exemplarisch sind in Abb. 5-24(d)-(f) für drei Proben die Poren im primären Rissausgang dargestellt, die mit dem in Kap. 4.5.2 beschriebenen Verfahren detektiert wurden. Mit Ausnahme von zwei Proben, bei denen die Risse von einer einzigen ausgedehnten Erstarrungspore ausgingen (siehe beispielhaft Abb. 5-24(d)), wurde am primären Rissausgang ein Porennetzwerk aus mindestens zwei Poren identifiziert (siehe beispielhaft Abb. 5-24(e) und (f)). Bei den meisten Proben bestehen die Porennetzwerke am primären Rissausgang aus einer Kombination von Erstarrungs- und Gasporen. Die rissinitiierenden Poren und Porennetzwerke haben gemäß den REM-Untersuchungen (Kap. 5.3) einen geringen Abstand zur Probenoberfläche. Zudem weisen sie eine große projizierte Fläche auf die Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung auf. Insbesondere die Erstarrungsporen besitzen aufgrund ihrer ausgedehnten und flachen Struktur eine hohe Kerbschärfe.

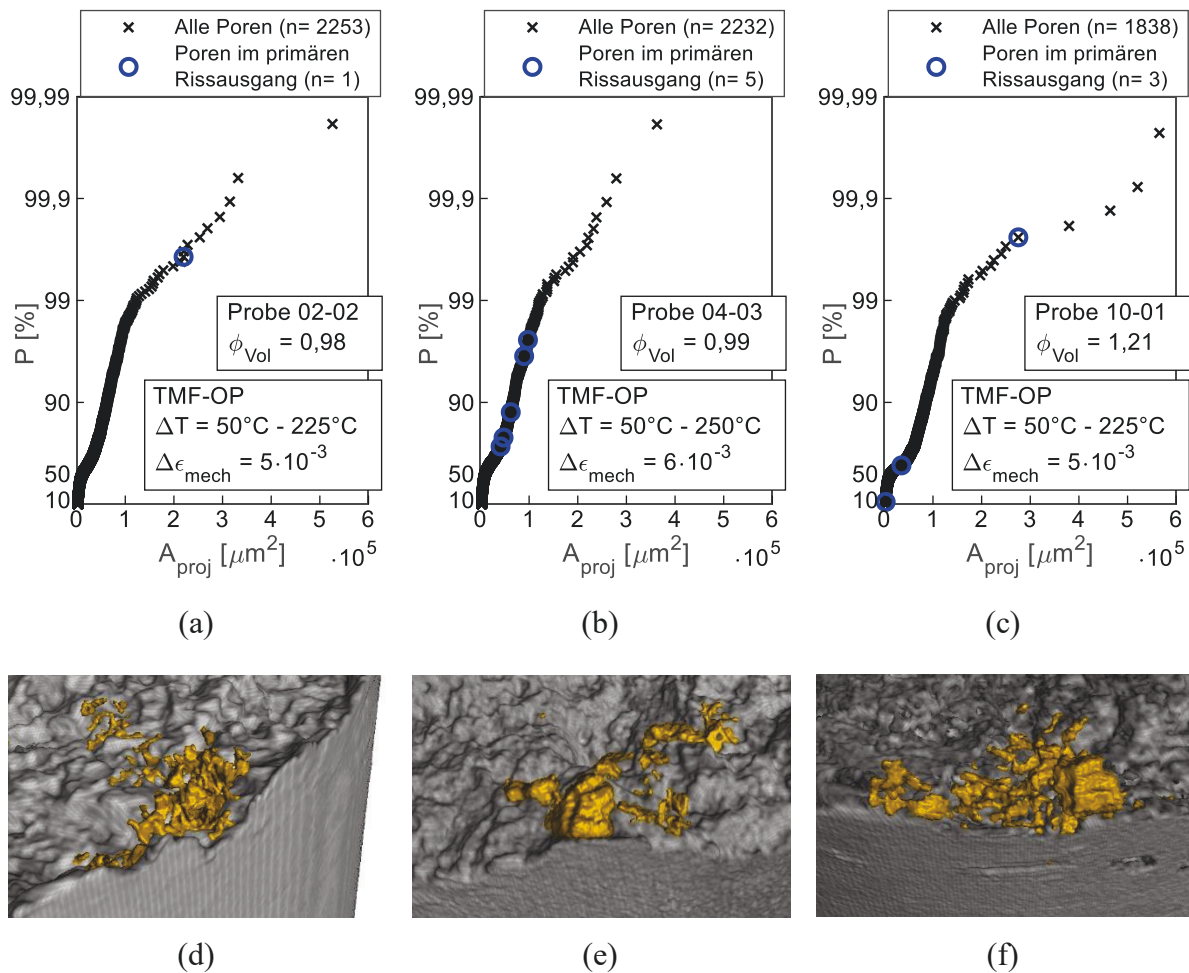


Abb. 5-24: (a)-(c) projizierte Fläche  $A_{proj}$  der Poren im primären Rissausgang im Wahrscheinlichkeitsnetz der Exponentialverteilung; (d)-(f) Poren im primären Rissausgang in der  $\mu\text{CT}$ -Aufnahme; (a) und (d) eine Erstarrungspore im primären Rissausgang (Probe 02-02); (b), (e), (c) und (f) Anhäufung von Erstarrungs- und Gasporen im primären Rissausgang (Probe 04-03 und Probe 10-01).

In Abb. 5-24(a)-(c) sind die projizierten Flächen  $A_{\text{proj}}$  der Poren im primären Rissausgang in der Gesamtheit der Poren im  $\mu\text{CT}$ -Volumen im Wahrscheinlichkeitsnetz der Exponentialverteilung gekennzeichnet. Zusätzlich sind die Anzahl aller Poren im  $\mu\text{CT}$ -Volumen sowie die Anzahl der Poren im primären Rissausgang aufgeführt. Bei 14 der 19 ausgewerteten Proben liegt keine der Poren mit den fünf größten  $A_{\text{proj}}$  innerhalb des  $\mu\text{CT}$ -Volumens im primären Rissausgang. Die Untersuchung des Feret-Durchmessers der Poren im primären Rissausgang lieferte qualitativ vergleichbare Ergebnisse.

Die vorangegangenen Analysen zeigen, dass für die Rissinitiierung entweder einzelne Erstarrungsporen oder Porennetzwerke maßgeblich sind. Diese bestehen zumeist aus einer Kombination von Erstarrungs- und Gasporen. Zudem kommt es bei einer Erstarrungspore aufgrund ihrer Struktur häufig vor, dass sie in der  $\mu\text{CT}$ -Aufnahme nicht als eine einzelne zusammenhängende Pore detektiert wird. Vermutlich wachsen die einzelnen Poren sowie die Bestandteile von Erstarrungsporen in wenigen Zyklen zu einem großen Defekt zusammen, von dem ein Riss ausgeht. Aus diesen Gründen ist die Definition eines passenden Kriteriums für die Rissinitiierung durch die ausschließliche Berücksichtigung einzelner Poren nicht möglich. Deshalb werden im weiteren Verlauf der Arbeit akkumulierte projizierte Flächen von Porennetzwerken als Kriterium für die Rissinitiierung verwendet.

## 5.5 Zylinderkopfversuche

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Versuche mit dem Zylinderkopfprüfstand (siehe Kap. 4.6) gezeigt. In Kap. 5.6.4 werden die Streuung der Anrisszyklenzahl und die Rissfortschrittsrate der Zylinderkopfversuche mit den entsprechenden Ergebnissen der in dieser Arbeit durchgeführten Probenversuche verglichen. Exemplarisch werden hier die Zylinderkopfversuche mit einer Abbruchzyklenzahl von 7500 betrachtet.

Abb. 5-25 zeigt die Anrisszyklenzahl für jeweils drei Zylinderkopfversuche mit einer Auslassstegtemperatur  $T(A-A)$  von  $260^\circ\text{C}$  und  $230^\circ\text{C}$ . Da Zylinderköpfe eines Dreizylindermotors getestet wurden, sind je Temperatur maximal neun Datenpunkte vorhanden. Zusätzlich ist für jedes Lastniveau die Anzahl der Durchläufer dargestellt, bei denen bis zur Abbruchzyklenzahl von 7500 visuell keine Anrisse detektiert wurden. Die Daten sind für den Zündkerzen-Injektorsteg (ZIN, siehe Abb. 5-25(a)) sowie den Injektor-Einlassventilsteg (Steuerseite, IES, siehe Abb. 5-25(b)) dargestellt.

Erwartungsgemäß nimmt sowohl die Anrisszyklenzahl als auch die Anzahl der Durchläufer mit abnehmender Auslasstegtemperatur zu. Dies liegt vermutlich an der kleineren thermischen Dehnung, aus der eine geringere mechanische Druckdehnung resultiert.

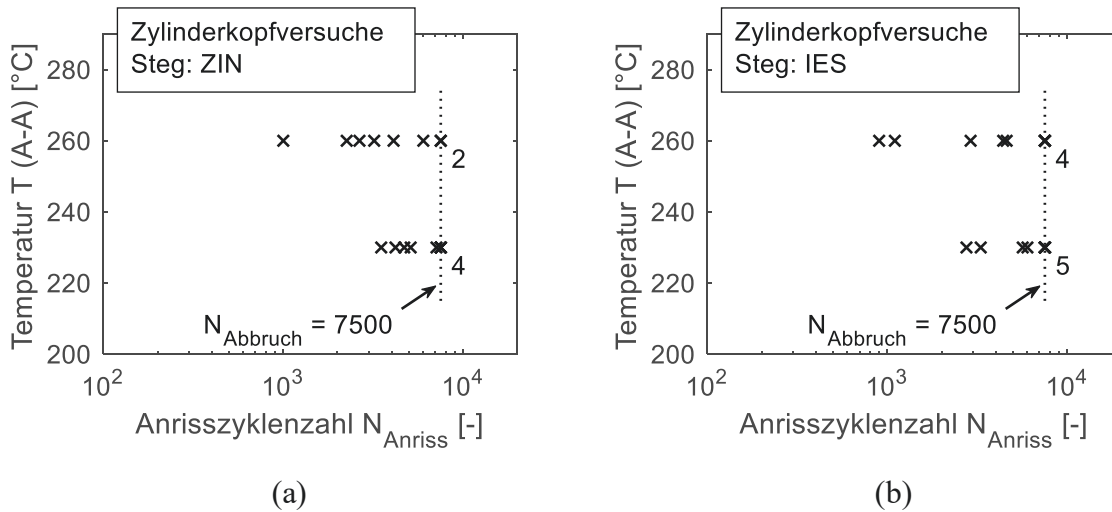


Abb. 5-25: Anrisszyklenzahl für jeweils drei Zylinderkopfversuche mit  $T(A-A)=260^\circ\text{C}$  und  $T(A-A)=230^\circ\text{C}$  bei einer Abbruchzyklenzahl  $N_{Abbruch}$  von 7500: (a) Zündkerzen-Injektorsteg (ZIN) und (b) Injektor-Einlassventilsteg (Steuerseite, IES).

Tab. 5-8 zeigt den Mittelwert  $\bar{N}_{Anriss}$  und die 10%-90%-Streuspanne  $T_{N_{Anriss}}$  der Anrisszyklenzahl für drei Zylinderkopfversuche mit einer Auslasstegtemperatur von  $260^\circ\text{C}$ . Wie bei der Auswertung der TMF-Versuche (Kap. 5.1.5) werden dazu logarithmisch normalverteilte Lebensdauern zugrunde gelegt. Die Ergebnisse sind für alle kritischen Stege im Brennraumdach aufgeführt (vgl. Abb. 4-15(a)). Jeder Steg im Brennraumdach ist aufgrund seiner spezifischen Position und Geometrie unterschiedlich starken thermomechanischen Beanspruchungen ausgesetzt. Bei der Berechnung von Mittelwert und Streuung wurden alle Durchläufer mit einbezogen. Somit ergeben sich aufgrund des Abbruchs der Versuche bei Zyklus 7500 leicht reduzierte Mittelwerte und Streuspannen für die Anrisszyklenzahl.

Die Mittelwerte der Anrisszyklenzahl liegen für alle Stege in einem ähnlichen Wertebereich. Die 10%-90%-Streuspannen bewegen sich mit zwei Ausnahmen im Bereich von 5 bis 7.

Tab. 5-8: Mittelwert und 10%-90%-Streuspanne der Anrisszyklenzahl (logarithmische Normalverteilung) für drei Zylinderkopfversuche mit der Auslassstegtemperatur T (A-A) von 260°C und der Abbruchzyklenzahl  $N_{\text{Abbruch}}$  von 7500, jeweils für die einzelnen Stege im Brennraumdach.

T (A-A) [°C]	Steg	Anzahl Datenpunkte	Anzahl Durchläufer	Anrisszyklenzahl	
				$\bar{N}_{\text{Anriss}}$ [-]	$T_{N_{\text{Anriss}}}$ [-]
260	ZIN	8	2	3570	6,25
	EAS	9	3	3237	6,92
	EAR	9	4	4798	4,59
	IES	9	4	3845	9,14
	IER	9	5	4233	6,93
	ZAS	9	1	3568	4,64
	ZAR	9	1	4107	2,97

Im Folgenden wurde die Rissfortschrittsrate in den kritischen Stegen im Brennraumdach aus der Zyklenzahl im Risswachstum ( $N_{\text{Abbruch}} - N_{\text{Anriss}}$ ) (vgl. Abb. 5-25) und der Endrisslänge  $a_{\text{Abbruch}}$ , die nach Versuchsabbruch vermessen wurde (vgl. Abb. 4-15(c)), berechnet. Mit der Annahme einer konstanten Rissausbreitungsgeschwindigkeit ergibt sich für die Rissfortschrittsrate:

$$\left( \frac{da}{dN} \right)_{\text{ZK}} = \frac{a_{\text{Abbruch}}}{N_{\text{Abbruch}} - N_{\text{Anriss}}} \quad (5.16)$$

Zudem setzt Gl. (5.16) die Annahme voraus, dass bei der Anrisszyklenzahl  $N_{\text{Anriss}}$  noch kein Anriss vorhanden ist, was im Hinblick auf die ausgedehnten Poren im Werkstoff aufgrund des Lost Foam Gießprozesses nicht der Realität entspricht. Dieser Sachverhalt wird in Kap. 5.6.4 diskutiert. Tab. 5-9 zeigt die Mittelwerte der Rissfortschrittsrate in den einzelnen Stegbereichen im Brennraumdach für Zylinderkopfversuche mit T (A-A)=260°C und T (A-A)=230°C. Dabei sind die Stege der Steuer- und Riemenseite jeweils zu einem Mittelwert zusammengefasst.

Bei keinem der aufgeführten Zylinderkopfversuche trat während der Versuchsdauer ein Bauteilschaden, d.h. ein Durchriss bis zum Wassermantel auf. Somit wurde jeder Versuch nach 7500 Zyklen abgebrochen. Die mittlere Rissfortschrittsrate bewegt sich für die Einlass-Auslassventilstege (EA) und die Injektor-Einlassventilstege (IE) im Bereich von 1 µm/Zyklus. Dagegen weisen die Zündkerzen-Auslassventilstege (ZA) eine höhere Rissfortschrittsrate auf. Dies deutet auf eine größere thermomechanische Beanspruchung in den Zündkerzen-Auslassventilstegen im Vergleich zu den anderen Stegen im

Brennraumdach hin. Dabei nimmt die Rissfortschrittsrate mit steigender Auslassstegtemperatur  $T$  (A-A) stark zu ( $\overline{da/dN} = 2,36 \mu\text{m}/\text{Zyklus}$  bei  $T$  (A-A)=260°C). An dieser Stelle wird darauf hingewiesen, dass sich bei einem Zylinderkopfversuch mit einer Auslassstegtemperatur von 260°C in einem Zündkerzen-Auslassventilsteg eine sehr große Rissfortschrittsrate von 14,8  $\mu\text{m}/\text{Zyklus}$  ergab. Diese wurde als Ausreißer deklariert und nicht für die Auswertung verwendet.

Tab. 5-9: Mittelwerte der Rissfortschrittsrate in den einzelnen Stegbereichen im Brennraumdach; Zylinderkopfversuche mit Auslassstegtemperaturen von  $T$  (A-A)=260°C und  $T$  (A-A)=230°C und der Abbruchzyklenzahl  $N_{\text{Abbruch}}=7500$ .

Steg	$\left(\overline{\frac{da}{dN}}\right)_{\text{ZK}} \left[\frac{\mu\text{m}}{\text{Zyklus}}\right]$ (Anzahl Datenpunkte)	
	$T$ (A-A)=260°C	$T$ (A-A)=230°C
EA	0,93 (8)	1,14 (3)
IE	0,86 (1)	1,00 (3)
ZA	2,36 (9)	1,56 (5)

## 5.6 Diskussion der Ergebnisse

### 5.6.1 Thermomechanische Ermüdungsversuche

Theoretisch müsste der Verlauf der Nennspannung  $\sigma_N$  über der elastischen Dehnung  $\varepsilon_{el}$  im aufsteigenden Hysteresenast leicht gekrümmt sein, da der E-Modul von der Temperatur abhängt, die in OP TMF-Versuchen nach dem Lastumkehrpunkt im Druck abnimmt (vgl. Kap. 5.1.1). In den vorliegenden Versuchsdaten zeigt sich aber im aufsteigenden Hysteresenast nach dem Lastumkehrpunkt ein nahezu linearer Zusammenhang zwischen  $\sigma_N$  und  $\varepsilon_{el}$  (vgl. Abb. 5-3). Dieser lineare Zusammenhang liegt für die TMF-Versuche mit  $T_{\text{max}}=250^\circ\text{C}$  im Bereich von 200°C bis 250°C und für die TMF-Versuche mit  $T_{\text{max}}=225^\circ\text{C}$  im Bereich von 175°C bis 225°C vor. Nach Meinung des Autors liegt die Ursache für die ausbleibende Krümmung im relativ geringen Unterschied des E-Moduls in diesem Temperaturbereich. Für alle durchgeführten TMF-Versuche gemittelt liegt die Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  im aufsteigenden Hysteresenast des ersten Zyklus bei etwa  $60 \cdot 10^3 \text{ MPa}$  (vgl. Abb. 5-5). Dieser Wert deckt sich sehr gut mit den isothermen Ergebnissen von Grieb [4]. Dieser ermittelte an der in Kokille gegossenen Legierung AlSi7Mg-T6 einen E-Modul von etwa  $55 \cdot 10^3 \text{ MPa}$  bei 250°C und  $64 \cdot 10^3 \text{ MPa}$  bei 200°C.

Betrachtet man die einzelnen Versuchsbedingungen, so weisen sowohl die maximalen und minimalen Nennspannungen als auch die Steifigkeiten in den ersten Zyklen ein Streuband von ca. 10% auf (siehe Abb. 5-2 und Abb. 5-5). Vermutlich liegt die Ursache dieses Streubands in der Ausregelung der thermischen Dehnung in den TMF-Versuchen. Zwar wurde in allen Kraft-Null-Versuchen das Kriterium erfüllt, dass die maximal resultierende Spannung in der Probe gemäß [97]  $\pm 5\%$  der Spannungsschwingbreite des darauffolgenden TMF-Versuchs nicht überschreiten darf. Allerdings führt dieses Kriterium im ungünstigsten Fall zu einem Streuband der maximalen und minimalen Spannung von etwa 10%. Ein weiterer möglicher Grund für die Streuung sind leicht abweichende Porenvolumenanteile (Kap. 5.4.1). Daraus ergeben sich unterschiedlich große effektive Querschnittsflächen, die die äußere Belastung aufnehmen. Diese können zu abweichenden Nennspannungen führen.

Gemäß Gl. (2.10) lässt sich die Querschnittsreduktion der Probe aus der Abnahme der Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  berechnen. Der Steifigkeitsverlauf dokumentiert, dass die Rissinitiierung bereits während der ersten Zyklen der TMF-Versuche stattfindet. Außerdem dient Gl. (2.10) der Abschätzung der Endrisslänge  $a_f$  bei der Zyklenzahl  $N_f$  in Kap. 6.4.3. Die Korrelation in Gl. (2.10) ist allerdings nur für einen über der Zyklenzahl konstanten E-Modul gültig. Grieb zeigte in [4], dass der E-Modul von AlSi7Mg-T6 nach 500 h Auslagerung bei einer Temperatur von 250°C nur geringfügig reduziert wurde. Den gleichen Sachverhalt zeigte Michelfeit in [5] für die Legierung AlSi7MgCu0,5-T6, die in der vorliegenden Arbeit im Wärmebehandlungszustand T5 verwendet wurde. Die beschriebenen Ergebnisse von Grieb [4] und Michelfeit [5] lassen die Schlussfolgerung zu, dass die in den TMF-Versuchen mit zunehmender Zyklenzahl abnehmende Steigung der elastischen Gerade mit hoher Wahrscheinlichkeit auf das Risswachstum zurückzuführen ist.

Im Folgenden werden die Einflüsse der Werkstoffalterung und des Risswachstums auf die maximale Nennspannung jedes Zyklus diskutiert. Dazu werden die Verläufe der Steigung der elastischen Gerade und der maximalen Nennspannung über der Zyklenzahl für die TMF-Versuche mit einer Maximaltemperatur von 250°C und einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $6 \cdot 10^{-3}$  gegenübergestellt (siehe Abb. 5-26). In den ersten ca. 300 Zyklen der TMF-Versuche nimmt die maximale Nennspannung stärker ab als die Steifigkeit. In der Folge nehmen sowohl die maximale Nennspannung als auch die Steifigkeit nahezu linear ab. Diese Beobachtung deutet auf eine starke Entfestigung zu Beginn der TMF-Versuche durch die Überalterung des Werkstoffs hin. Mit der Haltezeit von 60 s bei der maximalen Temperatur von 250°C in jedem Zyklus (vgl. Kap. 5.1.1) ergibt sich eine Dauer von ca.

5 Stunden, in denen der Werkstoff bis zur vollständigen Entfestigung einer Temperatur von 250°C ausgesetzt war. Berücksichtigt man zusätzlich die Zeitabschnitte in der Aufheiz- und Abkühlphase, in denen die Temperatur über der für die Alterung relevanten Temperatur von ca. 150°C liegt, ist die Dauer zur vollständigen Entfestigung vermutlich etwas größer als 5 Stunden. Dagegen zeigte Grieb [4] an der Legierung AlSi7Mg-T6 anhand von Härtemessungen in Abhängigkeit von der Auslagerungszeit, dass bei einer Auslagerungstemperatur von 250°C erst nach ca. 25 Stunden der vollständige Abfall der Festigkeit stattgefunden hat. Vermutlich liegt die in dieser Arbeit geringere Dauer zur vollständigen Entfestigung im Vergleich zu [4] an den groben Ausscheidungen, die sich bereits beim Abkühlvorgang im Fertigungsprozess gebildet haben. Diese Ausscheidungen verbleiben bei Wärmebehandlung T5 nämlich im Werkstoff, da kein Lösungsglühen stattfindet. Zudem wird die Überalterung durch die Zunahme der Versetzungsdichte im TMF-Versuch stark beschleunigt.

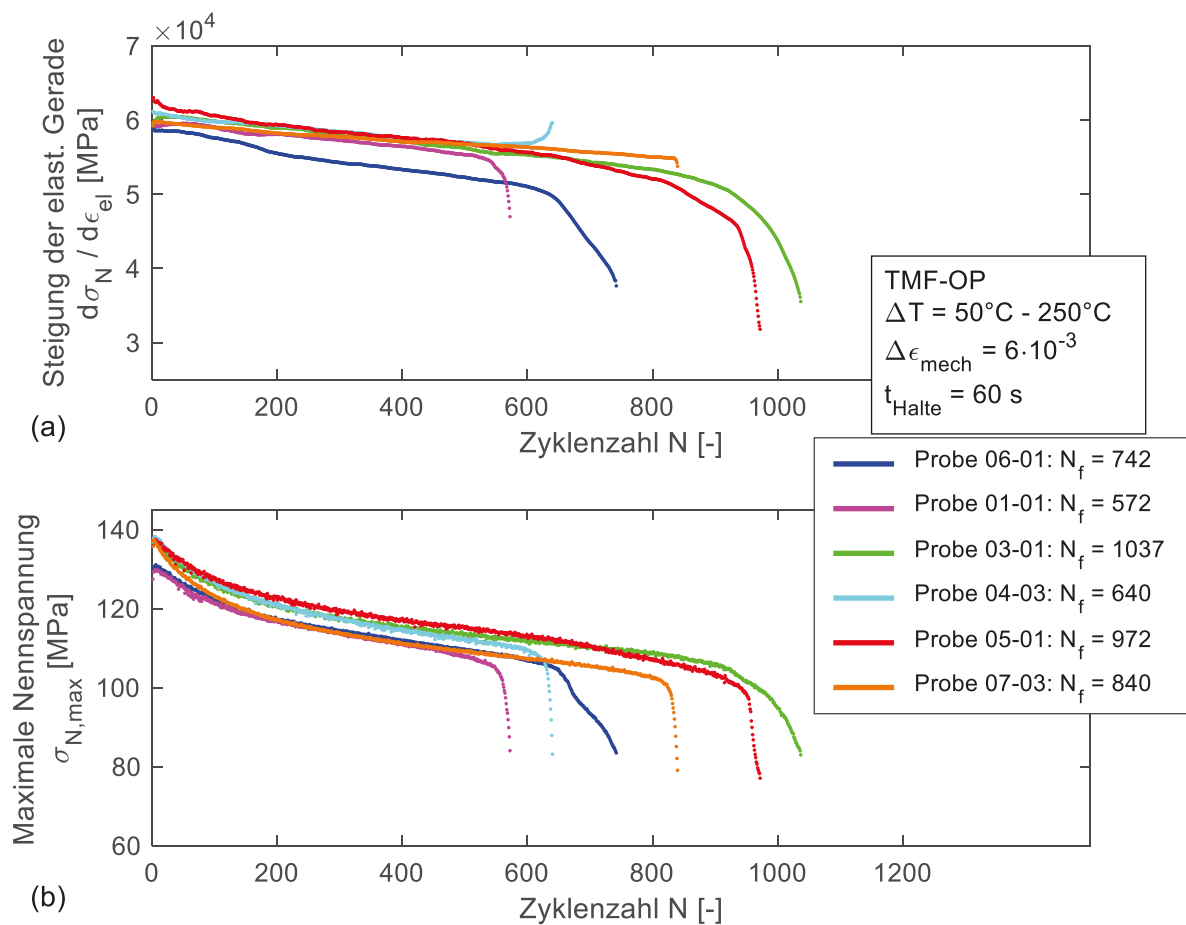


Abb. 5-26: TMF-Versuche mit  $T_{max}=250^\circ\text{C}$  und  $\Delta\epsilon_{mech}=6 \cdot 10^{-3}$ : (a) Steigung der elastischen Gerade des aufsteigenden Hysteresenastes über der Zyklenzahl und (b) maximale Nennspannung über der Zyklenzahl.

Ab Zyklus 300 liegt der Abfall der maximalen Nennspannungen hauptsächlich an der zunehmenden Reduktion der Querschnittsfläche durch Risswachstum. Am Versuchsende korrelieren die Verläufe für vier der sechs Versuche, d.h. der Abfall der max. Spannungen ist mit dem beschleunigten Risswachstum am Versuchsende zu begründen. Für zwei TMF-Versuche nimmt die Steifigkeit am Versuchsende dagegen kaum ab (Probe 07-03) bzw. sogar zu (Probe 04-03). Hier ist der Abfall der max. Spannungen hauptsächlich auf die starke Entfestigung des Werkstoffs am Versuchsende zurückzuführen. Der Grund für diese Entfestigung am Versuchsende konnte in dieser Arbeit nicht geklärt werden.

Die Berechnung des Schädigungsparameters  $Z_D$  erfolgte bei halber Lebensdauer  $N_f/2$  mit der Geometriefunktion für halbkreisförmige Oberflächenrisse (Kap. 5.1.5). Die Verwendung von Zyklus  $N_f/2$  für die Berechnung eines Schädigungsparameters stellt ein übliches Vorgehen für metallische Werkstoffe dar. Streng genommen ist ein Schädigungsparameter ein Maß für die Beanspruchung des nicht rissbehafteten Werkstoffs. Allerdings kommt es bei den in dieser Arbeit durchgeführten TMF-Versuchen bereits in den ersten Zyklen zur Initiierung und Wachstum von Rissen (Kap. 5.1.3). Dadurch verringern sich die Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  und die Schwingbreite der Nennspannung  $\Delta\sigma_N$  mit fortschreitendem Riss. Gemäß Gl. (2.26) ergibt sich somit die Abhängigkeit von  $Z_D$  vom Ausmaß des Rissfortschritts bei Zyklus  $N_f/2$ .

Somit drängt sich die Frage auf, ob der Vergleich der durchgeführten TMF-Versuche anhand des für Zyklus  $N_f/2$  berechneten Schädigungsparameters  $Z_D$  zulässig ist. Gemäß Abb. 5-5 nimmt die Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  im Großteil der Lebensdauer linear über der Zyklenzahl ab, wobei  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  bei Zyklus  $N_f$  für die einzelnen TMF-Versuche stark variiert. Dies deutet auf eine unterschiedlich starke Querschnittsreduktion bei Zyklus  $N_f$  und folglich bei Zyklus  $N_f/2$  hin. Allerdings wird die Abhängigkeit des Schädigungsparameters  $Z_D$  vom Ausmaß des Rissfortschritts bei Zyklus  $N_f/2$  als gering im Vergleich zur Abhängigkeit von der vorliegenden Beanspruchung eingestuft. Deshalb lässt sich festhalten, dass  $Z_D$  bei Zyklus  $N_f/2$  trotz der dargestellten Problematik als Schädigungsparameter verwendet werden darf.

Weiterhin ist der Schädigungsparameter  $Z_D$  durch die fehlende Zeitabhängigkeit nicht in der Lage, viskose Effekte zu beschreiben. Hinzu kommt, dass durch die fehlende Temperaturabhängigkeit der ermittelten Parameter TMF-spezifische Eigenschaften nicht berücksichtigt werden. Allerdings bekräftigt die eindeutige Korrelation von  $Z_D$  mit der



Lebensdauer (vgl. Abb. 5-8) seine gute Eignung als Schädigungsgröße für die durchgeführten TMF-Versuche.

Wie bereits beschrieben, nimmt die Steifigkeit im Großteil der Lebensdauer linear über der Zyklenzahl ab (siehe Abb. 5-5). Der Grund für diesen linearen Verlauf konnte in dieser Arbeit nicht geklärt werden. Theoretisch müsste ein wachsender Riss trotz der abnehmenden Nennspannung zu einer mit der Zyklenzahl zunehmenden Rissspitzenbeanspruchung und damit auch Rissfortschrittsrate führen. Dabei würde bereits eine konstante Rissfortschrittsrate zu einer quadratisch über der Zyklenzahl zunehmenden Rissfläche führen. Dies würde mit einem quadratisch abnehmenden Verlauf der Restquerschnittsfläche und damit der Steifigkeit über der Zyklenzahl einhergehen.

### 5.6.2 Rissausbreitung

#### Einfluss der Rissflankenöffnung

Wie bereits in Kap. 5.2.5 erwähnt, nimmt die Beanspruchung an der Risspitze bei den in dieser Arbeit durchgeführten TMF-Rissfortschrittsversuchen mit zunehmender Risslänge ab, was an der dehnungsgeregelten Versuchsführung und der Positionierung des Extensometers um den künstlichen Anriss liegt. Dies wird beim Vergleich der Wechselverformungskurven der TMF-Versuche mit den TMF-Rissfortschrittsversuchen deutlich. Abb. 5-27 zeigt die maximalen, mittleren und minimalen Nennspannungen für die Versuche mit einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $6 \cdot 10^{-3}$ . Zu Versuchsbeginn liegen die Nennspannungen sehr genau übereinander. Durch den großen künstlichen Anriss ( $a_{0,45}=1$  mm, Kap. 4.1.2) kommt es bei den TMF-Rissfortschrittsversuchen wesentlich früher zu beschleunigtem Risswachstum und somit zu einem Nennspannungsabfall. In der Folge nehmen die maximalen und minimalen Nennspannungen allerdings weniger stark ab als in den TMF-Versuchen an ungekerbten Rundproben. Diese Verlangsamung des Rissfortschritts im Vergleich zu den TMF-Versuchen ist auf die Rissflankenöffnung zurückzuführen, die sich mit zunehmender Risslänge vergrößert. Diese wird durch die symmetrische Positionierung des Extensometers zum Riss vom Extensometer mitgemessen. In Verbindung mit der dehnungsgeregelten Versuchsführung nimmt die tatsächliche mechanische Dehnung und somit die wahre Spannung  $\sigma_w$  im Probenquerschnitt ab, wodurch sich der Riss langsamer als in den TMF-Versuchen ausbreitet. Durch die in Kap. 5.2.4 mit Hilfe einer FE-Analyse ermittelte Geometriefunktion  $Y_{\text{area}}$  wird die

Positionierung des Extensometers um den künstlichen Anriss in der Berechnung des effektiven zyklischen J-Integrals  $\Delta J_{\text{eff}}$  berücksichtigt.

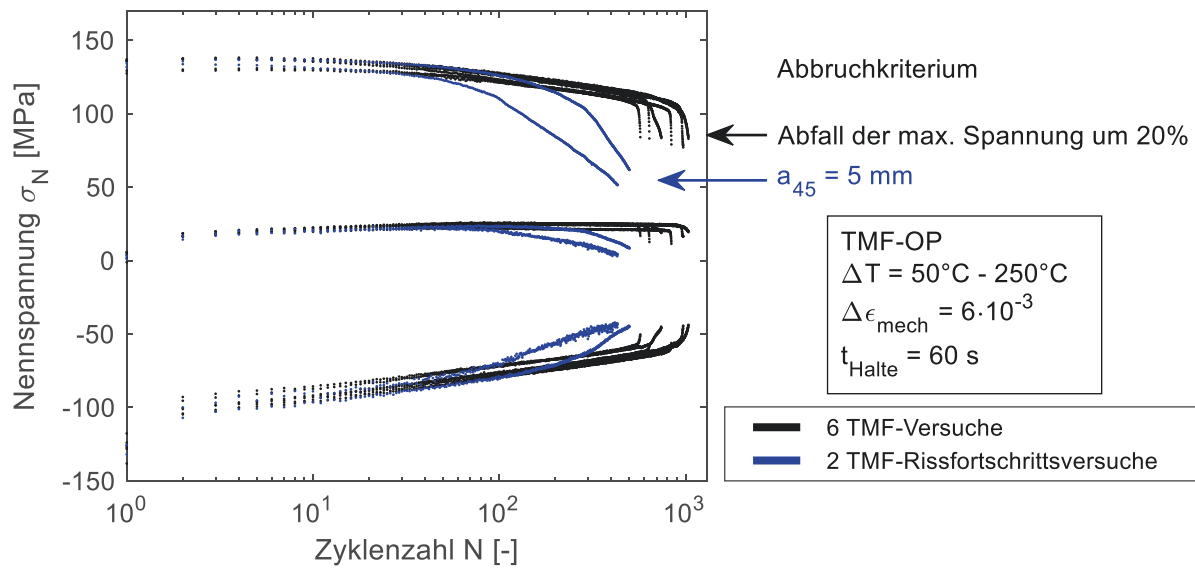


Abb. 5-27: Maximale, minimale und mittlere Nennspannungen für die Versuche mit  $T_{\text{max}}=250^\circ\text{C}$  und  $\Delta\epsilon_{\text{mech}}=6\cdot 10^{-3}$ ; Gegenüberstellung der TMF-Versuche und TMF-Rissfortschrittsversuche.

Zur Verdeutlichung des Einflusses der Rissflankenöffnung werden im Folgenden zwei Methoden zur Berechnung der Restquerschnittsfläche in den TMF-Rissfortschrittsversuchen verglichen. Einerseits wird die Restquerschnittsfläche  $A_{\text{Rest,ES}}$  gemäß Gl. (2.10) aus dem Steifigkeitsabfall berechnet, wobei für den E-Modul  $E$  die Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\epsilon_{\text{el}}$  des ersten Zyklus eingesetzt wird. Andererseits erfolgt die Berechnung der Restquerschnittsfläche  $A_{\text{Rest,OR}}$  auf Basis der optischen Rissdetektion:

$$A_{\text{Rest,OR}} = A_0 - A_{\text{Riss,OR}}(a_x, a_y, \kappa) \quad (5.17)$$

Mit den gemessenen Risslängen  $a_x$  und  $a_y$  an den Probenaußenflächen und dem Parameter  $\kappa$  wird gemäß Gl. (5.8) die Form der Rissfront in Abhängigkeit von der Risslänge beschrieben. Abb. 5-28 zeigt  $A_{\text{Rest}}$  für beide Methoden über der Zyklenzahl für die TMF-Rissfortschrittsversuche mit einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $7\cdot 10^{-3}$ . Für beide Versuche ist die aus dem Steifigkeitsabfall berechnete Restquerschnittsfläche  $A_{\text{Rest,ES}}$  kleiner als  $A_{\text{Rest,OR}}$ , wobei der Abstand zwischen beiden Größen mit der Zyklenzahl zunimmt. Dies ist ein weiterer Hinweis auf die mit zunehmender Risslänge abnehmende Beanspruchung der Rissspitze, die aus der Positionierung des Extensometers um den künstlichen Anriss resultiert. Ein weiterer möglicher Grund für die abweichenden Verläufe ist, dass mögliche Risse ausgehend von inneren Poren durch die optische Rissdetektion

nicht berücksichtigt werden. Durch solche Risse ist die Abnahme von  $A_{\text{Rest,ES}}$  in den ersten Zyklen zu erklären.

Für zukünftige TMF-Rissfortschrittsversuche ist anstelle der Dehnungsregelung eine Kraftregelung in Erwägung zu ziehen. Eine kraftgeregelte Versuchsführung hätte die Interpretation der Ergebnisse wesentlich erleichtert. So würde die Beanspruchung an der Risspitze bei Kraftregelung mit zunehmender Zyklenzahl und Risslänge zunehmen. Dadurch würde das effektive zyklische J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  vermutlich einen kontinuierlich ansteigenden Verlauf über der Risslänge (vgl. Abb. 5-17) aufweisen. Allerdings ist ein wesentlicher Nachteil der Kraftregelung, dass die aus der OP-Beanspruchung resultierende positive Mittelspannung vermutlich zu zyklischem Kriechen führen würde.

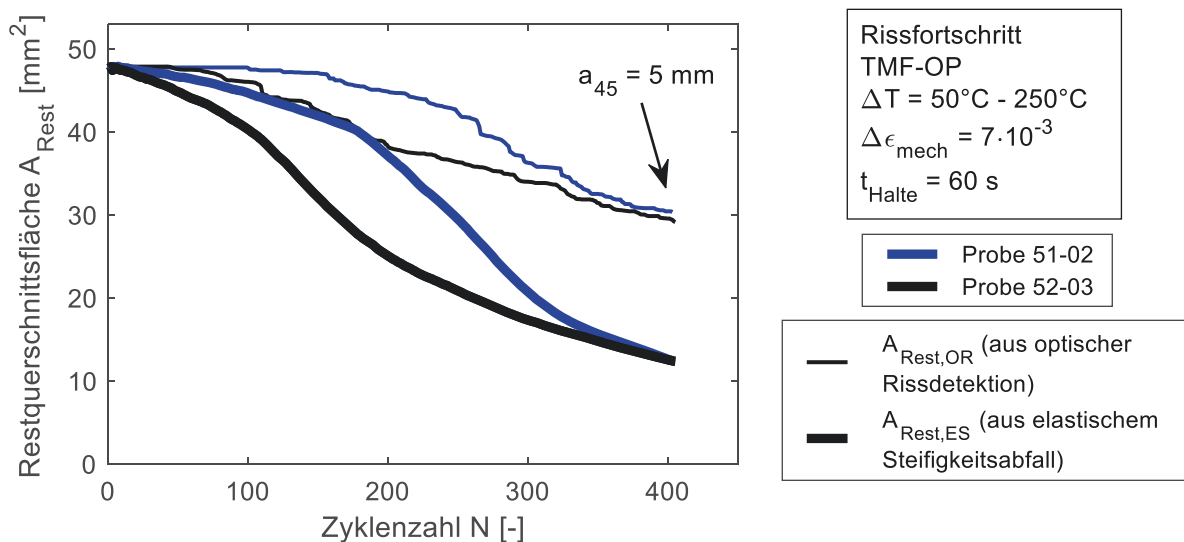


Abb. 5-28: Restquerschnittsfläche aus der Abnahme der Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  und aus der optischen Rissdetektion über der Zyklenzahl für die TMF-Rissfortschrittsversuche mit  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}=7\cdot 10^{-3}$ .

### Risschließeffekte

In den TMF-Versuchen wurde innerhalb der Lebensdauer  $N_f$ , d.h. bis zu einem Spannungsabfall von 20% ausgehend vom Abknickpunkt der maximalen Nennspannung, kein nennenswerter Risschließeffekt beobachtet. Die TMF-Rissfortschrittsversuche wurden gemäß dem Definitionsbereich der Geometriefunktion  $Y_{\text{area}}$  (Kap. 5.2.4) bis zu einer Risslänge von  $a_{45}=5$  mm ausgewertet, um möglichst viele Rissfortschrittsdaten zu erzeugen (Kap. 5.2.2). Dadurch wurden Zyklen für die Auswertung verwendet, die weitaus geringere maximale Nennspannungen als in den TMF-Versuchen aufweisen (vgl. Abb. 5-27). Bei den TMF-Rissfortschrittsversuchen trat ab einer mittleren Risslänge von  $a_{45}=1,9$  mm Riss schließen auf. Die Rissöffnungsspannung  $\sigma_{N,op}$  wurde bei der Berechnung

des effektiven zyklischen J-Integrals berücksichtigt und anhand der Änderung der Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  zwischen geschlossenem und offenem Riss identifiziert (Kap. 5.2.3).

### Auswahl der Versuchsbedingungen

In erster Linie dienten die TMF-Rissfortschrittsversuche der Erzeugung einer elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve (Kap. 5.2.6), die in Kap. 6.5 zur Lebensdauerabschätzung der TMF-Versuche genutzt wird. Allerdings wurden die TMF-Rissfortschrittsversuche mit höheren mechanischen Dehnungsschwingbreiten durchgeführt als die TMF-Versuche ( $\Delta\varepsilon_{mech}=5\cdot 10^{-3}-7\cdot 10^{-3}$  im Vergleich zu  $\Delta\varepsilon_{mech}=4\cdot 10^{-3}-6\cdot 10^{-3}$ ). Dies lag an den Bedenken des Autors, die aus der Rissflankenöffnung resultierende Verschiebung könne bei einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $4\cdot 10^{-3}$  bei großer Risslänge den Wert der am Extensometer geregelten Verschiebung annehmen. In diesem Fall würde der Riss aufhören zu wachsen. Diese Annahme basierte auf dem degressiven Verlauf der Risslänge über der Zyklenzahl für die mechanische Dehnungsschwingbreite von  $5\cdot 10^{-3}$  (vgl. Abb. 5-11). Um eine ausreichende Datenmenge für die Beschreibung der Rissfortschrittskurve mit einem Potenzgesetz zu erzeugen, wurde die mechanische Dehnungsschwingbreite von  $7\cdot 10^{-3}$  als zusätzliche Versuchsbedingung gewählt.

Die in den TMF-Rissfortschrittsversuchen ermittelten effektiven zyklischen J-Integrale  $\Delta J_{eff}$  bewegen sich im Bereich von 1,8 MPa mm bis 5,2 MPa mm (vgl. Abb. 5-18). Dieser Wertebereich wird im Folgenden mit dem Wertebereich der aus den TMF-Versuchen resultierenden effektiven zyklischen J-Integrale verglichen. Dazu wird die von Heitmann et al. [27] vorgestellte Näherung für  $\Delta J_{eff}$  (Gl. (2.26)) verwendet. Der Schädigungsparameter  $Z_D$  bewegt sich für die TMF-Versuche im Bereich von 0,8 MPa bis 1,8 MPa (vgl. Abb. 5-8). Die Anfangsrisslänge  $a_0$  wird in Kap. 6.4.1 und die Endrisslänge  $a_f$  in Kap. 6.4.3 hergeleitet. Beide Größen werden für diese Diskussion vorweggenommen. Mit der Anfangsrisslänge von 0,657 mm und der Endrisslänge von 2,65 mm ergeben sich für die TMF-Versuche effektive zyklische J-Integrale von 0,5 MPa mm bis 4,8 MPa mm.

Der Grund für die niedrigeren  $\Delta J_{eff}$  in den TMF-Versuchen liegt in den fehlenden TMF-Rissfortschrittsversuchen mit einer mechanischen Dehnungsschwingbreite von  $4\cdot 10^{-3}$  sowie der geringeren Anfangsrisslänge  $a_0$  in den ungekerbten Rundproben im Vergleich zum künstlichen Anriss in den Corner-Crack-Proben. Eine Möglichkeit, um Rissfortschrittsdaten mit kleineren Beanspruchungen und Rissfortschrittsraten zu erzeugen, ist die Durchführung

von Rissfortschrittsversuchen mit kleineren  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}$ , wobei das Extensometer an einer Probenkante angesetzt wird, die den künstlichen Anriss nicht enthält. Dies würde allerdings die Herleitung einer entsprechenden Geometriefunktion durch eine FE-Analyse erfordern.

### 5.6.3 Einfluss der Poren auf Rissinitiierung, Risswachstum und Lebensdauer

Mit Hilfe von REM-Untersuchungen wurde gezeigt, dass ausgedehnte Poren (Erstarrungs- und Gasporen) in der Lost Foam gegossenen Aluminiumlegierung AlSi7Cu0,5Mg entscheidend für die Rissinitiierung unter thermomechanischer Beanspruchung sind (Kap. 5.3). Diese Erkenntnis deckt sich mit früheren Publikationen [1,2,67,102]. Der primäre Rissausgang befand sich auf allen untersuchten Bruchflächen an der Außenfläche der Probe. Dies liegt vermutlich an der erhöhten Spannungsintensität an der Probenaußenfläche [18]. Die Analyse der Poren im primären Rissausgang mit Hilfe von  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen vor und nach den TMF-Versuchen zeigte die bedeutende Rolle von Erstarrungsporen mit großer Kerbschärfe für die Rissinitiierung (Kap. 5.4.4). Zudem wurde mit Hilfe des Steifigkeitsabfalls belegt, dass die Rissinitiierung an den Poren bereits während der ersten Zyklen stattfindet (Kap. 5.1.3). Analog dazu zeigten Wang et al. [67] die Rissinitiierung an ausgedehnten und scharfen Erstarrungsporen während der ersten Zyklen unter LCF-Beanspruchung anhand von in situ  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen. Des Weiteren ergab die Analyse von lokalen Merkmalsgrößen (Feret-Durchmesser und projizierte Fläche) der Poren im primären Rissausgang, dass die Betrachtung der Größe einzelner Poren als Kriterium für die Rissinitiierung nicht ausreicht (Kap. 5.4.4).

In allen TMF-Rissfortschrittsversuchen ergaben sich Sprünge im Verlauf der Risslänge über der Zyklenzahl (Kap. 5.2.2). Dies deutet auf die Ausbreitung von Rissen entlang von Poren hin und ist ein Indiz für die Abhängigkeit des Risswachstums von der Porenverteilung im Werkstoff. Allerdings ergab die Untersuchung der projizierten Fläche  $A_{\text{proj}}$  der Poren auf der Bruchfläche mit Hilfe von  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen vor und nach den TMF-Versuchen, dass bei den meisten Proben die größten Poren nicht auf der Bruchfläche liegen (Kap. 5.4.3). Somit ist die Größe von einzelnen Poren nicht das entscheidende Kriterium für den Verlauf des Risspfads während der TMF-Versuche. Die globalen Merkmalsgrößen, wie der Porenvolumenanteil und die Anzahl der Poren im  $\mu\text{CT}$ -Volumen, zeigten keine klare Korrelation mit der in den TMF-Versuchen ermittelten Lebensdauer (Kap. 5.4.1).

Es lässt sich zusammenfassen, dass an der Probenaußenfläche befindliche Porenetzwerke, bestehend aus ausgedehnten Gasporen und Erstarrungsporen mit hoher Kerbschärfe, entscheidend für die Initiierung von Rissen in der Lost Foam gegossenen Aluminiumgusslegierung AlSi7Cu0,5Mg unter thermomechanischer Beanspruchung sind. Außerdem haben Porenetzwerke sowie Poren mit hoher Kerbschärfe einen großen Einfluss auf die weitere Ausbreitung der Risse. Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit eine Methodik entwickelt, die der rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs und der gesamten Bruchfläche auf Basis der Porenverteilung dient (Kap. 6.2). Diese Methodik enthält die beschriebenen, experimentell beobachteten Kriterien für die Rissinitiierung.

#### 5.6.4 Vergleich von Probenversuchen und Bauteilversuchen

##### Streuung der Lebensdauer

Das wesentliche Ziel dieser Arbeit ist die Entwicklung einer Methode zur Abschätzung der Streuung der Lebensdauer von Zylinderköpfen auf Basis von Defekten im Werkstoff, die mit Hilfe von  $\mu$ CT-Aufnahmen detektiert werden. Allerdings erfolgt die Methodentwicklung in dieser Arbeit anhand von einachsigen TMF-Versuchen (Kap. 5.1). Deshalb ist ein Vergleich der Streuung der Lebensdauer zwischen den mehrachsigen Zylinderkopfversuchen (Bauteilversuche, Kap. 5.5) und den einachsigen TMF-Versuchen (Probenversuche, Kap. 5.1) notwendig.

Die Lebensdauer in den Zylinderkopfversuchen ist anders definiert als in den TMF-Versuchen. In den TMF-Versuchen ist die Lebensdauer  $N_f$  die Zyklenzahl bei einem Spannungsabfall von 20% ausgehend vom Abknickpunkt der maximalen Nennspannung bzw. die Zyklenzahl beim vorzeitigen Bruch der Probe. In Kap. 5.1.3 wurde gezeigt, dass bei den meisten Proben der Abfall der maximalen Nennspannung mit dem Steifigkeitsabfall korreliert. Somit wird die Querschnittsfläche während der Versuche zunehmend reduziert. Demnach beginnt das Risswachstum während der ersten Zyklen und beschleunigt sich am Versuchsende, wodurch der Riss bei Zyklus  $N_f$  eine bestimmte Länge erreicht hat.

Im Gegensatz dazu handelt es sich bei der Anrisszyklenzahl  $N_{Anriss}$  in den Zylinderkopfversuchen um die Zyklenzahl, bei der visuell ein Anriss detektiert wurde. Allerdings war die exakte Zyklenzahl der Anrissbildung schwer zu identifizieren, da die Detektion anhand von Fotoaufnahmen vom Brennraumdach, d.h. parallel zur Rissausbreitungsrichtung, erfolgte (vgl. Kap. 4.6). Zudem befinden sich ausgedehnte Poren mit einer

projizierten Fläche über  $5 \cdot 10^5 \mu\text{m}^2$  (Durchmesser eines flächengleichen Kreises=0,8 mm) mit großer Kerbschärfe im Werkstoff (vgl. Kap. 5.4.2). Gemäß der Arbeit von Wang et al. [67] und den in dieser Arbeit durchgeführten TMF-Versuchen wirken diese Poren rissinitierend (Kap. 5.3) und führen schon während der ersten Zyklen zu Risswachstum (Kap. 5.1.3). Deshalb wird vermutet, dass die Risse bei der Zyklenzahl  $N_{\text{Anriss}}$  bereits eine bestimmte Länge erreicht haben. Diese Vermutung setzt die Annahme voraus, dass hinsichtlich Größe, Form und Ausrichtung die Poren in den Stegen im Brennraumdach vergleichbar mit denen der Entnahmestelle der Rundproben für die TMF-Versuche sind. Dies kann durch  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen von einzelnen Stegen überprüft werden, was aber in dieser Arbeit nicht gemacht wurde.

Es lässt sich festhalten, dass sowohl innerhalb der Lebensdauer  $N_f$  (TMF-Versuche) als auch der Anrisszyklenzahl  $N_{\text{Anriss}}$  (Zylinderkopfversuche) Risswachstum stattgefunden hat. Dadurch ist es vertretbar, die Streuung von  $N_f$  und  $N_{\text{Anriss}}$  zu vergleichen. Für die Berechnung der Streuung der Anrisszyklenzahl  $N_{\text{Anriss}}$  wurden Zylinderkopfversuche mit einer Auslassstegtemperatur von  $260^\circ\text{C}$  herangezogen (Kap. 5.5). Für die TMF-Versuche ergeben sich kleinere 10%-90%-Streuspannen ( $T_{N_f} \approx 2-4$ , Kap. 5.1.5) als für die Zylinderkopfversuche ( $T_{N_{\text{Anriss}}} \approx 5-7$ ). Wären die Zylinderkopfversuche nicht bei der Abbruchzyklenzahl von 7500 manuell beendet worden, hätten sich noch höhere Streuspannen  $T_{N_{\text{Anriss}}}$  ergeben.

Im Folgenden werden mögliche Gründe für die geringere Streuung in den TMF-Versuchen aufgeführt. Einerseits wurden für die Zylinderkopfversuche Prototypen verwendet. Dagegen wurden die Proben für die TMF-Versuche aus Zylinderköpfen aus dem Serienprozess extrahiert. Dies spricht für eine geringere Streuung der Werkstoffeigenschaften durch einen eingeschwungenen Gießprozess. Andererseits wurden die Temperatur und mechanische Dehnung während der TMF-Versuche exakt geregelt (Kap. 4.2.1). Dagegen wurde die Auslassstegtemperatur  $T$  (A-A) während der Zylinderkopfversuche nur überwacht, es fand jedoch keine Temperaturregelung statt (Kap. 4.6). Dies hat eine geringere Streuung der äußeren Belastung in den TMF-Versuchen im Vergleich zu den Zylinderkopfversuchen zur Folge. Zudem liegt im Zylinderkopf, im Gegensatz zu einachsigen Versuchsbedingungen, ein inhomogenes Temperaturfeld und somit ebenso ein inhomogenes Dehnungsfeld vor.

### Rissfortschrittsrate

Im Folgenden werden die Rissfortschrittsraten aus den TMF-Rissfortschrittsversuchen und den Zylinderkopfversuchen verglichen, um die gewählten Versuchsbedingungen ( $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}$ ,  $T_{\text{min}}$ ,  $T_{\text{max}}$ ,  $t_{\text{Halte}}$ ) der Probenversuche in die tatsächlichen thermomechanischen Beanspruchungen im Zylinderkopf einzuordnen. Zunächst wird die Frage diskutiert, ob bei der Berechnung der Rissfortschrittsrate aus den Zylinderkopfversuchen die Annahme von linearem Rissfortschritt über der Zyklenzahl (Kap. 5.5) vertretbar ist.

Bei den TMF-Rissfortschrittsversuchen verhält sich die Risslänge annähernd linear über der Zyklenzahl. Dies liegt an der abnehmenden Beanspruchung der Rissspitze mit zunehmender Risslänge als Folge der Dehnungsregelung und symmetrischen Positionierung des Extensometers um den Riss (Kap. 5.2.2). Bei den Zylinderkopfversuchen wird ebenfalls eine mit der Risslänge abnehmende Beanspruchung der Rissspitze angenommen. Dies liegt einerseits an der Tatsache, dass die maximale Temperatur jedes Zyklus im Bereich des gekühlten Wassermantels geringer ist als im Brennraumdach. Da die TMF-Risse in der Regel vom Brennraum ausgehen und zum Wassermantel wachsen (Kap. 4.6), ist ein weit fortgeschrittener Riss einer geringeren thermischen Dehnung und somit thermomechanischen Beanspruchung ausgesetzt. Zudem ist die Dehnungsbehinderung in der Nähe des Wassermantels geringer als im Bereich der starren Ventilsitzringe am Brennraumdach. Dies führt zu einer betragsmäßig geringeren mechanischen Dehnung und somit kleineren thermomechanischen Beanspruchung der Rissspitze bei zunehmender Risslänge. Aufgrund der abnehmenden Beanspruchung der Rissspitze mit zunehmender Risslänge im Zylinderkopf wird für die Berechnung der Rissfortschrittsrate, analog zu den TMF-Rissfortschrittsversuchen, ein linearer Rissfortschritt über der Zyklenzahl für zulässig erachtet.

Die Rissfortschrittsraten für die Zylinderkopfversuche bewegen sich im Bereich von  $(da/dN)_{\text{ZK}} \approx 1-2 \mu\text{m}/\text{Zyklus}$  (Kap. 5.5). Für die TMF-Rissfortschrittsversuche ergeben sich je nach aufgebrachtener mechanischer Dehnungsschwingbreite  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}$  Rissfortschrittsraten von  $da_{45}/dN \approx 1-20 \mu\text{m}/\text{Zyklus}$  (Kap. 5.2.6). Die beiden TMF-Rissfortschrittsversuche mit einem  $\Delta\varepsilon_{\text{mech}}$  von  $5 \cdot 10^{-3}$  (Rissfortschrittsrate  $da_{45}/dN \approx 1-6 \mu\text{m}/\text{Zyklus}$ , vgl. Abb. 5-18) decken die in den kritischen Stegen im Brennraumdach vorhandenen thermomechanischen Beanspruchungen ab.



Es wird darauf hingewiesen, dass die Rissfortschrittsrate in den Zylinderkopfversuchen unter der Annahme berechnet wurde, dass bei der Anrisszyklenzahl  $N_{\text{Anriss}}$  noch kein Anriss vorhanden ist (Kap. 5.5). Somit wurde die Anfangsrisslänge  $a_{\text{Anriss}}$  auf den Wert 0 gesetzt. Allerdings wurde in den TMF-Versuchen gezeigt, dass die ausgedehnten Poren im Werkstoff schon während der ersten Zyklen zu Risswachstum führen (Kap. 5.1.3). Unter der Voraussetzung, dass diese frühzeitige Rissinitiierung auch in den Zylinderkopfversuchen auftritt, liegt in der Realität ein kleinerer Wert für  $N_{\text{Anriss}}$  vor. Zusätzlich ist durch rissinitierende Poren eine bestimmte Anfangsrisslänge  $a_{\text{Anriss}}$  vorhanden. Dadurch nehmen die Rissfortschrittsraten in den Zylinderköpfen noch etwas kleinere als die berechneten Werte an.

## 6 LEBENSDAUERABSCHÄTZUNG

In diesem Kapitel werden sowohl die mittlere Lebensdauer als auch die Streuung der Lebensdauer unter einachsiger TMF-Beanspruchung abgeschätzt. Dazu wird ein bruchmechanisches Lebensdauermodell verwendet. Die Anwendung dieses Modells wird in Kap. 6.1 beschrieben. Zudem wird die Herleitung der Einflussgrößen für die Lebensdauerabschätzung, d.h. Rissfortschrittsdaten, Anfangs- und Endrisslängen sowie Schädigungsparameter, beschrieben. In Kap. 6.2 wird die Methodik und in Kap. 6.3 die Ergebnisse der rechnerischen Ermittlung des primären Rissausgangs und der gesamten Bruchfläche auf der Basis von  $\mu$ CT-Daten (vgl. Kap. 5.4) beschrieben. Aus den rechnerisch ermittelten primären Rissausgängen werden in Kap. 6.4.1 Anfangsrisslängen berechnet, die einer Streuung unterliegen. In Kap. 6.4.2 wird die Streuung der Rissfortschrittsrate aus der elastisch-plastischen Rissfortschrittsskurve (Kap. 5.2.6) ermittelt. Zudem wird in Kap. 6.4.3 die Endrisslänge aus dem elastischen Steifigkeitsabfall (Kap. 5.1.3) abgeschätzt. Die ermittelten Streuungen der Anfangsrisslänge und der Rissfortschrittsrate sind die Basis für die Abschätzung der Streuung der Lebensdauer (Kap. 6.5). Zur Validierung werden die experimentell ermittelten Lebensdauern aus den TMF-Versuchen (Kap. 5.1.5) herangezogen.

### 6.1 Anwendung des bruchmechanischen Lebensdauermodells

In den REM-Untersuchungen (Kap. 5.3) wurden auf den meisten Bruchflächen der thermomechanisch beanspruchten Proben neben den primären auch sekundäre Rissausgänge festgestellt. Dies deutet auf das gleichzeitige Wachstum mehrerer Risse über die Versuchsdauer hin. In dieser Arbeit wurde für die Lebensdauerabschätzung die Vereinfachung getroffen, dass lediglich ein Riss von einer Anfangsrisslänge  $a_0$  bis zu einer Endrisslänge  $a_f$  wächst. Dabei korrespondiert die Anfangsrisslänge  $a_0$  mit der Zyklenzahl bis zur Rissinitiierung  $N_0$  und die Endrisslänge  $a_f$  mit der Lebensdauer  $N_f$ . Als Grundlage für das verwendete Risswachstumsmodell dient das Potenzgesetz zur Beschreibung der elastisch-plastischen Rissfortschrittsskurve gemäß Gl. (5.15). Durch Trennung der Variablen und Integration von  $a_0$  bis  $a_f$  ergibt sich aus Gl. (5.15) die Anzahl der Zyklen im Risswachstum:

$$N_f - N_0 = \frac{1}{C} \int_{a_0}^{a_f} \Delta J_{\text{eff}}^{-m} da \quad (6.1)$$

In Kap. 5.1.3 wurde gezeigt, dass die Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  in allen TMF-Versuchen schon nach wenigen Zyklen abnimmt (vgl. Abb. 5-5). Gemäß Gl. (2.10) lässt sich die Querschnittsreduktion der Probe für jeden Zyklus aus der Abnahme von  $d\sigma_N/d\varepsilon_{el}$  berechnen. Daraus ergibt sich, dass die Rissinitiierung bereits während der ersten Zyklen der TMF-Versuche erfolgt und somit die Rissinitiierungsphase vernachlässigbar ist. Demnach wird in Gl. (6.1) die Zyklenzahl bis zur Rissinitiierung  $N_0$  auf den Wert 0 gesetzt.

Das effektive zyklische J-Integral  $\Delta J_{eff}$  wird gemäß Gl. (2.26) als Funktion des Schädigungsparameters  $Z_D$  und der Risslänge  $a$  ausgedrückt. Der Schädigungsparameter  $Z_D$  [27] wurde ursprünglich für isotherme Beanspruchungen konzipiert und ist nicht in der Lage viskose Effekte und TMF-spezifische Eigenschaften zu beschreiben (vgl. Kap. 2.3.2). Allerdings bekräftigt die eindeutige Korrelation von  $Z_D$  mit der Lebensdauer (vgl. Abb. 5-8) die gute Eignung von  $Z_D$  als Schädigungsgröße für die durchgeführten TMF-Versuche. Aus diesem Grund wird  $Z_D$  für die Lebensdauerabschätzung unter thermomechanischer Beanspruchung verwendet.

Durch Einsetzen von  $N_0=0$  und  $\Delta J_{eff}=Z_D \cdot a$  sowie anschließendes Lösen des Integrals auf der rechten Seite von Gl. (6.1) ergibt sich die Lebensdauer  $N_f$  zu:

$$N_f = \frac{1}{C \cdot Z_D^m} \left( \frac{a_f^{1-m} - a_0^{1-m}}{1-m} \right) \quad (6.2)$$

Für die Berechnung des Schädigungsparameters  $Z_D$  wurde die Geometriefunktion für halbkreisförmige Oberflächenrisse gemäß Gl. (2.26) verwendet. Die Entscheidung für diese Geometriefunktion hatte zwei maßgebliche Gründe. Einerseits zeigten die REM-Untersuchungen der Bruchflächen, dass sich der primäre Rissausgang bei allen Proben in der Nähe der Probenaußenfläche befand. Dabei deutete die Orientierung der Schwingstreifen häufig auf eine konzentrische Rissausbreitung hin (vgl. Kap. 5.3). Andererseits wurde in Kap. 4.6 gezeigt, dass Risse im Brennraumdach von Zylinderköpfen an der Oberfläche entstehen und halbkreisförmig verlaufen.

Gemäß Gl. (6.2) hängt die Lebensdauer  $N_f$  von der Anfangsrisslänge  $a_0$ , der Endrisslänge  $a_f$ , dem Schädigungsparameter  $Z_D$  sowie den Parametern  $C$  und  $m$  des Potenzgesetzes zur Beschreibung der elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve ab. In Abb. 6-1 ist anhand eines Flussdiagramms dargestellt, wie diese Größen in dieser Arbeit für die Lebensdauerabschätzung generiert wurden. Zudem sind die Nummern der Kapitel aufgeführt, in denen die einzelnen Arbeitsschritte bzw. Ergebnisse erfasst sind.

Basierend auf  $\mu$ CT-Aufnahmen von unbeanspruchtem Werkstoff (Kap. 5.4.2) wurde der primäre Rissausgang rechnerisch ermittelt. Dazu wurde in dieser Arbeit eine Berechnungsmethodik entwickelt, die in Kap. 6.2 vorgestellt wird. Die dazugehörigen Ergebnisse sind in Kap. 6.3.1 dargestellt. In Kap. 5.4.4 wurde die experimentelle Detektion von Poren im primären Rissausgang von thermomechanisch ermüdeten Proben gezeigt. Dazu wurden REM-Untersuchungen von Bruchflächen thermomechanisch ermüdeten Proben (Kap. 5.3) und  $\mu$ CT-Untersuchungen vor und nach TMF-Versuchen durchgeführt (Kap. 5.4.2 und Kap. 4.3.2). Die experimentell ermittelten Poren im primären Rissausgang dienen der Validierung der rechnerischen Ermittlung des primären Rissausgangs. Die berechnete akkumulierte projizierte Fläche der Poren im primären Rissausgang streut zwischen den einzelnen Proben stark. In Kap. 6.4.1 wird aus der Streuung der akkumulierten projizierten Fläche unter der Annahme eines halbkreisförmigen Oberflächenanrisses die Streuung der Anfangsrissslänge  $a_0$  berechnet.

Zur Generierung von elastisch-plastischen Rissfortschrittskurven wurden TMF-Rissfortschrittsversuche durchgeführt (Kap. 5.2). Die Streuung der Rissfortschrittsrate  $da/dN$  zwischen den einzelnen Proben wird in Kap. 6.4.2 berechnet.

In Kap. 5.1.3 wurde für die TMF-Versuche eine über der Zyklenzahl abnehmende Steifigkeit ermittelt. Unter der Annahme eines konstanten E-Moduls lässt sich der Abfall der Steifigkeit mit der Reduktion des Probenquerschnitts mit zunehmender Zyklenzahl korrelieren. Damit lässt sich für die TMF-Versuche die Endrissslänge  $a_f$  bei der Lebensdauer  $N_f$  abschätzen (Kap. 6.4.3).

Der Schädigungsparameter  $Z_D$  wurde mit der Geometriefunktion für halbkreisförmige Oberflächenrisse für Zyklus  $N_f/2$  aus den TMF-Versuchen berechnet (Kap. 5.1.5). Dazu wurden die Parameter des Ramberg-Osgood-Potenzgesetzes herangezogen, die in Kap. 5.1.4 aufgeführt sind.

Aus der Streuung der Anfangsrissslänge  $a_0$  und des Parameters  $C$  wird in Kap. 6.5 durch eine Monte-Carlo-Simulation die Streuung der Lebensdauer unter einachsiger TMF-Beanspruchung abgeschätzt. Die Validierung erfolgt mit der in den TMF-Versuchen experimentell ermittelten Streuung der Lebensdauer (Kap. 5.1.5).

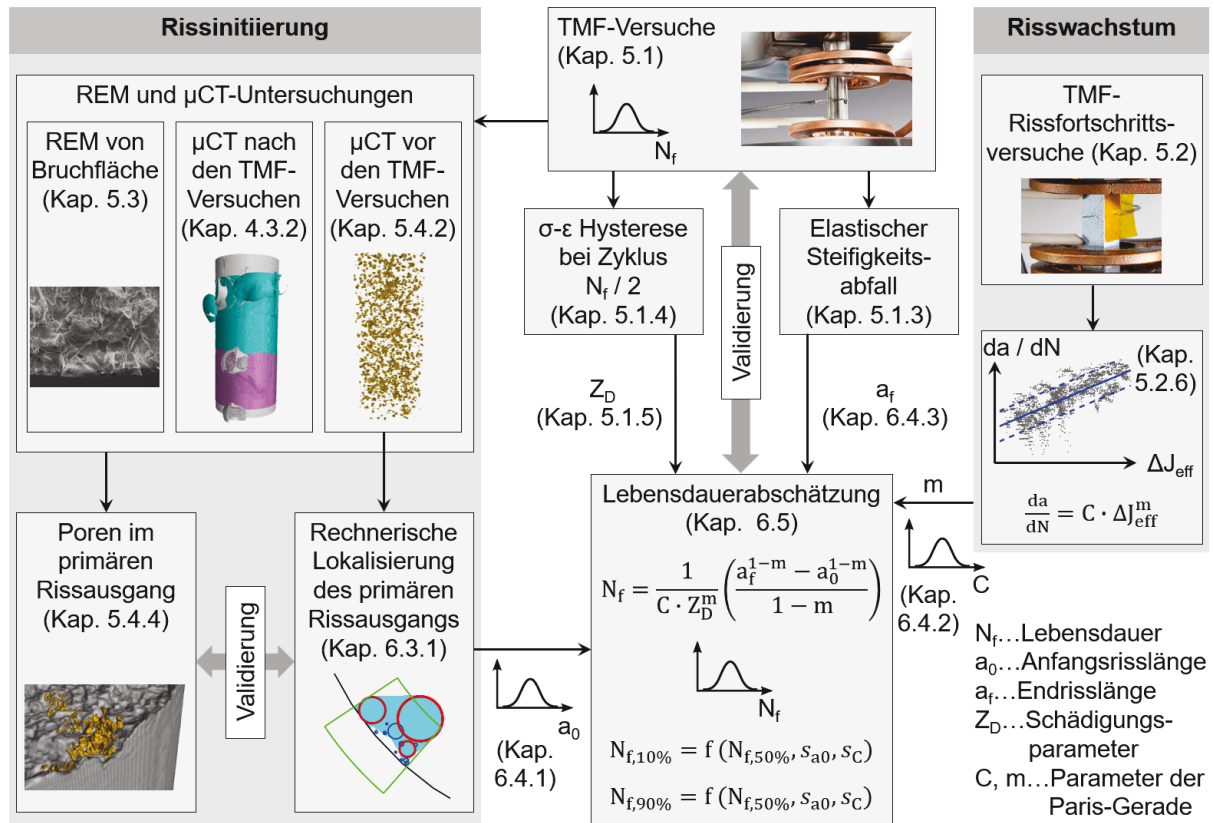


Abb. 6-1: Bruchmechanisches Lebensdauermodell zur Abschätzung der mittleren Lebensdauer und der Streuung der Lebensdauer unter einachsiger TMF-Beanspruchung; Inputgrößen für das Modell aus experimentellen und methodischen Ergebnissen.

## 6.2 Rechnerische Lokalisierung des Bruchverlaufs - Methodik

Die experimentellen Untersuchungen (siehe Kap. 5) zeigen, dass die Rissinitiierung und das Risswachstum in der Lost Foam gegossenen Al-Si-Legierung AlSi7Cu0,5Mg unter thermomechanischer Beanspruchung maßgeblich von ausgedehnten Erstarrungs- und Gasporen mit hoher Kerbschärfe beeinflusst werden. Durch die kombinierte REM- und  $\mu$ CT-Untersuchung der Bruchflächen wurde deutlich, dass bei den meisten untersuchten Rundproben jeweils eine Kombination von mehreren Erstarrungs- und Gasporen im primären Rissausgang vorhanden ist (Kap. 5.4.4). Zudem wachsen die Risse entlang von Poren, was die  $\mu$ CT-Untersuchungen in Kap. 5.4.3 und die visuelle Detektion des Rissfortschritts in den TMF-Rissfortschrittsversuchen (Kap. 5.2.2) belegen.

Aus den genannten Gründen wurde in dieser Arbeit eine Methode entwickelt, die sowohl den primären Rissausgang als auch die gesamte Bruchfläche auf Basis der experimentell ermittelten Kriterien rechnerisch lokalisieren soll. Zunächst wird in Kap. 6.2.1 der generelle Berechnungsablauf der Methode beschrieben. In Kap. 6.2.2 wird die Implementierung der Poreninteraktion und in Kap. 6.2.3 die Implementierung der Kerbschärfe von Poren

erläutert. Die Ergebnisse der Berechnungen sowie die experimentelle Validierung sind in Kap. 6.3 aufgeführt.

### 6.2.1 Berechnungsablauf

Zur rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs und der gesamten Bruchfläche wurde mit der Software *Matlab* (Version R2019a, The MathWorks GmbH) ein umfangreiches Berechnungstool erstellt. Der Berechnungsablauf ist detailliert in Abb. 6-2 dargestellt. Die Berechnung erfolgte für jede Rundprobe, an der ein TMF-Versuch durchgeführt wurde. Als Eingangsdaten des Berechnungstools wurden folgende Porenmerkmale für alle Poren in der zylindrischen Messlänge der Rundproben verwendet (vgl. Tab. 4-3):

- $r_m, \varphi_m, z_m$  (Position der Porenmittelpunkte in Zylinderkoordinaten)
- $A_{\text{proj}}$  (projizierte Fläche der Poren auf die Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung)
- $V$  (Volumen der Poren)

Wie in Kap. 4.3.1 beschrieben, wurden die Porenmerkmale mit Hilfe einer sog. Defektanalyse aus den  $\mu$ CT-Aufnahmen generiert.

### Lokalisierung des primären Rissausgangs

Zur rechnerischen Lokalisierung des experimentell ermittelten primären Rissausgangs wurden sog. Inspektionsräume (IR) verwendet, in denen mehrere einzelne Poren jeweils zu Porenanhäufungen zusammengefasst wurden. Dadurch berücksichtigt die Methode die experimentelle Beobachtung von mehreren Poren im primären Rissausgang. Die Inspektionsräume wurden in Zylinderkoordinaten ( $r_{\text{IR}}$  in radialer Richtung,  $\varphi_{\text{IR}}$  in tangentialer Richtung,  $z_{\text{IR}}$  in axialer Richtung) symmetrisch um die Porenmittelpunkte ( $r_m, \varphi_m, z_m$ ) aufgespannt (siehe Abb. 6-2). Da sich der primäre Rissausgang in den thermomechanisch ermüdeten Rundproben immer an der Probenaußenfläche befand (vgl. REM-Untersuchungen in Kap. 5.3), wurden nur Inspektionsräume generiert, die die Probenaußenfläche berühren oder schneiden (siehe Abb. 6-2). Dies wurde bewerkstelligt, indem die Inspektionsräume nur an Poren aufgespannt wurden, die folgendes Kriterium erfüllen:

$$r_m > r_{\text{Grenze}} \quad \text{mit} \quad r_{\text{Grenze}} = r_{\text{Probe}} - \frac{r_{\text{IR}}}{2} \quad (6.3)$$

In Gl. (6.3) ist  $r_m$  die radiale Komponente des Porenmittelpunkts in Zylinderkoordinaten.  $r_{\text{Grenze}}$  ist eine Funktion des Probenradius  $r_{\text{Probe}}$  und der Abmessung des Inspektionsraums in radialer Richtung  $r_{\text{IR}}$ . Somit entspricht die Anzahl an zunächst erzeugten Inspektionsräumen der Anzahl an Poren außerhalb von  $r_{\text{Grenze}}$ . Um bestmögliche Ergebnisse zu erzielen, wurden die Berechnungen mit verschiedenen Abmessungen des Inspektionsraums durchgeführt. Diese betragen 0,25 mm bis 1 mm in radialer Richtung,  $10^\circ$  bis  $30^\circ$  in tangentialer Richtung und 0,1 mm bis 1 mm in axialer Richtung und wurden aus der Größe der im REM detektierten primären Rissausgänge abgeschätzt.

Die Bewertung der Inspektionsräume erfolgte auf Basis der projizierten Flächen  $A_{\text{proj},i}$  der darin enthaltenen Poren. Diese werden für jeden Inspektionsraum zur akkumulierten projizierten Fläche  $A_{\text{proj},\text{IR}}$  aufaddiert:

$$A_{\text{proj},\text{IR}} = \sum_i A_{\text{proj},i}(\text{IR}) \quad (6.4)$$

Durch die beschriebene Vorgehensweise zur Generierung von Inspektionsräumen ergibt sich die Problematik, dass benachbarte Inspektionsräume jeweils eine bestimmte Anzahl von gleichen Poren enthalten. Eine sinnvolle Auswertung ist allerdings nur möglich, wenn die kritischen Porenanhäufungen nicht mehrfach detektiert werden. Aus diesem Grund wurden im nächsten Berechnungsschritt alle Inspektionsräume systematisch auf doppelt enthaltene Poren untersucht. Dabei wurden jeweils zwei Inspektionsräume gegenübergestellt. Wenn die beiden Inspektionsräume zwei oder mehr Poren gemeinsam beinhaltenen, wurde der Inspektionsraum mit der kleineren akkumulierten projizierten Fläche  $A_{\text{proj},\text{IR}}$  entfernt. Die Anzahl an übrig gebliebenen Inspektionsräumen beträgt  $n_{\text{IR}}$ .

Anschließend wurde die Kerbschärfe (KS) der einzelnen Poren über einen Gewichtungsfaktor berücksichtigt. Aus diesem Berechnungsschritt geht für jeden Inspektionsraum die Größe  $A_{\text{proj},\text{IR},\text{KS}}$  hervor. Eine detaillierte Beschreibung zur Berücksichtigung der Kerbschärfe von Poren findet sich in Kap. 6.2.3.

Des Weiteren wurde die Interaktion (Index „Int“) zwischen Poren sowie die Interaktion von Poren mit der Probenaußenfläche durch die Erzeugung von effektiven projizierten Flächen berücksichtigt. Dazu wurden die einzelnen Poren vereinfacht als flächenäquivalente Kreise abgebildet. Aus diesem Berechnungsschritt geht für jeden Inspektionsraum die akkumulierte projizierte Fläche  $A_{\text{proj},\text{IR},\text{Int}}$  hervor. Dieser Berechnungsschritt wird in Kap. 6.2.2 näher beschrieben. Auch  $A_{\text{proj},\text{IR},\text{Int}}$  wurde zusätzlich um die Berücksichtigung der Kerbschärfe erweitert. Daraus ergibt sich die Größe  $A_{\text{proj},\text{IR},\text{Int},\text{KS}}$  (siehe Abb. 6-2).

Im Anschluss wurden die Inspektionsräume in absteigender Reihenfolge der berechneten akkumulierten projizierten Flächen sortiert. Zur Validierung der rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs wurden die experimentell ermittelten Poren im primären Rissausgang herangezogen. Diese wurden durch die Gegenüberstellung der Bruchflächen aus den REM- und  $\mu$ CT-Untersuchungen detektiert (vgl. Kap. 4.5.2 und Kap. 5.4.4). Durch den Abgleich der Porennummern wurde die Platzierung des experimentell ermittelten primären Rissausgangs in der absteigenden Reihenfolge der berechneten akkumulierten projizierten Flächen ermittelt. Dadurch ergeben sich abhängig von der Berücksichtigung der Poreninteraktion und Kerbschärfe die Platzierungen  $k_{IR}$ ,  $k_{IR,KS}$ ,  $k_{IR,Int}$  und  $k_{IR,Int,KS}$ . Nimmt die jeweilige Platzierung den Wert 1 an, bedeutet dies, dass der experimentell ermittelte Rissausgang durch die Berechnung gefunden wurde. Zur besseren Bewertung der Vorhersagegüte wurden die Platzierungen zusätzlich auf die Anzahl an ermittelten Inspektionsräumen  $n_{IR}$  bezogen.

### Lokalisierung der gesamten Bruchfläche

Die rechnerische Lokalisierung der experimentell ermittelten Bruchfläche erfolgte in vergleichbarer Weise zur Ermittlung des primären Rissausgangs. Dabei wurde eine Vielzahl von einzelnen Poren jeweils in sog. Inspektionsscheiben (IS) zusammengefasst. Die Inspektionsscheiben erstrecken sich über die gesamte Querschnittsfläche der Probe. Die Höhe der Inspektionsscheiben wurde gemäß der axialen Ausdehnung der Bruchflächen definiert. Diese wurde für jede Probe aus den  $\mu$ CT-Aufnahmen experimentell ermittelt. Über alle Proben gemittelt beträgt die axiale Ausdehnung der Bruchflächen und somit die Höhe der Inspektionsscheiben 1,8 mm. Die Inspektionsscheiben wurden jeweils im Abstand von 50  $\mu$ m über die gesamte axiale Länge der  $\mu$ CT-Aufnahme generiert (siehe Abb. 6-2). Die Anzahl an erzeugten Inspektionsscheiben beträgt  $n_{IS}$ .

Die Bewertung der Inspektionsscheiben erfolgte, analog zur Vorgehensweise bei der Lokalisierung des primären Rissausgangs, auf Basis der projizierten Flächen  $A_{proj,i}$  der darin enthaltenen Poren. Diese werden für jede Inspektionsscheibe zur akkumulierten projizierten Fläche  $A_{proj,IS}$  aufaddiert.

$$A_{proj,IS} = \sum_i A_{proj,i}(IS) \quad (6.5)$$



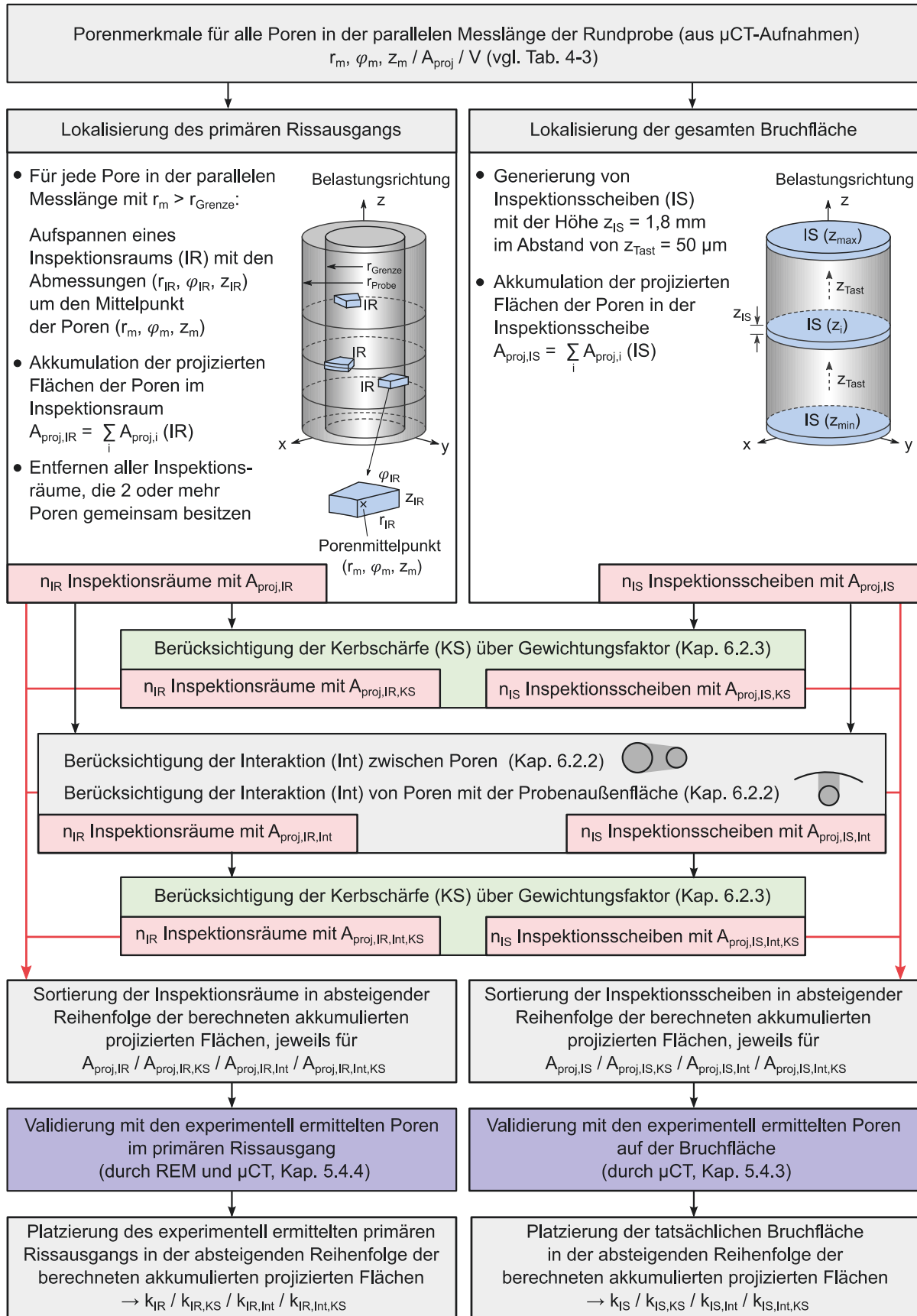


Abb. 6-2: Berechnungsablauf zur Lokalisierung des primären Rissausgangs und der gesamten Bruchfläche.

Die Berücksichtigung der Poreninteraktion sowie der Kerbschärfe der Poren erfolgte in analoger Weise zur Lokalisierung des primären Rissausgangs und wird in Kap. 6.2.2 bzw. 6.2.3 beschrieben. Die Validierung der rechnerischen Lokalisierung der gesamten Bruchfläche wurde ebenfalls analog zur Ermittlung des primären Rissausgangs durchgeführt (siehe Abb. 6-2). Dazu wurden die experimentell ermittelten Poren auf der Bruchfläche verwendet, die durch das Einpassen der  $\mu$ CT-Aufnahme der gebrochenen Probe in die  $\mu$ CT-Aufnahme der ungeprüften Probe detektiert wurden (vgl. Kap. 4.5.1 und Kap. 5.4.3).

## 6.2.2 Poreninteraktion und Interaktion von Poren mit der Probenaußenfläche

Nach Murakami [18] wachsen zwei in näherer Umgebung befindliche Poren innerhalb weniger Zyklen zusammen, so dass der Bereich zwischen den beiden Poren als Anfangsriss interpretiert werden kann. Dies gilt in ähnlicher Weise für Poren, die sich in der Nähe von Bauteilaußenflächen befinden. Da die im REM detektierten primären Rissausgänge häufig mehrere Poren aufweisen (Kap. 5.3), wurde diese Theorie in die entwickelte Methodik implementiert.

In Abb. 6-3 ist der Berechnungsablauf zur Berücksichtigung der Poreninteraktion und der Interaktion von Poren mit der Probenaußenfläche anhand von zwei Poren dargestellt, die sich nahe an der Probenaußenfläche befinden. Der dargestellte Berechnungsschritt wurde für jeden der  $n_{IR}$  generierten Inspektionsräume bzw. jede der  $n_{IS}$  generierten Inspektionsscheiben durchgeführt (vgl. Abb. 6-2). Aus dem Berechnungsschritt geht die akkumulierte projizierte Fläche  $A_{proj,IR,Int}$  für die Poren in einem Inspektionsraum und  $A_{proj,IS,Int}$  für die Poren in einer Inspektionsscheibe hervor.

Für die Berechnung wurden die Mittelpunkte  $(x_m, y_m)$  sowie die projizierten Flächen  $A_{proj}$  aller Poren in einem Inspektionsraum bzw. einer Inspektionsscheibe verwendet. Da es sich um eine zweidimensionale Betrachtung handelt, ist die Berechnung unabhängig von der axialen Position der Porenmittelpunkte  $z_m$ . Die Poren wurden vereinfacht als flächenäquivalente Kreise (Durchmesser  $d_{Pore}$ ) um die Porenmittelpunkte abgebildet.

Im nächsten Schritt wurde die Fläche, die die betreffenden Poren beinhaltet, numerisch durch die Nullmatrix  $B$  abgebildet. In Anlehnung an die Auflösung in den  $\mu$ CT-Untersuchungen (Kap. 4.3.1) entspricht jede Zeile bzw. Spalte der Matrix einer Länge von  $10 \mu\text{m}$ , so dass eine Komponente  $B(i,j)$  eine Fläche von  $100 \mu\text{m}^2$  abbildet. Zunächst wurden alle Komponenten der Matrix  $B(i,j)$ , die sich innerhalb der Poren befinden, auf den Wert 1

gesetzt. Im Anschluss wurde für jede Pore die Interaktion mit der Probenaußenfläche überprüft. Gilt folgende Beziehung zwischen dem Abstand von Pore und Probenaußenfläche  $s_{\text{Rand}}$  und dem Porendurchmesser  $d_{\text{Pore}}$ , wird die Fläche zwischen der jeweiligen Pore und der Probenaußenfläche zusätzlich in der projizierten Fläche berücksichtigt und die entsprechenden Komponenten  $B(i,j)$  auf den Wert 1 gesetzt.

$$s_{\text{Rand}} < \frac{1}{8} d_{\text{Pore}} \quad (6.6)$$

Der Wert von einem Achtel in Gl. (6.6) stammt aus der Arbeit von Murakami [18]. Wenn der Abstand eines kreisförmigen Risses von der freien Oberfläche ein Achtel des Rissdurchmessers beträgt, ist der Spannungsintensitätsfaktor etwa 10% höher im Vergleich zu einem innenliegenden Riss (vgl. Abb. 2-6(a)). Aus diesem Grund wurde dieser Wert als Schwellenwert für die Interaktion einer Pore mit der Probenaußenfläche verwendet. Die Fläche zwischen Pore und Probenaußenfläche wurde in Anlehnung an die Berechnung von effektiven Flächen nach Masuo et al. [89] (siehe Abb. 3-6) generiert. Die zusätzlich berücksichtigte Fläche wird durch zwei Tangenten eingeschlossen, die von der Pore senkrecht auf die Probenaußenfläche projiziert werden (siehe Abb. 6-3).

Die Überprüfung der Interaktion zwischen einzelnen Poren erfolgte durch die Gegenüberstellung von jeweils zwei Poren und wurde für alle Kombinationen von Poren durchgeführt. Gemäß Murakami [18] erfolgte die Interaktion zwischen zwei Poren, sofern der Abstand  $s_{\text{Pore}}$  zwischen den beiden Poren kleiner als der Durchmesser  $d_{\text{Pore}}$  der kleineren der beiden Poren ist. Wenn das Kriterium erfüllt ist, wurde die effektive Fläche zwischen den beiden Poren nach Masuo et al. [89] (siehe Abb. 3-6) erzeugt, d.h. die entsprechenden Komponenten  $B(i,j)$  zwischen den Poren auf den Wert 1 gesetzt. Diese Fläche wird durch zwei Tangenten eingeschlossen, die jeweils an die beiden Poren angelegt werden (siehe Abb. 6-3).

Durch diese Methode besitzen alle Komponenten der Matrix  $B$ , die sich innerhalb der Poren- und Interaktionsflächen befinden, den Wert 1. Die akkumulierte projizierte Fläche mit Berücksichtigung der Interaktionsflächen  $A_{\text{proj,Int}}$  ergibt sich als die Summe aller Komponenten der Matrix  $B$  und Multiplikation mit der Fläche einer Komponente ( $100 \mu\text{m}^2$ ).

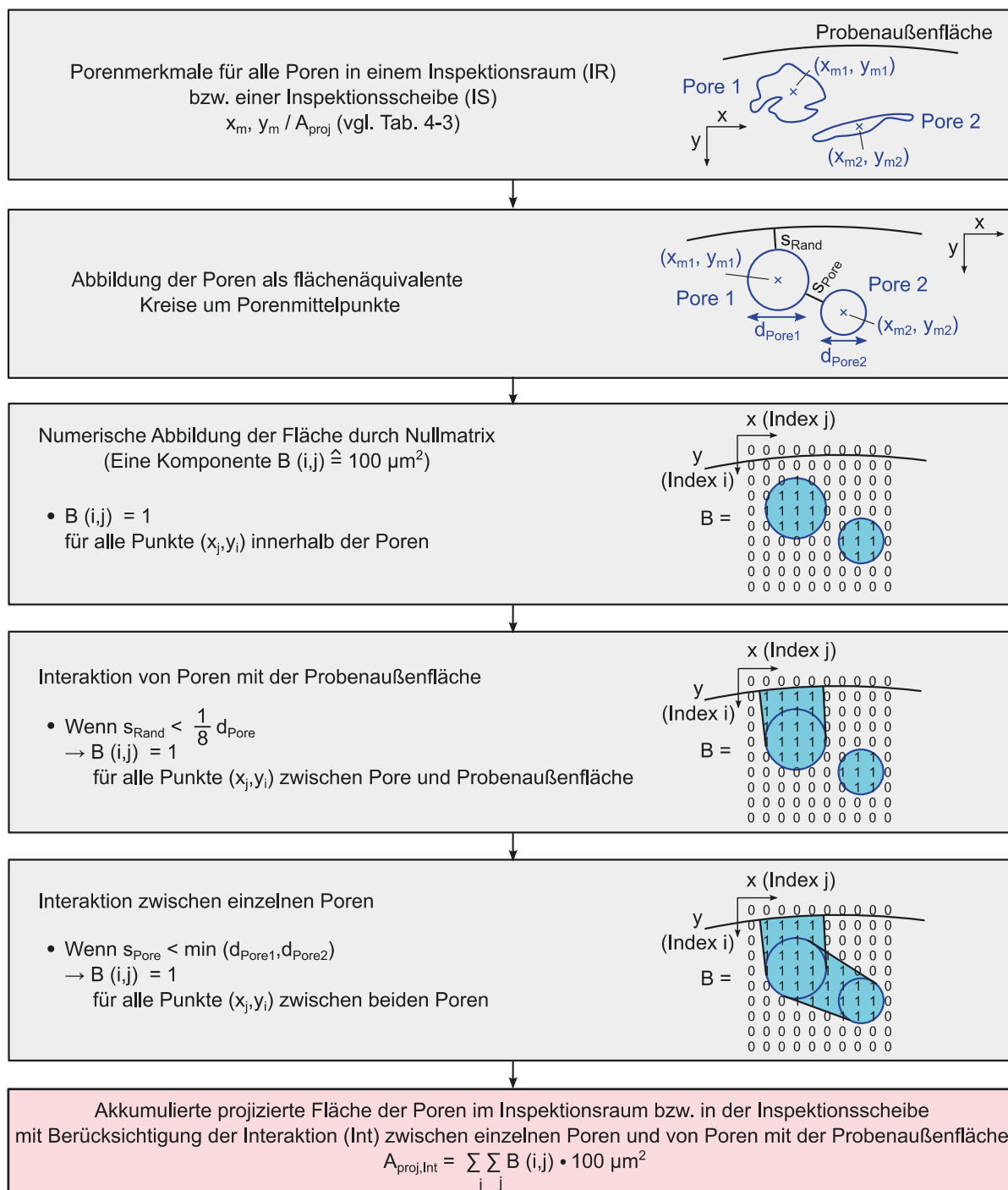


Abb. 6-3: Berechnungsablauf zur Berücksichtigung der Poreninteraktion und der Interaktion von Poren mit der Probenaußenfläche anhand von zwei Poren, die sich nahe an der Probenaußenfläche befinden.

Abb. 6-4(a) zeigt die berechnete akkumulierte projizierte Fläche  $A_{proj,IR,Int}$  für die Poren in einem Inspektionsraum unter Berücksichtigung der Interaktion zwischen Poren sowie zwischen Poren und Probenaußenfläche. Es wird deutlich, dass sich Interaktionsflächen von unterschiedlichen Poren überschneiden können und deshalb eine analytische Flächenberechnung sehr aufwendig wäre. Die gewählte Auflösung von  $10 \mu m$  für die numerische

Flächenberechnung erwies sich als geeignet, um die Flächen möglichst genau abzubilden. Dazu ist in Abb. 6-4(b) exemplarisch ein kleiner Ausschnitt zwischen einer Pore und der Probenaußenfläche dargestellt.

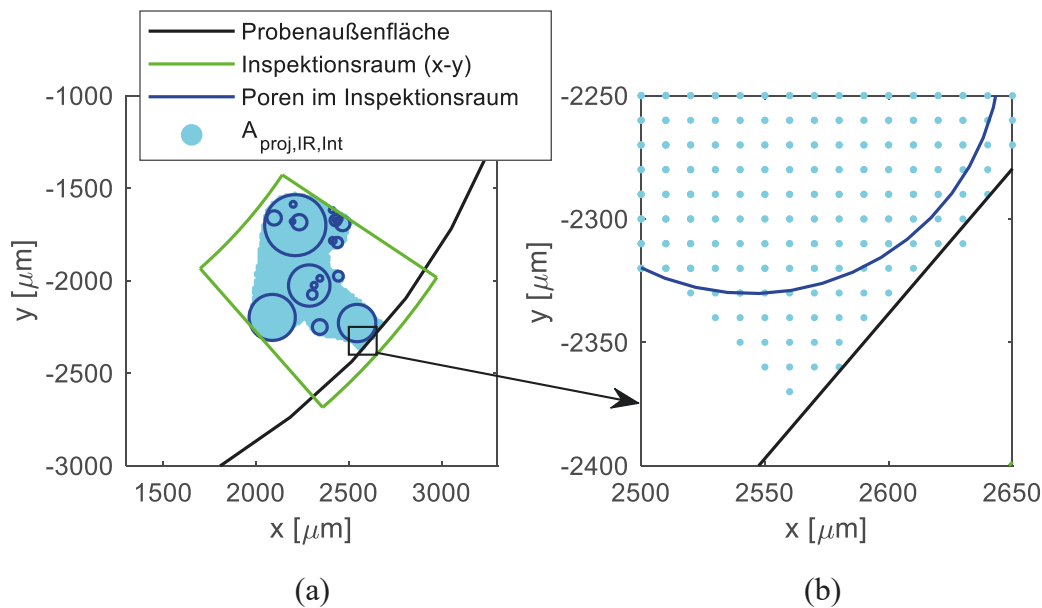


Abb. 6-4: (a) Berechnete akkumulierte projizierte Fläche  $A_{proj,IR,Int}$  für die Poren in einem Inspektionsraum unter Berücksichtigung der Interaktion zwischen Poren sowie zwischen Poren und Probenaußenfläche und (b) kleiner Ausschnitt von (a) zwischen einer Pore und der Probenaußenfläche.

### 6.2.3 Kerbschärfe

Viele Poren im primären Rissausgang (Kap. 5.4.4) und auf der Bruchfläche (Kap. 5.4.3) weisen eine hohe Kerbschärfe auf, die in der Methodik zur rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs und der gesamten Bruchfläche zu berücksichtigen ist. Mit Hilfe der Porenmerkmale, die durch eine Defektanalyse aus einer  $\mu$ CT-Aufnahme ermittelt wurden (vgl. Tab. 4-3), ist keine ausreichend genaue Aussage über die Kerbschärfe der Poren zu generieren. Die Sphärizität  $s$  sowie die Größen  $PCA_1$ ,  $PCA_2$  und  $PCA_3$  aus der Hauptkomponentenanalyse enthalten zwar Informationen über die Form der Pore, aber nicht über die lokale Kerbschärfe.

In diesem Kapitel wird eine Methode zur Berücksichtigung der Kerbschärfe von Poren auf Basis von vorhandenen Porenmerkmalen vorgestellt. Dazu wurden die 25 Poren mit den größten Volumina in der zylindrischen Messlänge einer Probe manuell analysiert. Für jede der 25 Poren wurde in der  $xz$ - und  $yz$ -Ebene jeweils ein Krümmungsradius auf der linken und rechten Seite der Pore vermessen. Die Messung erfolgte an den Positionen mit der maximalen Kerbschärfe im Hinblick auf die Belastungsrichtung  $z$  (siehe Abb. 6-5). Dazu

wurden in der xz-Ebene (yz-Ebene in analoger Weise) alle Schnitte durch die Pore entlang der y-Richtung untersucht und die y-Koordinate mit der maximalen Kerbschärfe, jeweils für die linke und rechte Seite der Pore, identifiziert. Im Anschluss wurde der mittlere Krümmungsradius  $\bar{r}_K$  der Pore aus den vier gemessenen Krümmungsradien gebildet (Abb. 6-5).

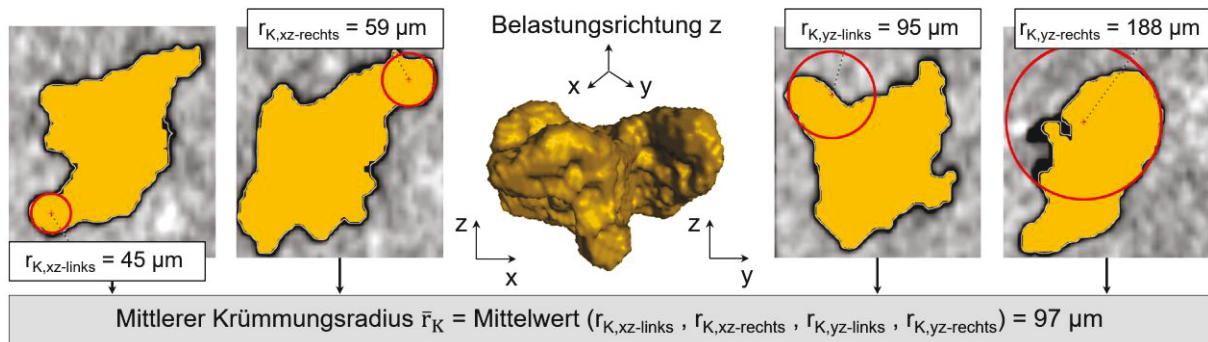


Abb. 6-5: Ermittlung des mittleren Krümmungsradius einer Pore durch Vermessung von Krümmungsradien an Positionen mit maximaler Kerbschärfe in der xz- und yz-Ebene, jeweils auf der linken und rechten Seite der Pore.

Die rechnerische Ermittlung des primären Rissausgangs und der gesamten Bruchfläche erfolgt auf Basis von Porenmerkmalen, die aus  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen generiert wurden. Daher ist eine Korrelation zwischen diesen Porenmerkmalen und dem manuell ermittelten, mittleren Krümmungsradius einer Pore notwendig, um die Kerbschärfe einer Pore in die Berechnung zu implementieren. Abb. 6-6(a) zeigt den Zusammenhang zwischen dem Porenvolumen  $V$  und dem Krümmungsradius der Pore  $r_K$  in zweidimensionaler Darstellung. Bei konstanter projizierter Fläche und Sphärizität der Pore vergrößert sich der Krümmungsradius als Folge einer Volumenzunahme der Pore. Abb. 6-6(b) zeigt den Zusammenhang zwischen der projizierten Fläche der Pore  $A_{\text{proj}}$  und dem Krümmungsradius der Pore  $r_K$ . Bei konstantem Porenvolumen und konstanter Sphärizität der Pore verkleinert sich der Krümmungsradius als Folge einer Vergrößerung der projizierten Fläche.

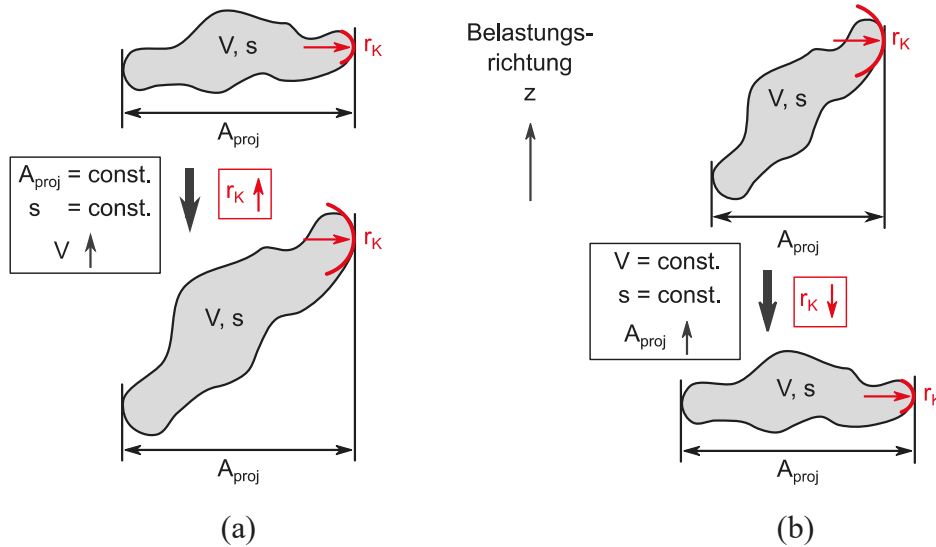


Abb. 6-6: Zweidimensionale, schematische Darstellung des Zusammenhangs zwischen dem Krümmungsradius der Pore und (a) dem Porenvolumen sowie (b) der projizierten Fläche der Pore auf die Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung.

Auf Basis der schematischen Betrachtung in Abb. 6-6 wurde der Quotient aus Porenvolumen und projizierter Fläche der Poren ( $V/A_{proj}$ ) den manuell ermittelten, mittleren Krümmungsradien der Poren gegenübergestellt (siehe Abb. 6-7(a)). Es zeigt sich eine eindeutige Korrelation zwischen  $\bar{r}_K$  und  $V/A_{proj}$ . Die Daten wurden durch eine Gerade angenähert, wobei die ermittelten Koeffizienten in Abb. 6-7(a) aufgeführt sind.

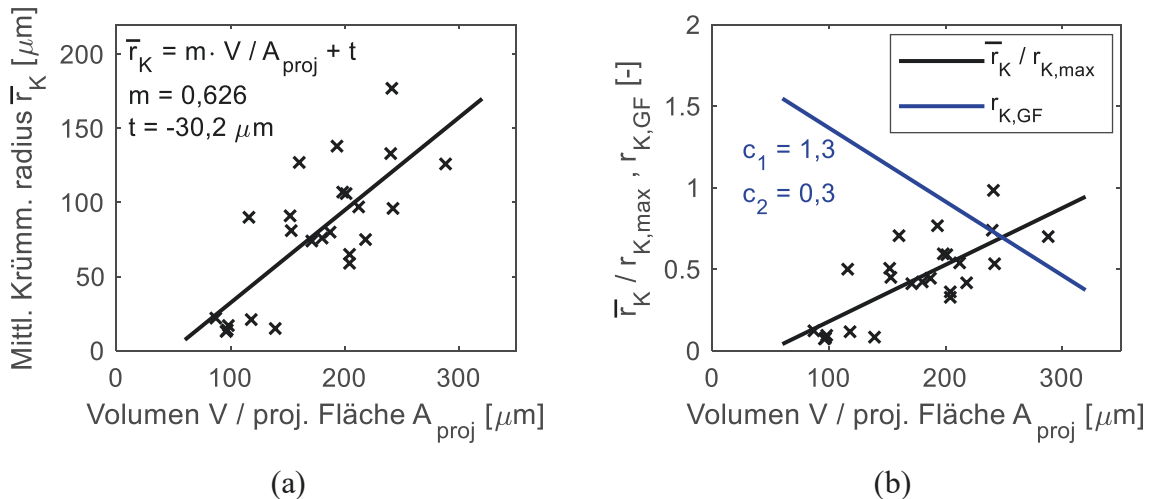


Abb. 6-7: (a) Manuell ermittelter, mittlerer Krümmungsradius über  $V/A_{proj}$  für 25 Poren und Annäherung durch Gerade und (b) normierter mittlerer Krümmungsradius sowie Gewichtungsfaktor zur Berücksichtigung der Kerbschärfe von Poren über  $V/A_{proj}$ .

Aus dem mittleren Krümmungsradius  $\bar{r}_K$  wurde der Gewichtungsfaktor  $r_{K,GF}$  berechnet. Dabei wurde ein linearer Verlauf von  $r_{K,GF}$  über  $\bar{r}_K$  und somit über  $V/A_{proj}$  zugrunde gelegt (siehe Abb. 6-7(b)):

$$r_{K,GF} = c_1 \cdot \left( 1 - \frac{\bar{r}_K}{r_{K,max}} \right) + c_2 \quad \text{mit} \quad r_{K,max} = 180 \text{ } \mu\text{m} \quad (6.7)$$

Mit den Faktoren  $c_1$  und  $c_2$  in Gl. (6.7) lässt sich die Höhe des Gewichtungsfaktors steuern.

Zur Berücksichtigung der Kerbschärfe im Berechnungsablauf zur Ermittlung des primären Rissausgangs und der gesamten Bruchfläche (siehe Abb. 6-2) wurde für jede Pore die projizierte Fläche  $A_{proj}$  mit dem Gewichtungsfaktor  $r_{K,GF}$  multipliziert. Die akkumulierte projizierte Fläche der Poren in einem Inspektionsraum mit Berücksichtigung der Kerbschärfe  $A_{proj,IR,KS}$  ergibt sich zu:

$$A_{proj,IR,KS} = \sum_i A_{proj,i} \cdot r_{K,GF,i} \quad (6.8)$$

Zusätzlich wurde die Kombination aus der Poreninteraktion (Kap. 6.2.2) und der Kerbschärfe von Poren berücksichtigt. Dazu wurde die akkumulierte projizierte Fläche mit Berücksichtigung der Poreninteraktion  $A_{proj,IR,Int}$  mit der Differenz ( $A_{proj,IR,KS} - A_{proj,IR}$ ) summiert:

$$A_{proj,IR,Int,KS} = A_{proj,IR,Int} + \left( A_{proj,IR,KS} - A_{proj,IR} \right) \quad (6.9)$$

In Gl. (6.9) ist  $A_{proj,IR}$  die akkumulierte projizierte Fläche eines Inspektionsraums ohne Berücksichtigung von Poreninteraktion und Kerbschärfe.  $A_{proj,IR,KS}$  beinhaltet gemäß Gl. (6.8) zusätzlich den Einfluss der Kerbschärfe. Die Differenz ( $A_{proj,IR,KS} - A_{proj,IR}$ ) stellt somit die Erhöhung von  $A_{proj,IR}$  um die Kerbschärfe der Poren im Inspektionsraum dar. Die Methode zur Berücksichtigung der Kerbschärfe wurde in Gl. (6.8) und Gl. (6.9) anhand von Inspektionsräumen gezeigt (Index „IR“), gilt aber in gleicher Weise für Inspektionsscheiben (Index „IS“). Durch die beschriebene Methodik zur Berücksichtigung der Kerbschärfe von Poren werden Poren mit kleinem Krümmungsradius kritischer bewertet als Poren mit großem Krümmungsradius (siehe Abb. 6-7(b)).



### 6.3 Rechnerische Lokalisierung des Bruchverlaufs - Ergebnisse

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs (Kap. 6.3.1) und der gesamten Bruchfläche (Kap. 6.3.2) der thermomechanisch ermüdeten Rundproben (Kap. 5.1) gezeigt. Die dazu entwickelte Berechnungsmethodik wurde in Kap. 6.2.1 vorgestellt. Die Berechnung erfolgte auf Basis der in den  $\mu$ CT-Untersuchungen am Ausgangswerkstoff (Kap. 5.4.2) ermittelten Porenmerkmale. Die Methodik enthält Kriterien zur Berücksichtigung der Interaktion und Kerbschärfe von Defekten, die in Kap. 6.2.2 und Kap. 6.2.3 beschrieben wurden. Die Validierung der Berechnung erfolgte für die Lokalisierung des primären Rissausgangs anhand der REM- und  $\mu$ CT-Untersuchungen in Kap. 5.4.4 und für die Lokalisierung der gesamten Bruchfläche anhand der  $\mu$ CT-Untersuchungen in Kap. 5.4.3.

#### 6.3.1 Primärer Rissausgang

Tab. 6-1 zeigt die Ergebnisse der entwickelten Berechnungsmethodik zur Lokalisierung des primären Rissausgangs für die einzelnen thermomechanisch ermüdeten Rundproben. In der Berechnung wurde auf Basis der Koordinaten  $r_m$ ,  $\varphi_m$  und  $z_m$  der Poren, die den  $\mu$ CT-Untersuchungen der unbelasteten Rundproben (Kap. 5.4.2) entstammen, eine bestimmte Anzahl an Inspektionsräumen  $n_{IR}$  ermittelt (vgl. Abb. 6-2).  $n_{IR}$  ist für jede Probe in der zweiten Spalte von Tab. 6-1 dargestellt. Zur Validierung der Berechnung wurde für jede Probe die Platzierung  $k$  des experimentell ermittelten primären Rissausgangs in der absteigenden Reihenfolge der berechneten akkumulierten projizierten Flächen  $A_{proj,IR}$  ermittelt (siehe Tab. 6-1). Für die Platzierung  $k$  gilt, dass ein kleinerer Wert eine bessere Platzierung und damit eine bessere Vorhersagegenauigkeit des primären Rissausgangs durch die Berechnung bedeutet. Eine Platzierung von 1 bedeutet, dass der experimentell ermittelte primäre Rissausgang durch das Berechnungsprogramm vorhergesagt wurde. Zusätzlich wurde die Platzierung  $k$  auf die Anzahl an rechnerisch ermittelten Inspektionsräumen  $n_{IR}$  bezogen (siehe Tab. 6-1). Gemäß Abb. 6-2 wurden die akkumulierten projizierten Flächen in den Inspektionsräumen mit und ohne Berücksichtigung der Interaktion (Kap. 6.2.2) und Kerbschärfe (Kap. 6.2.3) von Poren gebildet. Die vier Berechnungsvarianten sind in Tab. 6-1 spaltenweise aufgeführt. Die Bezeichnungen der entsprechenden projizierten Flächen sind in der obersten Zeile der Tabelle dargestellt.

Zum besseren Verständnis von Tab. 6-1 ist in Abb. 6-8 das Ergebnis von Probe 09-02 und in Abb. 6-9 das Ergebnis von Probe 02-02 grafisch dargestellt. Dabei ist jeweils die Variante

mit Berücksichtigung der Poreninteraktion, aber ohne Berücksichtigung der Kerbschärfe von Poren zu sehen (vgl. braun eingefärbte Zellen in Tab. 6-1).

Bei Probe 09-02 entspricht der experimentell ermittelte primäre Rissausgang dem Inspektionsraum mit dem größten berechneten  $A_{\text{proj,IR,Int}}$  von insgesamt 324 Inspektionsräumen. Somit ist die Platzierung  $k=1$  (siehe Tab. 6-1). In Abb. 6-8 ist dieser Inspektionsraum in der x-y-Ebene, d.h. der Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung z, dargestellt. Die projizierten Flächen der Poren im Inspektionsraum sind als flächenäquivalente Kreise dargestellt. Die akkumulierte projizierte Fläche  $A_{\text{proj,IR,Int}}$  beinhaltet die Poren, die Flächen zwischen den Poren sowie die Flächen zwischen Poren und Probenaußenfläche (vgl. Abb. 6-3). Die mit Hilfe der REM- und  $\mu\text{CT}$ -Untersuchungen ermittelten Poren im primären Rissausgang sind rot dargestellt. Die Mittelpunkte dieser Poren liegen innerhalb des ermittelten Inspektionsraums.

Bei Probe 02-02 entspricht der experimentell ermittelte primäre Rissausgang dem Inspektionsraum mit dem fünftgrößten berechneten  $A_{\text{proj,IR,Int}}$  von insgesamt 341 Inspektionsräumen. Somit ist die Platzierung  $k=5$  (siehe Tab. 6-1). In Abb. 6-9 sind die Inspektionsräume mit den fünf größten berechneten  $A_{\text{proj,IR,Int}}$  dargestellt. Die mit Hilfe der REM- und  $\mu\text{CT}$ -Untersuchungen ermittelte Pore im primären Rissausgang befindet sich innerhalb des Inspektionsraums mit dem fünftgrößten berechneten  $A_{\text{proj,IR,Int}}$ .

Gemäß Tab. 6-1 befinden sich die über alle Proben gemittelten Platzierungen im Bereich von 8 bis 12. Bezieht man die Platzierung für jede Probe auf die Anzahl an ermittelten Inspektionsräumen, ergeben sich gemittelte Werte von 2% bis 3%. Somit unterscheidet sich die Vorhersagegenauigkeit des primären Rissausgangs zwischen den vier Berechnungsvarianten, d.h. mit/ohne Berücksichtigung der Poreninteraktion und mit/ohne Berücksichtigung der Kerbschärfe, nicht allzu stark. Für jede der vier Berechnungsvarianten wurde bei mindestens drei Proben der experimentell ermittelte primäre Rissausgang durch die Berechnung vorhergesagt (siehe Zellen mit  $k=1$  in Tab. 6-1). Mit Ausnahme von Probe 09-01 ( $k/n_{\text{IR}} > 10\%$ ) befindet sich der experimentell ermittelte primäre Rissausgang bei allen Proben in Inspektionsräumen mit den 10% der größten berechneten projizierten Flächen. Wie in Kap. 6.2.1 beschrieben, wurden die Berechnungen mit verschiedenen Abmessungen des Inspektionsraums durchgeführt. Die besten Ergebnisse ergaben sich für Inspektionsräume mit einer Abmessung von 1 mm in radialer Richtung,  $15^\circ$  in tangentialer Richtung und 0,5 mm in axialer Richtung.

Tab. 6-1: Platzierung  $k$  des experimentell ermittelten primären Rissausgangs in der absteigenden Reihenfolge der akkumulierten projizierten Flächen der rechnerisch ermittelten Porenanhäufungen für alle ausgewerteten Proben; zusätzlich ist die Platzierung  $k$  auf die Anzahl der ermittelten Inspektionräume  $n_{IR}$  bezogen; Berechnung mit und ohne Berücksichtigung der Interaktion zwischen Poren und zwischen Poren und Probenaußenfläche sowie mit und ohne Berücksichtigung der Kerbschärfe; die braune Markierung nimmt Bezug auf Abb. 6-8 und Abb. 6-9.

Bezeichnung der berechneten $A_{proj}$		$A_{proj,IR}$		$A_{proj,IR,KS}$		$A_{proj,IR,Int}$		$A_{proj,IR,Int,KS}$	
Interaktion		nein				ja			
Kerbschärfe		nein		ja		nein		ja	
Proben - nr.	$n_{IR}$ [-]	$k$ [-]	$k/n_{IR}$ [%]	$k$ [-]	$k/n_{IR}$ [%]	$k$ [-]	$k/n_{IR}$ [%]	$k$ [-]	$k/n_{IR}$ [%]
06-01	185	1	0,5	1	0,5	1	0,5	1	0,5
01-03	532	6	1,1	5	0,9	7	1,3	7	1,3
06-03	444	6	1,4	7	1,6	4	0,9	4	0,9
02-03	426	9	2,1	10	2,3	8	1,9	8	1,9
<b>02-02</b>	<b>341</b>	2	0,6	1	0,3	<b>5</b>	<b>1,5</b>	4	1,2
03-01	543	33	6,1	26	4,8	30	5,5	25	4,6
04-03	422	4	0,9	4	0,9	4	0,9	4	0,9
05-01	469	5	1,1	5	1,1	7	1,5	6	1,3
05-03	462	27	5,8	21	4,5	41	8,9	33	7,1
04-01	468	1	0,2	1	0,2	1	0,2	1	0,2
07-02	351	12	3,4	13	3,7	8	2,3	8	2,3
07-03	397	9	2,3	7	1,8	15	3,8	11	2,8
08-01	336	1	0,3	1	0,3	4	1,2	2	0,6
08-02	336	2	0,6	1	0,3	13	3,9	11	3,3
<b>09-02</b>	<b>324</b>	2	0,6	2	0,6	<b>1</b>	<b>0,3</b>	1	0,3
09-01	307	44	14,3	39	12,7	44	14,3	39	12,7
09-03	298	2	0,7	2	0,7	15	5,0	10	3,4
10-01	338	3	0,9	3	0,9	4	1,2	5	1,5
<b>Mittelwert</b>		<b>9,4</b>	<b>2,4</b>	<b>8,3</b>	<b>2,1</b>	<b>11,8</b>	<b>3,1</b>	<b>10,0</b>	<b>2,6</b>

Die Berechnung ohne Berücksichtigung der Poreninteraktion, aber mit Berücksichtigung der Kerbschärfe von Poren ( $A_{proj,IR,KS}$ ) weist die niedrigste Platzierung ( $k=8,3$ ) und somit die beste Vorhersagegenauigkeit auf (siehe Tab. 6-1). Wie in Kap. 6.2.3 beschrieben, wurde ein linearer Zusammenhang zwischen dem Gewichtungsfaktor  $r_{K,GF}$  und dem Quotient aus Volumen und projizierter Fläche der Pore  $V/A_{proj}$  zugrunde gelegt. Der Faktor  $c_1$  wurde zu 1,3 und der Faktor  $c_2$  zu 0,3 definiert. Für die Berechnungsvariante mit Berücksichtigung

der Poreninteraktion, aber ohne Berücksichtigung der Kerbschärfe ( $A_{\text{proj,IR,Int}}$ ) ergibt sich eine etwas größere mittlere Platzierung ( $k=11,8$ ) als für die weiteren Berechnungsvarianten. Dieses Ergebnis wird in Kap. 6.6.1 diskutiert.

An dieser Stelle wird darauf hingewiesen, dass die Berechnungsmethodik zur Lokalisierung des primären Rissausgangs lediglich auf 18 Proben angewendet werden konnte, obwohl insgesamt 21 TMF-Versuche an Rundproben durchgeführt wurden (Kap. 5.1). In zwei Proben erfolgte der Bruch im TMF-Versuch außerhalb des im  $\mu\text{CT}$  aufgenommenen Bereichs. Dadurch war die Detektion der Poren im primären Rissausgang aus den  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen nicht möglich. Bei einer weiteren Probe funktionierte die Berechnungsmethodik nicht, da sich die Poren im primären Rissausgang leicht innerhalb des Radius  $r_{\text{Grenze}}$  (vgl. Abb. 6-2) befanden und somit im Berechnungsablauf in keinem Inspektionsraum berücksichtigt wurden. Bei Probe 06-01 konnten die beiden  $\mu\text{CT}$ -Aufnahmen vom Ausgangszustand nicht wie in Kap. 4.3.1 beschrieben zusammengefügt werden. Deshalb wurde für die Detektion der Defekte im Werkstoff nur die halbe zylindrische Messlänge verwendet. Dies ist der Grund für die geringe Anzahl an ermittelten Inspektionsräumen ( $n_{\text{IR}}=185$ ) im Vergleich zu den weiteren ausgewerteten Proben (siehe Tab. 6-1).

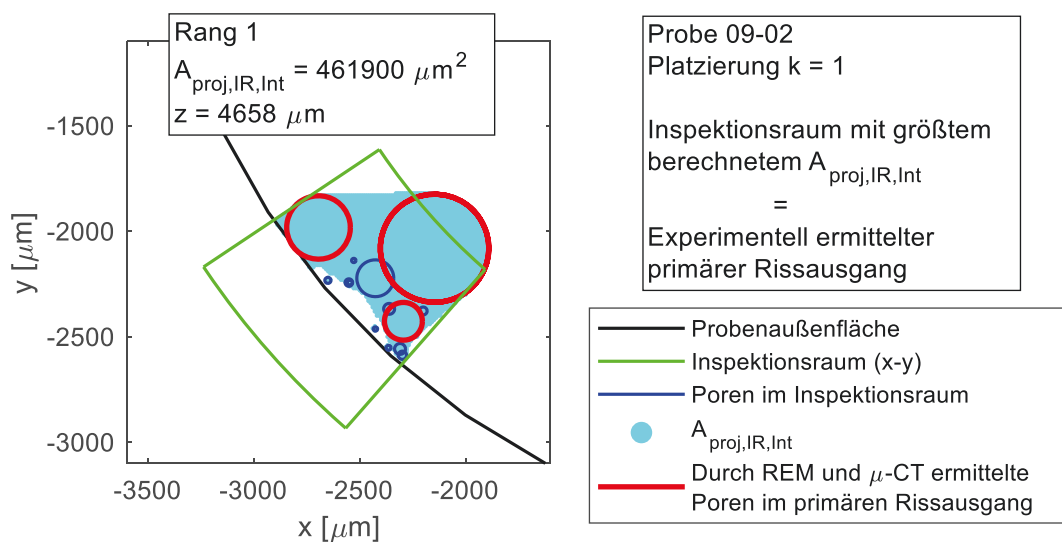


Abb. 6-8: Inspektionsraum mit größtem berechnetem  $A_{\text{proj,IR,Int}}$  mit darin enthaltenen Poren (Probe 09-02); experimentell ermittelte Poren im primären Rissausgang befinden sich ebenfalls in diesem Inspektionsraum.

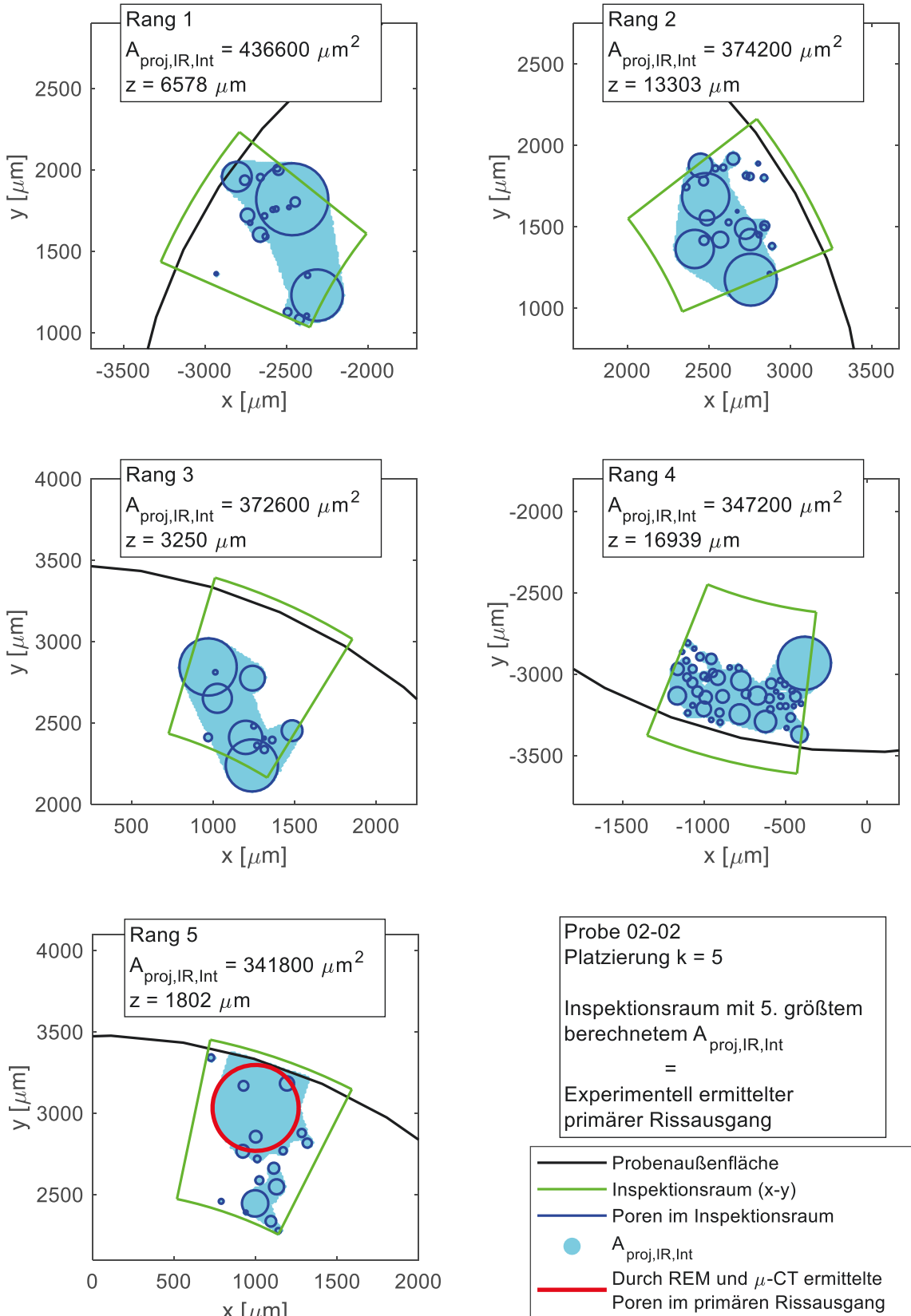


Abb. 6-9: Inspektionsräume mit den fünf größten berechneten  $A_{proj,IR,Int}$  mit darin enthaltenen Poren (Probe 02-02); experimentell ermittelte Poren im primären Rissausgang befinden sich im Inspektionsraum mit dem fünftgrößten berechneten  $A_{proj,IR,Int}$ .

### 6.3.2 Gesamte Bruchfläche

Tab. 6-2 zeigt die Ergebnisse der entwickelten Berechnungsmethodik zur Lokalisierung der gesamten Bruchfläche für die einzelnen thermomechanisch ermüdeten Rundproben. Der Aufbau von Tab. 6-2 ist prinzipiell äquivalent zum Aufbau von Tab. 6-1. Daher wird für die genaue Erklärung auf Kap. 6.3.1 verwiesen. Allerdings besteht der Unterschied, dass zur Lokalisierung der gesamten Bruchfläche Inspektionsscheiben anstelle von Inspektionräumen verwendet wurden (vgl. Abb. 6-2). Zur Validierung der Berechnung wurde für jede Probe die Platzierung  $k$  der experimentell ermittelten Bruchfläche in der absteigenden Reihenfolge der berechneten akkumulierten projizierten Flächen  $A_{\text{proj,IS}}$  ermittelt (siehe Tab. 6-2). Die experimentelle Detektion der Poren auf der Bruchfläche erfolgte durch  $\mu\text{CT}$ -Untersuchungen und wurde in Kap. 5.4.3 beschrieben.

Im Gegensatz zur Lokalisierung des primären Rissausgangs wurden bei der Lokalisierung der gesamten Bruchfläche alle Inspektionsscheiben, die im Abstand von  $50\ \mu\text{m}$  in axialer Richtung generiert wurden, beibehalten (vgl. Abb. 6-2). Dadurch überlappen sich die erzeugten Inspektionsscheiben und jede Pore befindet sich jeweils in mehreren Inspektionsscheiben. Folglich hat die Platzierung  $k$  nur eine begrenzte Aussagekraft. Wesentlich aussagekräftiger ist die auf die Anzahl an ermittelten Inspektionsscheiben bezogene Platzierung  $k/n_{\text{IS}}$  (siehe Tab. 6-2).

Zum besseren Verständnis von Tab. 6-2 ist in Abb. 6-10 das Ergebnis von Probe 02-02 grafisch dargestellt. Dabei ist die Variante mit Berücksichtigung der Poreninteraktion, aber ohne Berücksichtigung der Kerbschärfe von Poren zu sehen (vgl. braun eingefärbte Zellen in Tab. 6-2). Die experimentell ermittelte Bruchfläche entspricht der Inspektionsscheibe mit dem 56st größten berechneten  $A_{\text{proj,IS,Int}}$  von insgesamt 319 Inspektionsscheiben. Somit ist die Platzierung  $k=56$  und  $k/n_{\text{IS}}=17,6\%$  (siehe Tab. 6-2). In Abb. 6-10 ist diese Inspektionsscheibe in der  $x$ - $y$ -Ebene, d.h. der Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung  $z$ , dargestellt. Die projizierten Flächen der Poren in der Inspektionsscheibe sind als flächenäquivalente Kreise dargestellt. Die akkumulierte projizierte Fläche  $A_{\text{proj,IS,Int}}$  beinhaltet die Poren, die Flächen zwischen den Poren sowie die Flächen zwischen Poren und Probenaußenfläche (vgl. Abb. 6-3). Die mit Hilfe der  $\mu\text{CT}$ -Untersuchungen ermittelten Poren auf der Bruchfläche sind rot dargestellt.

Tab. 6-2: Platzierung  $k$  der experimentell ermittelten Bruchfläche in der absteigenden Reihenfolge der akkumulierten projizierten Flächen der rechnerisch ermittelten Inspektionsscheiben für alle ausgewerteten Proben; zusätzlich ist die Platzierung  $k$  auf die Anzahl der ermittelten Inspektionsscheiben  $n_{IS}$  bezogen; Berechnung mit und ohne Berücksichtigung der Interaktion zwischen Poren und zwischen Poren und Probenaußenfläche sowie mit und ohne Berücksichtigung der Kerbschärfe; die braune Markierung nimmt Bezug auf Abb. 6-10.

Bezeichnung der berechneten $A_{proj}$		$A_{proj,IS}$		$A_{proj,IS,KS}$		$A_{proj,IS,Int}$		$A_{proj,IS,Int,KS}$	
Interaktion		nein				ja			
Kerbschärfe		nein		ja		nein		ja	
Proben - nr.	$n_{IS}$ [-]	$k$ [-]	$k/n_{IS}$ [%]	$k$ [-]	$k/n_{IS}$ [%]	$k$ [-]	$k/n_{IS}$ [%]	$k$ [-]	$k/n_{IS}$ [%]
06-01	181	18	9,9	21	11,6	7	3,9	10	5,5
01-03	348	159	45,7	144	41,4	289	83,0	211	60,6
06-03	330	10	3,0	10	3,0	11	3,3	10	3,0
02-03	353	159	45,0	186	52,7	243	68,8	205	58,1
02-01	320	124	38,8	114	35,6	181	56,6	131	40,9
<b>02-02</b>	<b>319</b>	37	11,6	52	16,3	<b>56</b>	<b>17,6</b>	60	18,8
03-01	321	283	88,2	287	89,4	279	86,9	285	88,8
04-03	327	52	15,9	53	16,2	78	23,9	62	19,0
05-01	329	51	15,5	51	15,5	57	17,3	53	16,1
05-03	315	167	53,0	174	55,2	168	53,3	175	55,6
04-01	394	3	0,8	3	0,8	32	8,1	4	1,0
07-02	376	78	20,7	70	18,6	77	20,5	68	18,1
07-03	374	11	2,9	20	5,3	14	3,7	13	3,5
08-01	376	41	10,9	42	11,2	43	11,4	43	11,4
08-02	374	76	20,3	62	16,6	85	22,7	74	19,8
09-02	369	7	1,9	6	1,6	10	2,7	9	2,4
09-01	370	15	4,1	9	2,4	18	4,9	9	2,4
09-03	368	54	14,7	41	11,1	137	37,2	66	17,9
10-01	371	133	35,8	125	33,7	144	38,8	126	34,0
<b>Mittelwert</b>		<b>78</b>	<b>23,1</b>	<b>77</b>	<b>23,1</b>	<b>102</b>	<b>29,7</b>	<b>85</b>	<b>25,1</b>

Wie für die Ermittlung des primären Rissausgangs (Kap. 6.3.1) wurde auch für die Ermittlung der Bruchfläche zur Berücksichtigung der Kerbschärfe von Poren ein linearer Zusammenhang zwischen dem Gewichtungsfaktor  $r_{K,GF}$  und dem Quotient aus Volumen und projizierter Fläche der Pore  $V/A_{proj}$  ( $c_1=1,3$  und  $c_2=0,3$ ) verwendet. Gemäß Tab. 6-2 befinden sich die über alle Proben gemittelten Platzierungen im Bereich von 75 bis 105.

Bezieht man die Platzierung für jede Probe auf die Anzahl an erzeugten Inspektionsscheiben, ergeben sich je nach Berechnungsvariante gemittelte Werte von 23% bis 30%. Somit ist die Vorhersagegenauigkeit wesentlich schlechter als bei der Ermittlung des primären Rissausgangs (vgl. Tab. 6-1). Mögliche Gründe dafür werden in Kap. 6.6.1 (Abschnitt „Ergebnisse“) diskutiert. Für die Berechnungsvariante mit Berücksichtigung der Poreninteraktion, aber ohne Berücksichtigung der Kerbschärfe ( $A_{\text{proj,IS,Int}}$ ) ergibt sich eine etwas größere mittlere Platzierung von 102 und somit ein schlechteres Ergebnis als für die weiteren Berechnungsvarianten. Für keine Probe wurde die experimentell ermittelte Bruchfläche durch die Berechnung vorhergesagt ( $k > 1$  für alle Proben und Berechnungsvarianten, siehe Tab. 6-2).

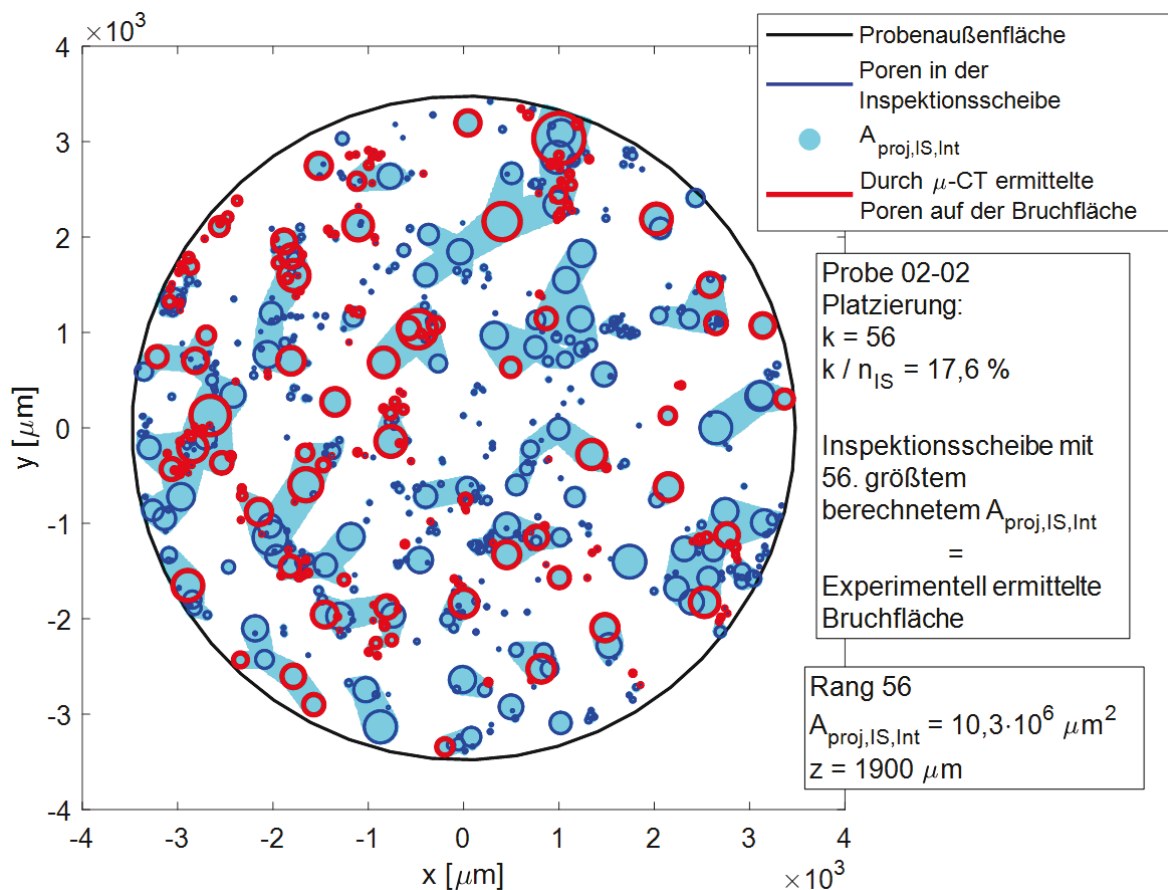


Abb. 6-10: Experimentell ermittelte Poren auf der Bruchfläche in der Inspektionsscheibe mit dem 56st größten berechneten  $A_{\text{proj,IS,Int}}$  (Probe 02-02).

An dieser Stelle wird darauf hingewiesen, dass die Berechnungsmethodik zur Lokalisierung der gesamten Bruchfläche lediglich auf 19 Proben angewendet werden konnte, obwohl insgesamt 21 TMF-Versuche an Rundproben durchgeführt wurden (Kap. 5.1). In zwei Proben erfolgte der Bruch im TMF-Versuch außerhalb des im  $\mu\text{CT}$  aufgenommenen Bereichs. Dadurch war die Detektion der Poren auf der Bruchfläche aus den  $\mu\text{CT}$ -



Aufnahmen nicht möglich. Bei Probe 06-01 konnten die beiden  $\mu$ CT-Aufnahmen im ungeprüften Zustand nicht wie in Kap. 4.3.1 beschrieben zusammengefügt werden. Deshalb wurde für die Detektion der Defekte im Werkstoff nur die halbe zylindrische Messlänge verwendet. Dies ist der Grund für die geringe Anzahl an erzeugten Inspektionsscheiben ( $n_{IS}=181$ ) im Vergleich zu den weiteren ausgewerteten Proben (siehe Tab. 6-2).

## 6.4 Einflussgrößen auf die Lebensdauer

In diesem Kapitel werden die experimentell und rechnerisch ermittelten Einflussgrößen für die Lebensdauerabschätzung (Kap. 6.5) aufbereitet. In Kap. 6.4.1 wird die Anfangsrisslänge (und Streuung der Anfangsrisslänge) aus den berechneten akkumulierten projizierten Flächen (Kap. 6.3.1) abgeleitet. In Kap. 6.4.2 wird die Streuung der Rissfortschrittsrate auf Basis der elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve berechnet, die anhand von TMF-Rissfortschrittsversuchen an Corner-Crack-Proben generiert wurde (Kap. 5.2). Schließlich folgt in Kap. 6.4.3 die Herleitung der Endrisslänge aus dem Abfall der elastischen Steifigkeit in den TMF-Versuchen (Kap. 5.1.3).

### 6.4.1 Streuung der Anfangsrisslänge

Bei der rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs wurde bei den meisten Proben der primäre Rissausgang nicht exakt vorhergesagt (vgl. Tab. 6-1). Dies liegt vermutlich an der hohen Anzahl und komplexen Form der Poren im Werkstoff. Zudem traten während der zyklischen Beanspruchung neben dem primären Riss häufig Sekundärrisse auf. Unter Berücksichtigung dieser Rahmenbedingungen ergaben sich gute Ergebnisse. So lagen die mittleren Platzierungen des primären Rissausgangs in der absteigenden Reihenfolge der berechneten akkumulierten projizierten Flächen im Bereich von 2% bis 3% (vgl. Tab. 6-1). Aus diesem Grund wird angenommen, dass die akkumulierte projizierte Fläche von Poren das entscheidende Kriterium für die Rissinitiierung unter thermo-mechanischer Beanspruchung ist. Deshalb werden die berechneten akkumulierten projizierten Flächen der einzelnen Proben für die Ermittlung der Anfangsrisslänge  $a_0$  verwendet.

In Kap. 6.3.1 sind die Ergebnisse der rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs für vier Berechnungsvarianten aufgeführt, nämlich mit und ohne Berücksichtigung der Poreninteraktion sowie mit und ohne Berücksichtigung der Kerbschärfe von Poren (vgl. Tab. 6-1). Die experimentellen Untersuchungen in Kap. 5.3 und Kap. 5.4.4 zeigten, dass sich der primäre Rissausgang häufig an der Probenaußenfläche befindet und

aus zahlreichen Poren mit ausgedehnten Strukturen und hoher Kerbschärfe besteht. Deshalb wurde für die Ermittlung der Anfangsrisslänge  $a_0$  die Berechnungsvariante mit Berücksichtigung der Interaktion und Kerbschärfe von Poren verwendet (siehe rechte Spalte in Tab. 6-1). Diese zeigte zwar nicht das beste Ergebnis der vier Berechnungsvarianten ( $k=10,0$ ), allerdings sind die Platzierungen der beiden besseren Varianten nur unwesentlich niedriger ( $k=8,3$  und  $k=9,4$ ).

Die Berechnung der Anfangsrisslänge  $a_0$  aus der akkumulierten projizierten Fläche  $A_{\text{proj,IR,Int,KS}}$  des Inspektionsraums erfolgte unter der Annahme eines halbkreisförmigen Oberflächenanrisses. Die Entscheidung für diese Form des Anrisses hatte zwei Gründe. Einerseits zeigte sich auf den Bruchflächen der thermomechanisch ermüdeten Proben eine konzentrische Rissausbreitung ausgehend von der Probenaußenfläche (vgl. Kap. 5.3). Andererseits entstehen Risse im Brennraumdach von Zylinderköpfen an der Oberfläche und verlaufen daraufhin halbkreisförmig (Kap. 4.6).

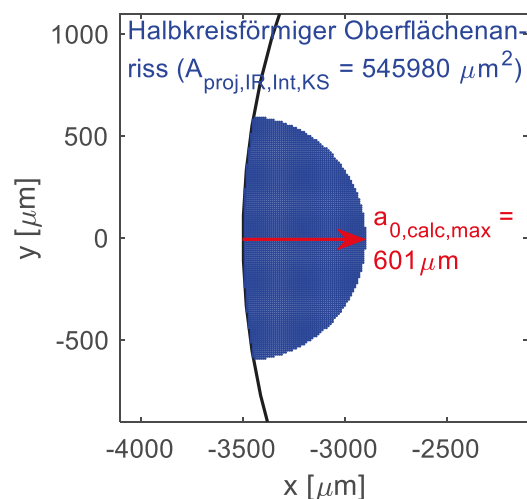


Abb. 6-11: Größte berechnete akkumulierte projizierte Fläche  $A_{\text{proj,IR,Int,KS}}$  von Probe 02-02 als flächenäquivalenter, halbkreisförmiger Oberflächenanriss mit der berechneten Anfangsrisslänge  $a_{0,\text{calc,max}}$ .

Exemplarisch ist in Abb. 6-11 die größte berechnete akkumulierte projizierte Fläche  $A_{\text{proj,IR,Int,KS}}$  von Probe 02-02 als flächenäquivalenter, halbkreisförmiger Oberflächenanriss dargestellt, wobei die Krümmung der Probenaußenfläche berücksichtigt wurde. Die Berechnung der Anfangsrisslänge  $a_{0,\text{calc}}$  erfolgte numerisch:

$$a_{0,\text{calc}} \quad \text{mit} \quad A(a_{0,\text{calc}}) = A_{\text{proj,IR,Int,KS}} \quad (6.10)$$

Die Fläche  $A$  ( $a_{0,calc}$ ) in Gl. (6.10) entspricht der Schnittfläche der Probe mit dem halbkreisförmigen Oberflächenanriss, die in jedem Iterationsschritt numerisch berechnet wurde.

Abb. 6-12 zeigt die berechneten Anfangsrissslängen  $a_0$  im Wahrscheinlichkeitsnetz der Normalverteilung. Dabei wurde  $a_0$  für jede Probe sowohl aus der akkumulierten projizierten Fläche  $A_{proj,IR,Int,KS}$  des experimentell ermittelten primären Rissausgangs (Bezeichnung „ $a_{0,calc,Rissausgang}$ “) als auch aus der größten berechneten akkumulierten projizierten Fläche  $A_{proj,IR,Int,KS}$  ermittelt (Bezeichnung „ $a_{0,calc,max}$ “). Somit sind zwei Verteilungen mit jeweils 18 Datenpunkten aufgetragen, wobei die Anfangsrissslänge  $a_{0,calc,max}$  im Mittel etwas höher ist als die Anfangsrissslänge  $a_{0,calc,Rissausgang}$  (657  $\mu\text{m}$  zu 535  $\mu\text{m}$ ). Die 10%-90%-Streuung, d.h. das Verhältnis der Anfangsrissslänge  $a_{0,90\%}$  bei 90% Auftretswahrscheinlichkeit zu  $a_{0,10\%}$  bei 10% Auftretswahrscheinlichkeit, beträgt  $T_{a_{0,calc,Rissausgang}}=1,63$  bzw.  $T_{a_{0,calc,max}}=1,30$ . Die in Abb. 6-12 dargestellten Verteilungen der Anfangsrissslänge  $a_0$  werden herangezogen, um die Streuung der Lebensdauer der in den TMF-Versuchen thermomechanisch ermüdeten Proben abzuschätzen (Kap 6.5).

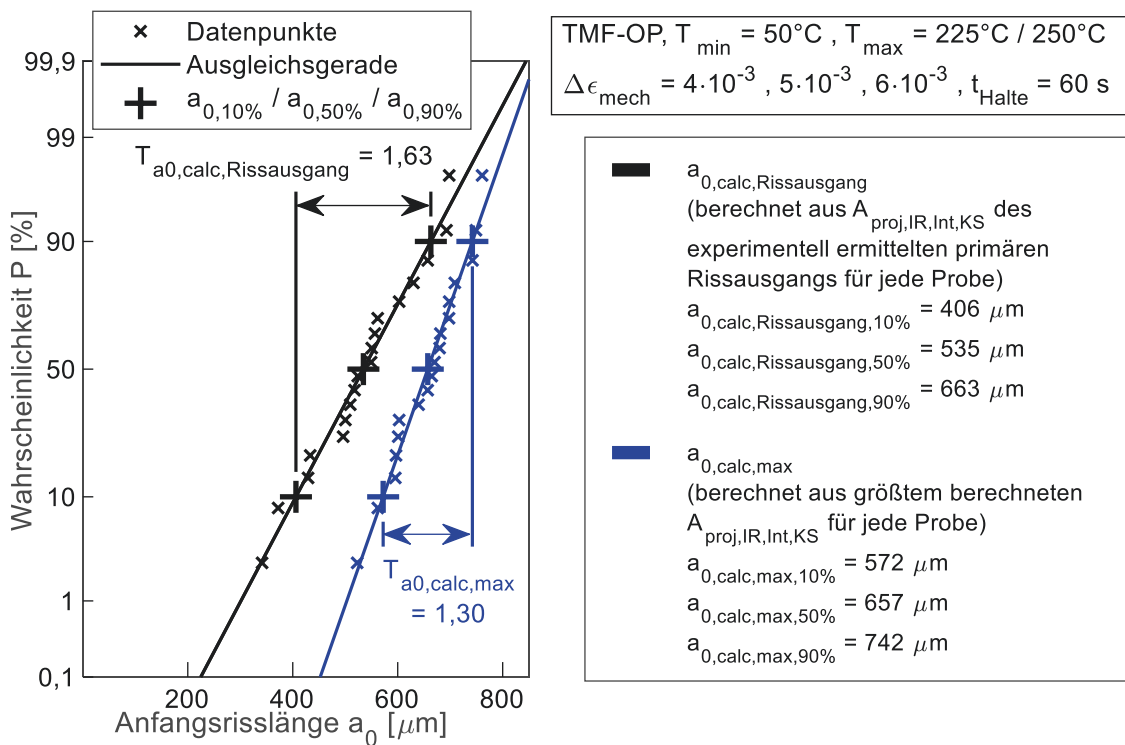


Abb. 6-12: Berechnete Anfangsrissslängen  $a_0$  im Wahrscheinlichkeitsnetz der Normalverteilung: Ermittlung von  $a_0$  für jede Probe aus der akkumulierten projizierten Fläche  $A_{proj,IR,Int,KS}$  des experimentell ermittelten primären Rissausgangs und aus der größten berechneten akkumulierten projizierten Fläche  $A_{proj,IR,Int,KS}$ .

### 6.4.2 Streuung der Rissfortschrittsrate

Die Defekte im Werkstoff führen neben der Streuung der Anfangsrislänge  $a_0$  (Kap. 6.4.1) auch zur Streuung der Rissfortschrittsrate  $da/dN$ . In Kap 6.5 werden sowohl die Streuung der Anfangsrislänge als auch die Streuung der Rissfortschrittsrate verwendet, um die Streuung der Lebensdauer der in den TMF-Versuchen thermomechanisch ermüdeten Proben abzuschätzen.

Abb. 6-13 zeigt  $da/dN$  über dem effektiven zyklischen J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  für die sechs durchgeführten TMF-Rissfortschrittsversuche. Die Versuchsdaten in Abb. 6-13 entsprechen denen in Abb. 5-18. Die Rissfortschrittsrate  $da/dN$  streut zwischen den einzelnen Zyklen eines TMF-Rissfortschrittsversuchs stark. Dies liegt hauptsächlich an den zahlreichen ausgedehnten Poren, die v.a. bei der Interaktion mit anderen Poren zu beschleunigtem Risswachstum innerhalb weniger Zyklen führen können. Zudem unterscheiden sich die Rissfortschrittsraten von TMF-Rissfortschrittsversuchen mit identischen Versuchsbedingungen (siehe Abb. 6-13). Bei der Streuung der Lebensdauer handelt es sich um die Streuung zwischen den einzelnen an Rundproben durchgeführten TMF-Versuchen. Folglich wurde für die Streuung der Rissfortschrittsrate ebenfalls die Streuung zwischen den einzelnen TMF-Rissfortschrittsversuchen an Corner-Crack-Proben und nicht die Streuung zwischen den einzelnen Zyklen verwendet. Dazu wurden für die einzelnen TMF-Rissfortschrittsversuche Regressionsgeraden ermittelt (siehe Abb. 6-13).

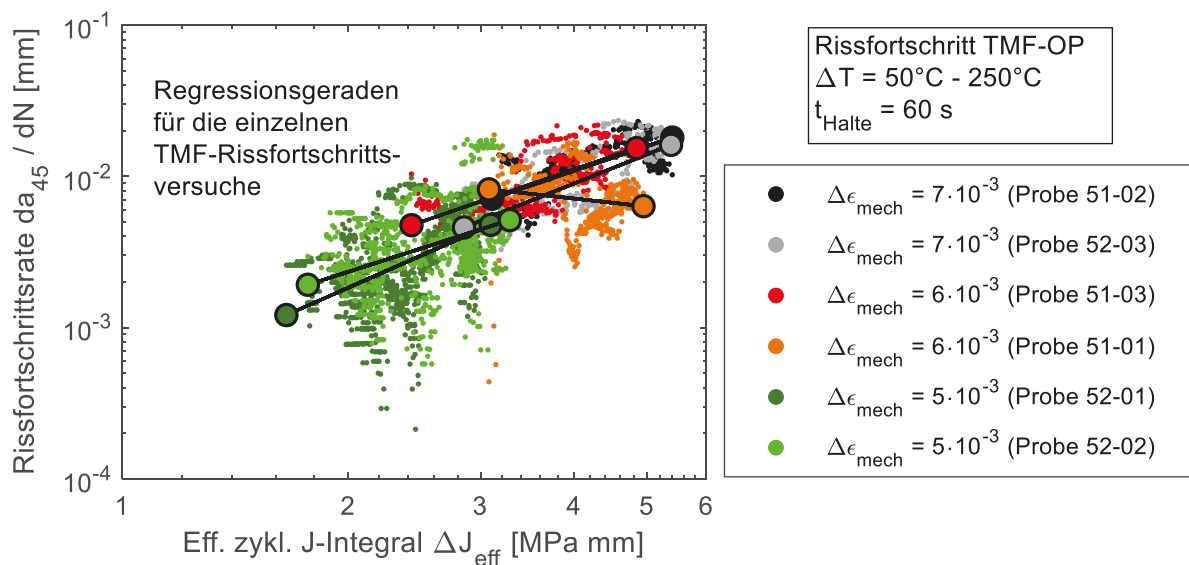


Abb. 6-13: Elastisch-plastische Rissfortschrittskurve in der Darstellung der Rissfortschrittsrate pro Zyklus über dem effektiven zyklischen J-Integral für die TMF-Rissfortschrittsversuche; Regressionsgeraden für die einzelnen TMF-Rissfortschrittsversuche.

Auf den Regressionsgeraden wurden gemittelte Rissfortschrittsraten für die identischen Werte von  $\Delta J_{\text{eff}}$  generiert, die aus den einzelnen Zyklen der TMF-Rissfortschrittsversuche resultierten. Somit entspricht die Anzahl an gemittelten Rissfortschrittsraten der Anzahl an Zyklen in den TMF-Rissfortschrittsversuchen. Die gemittelten Rissfortschrittsraten über  $\Delta J_{\text{eff}}$  sind für alle TMF-Rissfortschrittsversuche in Abb. 6-14 (graue Punkte) dargestellt. Die gemittelten Rissfortschrittsraten wurden durch ein Potenzgesetz gemäß Gl. (5.15) angepasst (siehe Abb. 6-14). Die Parameter des Potenzgesetzes entsprechen den Parametern, die in Abb. 5-18 aus den ursprünglichen, nicht gemittelten Rissfortschrittsraten berechnet wurden ( $C_{50\%}=4,72 \cdot 10^{-4}$  mm,  $m=2,10$ ).

Die gemittelten Rissfortschrittsraten der einzelnen TMF-Rissfortschrittsversuche wurden zur Ermittlung des 10%-90%-Streubandes der Rissfortschrittsrate verwendet. Dazu wurden die gemittelten Rissfortschrittsraten parallel zur Regressionsgerade zu  $\Delta J_{\text{eff}}=1$  MPa mm verschoben. Die Rissfortschrittsraten bei  $\Delta J_{\text{eff}}=1$  MPa mm entsprechen gemäß Gl. (5.15) dem Parameter C des Potenzgesetzes. Alle Werte von C wurden in das Wahrscheinlichkeitsnetz der logarithmischen Normalverteilung eingetragen (siehe Abb. 6-15). Obwohl die Datenpunkte nicht optimal auf einer Gerade liegen, ist die Annahme einer logarithmischen Normalverteilung von C vertretbar. Das 10%-Quantil ( $C_{10\%}$ ) und das 90%-Quantil ( $C_{90\%}$ ) ist sowohl im Rissfortschrittsdiagramm (siehe Abb. 6-14) als auch dem Wahrscheinlichkeitsnetz der logarithmischen Normalverteilung (siehe Abb. 6-15) markiert. Die 10%-90%-Streuspanne  $T_C$  beträgt 1,63. Mit der Steigung der Regressionsgerade ( $m=2,10$ ) und den Quantilen  $C_{10\%}$  und  $C_{90\%}$  wurde das 10%-90%-Streuband der Rissfortschrittsrate generiert (siehe Abb. 6-14).

Die dargestellte Methodik zur Ermittlung der Streuung von  $da/dN$  gilt unter der Voraussetzung, dass die Geraden für sämtliche Wahrscheinlichkeiten P parallel zur Regressionsgerade ( $P=50\%$ ) verlaufen bzw. die Standardabweichung der Rissfortschrittsrate unabhängig von der Beanspruchung ist.

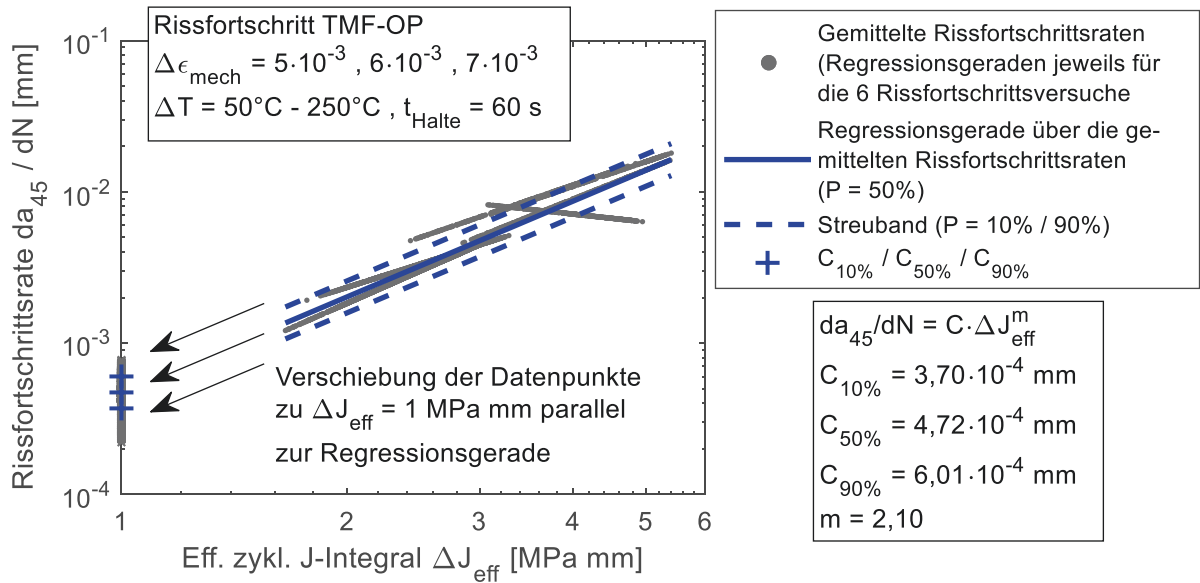


Abb. 6-14: Gemittelte Rissfortschrittsraten über dem effektiven zyklischen J-Integral für die einzelnen TMF-Rissfortschrittsversuche und Anpassung durch ein Potenzgesetz; Verschiebung der Datenpunkte parallel zur Regressionsgerade zur Ermittlung des 10%- und 90%-Quantils von C und damit des 10%-90%-Streubandes für die Rissfortschrittsrate (logarithmische Normalverteilung).

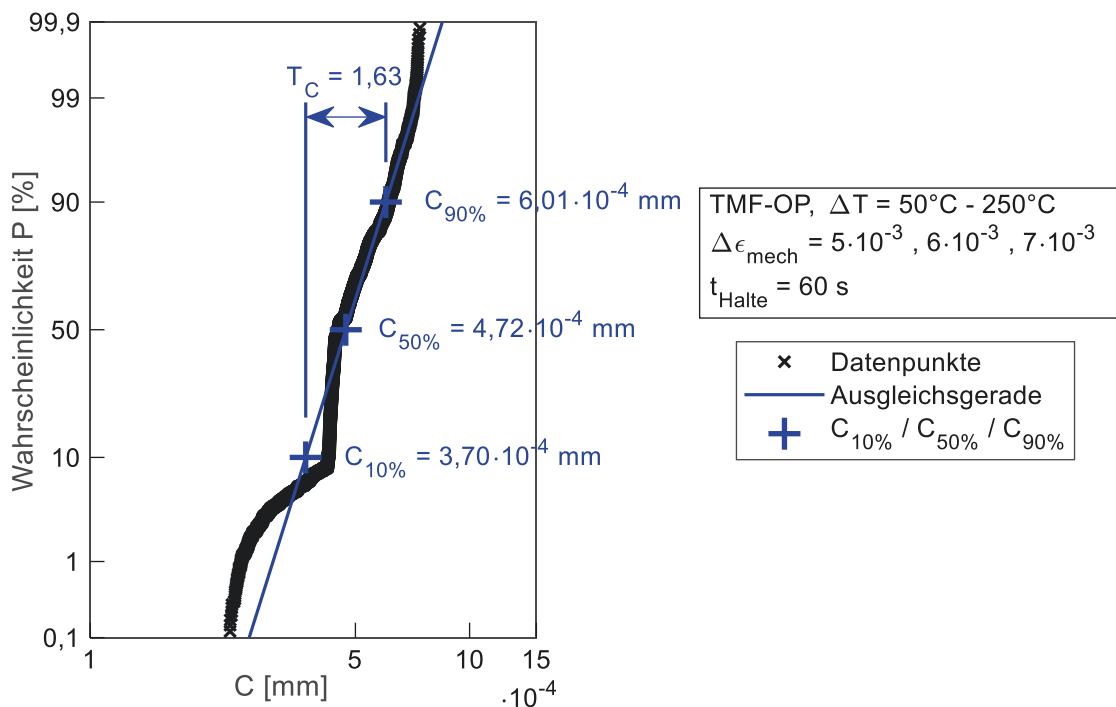


Abb. 6-15: Parameter C des Potenzgesetzes zur Beschreibung der elastisch-plastischen Rissfortschrittsskurve im Wahrscheinlichkeitsnetz der logarithmischen Normalverteilung.

### 6.4.3 Endrisslänge

Zur Abschätzung der Lebensdauer  $N_f$  von thermomechanisch ermüdeten Proben durch das in Kap. 6.1 beschriebene bruchmechanische Lebensdauermodell wird die bis Zyklus  $N_f$  erreichte Risslänge benötigt. Diese wird als Endrisslänge  $a_f$  bezeichnet und wurde in dieser Arbeit aus der Abnahme der Steifigkeit über der Zyklenzahl in den TMF-Versuchen (Kap. 5.1.3) abgeschätzt. Allerdings ist die Anwendung dieser Methode an die Bedingung geknüpft, dass der E-Modul über der Zyklenzahl konstant ist. Dazu wurden in Kap. 5.6.1 zwei Literaturstellen aufgegriffen, die die Unabhängigkeit des E-Moduls von der Alterung bei vergleichbaren Legierungen zeigen. Somit ist die Annahme eines konstanten E-Moduls über der Zyklenzahl in dieser Arbeit vertretbar. Mit Gl. (2.10) lässt sich die Restquerschnittsfläche  $A_{\text{Rest,ES}}$  eines Zyklus als Funktion der Steigung der elastischen Gerade  $d\sigma_N/d\varepsilon_{\text{el}}$  in diesem Zyklus, der Anfangsquerschnittsfläche  $A_0$  und des E-Moduls berechnen. Folglich ergibt sich für die Restquerschnittsfläche bei Zyklus  $N_f$ :

$$A_{\text{Rest,ES}}(N_f) = \frac{\frac{d\sigma_N}{d\varepsilon_{\text{el}}}(N_f)}{E} \cdot A_0 = \frac{\frac{d\sigma_N}{d\varepsilon_{\text{el}}}(N_f)}{\frac{d\sigma_N}{d\varepsilon_{\text{el}}}(1)} \cdot A_0 \quad (6.11)$$

Gemäß Gl. (6.11) wurde der E-Modul durch die Steigung der elastischen Gerade im ersten Zyklus berechnet, da zu diesem Zeitpunkt noch kein Rissfortschritt stattgefunden hat. Die Endrissfläche  $A_f$  ergibt sich aus der Restquerschnittsfläche bei Zyklus  $N_f$  zu:

$$A_f = A_0 - A_{\text{Rest,ES}}(N_f) \quad (6.12)$$

Wie bei der Berechnung der Anfangsrisslänge  $a_0$  in Kap. 6.4.1 wurde auch die Endrisslänge  $a_f$  unter der Annahme eines halbkreisförmigen Risses berechnet. Exemplarisch ist in Abb. 6-16 die aus dem Abfall der Steifigkeit berechnete Endrissfläche  $A_f$  von Probe 02-02 als flächenäquivalenter, halbkreisförmiger Riss dargestellt, wobei die Krümmung der Probenaußenfläche berücksichtigt wurde. Die Endrisslänge  $a_f$  wurde analog zur numerischen Berechnung der Anfangsrisslänge  $a_{0,\text{calc}}$  in Gl. (6.10) ermittelt:

$$a_f \quad \text{mit} \quad A(a_f) = A_f \quad (6.13)$$

Für die Lebensdauerabschätzung in Kap. 6.5 wurde der Mittelwert der Endrisslänge  $a_f$  von allen 21 durchgeführten TMF-Versuchen verwendet. Dieser beträgt  $2.650 \mu\text{m}$ .

Die REM-Untersuchungen der Bruchflächen von thermomechanisch ermüdeten Proben in Kap. 5.3 zeigten, dass sich bei einigen Proben neben dem primären Riss zusätzlich sekundäre Risse ausbreiteten. Folglich ist die Abnahme der Steifigkeit das Resultat des Wachstums aller vorhandenen Risse. Dagegen wird bei der dargestellten Methode aus der Steifigkeitsabnahme die Endrisslänge  $a_f$  eines einzigen gewachsenen Risses berechnet.

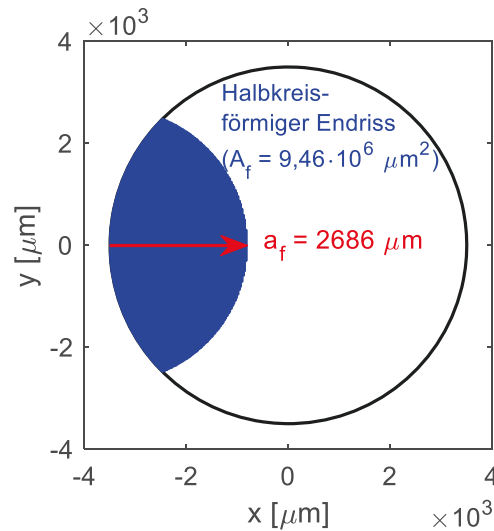


Abb. 6-16: Aus dem Abfall der Steifigkeit berechnete Endrissfläche  $A_f$  von Probe 02-02 als flächenäquivalenter, halbkreisförmiger Endriss mit der berechneten Endrisslänge  $a_f$ .

## 6.5 Lebensdauerabschätzung für einachsige thermomechanische Beanspruchung

Wie in Kap. 6.1 beschrieben, wurde die Lebensdauer durch ein bruchmechanisches Lebensdauermodell abgeschätzt. Die Eingangsgrößen für dieses Modell sind die Anfangsrisslänge  $a_0$ , die Endrisslänge  $a_f$ , der Schädigungsparameter  $Z_D$  sowie die Parameter der elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve  $C$  und  $m$ .

Die Parameter  $C$  und  $m$  wurden durch TMF-Rissfortschrittsversuche experimentell ermittelt (Kap. 5.2). Die Berechnung des Schädigungsparameters  $Z_D$  für die durchgeführten TMF-Versuche erfolgte mit der Geometriefunktion für halbkreisförmige Oberflächenrisse (Kap. 5.1.5). Die Endrisslänge  $a_f$  wurde anhand des Steifigkeitsabfalls in den TMF-Versuchen abgeschätzt (Kap. 6.4.3). Die Anfangsrisslänge  $a_0$  wurde aus den akkumulierten projizierten Flächen abgeleitet, die zur Lokalisierung des primären Rissausgangs aus  $\mu$ CT-Daten rechnerisch ermittelt wurden (Kap. 6.4.1). Bei der rechnerischen Ermittlung des primären Rissausgangs wurde der experimentell ermittelte primäre Rissausgang bei den meisten Proben nicht exakt vorhergesagt (Kap. 6.3.1). Deshalb wurde die Anfangsrisslänge für jede Probe aus der akkumulierten projizierten Fläche  $A_{\text{proj,IR,Int,KS}}$  des experimentell



ermittelten primären Rissausgangs ( $a_{0,calc,Rissausgang}$ ) und aus der größten berechneten akkumulierten projizierten Fläche  $A_{proj,IR,Int,KS}$  ( $a_{0,calc,max}$ ) berechnet (Kap. 6.4.1). Die genauere Lebensdauerabschätzung ergab sich für die Anfangsrislänge  $a_{0,calc,max}$ . Die Verwendung von  $a_{0,calc,max}$  für die Lebensdauerabschätzung wird in Kap. 6.6.2 diskutiert.

Für die Abschätzung der mittleren Lebensdauer  $N_{f,Berechnung,50\%}$  wurden die mittlere Anfangsrislänge ( $a_{0,calc,max,50\%}=657 \mu\text{m}$ ) und der mittlere Parameter der elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve ( $C_{50\%}=4,72 \cdot 10^{-4} \text{ mm}$ ) herangezogen. Gemäß Gl. (6.2) ergibt sich:

$$N_{f,Berechnung,50\%} = \frac{1}{C_{50\%} \cdot Z_D^m} \left( \frac{a_f^{1-m} - a_{0,calc,max,50\%}^{1-m}}{1-m} \right) \quad (6.14)$$

Abb. 6-17 zeigt  $N_{f,Berechnung,50\%}$  über der in den TMF-Versuchen experimentell ermittelten Lebensdauer  $N_{f,Versuch}$ . Alle Daten liegen innerhalb eines Streubands vom Faktor 2.

In Abb. 6-18 sind die einzelnen TMF-Versuche und die dazugehörige Regressionsgerade ( $P=50\%$ ) im  $Z_D-N_f$  Diagramm dargestellt. Sowohl die Datenpunkte als auch die Regressionsgerade entsprechen denen in Abb. 5-8. Die berechnete mittlere Lebensdauer ist nahezu identisch mit der Regressionsgerade aus den Versuchsdaten: die Abweichung der Neigung  $k$  beträgt 5%, die Abweichung von  $D_{50\%}$  beträgt 3% (Gl. (2.40)).

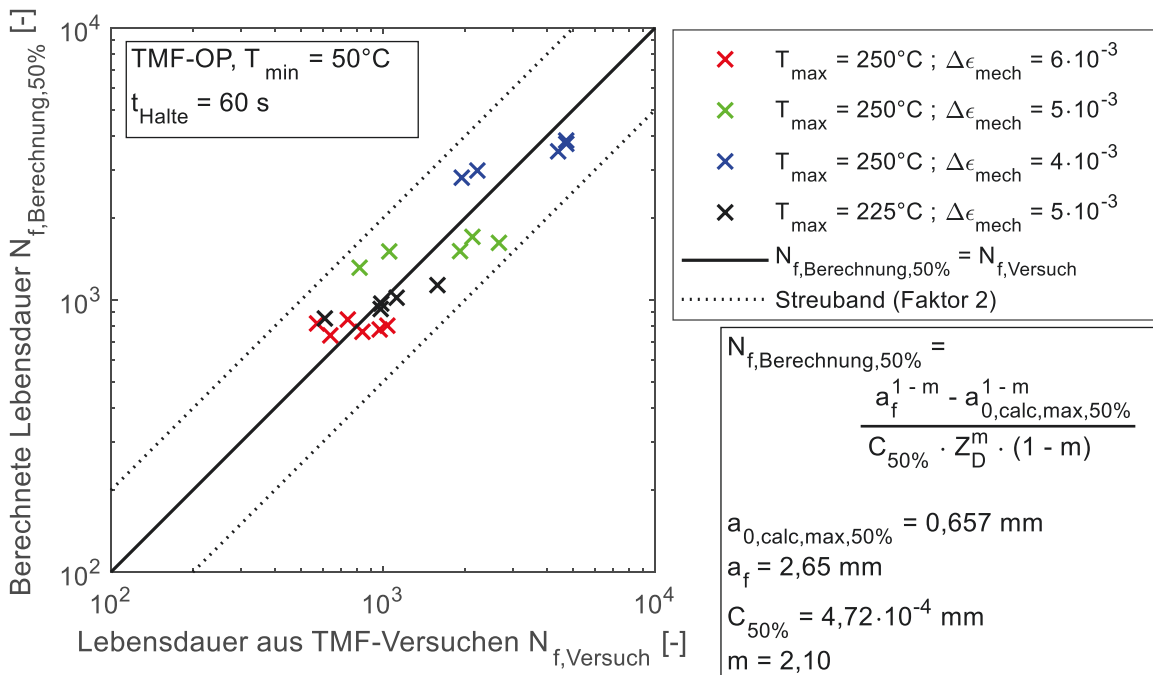


Abb. 6-17: Durch Risswachstumsmodell berechnete mittlere Lebensdauer über der in den TMF-Versuchen experimentell ermittelten Lebensdauer. Alle Daten liegen innerhalb eines Streubands mit dem Faktor 2.

Die Streuung der Lebensdauer  $N_f$  wurde aus der Streuung der Anfangsrisslänge  $a_{0,calc,max}$  (Kap. 6.4.1) und des Parameters  $C$  der elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve (Kap. 6.4.2) abgeschätzt. Aufgrund von zwei vorhandenen Einflussgrößen auf die Streuung der Lebensdauer wurde die Berechnung numerisch durch eine Monte-Carlo-Simulation durchgeführt. Dabei wurden für 20 Beanspruchungsniveaus  $Z_D$  jeweils 50.000 Werte für die Anfangsrisslänge  $a_0$  und den Parameter  $C$  gemäß den zugrundeliegenden Verteilungen generiert:

$$a_{0ZZ,ij} = NV \left( P = ZZ_{a0,ij}, \quad a_{0,calc,max,50\%}, \quad s_{a0,calc,max} \right)$$

$$\log C_{ZZ,ij} = NV \left( P = ZZ_{C,ij}, \quad \log C_{50\%}, \quad s_{\log C} \right) \quad \rightarrow \quad C_{ZZ,ij} = 10^{\log C_{ZZ,ij}} \quad (6.15)$$

mit  $i = 1 \dots 20$  Beanspruchungsniveaus  $Z_D$   
 $j = 1 \dots 50.000$  Datenpunkte je Beanspruchungsniveau  $Z_D$

In Gl. (6.15) sind  $ZZ_{a0,ij}$  und  $ZZ_{C,ij}$  Zufallszahlen zwischen 0 und 1. Für jedes  $ZZ_{a0,ij}$  wird über die Normalverteilung aus dem Mittelwert  $a_{0,calc,max,50\%}$  und der Standardabweichung  $s_{a0,calc,max}$  das dazugehörige Quantil der Anfangsrisslänge  $a_{0,ZZ,ij}$  berechnet. In gleicher Weise wird für jedes  $ZZ_{C,ij}$  über die logarithmische Normalverteilung das dazugehörige Quantil  $C_{ZZ,ij}$  berechnet. Anschaulich bedeutet Gl. (6.15) die Berechnung von  $a_0$  und  $C$  für bestimmte, zufällig erzeugte Wahrscheinlichkeiten  $P$  entsprechend der Ausgleichsgerade im Wahrscheinlichkeitsnetz (siehe Abb. 6-12 und Abb. 6-15).

Entsprechend Gl. (6.2) wurde für jede Kombination von  $a_{0,ZZ,ij}$  und  $C_{ZZ,ij}$  die Lebensdauer  $N_{f,ZZ,ij}$  berechnet:

$$\rightarrow N_{f,ZZ,ij} = \frac{1}{C_{ZZ,ij} \cdot Z_{D,i}^m} \left( \frac{a_f^{1-m} - a_{0,ZZ,ij}^{1-m}}{1-m} \right) \quad (6.16)$$

mit  $i = 1 \dots 20$  Beanspruchungsniveaus  $Z_D$   
 $j = 1 \dots 50.000$  Datenpunkte je Beanspruchungsniveau  $Z_D$

Gemäß Gl. (6.16) wurden  $10^6$  Werte für die Lebensdauer  $N_{f,ZZ,ij}$  generiert. Die Regressionsgerade aus den generierten Datenpunkten im  $Z_D$ - $N_f$  Diagramm entspricht der Gerade, die aus der mittleren Anfangsrisslänge ( $a_{0,calc,max,50\%} = 657 \mu\text{m}$ ) und dem mittleren Parameter  $C$  der elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve ( $C_{50\%} = 4,72 \cdot 10^{-4} \text{ mm}$ ) berechnet wurde.

Das 10%-90%-Streuband der erzeugten Lebensdauern  $N_{f,ZZ,ij}$  wurde analog zum 10%-90%-Streuband der experimentell ermittelten Lebensdauern (vgl. Kap. 5.1.5) berechnet. Dabei wurden die berechneten Datenpunkte im  $Z_D$ - $N_f$  Diagramm parallel zur Regressionsgerade auf das fiktive Beanspruchungsniveau ( $Z_{D,fiktiv}=1$  MPa) verschoben. Das 10%-Quantil  $D_{Berechnung,10\%}$  und das 90%-Quantil  $D_{Berechnung,90\%}$  wurden unter der Annahme einer logarithmischen Normalverteilung berechnet. Für die 10%-90%-Streuspanne von  $D$ , die zugleich die Streuspanne der Lebensdauer darstellt, ergibt sich:

$$T_{N_f, Berechnung} = T_{D, Berechnung} = \frac{D_{Berechnung,90\%}}{D_{Berechnung,10\%}} \quad (6.17)$$

Die 10%-90%-Streuspanne aus der Lebensdauerberechnung beträgt 1,84 und ist somit nur 11% geringer als die 10%-90%-Streuspanne der experimentell ermittelten Lebensdauern (siehe Abb. 6-18).

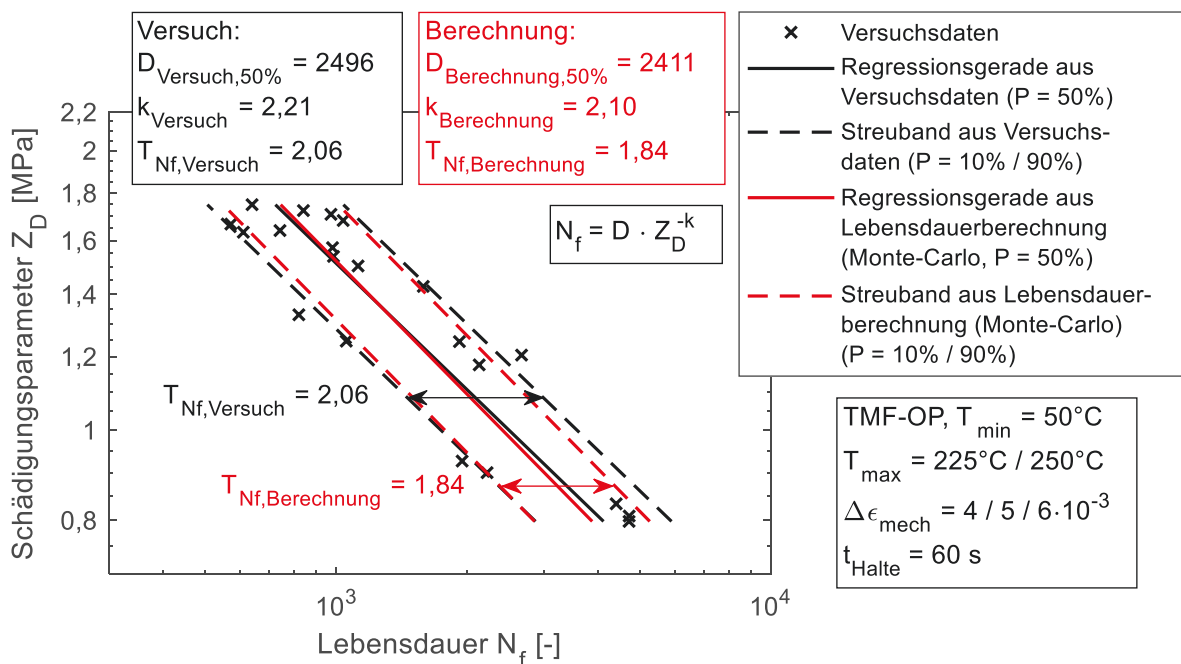


Abb. 6-18: Darstellung des Schädigungsparameters  $Z_D$  über der Lebensdauer  $N_f$ ; die Datenpunkte repräsentieren die durchgeführten TMF-Versuche; die Linien entsprechen den Regressionsgeraden (P=50%) und den 10%-90%-Streubändern der TMF-Versuche (vgl. Abb. 5-8) und der Lebensdauerberechnung (Monte-Carlo Simulation).

## 6.6 Diskussion der Ergebnisse

### 6.6.1 Rechnerische Lokalisierung des Bruchverlaufs

In diesem Kapitel werden sowohl die Methodik (Kap. 6.2) als auch die Ergebnisse der rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs (Kap. 6.3.1) und der gesamten Bruchfläche (Kap. 6.3.2) auf Basis von  $\mu$ CT-Daten diskutiert. Es wurde ein Programm entwickelt, in das die experimentell gefundenen Kriterien für die Rissinitiierung und das Risswachstum implementiert wurden. Die wichtigsten Kriterien sind das Auftreten von Porenanhäufungen (Kap. 6.2.1), die Poreninteraktion und die Interaktion von Poren mit der Probenaußenfläche (Kap. 6.2.2) sowie die Kerbschärfe von Poren (Kap. 6.2.3).

#### Abgrenzung zu bekannten Methoden

In der Vergangenheit wurden einige Arbeiten vorgestellt, bei denen die Fläche eines rissinitiierenden Defekts auf der Bruchfläche für die Abschätzung der Lebensdauer oder Dauerfestigkeit herangezogen wurde [72,77,84,88,89,94,95]. Dieses Vorgehen ist prinzipiell nur zulässig, wenn die Fläche des rissinitiierenden Defekts den größten Wert aller Defekte im gesamten Prüfvolumen aufweist. Allerdings war die Untersuchung des gesamten Prüfvolumens auf weitere signifikante Defekte in der Vergangenheit aus technischen Gründen häufig nicht möglich oder schwer realisierbar. Beispielsweise wurde in [77] für die Abschätzung der HCF-Lebensdauer der Lost Foam gegossenen Legierung AlSi7Cu3-T5 die im REM vermessene Fläche der rissinitiierenden Pore auf der Bruchfläche verwendet. In [84] wurde ebenfalls die Fläche des rissinitiierenden nichtmetallischen Einschlusses auf der Bruchfläche zur Abschätzung der Dauerfestigkeit von hochfesten Stählen verwendet. Demgegenüber verwendeten Romano et al. [93] einen Ansatz, der die Porenverteilung im gesamten Prüfvolumen mit Hilfe von  $\mu$ CT-Aufnahmen berücksichtigt. Romano et al. konnten zeigen, dass sich der rissinitiierende Defekt in der additiv gefertigten Legierung AlSi10Mg-F durch den größten Defekt im kritischen Probenvolumen beschreiben lässt. Folglich schätzten Romano et al. in [83] und [92] die Streuung der Lebensdauer und der Dauerfestigkeit aus der Streuung der projizierten Fläche der größten Pore im höchstbeanspruchten Volumen ab.

In der vorliegenden Arbeit wurde eine Lost Foam gegossene Al-Si-Legierung verwendet, die fertigungsbedingt viele und große Erstarrungs- und Gasporen enthält. Deshalb spielen neben der Porengröße auch das Auftreten von Porenanhäufungen, die Poreninteraktion, die

Interaktion von Poren mit der Probenaußenfläche und die Kerbschärfe der Poren eine wesentliche Rolle bei der Rissinitiierung. Dagegen stellt die Größe einer einzelnen Pore kein geeignetes Kriterium für die Rissinitiierung dar. Dies wurde durch die experimentelle Detektion der Poren im primären Rissausgang und den Abgleich mit den im gesamten  $\mu$ CT-Volumen detektierten Poren anhand der projizierten Fläche von Poren nachgewiesen (Kap. 5.4.4).

Dennoch entwickelten Charkaluk et al. [1] und Szmytka et al. [68] ein Kriterium, das die Streuung der Lebensdauer der Lost Foam gegossenen Legierung AlSi7Cu3-F auf Basis des Feret-Durchmessers von einzelnen Poren abschätzt. Allerdings wurde zur Abschätzung der Streuung der Lebensdauer nicht die Streuung der Feret-Durchmesser aller Proben verwendet, sondern die Streuung der Feret-Durchmesser von Poren auf einem repräsentativen Schliffbild [1] bzw. in einem repräsentativen  $\mu$ CT-Volumen [68]. Die Parameter der Rissfortschrittskurve wurden nicht experimentell erzeugt, sondern durch die bestmögliche Anpassung von berechneter und experimenteller Lebensdauervertelung optimiert.

Die Entwicklung des Programms zur rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs in der vorliegenden Arbeit diente in erster Linie dazu, den Ort des primären Rissausgangs aus allen Poren im  $\mu$ CT-Volumen für jede Probe mit einem geeigneten Kriterium zu finden. Die Streuung dieses Kriteriums zwischen den einzelnen Proben wurde dann für die Abschätzung der Streuung der Lebensdauer in Kap. 6.5 verwendet. Somit wurden in dieser Arbeit die wichtigsten Kriterien für die Rissinitiierung, wie das Auftreten von Porenanhäufungen, die Poreninteraktion und die Interaktion von Poren mit der Probenaußenfläche sowie die Kerbschärfe von Poren bei der Berechnung der Streuung der Lebensdauer berücksichtigt.

### **Inspektionsräume - Rechnerische Lokalisierung des primären Rissausgangs**

Die rechnerische Lokalisierung des primären Rissausgangs basiert auf der Erzeugung je eines Inspektionsraums um die Mittelpunkte aller Poren im  $\mu$ CT-Volumen (vgl. Abb. 6-2). Bei der Detektion der Poren im primären Rissausgang durch die Kombination von REM- und  $\mu$ CT-Aufnahmen (Kap. 5.4.4) zeigte sich häufig eine Anhäufung von Erstarrungs- und Gasporen im primären Rissausgang. Dementsprechend dienen die Inspektionsräume dazu, darin mehrere Poren zusammenzufassen, um somit den Ort des primären Rissausgangs aus den  $\mu$ CT-Daten rechnerisch zu ermitteln. Zudem werden die Inspektionsräume nur an der

Probenaußenfläche generiert, was mit den experimentellen Beobachtungen zur Rissinitiiierung (Kap. 5.3) einhergeht.

Für jeden Inspektionsraum wurde aus den projizierten Flächen der darin enthaltenen Poren eine akkumulierte projizierte Fläche berechnet. Die Verwendung von projizierten Flächen von Poren auf die Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung basiert auf experimentellen Beobachtungen (Kap. 5.4.4). So weisen die Poren im primären Rissausgang häufig ausgedehnte Strukturen in der Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung auf. In [1] wurde der Feret-Durchmesser als Grundlage für die Lebensdauerabschätzung verwendet. Für die sinnvolle Kombination von Porenmerkmalen zu einem gemeinsamen Merkmal mehrerer Poren ist die Verwendung von Feret-Durchmessern allerdings nicht geeignet. Dagegen lassen sich die projizierten Flächen einzelner Poren zu einer akkumulierten projizierten Fläche addieren, die eine physikalisch nachvollziehbare Größe darstellt. Die Vorgehensweise in dieser Arbeit ähnelt somit am ehesten den Arbeiten von Romano et al. [83,92,93], deren Autoren die projizierte Fläche von einzelnen Poren aus  $\mu$ CT-Aufnahmen für die Lebensdauerabschätzung einsetzen.

Die Abmessungen des Inspektionsraums sind im Berechnungsablauf fest vorgegeben. Somit ist die maximale Größe der akkumulierten projizierten Fläche auf die Abmessungen des Inspektionsraums in der Ebene senkrecht zur Belastungsrichtung beschränkt. Dabei stellt sich die Frage, ob diese Beschränkung der akkumulierten projizierten Fläche die optimale Vorgehensweise ist. Eine alternative Vorgehensweise wäre, das freie Zusammenwachsen von jeder Pore im  $\mu$ CT-Volumen mit benachbarten Poren und der Probenaußenfläche gemäß den Interaktionskriterien nach Murakami [18] (vgl. Kap. 2.3.1 und Kap. 6.2.2) zu ermöglichen. Diese Vorgehensweise wurde aufgrund der vielen und ausgedehnten Poren im Werkstoff allerdings als nicht zielführend eingestuft. Vermutlich würde es ausgehend von einer Pore zum Zusammenwachsen von Poren über weite Teile des Probenquerschnitts kommen. Damit würde das Risswachstum fälschlicherweise mit in die Berechnung einbezogen werden.

Die Abmessungen des Inspektionsraums wurden aus der Fläche der im REM detektierten primären Rissausgänge abgeschätzt. Die besten Ergebnisse bei der rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs ergaben sich für Inspektionsräume mit der Abmessung von 1 mm in radialer Richtung,  $15^\circ$  in tangentialer Richtung und 0,5 mm in axialer Richtung. Die Optimierung erfolgte dabei manuell, indem die Berechnung mit verschiedenen Kombinationen von  $r_{IR}$ ,  $\varphi_{IR}$  und  $z_{IR}$  durchgeführt wurde. Vermutlich könnten die Ergebnisse

durch Anwendung eines Optimierungsalgorithmus zur Suche der optimalen Abmessungen des Inspektionsraums noch leicht verbessert werden.

Prinzipiell ist die entwickelte Methodik bei beliebigen defektbehafteten Werkstoffen anwendbar, bei denen Defektnetzwerke ausschlaggebend für die Initiierung von Rissen sind. Die Größe der rissinitiierenden Defekte bzw. Defektanhäufungen kann abhängig vom Werkstoff und Fertigungsverfahren stark variieren. Dabei stellt sich die Frage, wie die Abmessungen der Inspektionsräume festgelegt werden sollen. Analog zur Vorgehensweise in der vorliegenden Arbeit wird empfohlen, sich bei der Definition der Abmessungen der Inspektionsräume an der Größe der primären Rissausgänge zu orientieren.

### **Inspektionsscheiben - Rechnerische Lokalisierung der gesamten Bruchfläche**

Die rechnerische Lokalisierung der gesamten Bruchfläche diente der Überprüfung, ob sich die Bruchfläche in dem Querschnitt befindet, der die kleinste tragende Fläche aufweist. Dazu wurden zylindrische Inspektionsscheiben verwendet, die sich jeweils über den gesamten Probenquerschnitt erstrecken (vgl. Abb. 6-2). Zur Definition der Höhe der Inspektionsscheiben wurde die maximale axiale Ausdehnung der Poren auf der Bruchfläche verwendet (Kap. 5.4.3). Dabei ergibt sich der Mittelwert über alle Proben zu 1,8 mm.

Im Gegensatz zur Lokalisierung des primären Rissausgangs durch Inspektionsräume wurden die Inspektionsscheiben mit einem fest definierten Tastabstand von 50  $\mu\text{m}$  in axialer Richtung verteilt. Dabei wurde in Kauf genommen, dass benachbarte Inspektionsscheiben nahezu identische Poren enthalten. Die automatische Entfernung von Inspektionsscheiben, wie es bei den Inspektionsräumen praktiziert wurde (vgl. Abb. 6-2), zur Vermeidung identischer Poren in benachbarten Inspektionsscheiben wurde nicht implementiert. Dies liegt daran, dass durch die automatische Entfernung nur 10 Inspektionsscheiben verbleiben würden, die sich mit einer Höhe von je 1,8 mm axial im  $\mu\text{CT}$ -Volumen (axiale Ausdehnung  $\approx 18$  mm) aneinanderreihen würden. Folglich wären die experimentell ermittelten Poren auf der Bruchfläche (Kap. 5.4.3) mit hoher Wahrscheinlichkeit keiner dieser 10 Inspektionsscheiben eindeutig zuzuordnen.

### **Poreninteraktion und Interaktion mit der Probenaußenfläche**

Durch die Akkumulation der projizierten Flächen mehrerer Poren in Inspektionsräumen oder -scheiben wurde bereits der Einfluss von Porenanhäufungen auf die Rissinitiierung und das Risswachstum berücksichtigt. Allerdings führt die Interaktion benachbarter Poren

und die Interaktion von Poren mit der freien Oberfläche zu erhöhten Spannungsintensitätsfaktoren [18]. Bei zyklischer Belastung kommt es dadurch zum Zusammenwachsen von benachbarten Poren in den ersten Zyklen (z.B. [7,18,43–45]). In der vorliegenden Arbeit wurde anhand des Abfalls der elastischen Steifigkeit (Kap. 5.1.3) gezeigt, dass bereits in den ersten Zyklen der TMF-Versuche eine Querschnittsreduktion erfolgt, die vermutlich auch mit dem Zusammenwachsen von Poren im primären Rissausgang verbunden ist. Deshalb wurde in der vorliegenden Arbeit das Kriterium von Murakami [18] eingesetzt, wonach zwei kreisförmige Risse, deren Abstand zueinander kleiner ist als der Durchmesser des kleineren der beiden Risse, als ein großer Riss behandelt werden. Das Kriterium von Murakami, das mit Hilfe der linear-elastischen Bruchmechanik entwickelt wurde, wurde in der vorliegenden Arbeit für die elastisch-plastische Bruchmechanik verwendet.

Für die Interaktion eines Defekts mit der freien Oberfläche gibt es verschiedenen Ansätze. Masuo et al. schlagen in [89] vor, die Interaktion zu berücksichtigen, wenn der Abstand des Defekts von der freien Oberfläche kleiner ist als der Durchmesser des Defekts (vgl. Abb. 3-6). Demgegenüber zeigte Murakami in [18], dass die Erhöhung des Spannungsintensitätsfaktors im linear-elastischen Fall lediglich 10% beträgt, wenn der Abstand zwischen Defekt und freier Oberfläche ein Achtel des Defektdurchmessers beträgt (vgl. Abb. 2-6(a)). Aus diesem Grund wurde in dieser Arbeit der Wert von  $1/8$  als Schwellenwert für die Interaktion einer Pore mit der Probenaußenfläche definiert.

Zur Implementierung der Interaktion wurden die projizierten Flächen der Poren als flächenäquivalente Kreise um die Porenmittelpunkte behandelt (vgl. Abb. 6-3). Dadurch gehen allerdings wesentliche Informationen über die Form und unregelmäßige Ausdehnung der Poren verloren. Zur detailgetreuen Berücksichtigung von Form und Ausdehnung der Poren müsste die Auswertung voxelbasiert ablaufen. In der  $\mu$ CT-Auswertesoftware *VGSTUDIO MAX* werden allerdings nur die aus der Defektanalyse resultierenden Porenmerkmale wie die projizierte Fläche, das Volumen oder die Sphärizität zur Verfügung gestellt. Eine Übersicht über die wichtigsten in der Defektanalyse generierten Porenmerkmale findet sich in Tab. 4-3. Die Positionen der zu den einzelnen Poren gehörenden Voxel werden hingegen nicht zur Verfügung gestellt. Eine voxelbasierte Auswertung wäre aber ohnehin mit extrem hohem Berechnungsaufwand verbunden. So enthält ein  $\mu$ CT-Volumen durchschnittlich 2168 Poren, die einen Feret-Durchmesser größer als  $100\ \mu\text{m}$  aufweisen (vgl. Tab. 5-5). Dabei besteht eine volumenreiche Pore aus bis zu  $3 \cdot 10^4$  Voxeln.



Die Anwendung effektiver Flächen kam bereits in zahlreichen Arbeiten [89,90,94] zum Einsatz. Darin wurde die effektive Fläche jeweils aus mehreren auf der Bruchfläche befindlichen rissinitiierenden Poren gebildet. In der vorliegenden Arbeit wurde die Interaktion für alle Poren innerhalb der Inspektionsräume und Inspektionsscheiben in den Berechnungsablauf integriert. Murakami schlägt in [18] vor, die Interaktion zweier benachbarter kreisförmiger Risse durch das Einfügen eines imaginären kreisförmigen Risses zwischen den beiden Poren zu berücksichtigen. Um der vereinfachten Abbildung der Poren als flächenäquivalente Kreise entgegenzuwirken, wurde allerdings der Ansatz von Masuo et al. [89] verwendet (vgl. Abb. 3-6). Bei diesem wird der gesamte Bereich zwischen benachbarten Poren und zwischen Poren und der freien Oberfläche in die Berechnung effektiver Flächen einbezogen.

Die axiale Ausdehnung der Inspektionsräume beträgt 0,5 mm, die der Inspektionsscheiben 1,8 mm. Bei der Berechnung der akkumulierten projizierten Flächen unter Einbeziehung der Poreninteraktion wird die Position der einzelnen Poren in axialer Richtung vernachlässigt. Somit kann Poren, die in der Realität einen gewissen axialen Abstand zueinander haben, durch die verwendete Implementierung fälschlicherweise eine Interaktion unterstellt werden. Dies kann zur Verschlechterung der Ergebnisse der rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs und der gesamten Bruchfläche führen. Aufgrund von tendenziell größeren akkumulierten projizierten Flächen führt diese Vorgehensweise aber zu einer eher konservativen Lebensdauerabschätzung.

### **Kerbschärfe**

In vergangenen Arbeiten an zyklisch beanspruchten Werkstoffen, die mit dem Lost Foam Gießverfahren gefertigt wurden, wurde bereits gezeigt, dass Erstarrungsporen mit hoher Kerbschärfe einen signifikanten Einfluss auf die Rissinitiierung haben (z.B. [2,67,71,72]). In dieser Arbeit wurde diese Beobachtung durch REM- und  $\mu$ CT-Untersuchungen (Kap. 5.3 und Kap. 5.4.4) bestätigt. In Tammis-Williams et al. [91] wurde ein Faktor für die Spannungsüberhöhung durch Poren in ein Berechnungsprogramm implementiert, mit dem die rissinitiierende Pore im Prüfvolumen einer Titanlegierung gesucht wurde. Die Spannungsüberhöhung wurde in [91] an Poren mit unterschiedlichen Krümmungsradien mit Hilfe von linear-elastischen FE-Analysen berechnet. Diese Vorgehensweise wäre in der vorliegenden Arbeit aufgrund der unregelmäßigen und nicht reproduzierbaren Ausprägung der Erstarrungsporen (vgl. Tab. 5-6) nicht sinnvoll gewesen.

Wie bei der Poreninteraktion wären zur detailgetreuen Modellierung des Krümmungsradius von Poren die exakten Positionen der Voxel erforderlich. Stattdessen wurde der Krümmungsradius mit dem Quotienten von Volumen und projizierter Fläche der Pore  $V/A_{\text{proj}}$  korreliert (vgl. Abb. 6-7). Somit lässt sich der Krümmungsradius als Funktion von Porenmerkmalen modellieren, die mit Hilfe der  $\mu\text{CT}$ -Auswertesoftware *VGSTUDIO MAX* generiert wurden. Die anschauliche Betrachtung von  $V/A_{\text{proj}}$  anhand einer Erstarrungspore (siehe Abb. 6-19) zeigt die Abhängigkeit des modellierten Krümmungsradius von der Belastungsrichtung, offenbart aber auch, dass diese Vorgehensweise lediglich eine grobe Näherung zur Beschreibung des Krümmungsradius darstellt. Die komplexe Porenstruktur mit lokal hoher Kerbschärfe lässt sich mit dieser Methode nicht beschreiben. Auf die Verwendung der Sphärizität (vgl. Tab. 4-3) wurde aufgrund der fehlenden Information über die Ausrichtung der Pore zur Belastungsrichtung verzichtet.

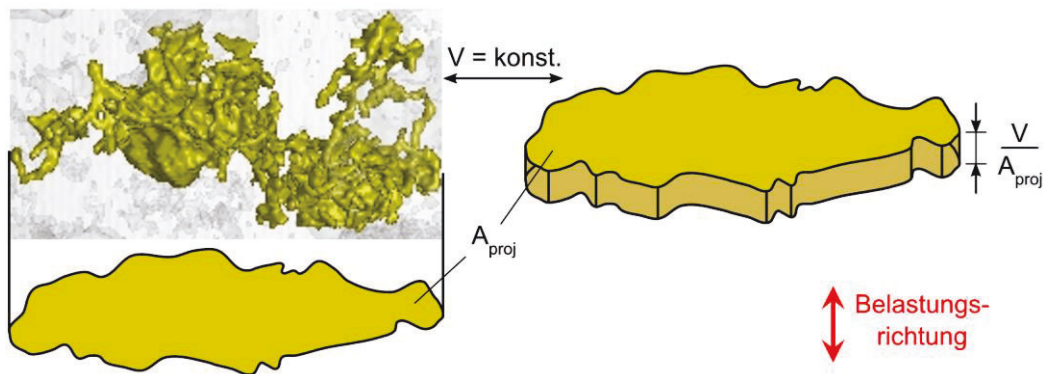


Abb. 6-19: Anschauliche Darstellung von  $V/A_{\text{proj}}$  anhand einer Erstarrungspore.

Je nach ermitteltem Krümmungsradius wurde die projizierte Fläche jeder Pore mit dem Gewichtungsfaktor  $r_{K,GF}$  vergrößert oder verkleinert. Das Ziel dieser Vorgehensweise war die Bewertung der Kritikalität der Poren je nach prognostizierter Kerbschärfe. Folglich ist die Vergrößerung oder Verkleinerung der projizierten Fläche einzelner Poren auch mit einer Veränderung der akkumulierten projizierten Fläche verbunden. Der Gewichtungsfaktor  $r_{K,GF}$  wurde so definiert, dass die Vergrößerung der akkumulierten projizierten Flächen durch die Berücksichtigung der Kerbschärfe im Bereich von 30% liegt. Diese 30-prozentige Vergrößerung der akkumulierten projizierten Flächen erschien qualitativ sinnvoll, hat aber keine quantitative Basis und wurde nach Ermessen des Autors festgelegt. Der Einfluss des Gewichtungsfaktors  $r_{K,GF}$  auf die Lebensdauerabschätzung wird in Kap. 6.6.2 diskutiert.

## Ergebnisse

Die Darstellung der Ergebnisse erfolgte anhand der Platzierung der akkumulierten projizierten Fläche der Poren im experimentell ermittelten primären Rissausgang (Kap. 6.3.1) bzw. der Poren auf der Bruchfläche (Kap. 6.3.2) in der absteigenden Reihenfolge der berechneten akkumulierten projizierten Flächen. Für den primären Rissausgang liegt die über alle Proben gemittelte Platzierung, jeweils auf die Anzahl an ermittelten Inspektionssäulen bezogen, im Bereich von 2% bis 3% (vgl. Tab. 6-1). Bei einem Blick auf die große Porenanzahl (vgl. Tab. 5-5) und die Komplexität der Porenstruktur (vgl. Tab. 5-6) stellt dies ein gutes Ergebnis dar. Es erscheint durchaus plausibel, dass sich Porenanhäufungen mit größeren berechneten akkumulierten projizierten Flächen im  $\mu$ CT-Volumen befinden. So wurden auf der Bruchfläche häufig sekundäre Rissausgänge detektiert, die ebenfalls zum Bruchverlauf beigetragen haben (Kap. 5.3). Zudem waren bei fortgeschrittener Zyklenzahl während der TMF-Versuche weitere Oberflächenrisse in unterschiedlichen Ebenen visuell erkennbar, die allerdings nicht zum Bruch der Probe führten.

In der Arbeit von Tammis-Williams et al. [91] wurden einzelne rissinitiierende Poren in einer Titanlegierung unter Einbeziehung von Kriterien für die Poreninteraktion und Kerbschärfe programmgesteuert gesucht (vgl. Kap. 3.3.1). Die Darstellung der Ergebnisse erfolgte dabei wie in der vorliegenden Arbeit anhand der Platzierung der rissinitiierenden Pore in der absteigenden Reihenfolge eines berechneten Kriteriums. In [91] gehört die tatsächlich rissinitiierende Pore zu den 3% der am kritischsten bewerteten Poren im gesamten  $\mu$ CT-Volumen. Somit zeigt sich ein mit dieser Arbeit vergleichbares Ergebnis.

Die Ergebnisse der Lokalisierung der gesamten Bruchfläche sind wesentlich schlechter als bei der Lokalisierung des primären Rissausgangs. So liegen die über alle Proben gemittelten Platzierungen, bezogen auf die Anzahl an erzeugten Inspektionssäulen  $n_{IS}$ , im Bereich von 23% bis 30% (vgl. Tab. 6-2). Somit ist die verwendete Methode nicht gut geeignet, um den Ort der realen Bruchfläche rechnerisch zu ermitteln. Ein möglicher Grund dafür ist, dass die realen Bruchflächen eine bestimmte Kontur in Belastungsrichtung besitzen. Die axiale Ausdehnung der Bruchflächen beträgt über alle Proben gemittelt 1,8 mm. Aus diesem Grund wurde die axiale Ausdehnung der Inspektionssäulen zu 1,8 mm definiert (vgl. Kap. 6.2.1). Dadurch befindet sich aber eine wesentlich größere Anzahl an Poren in den Inspektionssäulen als Poren auf der Bruchfläche (vgl. Abb. 6-10). Dies führt zu einer

starken Diskrepanz zwischen der akkumulierten projizierten Fläche der Poren auf der Bruchfläche und der Poren in der dazugehörigen Inspektionsscheibe.

Die Berücksichtigung der Poreninteraktion ergab sowohl bei der Lokalisierung des primären Rissausgangs als auch der gesamten Bruchfläche keine Verbesserung der Ergebnisse, d.h. keine niedrigeren Platzierungen (vgl. Tab. 6-1 und Tab. 6-2). Dies bedeutet aber nicht, dass die Anwendung der Interaktionskriterien nach Murakami [18] und effektiven Flächen nach Masuo et al. [89] keine Wirkung hatte. Vielmehr wurden bereits bei der Akkumulation der projizierten Flächen ohne Berücksichtigung der Interaktion mehrere Poren in die Berechnung einbezogen. Somit ist bereits darin die Methode von Murakami [18] zum Teil enthalten, wonach zwei interagierende Defekte als ein Defekt behandelt werden (vgl. Abb. 2-6(b)).

Durch die Berücksichtigung der Kerbschärfe in Form des Krümmungsradius von Poren ergab sich nur eine vernachlässigbar kleine Verbesserung der Ergebnisse (vgl. Tab. 6-1 und Tab. 6-2). Ein Grund dafür könnte sein, dass durch die verwendete Methode ausschließlich die Kerbschärfe von einzelnen Poren bewertet wird (Kap. 6.2.3). Dagegen wird die Kerbschärfe einer gesamten Porenanhäufung, bestehend aus mehreren einzelnen Poren, nicht bewertet. Viele Poren wachsen aber bereits in den ersten Zyklen der TMF-Versuche zusammen und sind folglich als eine einzige größere Pore zu betrachten. Deshalb würde die Bewertung der Kerbschärfe von Porenanhäufungen vermutlich zu besseren Ergebnissen führen. Die Ermittlung des Krümmungsradius von Porenanhäufungen auf Basis von  $\mu$ CT-Daten stellt allerdings aufgrund der Komplexität der Porenstruktur eine schwer realisierbare Herausforderung dar.

## 6.6.2 Risswachstumsmodell

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Lebensdauerabschätzung und die wichtigsten Einflussfaktoren auf die Berechnung diskutiert. Dabei wird sowohl die Berechnung der mittleren Lebensdauer als auch die Berechnung der Streuung der Lebensdauer beleuchtet.

### Mittlere Lebensdauer

Die Abschätzung der mittleren Lebensdauer der in den TMF-Versuchen ermüdeten Proben (Kap. 5.1.5) erfolgte gänzlich unabhängig von den Lebensdauern, die in den TMF-Versuchen experimentell ermittelt wurden. Stattdessen wurde ein bruchmechanisches Lebensdauermodell herangezogen, das auf dem effektiven zyklischen J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  basiert

(Kap. 2.4.2). Die Berechnung erfolgte von der Anfangsrisslänge  $a_0$  bis zur Endrisslänge  $a_f$ . Die Parameter der elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve  $C$  und  $m$  wurden in TMF-Rissfortschrittsversuchen ermittelt (Kap. 5.2). Dabei wurde zugrunde gelegt, dass die Lebensdauer in den TMF-Versuchen überwiegend im Risswachstum stattgefunden hat. Dies wurde durch den Verlauf der elastischen Steifigkeit über der Zyklenzahl in den TMF-Versuchen eindeutig belegt, da die elastische Steifigkeit bereits in den ersten Zyklen deutlich abnimmt (vgl. Abb. 5-5).

Die berechnete mittlere Lebensdauer zeigt eine äußerst gute Übereinstimmung mit der Regressionsgerade aus den Versuchsdaten (vgl. Abb. 6-18). So liegt die Abweichung der mittleren Lebensdauer unter 5%. Gemäß Gl. (2.41) entspricht die Steigung der elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve  $m$  der Neigung der berechneten Wöhlerlinie  $k_{\text{Berechnung}}$  ( $k_{\text{Berechnung}}=m=2,10$ ). Somit liegt eine geringe Abweichung zur experimentell ermittelten Neigung der Wöhlerlinie vor ( $k_{\text{Versuch}}=2,21$ ). Dadurch zeigt sich einerseits, dass das effektive zyklische J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  für die TMF-Rissfortschrittsversuche an Corner-Crack-Proben als Funktion der Spannungs-Verschiebungskurve und der Geometriefunktion  $Y_{\text{area}}$  (Gl. (2.30)) korrekt berechnet wurde. Andererseits war auch die Abschätzung von  $\Delta J_{\text{eff}}$  mit dem isothermen Schädigungsparameter  $Z_D$  für halbkreisförmige Oberflächenrisse (Gl. (2.26)) für die Anwendung bei TMF-Versuchen zulässig.

Bei der Gegenüberstellung der berechneten mittleren Lebensdauer  $N_{f,\text{Berechnung},50\%}$  und der in den TMF-Versuchen experimentell ermittelten Lebensdauer  $N_{f,\text{Versuch}}$  liegen alle Daten innerhalb eines Streubands vom Faktor 2 (vgl. Abb. 6-17). Dabei sei angemerkt, dass in Abb. 6-17 die Abweichungen der einzelnen Datenpunkte von der Gerade nicht auf die Abweichung zwischen Berechnung und Versuch zurückzuführen sind. Stattdessen ist die Streuung der experimentell ermittelten Lebensdauern der Grund für die Abweichung. Grundsätzlich werden Lebensdauerprognosen mit einem Faktor von 2 zwischen Berechnung und Versuch als gutes Ergebnis angesehen. Mit einer Abweichung von unter 5% liegt das Ergebnis dieser Arbeit weit unter dieser Marke.

Die Anfangsrisslänge hat einen entscheidenden Einfluss auf die Lebensdauerabschätzung. Im Folgenden werden drei Punkte diskutiert, die einen quantitativen Einfluss auf die Anfangsrisslänge und somit die Lebensdauerabschätzung haben:

1. Für die Berechnung der Anfangsrisslänge wurde die akkumulierte projizierte Fläche mit Berücksichtigung der Poreninteraktion und der Kerbschärfe  $A_{\text{proj,IR,Int,KS}}$  verwendet, obwohl sich die Ergebnisse der vier Berechnungsvarianten kaum

unterscheiden (vgl. Tab. 6-1). Diese Berechnungsvariante wurde gewählt, da in ihr die wichtigsten Kriterien für die Rissinitiierung berücksichtigt werden. Diese Kriterien sind das Auftreten von Porenanhäufungen (Kap. 6.2.1), die Poreninteraktion und die Interaktion von Poren mit der Probenaußenfläche (Kap. 6.2.2) sowie die Kerbschärfe von Poren (Kap. 6.2.3).

2. Die Vergrößerung der akkumulierten projizierten Flächen durch die Berücksichtigung der Kerbschärfe liegt im Bereich von 30% (vgl. Kap. 6.6.1). Zur Berechnung der Anfangsrisslänge wurde ein halbkreisförmiger Oberflächenriss zugrunde gelegt, wobei die Probenkrümmung berücksichtigt wurde (Kap. 6.4.1). Eine 30-prozentige Erhöhung der akkumulierten projizierten Fläche führt zu einer Zunahme der Anfangsrisslänge um ca. 13%, was wiederum die Verringerung der mittleren Lebensdauer von ca. 15% zur Folge hat. Die Abnahme der Lebensdauer durch die Kerbschärfe von Poren erscheint qualitativ sinnvoll. Aufgrund der schwierig abzuschätzenden Krümmungsradien auf Basis des Volumens und der projizierten Fläche von Poren aus  $\mu$ CT-Aufnahmen (Kap. 6.2.3) hat der Wert von 15% aber keine exakte physikalische Basis.
3. Für die Berechnung der Anfangsrisslänge wurde nicht die akkumulierte projizierte Fläche  $A_{\text{proj,IR,Int,KS}}$  im primären Rissausgang, sondern die größte berechnete Fläche  $A_{\text{proj,IR,Int,KS}}$  im  $\mu$ CT-Volumen verwendet. Somit betrug die verwendete Anfangsrisslänge  $a_{0,\text{calc,max},50\%}=657 \mu\text{m}$  (im Vergleich zu  $a_{0,\text{calc,Rissausgang},50\%}=535 \mu\text{m}$ ). Die Verwendung einer größeren Anfangsrisslänge erscheint schlüssig. In den TMF-Versuchen bildeten sich neben dem primären Riss sowohl an der Außenfläche als auch im Inneren der Probe häufig sekundäre Risse (Kap. 5.3). Diese führten vermutlich zu einer Reduktion der Lebensdauer im Vergleich zum ausschließlichen Wachstum eines Risses. Allerdings wird das Wachstum sekundärer Risse durch das zugrunde liegende Risswachstumsmodell (Kap. 6.1) nicht berücksichtigt. Es liegt also nahe, dass die Verwendung der größeren Anfangsrisslänge die fehlende Berücksichtigung des Wachstums sekundärer Risse kompensieren kann. Die Anfangsrisslänge  $a_{0,\text{calc,max}}$  hat im Vergleich zu  $a_{0,\text{calc,Rissausgang}}$  eine Verringerung der Lebensdauer um 24% zur Folge.

In Lee et al. [77] und Charkaluk et al. [1] sind Werte für Anfangsrisslängen in Lost Foam gegossenen Al-Si-Legierungen zu finden. In [77] wurden die Anfangsrisslängen unter der

Annahme von halbelliptischen Oberflächenrissen berechnet. Damit ist eine gute Vergleichbarkeit zu der vorliegenden Arbeit gegeben. Die Anfangsrisslänge liegt im Bereich von 0,1 bis 2,0 mm, was sich mit dem Wert in der vorliegenden Arbeit ( $a_{0,calc,max,50\%}=657 \mu\text{m}$ ) deckt. Die Aussagekraft ist durch die große Spanne von 0,1 bis 2,0 mm allerdings stark eingeschränkt. In [1] wurden zweidimensional gemessene Feret-Durchmesser von Poren als Anfangsrisslängen verwendet. Diese nehmen Werte kleiner als 0,7 mm an. Aufgrund der Verwendung von Feret-Durchmessern ist aber eine Vergleichbarkeit mit der in dieser Arbeit verwendeten Anfangsrisslänge nicht gegeben.

Die Endrisslänge wurde aus dem elastischem Steifigkeitsabfall abgeschätzt. Dabei wird angenommen, dass der E-Modul über der Zyklenzahl konstant ist. Grieb [4] und Michelfeit [5] zeigten an Al-Si-Gusslegierungen, dass sich der E-Modul infolge der Alterung nicht verändert. Mit dieser Methode ergab sich, gemittelt über alle 21 TMF-Proben, eine Endrisslänge von 2,65 mm. Der elastische Steifigkeitsabfall ist nicht nur die Folge des Rissfortschritts eines primären Risses, sondern sämtlicher im Probenquerschnitt vorhandener Risse. Demgegenüber basiert das bruchmechanische Lebensdauermodell auf dem Wachstum eines einzigen Risses. Somit ist die berechnete Endrisslänge von 2,65 mm vermutlich etwas länger als die Endrisslänge des tatsächlichen primären Risses. Daher handelt es sich tendenziell um eine nicht-konservative Abschätzung der Endrisslänge. Die ermittelte Endrisslänge liegt in einem ähnlichen Bereich wie in der Arbeit von Romano et al. [103]. Darin wurde die Endrisslänge zu 3 mm definiert, nachdem die auf den Bruchflächen vermessenen Endrisslängen im Bereich von 2 mm bis 5 mm variierten. Demgegenüber definierten Charkaluk et al. [1] die Endrisslänge zu 1 mm mit dem Ziel, eine konservative Lebensdauerabschätzung sicherzustellen. Fischer und Schweizer [94] definierten die Endrisslänge zu (Anfangsrisslänge + 1 mm). Wie in der vorliegenden Arbeit erfolgte der Versuchsabbruch in [94] durch den Abfall der maximalen Nennspannung, der eine Folge von starkem Rissfortschritt ist. Bei großen Anfangsrisslängen von bis zu 0,5 mm hätte eine Endrisslänge von 1 mm diesen starken Rissfortschritt nicht abbilden können.

### **Streuung der Lebensdauer**

Die Streuung der Lebensdauer wurde aus den Streuungen der Anfangsrisslänge  $a_0$  und des Parameters C der Rissfortschrittskurve berechnet (Kap. 6.5). In der Vergangenheit wurde sowohl im HCF-Bereich [72,77,83,84,86,88,89] als auch im LCF-Bereich [1,92,94] die Streuung eines rissinitiierenden Defekts für die Abschätzung der Streuung der Lebensdauer verwendet (vgl. Kap. 3.3). Im LCF-Bereich findet allerdings der Großteil der Lebensdauer

im Risswachstum statt. Dies wurde anhand des elastischen Steifigkeitsabfalls in den TMF-Versuchen (Kap. 5.1.3) gezeigt. In den REM- und  $\mu$ CT-Untersuchungen (Kap. 5.3 und Kap. 5.4.3) an den thermomechanisch ermüdeten Proben zeigte sich der Einfluss der Poren auf das Risswachstum. Zudem wurde in den TMF-Rissfortschrittsversuchen häufig eine sprunghafte Zunahme der Risslänge beobachtet, die sich mit dem Risswachstum entlang von Poren begründet (vgl. Abb. 5-9). Somit haben Poren einen erheblichen Einfluss auf das Risswachstumsverhalten. Aus diesen Gründen wurde die Verwendung der Streuung der Rissfortschrittsrate für die Berechnung der Streuung der Lebensdauer als notwendig erachtet.

Für die Ermittlung der Streuung der Anfangsrisslänge standen 18 TMF-Versuche zur Verfügung (Kap. 6.4.1). Demgegenüber wurde die Streuung der Rissfortschrittsrate lediglich aus 6 TMF-Rissfortschrittsversuchen ermittelt. Dabei wurden die Rissfortschrittsraten jedes TMF-Rissfortschrittversuchs zunächst über die einzelnen Zyklen gemittelt, bevor die Streuung zwischen den sechs Versuchen berechnet wurde. Diese Vorgehensweise war notwendig, da es sich bei der Streuung der Lebensdauer um eine Streuung zwischen einzelnen Proben handelt. Folglich musste auch die Streuung der Rissfortschrittsrate als Streuung zwischen einzelnen Proben berechnet werden. Durch die geringe Stichprobenanzahl von sechs TMF-Rissfortschrittsversuchen liegt eine bestimmte statistische Unsicherheit vor. Daher wird für zukünftige Anwendungen die Berechnung des Konfidenzbands der Rissfortschrittsrate empfohlen, um eine statistisch abgesicherte Lebensdauerabschätzung zu erhalten.

Für die Kombination der Streuung der Anfangsrisslänge und der Rissfortschrittsrate wurde eine Monte-Carlo-Simulation durchgeführt (Kap. 6.5). Dazu wurden auf 20 Beanspruchungsniveaus jeweils 50.000 Zufallszahlen für die Anfangsrisslänge  $a_0$  und den Parameter  $C$  der elastisch-plastischen Rissfortschrittsskurve erzeugt. Die Erzeugung der Zufallszahlen erfolgte gemäß den in Kap. 6.4.1 und Kap. 6.4.2 ermittelten Verteilungen. Durch die hohe Anzahl an Zufallszahlen wurde gewährleistet, dass die realen Verteilungen von  $a_0$  und  $C$  mit einer vernachlässigbaren Abweichung reproduziert wurden.

Die 10%-90%-Streuspanne der experimentell ermittelten Lebensdauer wurde gemäß DIN 50100 [38] beanspruchungsunabhängig berechnet (Kap. 5.1.5). In Anlehnung an diese Vorgehensweise wurde auch die berechnete Streuung der Lebensdauer beanspruchungsunabhängig, d.h. unabhängig vom Schädigungsparameter  $Z_D$ , ermittelt (Kap. 6.5).



Die berechnete 10%-90%-Streuspanne der Lebensdauer liegt nur 11% unter der experimentell ermittelten 10%-90%-Streuspanne (vgl. Abb. 6-18). Dem Autor ist keine quantitative Gegenüberstellung von berechneter und experimentell ermittelter Streuung der Lebensdauer aus der Literatur bekannt.

### 6.6.3 Zusammenfassende Einordnung der Arbeit in den Literaturkenntnisstand

Das wichtigste Ziel dieser Arbeit war die Entwicklung einer Methode zur Abschätzung der Streuung der Lebensdauer von Zylinderköpfen auf Basis von Defekten, die mit Hilfe der  $\mu$ CT detektiert werden. Die untersuchten Zylinderköpfe wurden durch das Lost Foam Gießverfahren gefertigt, das große Erstarrungs- und Gasporen im Werkstoff verursacht. In der vorliegenden Arbeit wurde gezeigt, dass die Poren im Werkstoff einen entscheidenden Einfluss auf die Rissinitiierung und das Risswachstum unter einachsiger thermo-mechanischer Beanspruchung haben. Die Rissinitiierung erfolgt häufig durch eine Anhäufung von oberflächennahen Poren und wird durch die große Kerbschärfe von Erstarrungsporen begünstigt. Diese Erkenntnisse decken sich mit [2,67,71–73,77,78]. Die beobachtete signifikante Bedeutung der Poren bildete die Grundlage für die Entwicklung einer Methode, welche die Streuung der Lebensdauer auf Basis der experimentell beobachteten Kriterien für die Rissinitiierung und das Risswachstum abschätzt.

Dem Autor ist keine Arbeit bekannt, bei dem die Streuung der Rissfortschrittsrate in die Berechnung der Streuung der Lebensdauer einbezogen wurde. Demgegenüber wurde die Streuung der Lebensdauer in vielen Arbeiten auf Basis von rissinitiierenden Defekten berechnet. Dabei sind sowohl Arbeiten im HCF- (z.B. [77,84,88,89]) als auch im LCF-Bereich [92,94] zu nennen. Allerdings wurde nur in wenigen Arbeiten anhand von  $\mu$ CT-Aufnahmen (z.B. Romano et al. [92,93]) untersucht, ob es sich beim rissinitiierenden Defekt um den am kritischsten bewerteten Defekt im gesamten Prüfvolumen handelt. Dies muss allerdings für die beiden, im Folgenden kurz beschriebenen, Anwendungen zwingend erfüllt sein:

1. In der industriellen Praxis ist die zu erwartende Lebensdauer von Bauteilen von größerem Interesse als die Lebensdauer von Proben. Die Extrapolation von Porenverteilungen auf größere Volumina ist eine gängige Vorgehensweise, um die Lebensdauer oder Dauerfestigkeit von Bauteilen auf Basis der Porenverteilung in Proben abzuschätzen [84,93]. Für die Ermittlung des lebensdauerbestimmenden Defekts in einer bestimmten Stückzahl von Bauteilen muss der rissinitiierende

Defekt auf Probenebene der am kritischsten bewertete Defekt im gesamten Prüfvolumen sein.

2. In der vorliegenden Arbeit stellt die entwickelte Methode die Basis für die zerstörungsfreie Qualitätssicherung von Zylinderköpfen mit Hilfe von  $\mu$ CT-Aufnahmen dar. So soll bereits im Fertigungsprozess anhand von stichprobenartigen  $\mu$ CT-Aufnahmen ein prozessualer Rückgang der Werkstoffqualität hinsichtlich der zu erwartenden Lebensdauer geprüft werden. Um den kritischsten Defekt im  $\mu$ CT-Volumen aufzufinden, sollte ebenfalls der rissinitiierende Defekt der am kritischsten bewertete Defekt im gesamten Prüfvolumen sein.

Für die Detektion der Poren im primären Rissausgang wurde eine neue Methode entwickelt. Dazu wurden  $\mu$ CT-Aufnahmen vor und nach den TMF-Versuchen gemacht. Durch die Gegenüberstellung der Bruchflächen aus REM- und  $\mu$ CT-Aufnahmen wurde die Morphologie der Poren im primären Rissausgang identifiziert. Da die Rissinitiierung i.d.R. an einem Netzwerk von mehreren Poren erfolgte, war es nicht möglich, das Kriterium für die Rissinitiierung durch Porenmerkmale einzelner Poren zu definieren. Deshalb wurde ein Programm zur rechnerischen Lokalisierung des primären Rissausgangs auf Basis von  $\mu$ CT-Aufnahmen entwickelt. Das Programm enthält die experimentell ermittelten Kriterien für die Rissinitiierung. Eine ähnliche Methode zur rechnerischen Lokalisierung von rissinitiierenden Poren wurde von Tammis-Williams et al. [91] vorgestellt. Die in der vorliegenden Arbeit entwickelte Methode unterscheidet sich von [91] allerdings darin, dass das komplexe Zusammenspiel von zahlreichen Defekten bei der Rissinitiierung in das Berechnungsprogramm implementiert wurde. Zur Validierung des entwickelten Berechnungskonzepts wurde die Platzierung der rissinitiierenden Porenanhäufung in der absteigenden Reihenfolge der am kritischsten bewerteten Porenanhäufungen im gesamten oberflächennahen  $\mu$ CT-Volumen angegeben.

Die Anfangsrisslänge wurde aus den akkumulierten projizierten Flächen der am kritischsten bewerteten Porenanhäufung berechnet. Dabei wurde die Form des Anfangsrisses analog zu [94] idealisiert als halbkreisförmiger Oberflächenriss angenommen. Diese Näherung erschien sinnvoll, da eine konzentrische Rissausbreitung ausgehend von oberflächennahen Porennetzwerken experimentell beobachtet wurde. Zudem liegt für diese Form des Anrisses eine Lösung für den Geometriefaktor zur Berechnung des effektiven zyklischen J-Integrals vor. Die für die einzelnen Proben berechneten Anfangsrisslängen liegen in einem ähnlichen Bereich wie in [77].

Aus dem Verlauf der elastischen Steifigkeit mit fortschreitender Zyklenzahl in den TMF-Versuchen wurden zwei wichtige Aussagen generiert. Einerseits wurde gezeigt, dass die Rissinitiierung bereits in den ersten Zyklen der TMF-Versuche stattfindet. Dieses Erkenntnis deckt sich mit den Ergebnissen in [67,72,77] und begründet den Einsatz eines bruchmechanischen Lebensdauermodells, bei dem die Lebensdauer ausschließlich im Rissfortschritt von einer Anfangsrislänge bis zu einer Endrislänge berechnet wird. Andererseits wurde die Endrislänge aus dem elastischen Steifigkeitsabfall abgeschätzt. Die berechneten Endrislängen liegen in einem ähnlichen Bereich wie in [103].

Die elastisch-plastischen Rissfortschrittsdaten wurden in TMF-Rissfortschrittsversuchen an Corner-Crack-Proben generiert. Für die Berechnung der Geometriefunktion im effektiven zyklischen J-Integral wurde die Vorgehensweise von Schweizer [33] verwendet. Dabei wurde das J-Integral an der Rissspitze durch eine monotone, elastisch-plastische FE-Analyse für bestimmte Risslängen numerisch berechnet. Die gute Übereinstimmung der Steigung der Rissfortschrittskurve und der Neigung der experimentell ermittelten Schädigungswöhlerlinie zeigt die gute Eignung der Vorgehensweise von Schweizer [33].

#### **6.6.4 Zielerreichung**

Die zwei wesentlichen Ziele der hier dargestellten Arbeit waren:

##### **Ziel 1: Identifizierung eines defektbasierten Kriteriums für die Rissinitiierung**

Mit der entwickelten Bewertungsmethodik für Poren gehört der experimentell ermittelte Rissausgang zu den 2,6% der am kritischsten bewerteten Porenanhäufungen im gesamten oberflächennahen Prüfvolumen. Dieses Ergebnis liegt in einem ähnlichen Bereich wie das Ergebnis von Tamas-Williams et al. [91]. Dieser entwickelte die einzige, dem Autor bekannte, vergleichbare Methode. Daher wird dieses Ergebnis positiv bewertet.

##### **Ziel 2: Berechnung der Streuung der Lebensdauer aus der Streuung von Defekten**

Sowohl die Abschätzung der mittleren Lebensdauer als auch die Abschätzung der Streuung der Lebensdauer zeigen nur geringe Abweichungen zu den Versuchsdaten. So liegt die Abweichung der mittleren Lebensdauer unter 5% und die Abweichung der 10%-90%-Streuspanne bei 11%.

## 7 ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK

Das wesentliche Ziel der Arbeit war die Entwicklung einer Methode zur Abschätzung der Streuung der TMF-Lebensdauer von Lost Foam gegossenen Al-Si-Zylinderköpfen auf Basis von Defekten im Werkstoff. Zur genauen Klärung der Ursachen dieser Streuung wurden ungekerbte Proben aus dem höchstbeanspruchten Bereich dieser Zylinderköpfe entnommen und detailliert mittels  $\mu$ CT hinsichtlich ihrer Porosität untersucht. Dabei zeigte sich ein für den Lost Foam Guss üblicher großer Porenvolumenanteil ( $>1\%$ ), der auf die langsame Abkühlgeschwindigkeit bei diesem Gießverfahren zurückzuführen ist. Viele Poren im Werkstoff haben scharfe und ausgedehnte Strukturen mit Feret-Durchmessern von bis zu 2 mm. Gemäß der Beanspruchung im Zylinderkopf wurden OP TMF-Versuche an Proben mit zylindrischer Messlänge durchgeführt. Die resultierende Streuung der Lebensdauer nimmt geringere Werte als in Bauteilversuchen an. Aus der REM-Untersuchung der Bruchflächen ging hervor, dass sich der primäre Rissausgang immer an oberflächennahen Poren befindet. Dabei handelt es sich entweder um eine Anhäufung von mehreren Poren oder um einzelne ausgedehnte, scharfkantige Erstarrungsporen.

Nach den TMF-Versuchen wurden erneut  $\mu$ CT-Aufnahmen vom Bereich der Bruchfläche der gebrochenen Probenstücke gemacht. Durch Einpassen der  $\mu$ CT-Volumen nach den TMF-Versuchen in die  $\mu$ CT-Volumen des Ausgangszustands und die anschließende Gegenüberstellung der Bruchflächen aus den REM- und den  $\mu$ CT-Aufnahmen wurden die rissinitiierenden Poren in ihrer dreidimensionalen Ausprägung identifiziert. Darauf aufbauend wurde ein Programm entwickelt, das den Ort des primären Ermüdungsrissausgangs aus der in der  $\mu$ CT-Untersuchung detektierten Porenverteilung hinsichtlich Größe, Form und Lage rechnerisch ermittelt. In dem Programm werden die projizierten Flächen der Poren, die Lage der Poren zueinander und zum Probenrand sowie die Kerbschärfe der Poren zur automatischen Suche von kritischen Porenanhäufungen im  $\mu$ CT-Volumen verwendet. Die vorgeschlagene Bewertungsmethodik schränkt die experimentell ermittelten Rissbildungsorte auf 2,6% der am kritischsten bewerteten Porenanhäufungen im gesamten oberflächennahen Prüfvolumen ein, was einer sehr guten Vorhersagefähigkeit des Modells entspricht.

Für die Lebensdauerabschätzung wurde ein Rissausbreitungsmodell basierend auf dem effektiven zyklischen J-Integral  $\Delta J_{\text{eff}}$  verwendet und auf die betrachteten Bedingungen angepasst. Dabei kam der Schädigungsparameter  $Z_D$  für halbkreisförmige Oberflächenrisse zum Einsatz. Mit  $Z_D$  werden zwar zeitabhängige Effekte und aus der veränderlichen

Temperatur resultierende Eigenschaften nicht erfasst, dennoch zeigte sich eine eindeutige Korrelation zwischen  $Z_D$  und der OP-Lebensdauer. Durch die experimentelle Verfolgung der elastischen Probensteifigkeit wurde gezeigt, dass die Rissinitiierung unter thermomechanischer Beanspruchung bereits in den ersten Zyklen stattfindet. Aus diesem Grund erscheint die Anwendung eines bruchmechanischen Lebensdauermodells, bei dem die Lebensdauer als Zyklenzahl für das Wachstum eines Risses von einer Anfangsrislänge bis zu einer Endrislänge berechnet wird, naheliegend. Die Anfangsrislänge wurde für jede Probe aus der am kritischsten bewerteten Porenanhäufung hergeleitet. Für die Umrechnung von der projizierten Fläche auf die Anfangsrislänge wurde ein halbkreisförmiger Oberflächenriss zugrunde gelegt. Für die Berechnung der mittleren Lebensdauer wurde der Mittelwert der für alle Proben berechneten Anfangsrislängen herangezogen. Die Endrislänge wurde aus der bei Lebensdauerende vorliegenden elastischen Probensteifigkeit berechnet.

Die für die bruchmechanische Lebensdauerberechnung benötigten elastisch-plastischen Rissfortschrittsdaten wurden mit Hilfe von OP TMF-Rissfortschrittsversuchen an Corner-Crack-Proben generiert. Die Corner-Crack-Proben wiesen einen scharfen künstlichen Eckanriss auf und wurden wie die ungekerbten Proben aus dem höchst beanspruchten Bereich der Zylinderköpfe entnommen. Bei der Berechnung des effektiven zyklischen J-Integrals wurden Risschließeffekte berücksichtigt. Die Abhängigkeit des für die Berechnung von  $\Delta J_{\text{eff}}$  benötigten Geometriefaktors von der Rislänge wurde für die verwendete Corner-Crack-Probe durch eine elastisch-plastische FE-Analyse bestimmt.

Sowohl in den TMF-Versuchen als auch den TMF-Rissfortschrittsversuchen wurde festgestellt, dass Poren neben der Rissinitiierung zusätzlich einen signifikanten Einfluss auf das Risswachstum besitzen. Daher wurde die Streuung der Lebensdauer sowohl aus der Streuung der Anfangsrislänge als auch der Streuung der Rissfortschrittsrate abgeschätzt. Für die korrekte Kopplung der beiden Streuungen wurde eine Monte-Carlo Simulation durchgeführt. Dabei resultierte die Streuung der Anfangsrislänge aus der Streuung der TMF-Versuche. Die Streuung der Rissfortschrittsrate resultierte aus der Streuung der TMF-Rissfortschrittsversuche. Sowohl für die Lebensdauer als auch für die Streuung der Lebensdauer konnte mit der entwickelten Methodik eine sehr gute Übereinstimmung zwischen den berechneten Werten und den experimentell gewonnenen Daten erzielt werden. Die Abweichung der mittleren Lebensdauer liegt unter 5% und die Abweichung der 10%-90%-Streuspanne bei 11%.

Durch die Anwendung der entwickelten Methodik in der Bauteilauslegung lässt sich die erwartbare Lebensdauer auf Basis von  $\mu$ CT-Aufnahmen abschätzen. Da die  $\mu$ CT im Vergleich zu zerstörenden Prüfverfahren kostengünstig und weniger zeitintensiv ist, bietet der Einsatz der  $\mu$ CT zur Defektdetektion den wesentlichen Vorteil, die Stichprobenumfänge zur Lebensdauerbewertung erheblich zu steigern. Folglich besteht das Potential, die statistische Unsicherheit zu verringern bzw. Konfidenzbänder zu verkleinern. Ein weiterer wesentlicher Vorteil der  $\mu$ CT ist die Möglichkeit der zerstörungsfreien Qualitätssicherung im Serienprozess, indem negative Auswirkungen der Werkstoffqualität auf die Lebensdauer frühzeitig erkannt werden.

Die Entwicklung der Abschätzungsmethode erfolgte in dieser Arbeit für einachsige Beanspruchungen, wobei Versuche an Proben durchgeführt wurden, die aus Zylinderköpfen entnommen wurden. Allerdings ist für einen treffsicheren Einsatz der Methode an Bauteilen in einem Serienprozess die Erweiterung auf mehrachsige Beanspruchungen erforderlich. Dabei stellt die korrekte Ermittlung von Größe und Orientierung der risstreibenden Beanspruchung eine große Herausforderung dar. Zudem müsste ein Verfahren zur zuverlässigen Messung der Risslänge über der Zyklenzahl entwickelt werden.

Trotz dieser Einschränkung kann festgestellt werden, dass das vorgestellte Konzept zur Abschätzung der Ermüdungslebensdauer und deren Streuung nicht auf den beschriebenen Anwendungsfall begrenzt ist. Vielmehr lässt es sich prinzipiell an beliebige defektbehaftete Werkstoffe anpassen, die einer zyklischen Belastung unterliegen. Dabei kommen neben Al-Si-Legierungen z.B. porenhaltige Nickel- oder Titanlegierungen und additiv gefertigte Werkstoffe sowie hochfeste Stähle mit nichtmetallischen Einschlüssen in Frage. Zusätzlich ist die Anwendung auch für isotherme LCF- und HCF-Beanspruchungen denkbar. Für die zukünftige Anwendung der Methode müssen lediglich zwei Kriterien erfüllt sein. Einerseits sollte die Rissinitiierung an Defekten erfolgen, so dass diese einen signifikanten Einfluss auf die Lebensdauer haben. Andererseits sollte die Lebensdauer durch die Phase des Ermüdungsrissfortschritts dominiert werden und folglich mit einem bruchmechanischen Lebensdauermodell beschreibbar sein.



## 8 LITERATURVERZEICHNIS

- [1] E. Charkaluk, A. Constantinescu, F. Szmytka, S. Tabibian, Probability density functions: From porosities to fatigue lifetime, *International Journal of Fatigue*. 63 (2014) 127–136.
- [2] S. Tabibian, E. Charkaluk, A. Constantinescu, A. Oudin, F. Szmytka, Behavior, damage and fatigue life assessment of lost foam casting aluminum alloys under thermo-mechanical fatigue conditions, *Procedia Engineering*. 2 (2010) 1145–1154.
- [3] S. Thalmair, Thermomechanische Ermüdung von Aluminium-Silizium-Gusslegierungen unter ottomotorischen Beanspruchungen, Dissertation, Universität Karlsruhe, Shaker Verlag, Düren, 2009.
- [4] M. Grieb, Untersuchung von Aluminiumgusslegierungen auf thermomechanische und HCF Ermüdung und Verbesserung der Lebensdauervorhersage, Dissertation, Universität Siegen, VDI-Verlag, Düsseldorf, 2010.
- [5] S. Michelfeit, Werkstoffgesetze einer AlSi-Gusslegierung unter Hochtemperaturbeanspruchung in Abhängigkeit des Werkstoffzustandes, Dissertation, Technische Universität Darmstadt, Universitäts- und Landesbibliothek Darmstadt, Darmstadt, 2012. [https://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/3103/1/120924\\_Dissertation\\_Mf\\_final\\_tuprints.pdf](https://tuprints.ulb.tu-darmstadt.de/3103/1/120924_Dissertation_Mf_final_tuprints.pdf).
- [6] C. Heikel, Werkstoff- und verfahrenstechnische Bewertung von Zylinderköpfen für Dieselmotoren, Dissertation, Universität Magdeburg, Shaker Verlag, Düren, 2005.
- [7] I. Henne, T. Beck, Modellierung der Schädigungsentwicklung thermisch-mechanisch hochbeanspruchter Motorbauteile und Ermittlung geeigneter Werkstoffkennwerte, FVV-Vorhaben Nr. 819, Abschlussbericht, Universität Karlsruhe, Karlsruhe, 2006.
- [8] J. Rösler, H. Harders, M. Bäker, Mechanisches Verhalten der Werkstoffe, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 2012.
- [9] W. Ramberg, W.R. Osgood, Description of stress-strain curves by three parameters, Technical Note No. 902, National Advisory Committee for Aeronautics, Washington D.C., 1943.
- [10] E. Haibach, Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung, Springer, Berlin Heidelberg, 2006.
- [11] ASM International, Atlas of Stress-Strain Curves, ASM International, Materials Park, 2002.
- [12] R. Bürgel, H.J. Maier, T. Niendorf, Handbuch Hochtemperatur-Werkstofftechnik: Grundlagen, Werkstoffbeanspruchungen, Hochtemperaturlegierungen und -beschichtungen, Vieweg + Teubner, Wiesbaden, 2011.
- [13] A. Ohrndorf, Verformungsverhalten metallischer Schaumwerkstoffe unter isothermen und thermomechanischen Beanspruchungsbedingungen, Dissertation, Universität Siegen, Siegener Werkstoffkundliche Berichte, Band 4, Siegen, 2011. <https://dspace.ub.uni-siegen.de/bitstream/ubsi/583/1/ohrndorf.pdf>.
- [14] A. Wöhler, Über Versuche zur Ermittlung der Festigkeit von Achsen, welche in den Werkstätten der Niederschlesisch-Märkischen Eisenbahn zu Frankfurt a.d.O. angestellt sind, *Zeitschrift Für Bauwesen*. 13 (1863) 233–258.
- [15] D. Gross, T. Seelig, Bruchmechanik: Mit einer Einführung in die Mikromechanik, Springer, Berlin Heidelberg, 2011.



- [16] H.A. Richard, M. Sander, *Ermüdungsrisse: Erkennen, sicher beurteilen, vermeiden*, Springer Fachmedien, Wiesbaden, 2012.
- [17] H. Riedel, *Fracture at High Temperatures*, Springer, Berlin Heidelberg, 1987.
- [18] Y. Murakami, *Metal Fatigue: Effects of Small Defects and Nonmetallic Inclusions*, Elsevier Science, Kidlington, Oxford, 2002.
- [19] P. Paris, M. Gomez, W. Anderson, A rational analytic theory of fatigue, *The Trend in Engineering*. 13 (1961) 9–14.
- [20] J.W. Hutchinson, Singular behaviour at the end of a tensile crack in a hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 16 (1968) 13–31.
- [21] J. Rice, G.F. Rosengren, Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*. 16 (1968) 1–12.
- [22] J. Rice, A path integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks, *Journal of Applied Mechanics*. 35 (1968) 379–386.
- [23] H.-J. Christ, *Wechselverformung von Metallen: Zyklisches Spannungs-Dehnungsverhalten und Mikrostruktur*, Springer, Berlin Heidelberg, 1991.
- [24] V. Kumar, M.D. German, C.F. Shih, An engineering approach for elastic-plastic fracture analysis, EPRI-NP-1931, Topical Report, General Electric Company, Schenectady, New York, 1981.
- [25] M.Y. He, J. Hutchinson, The penny-shaped crack and the plane strain crack in an infinite body of power-law material, *Journal of Applied Mechanics*. 48 (1981) 830–840.
- [26] N. Dowling, J. Begley, Fatigue crack growth during gross plasticity and the J-Integral, in: *Mechanics of Crack Growth*, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 82-103, 1976.
- [27] H.H. Heitmann, H. Vehoff, P. Neumann, Life prediction for random load fatigue based on the growth behaviour of microcracks, in: *Fracture 84, Proceedings of the 6th International Conference on Fracture (ICF6)*, December 4–10, 1984, New Delhi, Pergamon, Headington, Oxford, 3599-3606, 1984.
- [28] M. Riedler, *Methodikfindung zur Simulation von thermomechanisch beanspruchten Motorbauteilen aus Aluminiumlegierungen*, Dissertation, Universität Leoben, VDI-Verlag, Düsseldorf, 2005.
- [29] G. Maier, *Mikrostruktur, Verformung und Lebensdauer der Legierung Alloy 617B - Experimente, Modelle und Bauteilvorhersagen*, Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, Shaker Verlag, Düren, 2013.
- [30] J.C. Newman, A crack opening stress equation for fatigue crack growth, *International Journal of Fracture*. 24 (1984) R131–R135.
- [31] M. Vormwald, *Anrißlebensdauervorhersage auf der Basis der Schwingbruchmechanik für kurze Risse*, Dissertation, Technische Hochschule Darmstadt, Institut für Stahlbau und Werkstoffmechanik der Technischen Hochschule, Darmstadt, 1989.
- [32] J. Rice, P. Paris, J. Merkle, Some further results of J-integral analysis and estimates, in: *Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing*, National Symposium on Fracture Mechanics, August 28-30, 1972, Philadelphia, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 231–245, 1973.

- [33] C. Schweizer, Physikalisch basierte Modelle für Ermüdungsrisswachstum und Anrisslebensdauer unter thermischen und mechanischen Belastungen, Dissertation, Karlsruher Institut für Technologie, Shaker Verlag, Düren, 2013.
- [34] R. Danzer, Lebensdauerprognose hochfester metallischer Werkstoffe im Bereich hoher Temperaturen, Gebrüder Borntraeger, Berlin Stuttgart, 1988.
- [35] R.G. Teteruk, Modellierung der Lebensdauer bei thermomechanischer Ermüdungsbeanspruchung unter Berücksichtigung der relevanten Schädigungsmechanismen, Dissertation, Universität Siegen, VDI-Verlag, Düsseldorf, 2002.
- [36] S. Suresh, *Fatigue of Materials*, Cambridge University Press, Cambridge, 1998.
- [37] O.H. Basquin, The exponential law of endurance tests, in: Proceedings of the Thirteenth Annual Meeting, June 28-July 2, 1910, Atlantic City, New Jersey, American Society for Testing and Materials, Washington D.C., 625-630, 1910.
- [38] DIN 50100:2016-12, Schwingfestigkeitsversuch - Durchführung und Auswertung von zyklischen Versuchen mit konstanter Lastamplitude für metallische Werkstoffproben und Bauteile, Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2016.
- [39] S.S. Manson, Behavior of materials under conditions of thermal stress, Report 1170, National Advisory Committee for Aeronautics, Washington D.C., 1954.
- [40] L.F. Coffin, A study of the effects of cyclic thermal stresses on a ductile metal, *Transactions of the ASME*. 76 (1954) 931–950.
- [41] K.N. Smith, P. Watson, T.H. Topper, A stress–strain function for the fatigue of metals, *Journal of Materials*. 5 (1970) 767–778.
- [42] W.J. Ostergren, A damage function and associated failure equations for predicting hold time and frequency effects in elevated temperature, low cycle fatigue, *Journal of Testing and Evaluation*. 4 (1976) 327–339.
- [43] G. Maier, H. Riedel, T. Seifert, J. Klöwer, R. Mohrmann, Time and temperature dependent cyclic plasticity and fatigue crack growth of the nickel-base alloy 617B – Experiments and models, *Advanced Materials Research*. 278 (2011) 369–374.
- [44] C. Schweizer, T. Seifert, B. Nieweg, P. von Hartrott, H. Riedel, Mechanisms and modelling of fatigue crack growth under combined low and high cycle fatigue loading, *International Journal of Fatigue*. 33 (2011) 194–202.
- [45] C. Fischer, C. Schweizer, Experimental investigation of the damage characteristics of two cast aluminium alloys: Part II – LCF/HCF and TMF/HCF loading with special focus on the short crack growth behavior, *International Journal of Fatigue*. 152 (2021) 106387.
- [46] F. Ostermann, *Anwendungstechnologie Aluminium*, Springer, Berlin Heidelberg, 1998.
- [47] G. Baumgartner, Das mikromechanische Verhalten von binären Aluminium-Silizium-Legierungen unter Last, Dissertation, Technische Universität München, TUM.University Press, München, 2019. <https://mediatum.ub.tum.de/doc/1463441/1463441.pdf>.
- [48] S. Gerbe, U. Krupp, W. Michels, Influence of secondary dendrite arm spacing (SDAS) on the fatigue properties of different conventional automotive aluminum cast alloys, *Frattura Ed Integrità Strutturale*. 13 (2019) 105–115.
- [49] J.-I. Cho, C.-W. Kim, The relationship between dendrite arm spacing and cooling rate of Al-Si casting alloys in high pressure die casting, *International Journal of Metalcasting*. 8 (2014) 49–55.

- [50] Q.G. Wang, Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 34 (2003) 2887–2899.
- [51] E. Hornbogen, H. Warlimont, *Metallkunde: Eine kurze Einführung in den Aufbau und die Eigenschaften von Metallen und Legierungen*, Springer, Berlin Heidelberg, 1967.
- [52] H. Ye, An overview of the development of Al-Si-Alloy based material for engine applications, *Journal of Materials Engineering and Performance*. 12 (2003) 288–297.
- [53] W. Schneider, F.J. Feikus, *Wärmebehandlung von Aluminium-Gußlegierungen für das Vakuum-Druckgießen: Teil 1: Wärmebehandlungsmethoden - Grundlagen*, *Gießerei*. 83 (1996) 20–24.
- [54] W. Schneider, W. Vogel, H. Baldering, *Wärmebehandlung von Aluminium-Gußlegierungen für Druck- und Kokillenguß*, *Gießerei*. 77 (1990) 693–699.
- [55] S. Steinbach, *Einfluss von Strömungen auf die Entwicklung des Mikrogefüges bei der gerichteten Erstarrung von Al-Si- und Al-Si-Mg-Legierungen*, Dissertation, RWTH Aachen, RWTH Publications, Aachen, 2005. [http://publications.rwth-aachen.de/record/62189/files/Steinbach\\_Sonja.pdf](http://publications.rwth-aachen.de/record/62189/files/Steinbach_Sonja.pdf).
- [56] S.G. Shabestari, F. Shahri, Influence of modification, solidification conditions and heat treatment on the microstructure and mechanical properties of A356 aluminum alloy, *Journal of Materials Science*. 39 (2004) 2023–2032.
- [57] S. Gerbe, J. Tenkamp, S. Scherbring, K. Bleicher, U. Krupp, W. Michels, F. Walther, Microstructural influences on the fatigue crack initiation and propagation mechanisms in hypo-eutectic Al-Si cast alloys, *Procedia Structural Integrity*. 23 (2019) 511–516.
- [58] T. Bogdanoff, L. Lattanzi, M. Merlin, E. Ghassemali, S. Seifeddine, The influence of copper addition on crack initiation and propagation in an Al-Si-Mg alloy during cyclic testing, *Materialia*. 12 (2020) 100787.
- [59] J. Luft, *Thermisch-mechanische und überlagerte thermisch-mechanische/mechanische Ermüdungsbeanspruchung der Zylinderkopflegerungen AlSi7Mg und AlSi5Cu3*, Dissertation, Universität Karlsruhe, Shaker Verlag, Düren, 2006.
- [60] Z. Li, J. Li, Z. Chen, J. Guo, Y. Zhu, Y. Luo, Experimental and computational study on thermo-mechanical fatigue life of aluminium alloy piston, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 44 (2021) 141–155.
- [61] B. Flaig, K.-H. Lang, *Thermisch-mechanisches Ermüdungsverhalten von Aluminiumgußlegierungen*, FVV-Vorhaben Nr. 530, Abschlussbericht, Universität Karlsruhe, Karlsruhe, 1994.
- [62] C. Fischer, C. Schweizer, Experimental investigation of the damage characteristics of two cast aluminium alloys: Part I – Temperature dependent low cycle and thermomechanical fatigue behavior, *International Journal of Fatigue*. 152 (2021) 106359.
- [63] M. Azadi, G.H. Farrahi, G. Winter, W. Eichseder, The effect of various parameters on out-of-phase thermo-mechanical fatigue lifetime of A356.0 cast aluminum alloy, *International Journal of Engineering*. 26 (2013) 1461–1470.
- [64] M. Azadi, Cyclic thermo-mechanical stress, strain and continuum damage behaviors in light alloys during fatigue lifetime considering heat treatment effect, *International Journal of Fatigue*. 99 (2017) 303–314.
- [65] H.J. Maier, T.J. Smith, H. Sehitoglu, Modeling high-temperature fatigue behavior of cast 319-type aluminium alloys, *VDI Berichte*. 1472 (1999) 409–422.

- [66] H. Sehitoglu, T. Smith, X. Qing, H.J. Maier, J.A. Allison, Stress-strain response of a cast 319-T6 aluminum under thermomechanical loading, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 31 (2000) 139–151.
- [67] L. Wang, N. Limodin, A. El Bartali, J.-F. Witz, R. Seghir, J.-Y. Buffiere, E. Charkaluk, Influence of pores on crack initiation in monotonic tensile and cyclic loadings in lost foam casting A319 alloy by using 3D in-situ analysis, *Materials Science and Engineering: A*. 673 (2016) 362–372.
- [68] F. Szymyka, N. Limodin, L. Wang, P. Osmond, J. Adrien, E. Charkaluk, J.Y. Buffiere, Probabilistic thermal-mechanical fatigue criterion for lost foam casting aluminium alloys based on 2D/3D porosities distribution, *MATEC Web of Conferences*. 12 (2014) 05005.
- [69] R. Albonetti, Porosity and intermetallic formation in lost foam casting of 356 alloy, *Masterarbeit*, University of Western Ontario, 2000.
- [70] P.-M. Geffroy, M. Lakehal, J. Goñi, E. Beaugnon, J.-M. Heintz, J.-F. Silvain, Thermal and mechanical behavior of Al-Si alloy cast using magnetic molding and lost foam processes, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 37 (2006) 441–447.
- [71] D. El Khoukhi, F. Morel, N. Saintier, D. Bellett, P. Osmond, V.-D. Le, J. Adrien, Experimental investigation of the size effect in high cycle fatigue: Role of the defect population in cast aluminium alloys, *International Journal of Fatigue*. 129 (2019) 105222.
- [72] V.-D. Le, F. Morel, D. Bellett, E. Pessard, N. Saintier, P. Osmond, Microstructural-based analysis and modelling of the fatigue behaviour of cast Al-Si alloys, *Procedia Engineering*. 133 (2015) 562–575.
- [73] H.R. Ammar, A.M. Samuel, F.H. Samuel, Effect of casting imperfections on the fatigue life of 319-F and A356-T6 Al-Si casting alloys, *Materials Science and Engineering: A*. 473 (2008) 65–75.
- [74] L. Wang, N. Limodin, A.E. Bartali, E. Charkaluk, Coupling of X-ray computed tomography and surface in situ analysis combined with digital image correlation method to study low cycle fatigue damage micromechanisms in lost foam casting A319 alloy, *Fatigue & Fracture of Engineering Materials & Structures*. 44 (2021) 916–932.
- [75] H.R. Ammar, A.M. Samuel, F.H. Samuel, Porosity and the fatigue behavior of hypoeutectic and hypereutectic aluminum–silicon casting alloys, *International Journal of Fatigue*. 30 (2008) 1024–1035.
- [76] Y.X. Gao, J.Z. Yi, P.D. Lee, T.C. Lindley, A micro-cell model of the effect of microstructure and defects on fatigue resistance in cast aluminum alloys, *Acta Materialia*. 52 (2004) 5435–5449.
- [77] Y.-B. Lee, A. Siljander, F.V. Lawrence, The role of casting porosity in fatigue properties of Al-Si 319 lost foam cast alloy, *KSME Journal*. 6 (1992) 81–87.
- [78] Q.G. Wang, P.N. Crepeau, C.J. Davidson, J.R. Griffiths, Oxide films, pores and the fatigue lives of cast aluminum alloys, *Metallurgical and Materials Transactions B*. 37 (2006) 887–895.
- [79] L. Wang, N. Limodin, A. El Bartali, J.-F. Witz, J.-Y. Buffiere, E. Charkaluk, Application of synchrotron radiation–computed tomography in-situ observations and digital volume correlation to study low-cycle fatigue damage micromechanisms in lost foam casting A319 alloy, *Metallurgical and Materials Transactions A*. 51 (2020) 3843–3857.

- [80] S. Dezecot, V. Maurel, J.-Y. Buffiere, F. Szmytka, A. Koster, 3D characterization and modeling of low cycle fatigue damage mechanisms at high temperature in a cast aluminum alloy, *Acta Materialia*. 123 (2017) 24–34.
- [81] N. Dahdah, N. Limodin, A.E. Bartali, J.F. Witz, R. Seghir, E. Charkaluk, J.Y. Buffiere, Damage investigation in A319 aluminium alloy by X-ray tomography and digital volume correlation during in situ high-temperature fatigue tests, *Strain*. 52 (2016) 324–335.
- [82] N. Limodin, L. Wang, N. Dahdah, A. El Bartali, J.-F. Witz, R. Seghir, E. Charkaluk, J.-Y. Buffiere, Isothermal low cycle fatigue of a lost foam cast Al-Si-Cu alloy: Study of the damage mechanisms with synchrotron X-ray tomography and digital volume correlation, in: *Proceedings of the Eighth International Conference on Low Cycle Fatigue (LCF8)*, June 27-29, 2017, Dresden, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 41-46, 2017.
- [83] S. Romano, A. Brückner-Foit, A. Brandão, J. Gumpinger, T. Ghidini, S. Beretta, Fatigue properties of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing: Defect-based modelling and prediction of fatigue strength, *Engineering Fracture Mechanics*. 187 (2018) 165–189.
- [84] S. Rödling, J. Fröschl, M. Hück, M. Decker, Einfluss nichtmetallischer Einschlüsse auf zulässige HCF-Bemessungskennwerte, *Materials Testing*. 53 (2011) 455–462.
- [85] S. Beretta, C. Anderson, Y. Murakami, Extreme value models for the assessment of steels containing multiple types of inclusion, *Acta Materialia*. 54 (2006) 2277–2289.
- [86] C. Oberwinkler, Virtuelle betriebsfeste Auslegung von Aluminium-Druckgussbauteilen, Dissertation, Universität Leoben, 2009.
- [87] M.H. El Haddad, T.H. Topper, K.N. Smith, Prediction of non propagating cracks, *Engineering Fracture Mechanics*. 11 (1979) 573–584.
- [88] J. Tenkamp, M. Awd, S. Siddique, P. Starke, F. Walther, Fracture–mechanical assessment of the effect of defects on the fatigue lifetime and limit in cast and additively manufactured aluminum–silicon alloys from HCF to VHCF regime, *Metals*. 10 (2020) 943.
- [89] H. Masuo, Y. Tanaka, S. Morokoshi, H. Yagura, T. Uchida, Y. Yamamoto, Y. Murakami, Effects of defects, surface roughness and HIP on fatigue strength of Ti-6Al-4V manufactured by additive manufacturing, *Procedia Structural Integrity*. 7 (2017) 19–26.
- [90] M. Åman, S. Okazaki, H. Matsunaga, G.B. Marquis, H. Remes, The effect of interacting small defects on the fatigue limit of a medium carbon steel, *Procedia Structural Integrity*. 2 (2016) 3322–3329.
- [91] S. Tammis-Williams, P.J. Withers, I. Todd, P.B. Prangnell, The influence of porosity on fatigue crack initiation in additively manufactured titanium components, *Scientific Reports*. 7 (2017) 7308.
- [92] S. Romano, L. Patriarca, S. Foletti, S. Beretta, LCF behaviour and a comprehensive life prediction model for AlSi10Mg obtained by SLM, *International Journal of Fatigue*. 117 (2018) 47–62.
- [93] S. Romano, A. Brandão, J. Gumpinger, M. Gschweidl, S. Beretta, Qualification of AM parts: Extreme value statistics applied to tomographic measurements, *Materials & Design*. 131 (2017) 32–48.

- [94] C. Fischer, C. Schweizer, Lifetime assessment of the process-dependent material properties of additive manufactured AlSi10Mg under low-cycle fatigue loading, MATEC Web of Conferences. 326 (2020) 07003.
- [95] B. Torries, R. Shrestha, A. Imandoust, N. Shamsaei, Fatigue life prediction of additively manufactured metallic materials using a fracture mechanics approach, in: Proceedings of the 29th Annual International Solid Freeform Fabrication Symposium - An Additive Manufacturing Conference, August 13-15, 2018, Austin, University of Texas at Austin, Austin, 1181-1190, 2018.
- [96] DIN EN 1706:2010-06, Aluminium und Aluminiumlegierungen - Gussstücke - Chemische Zusammensetzung und mechanische Eigenschaften; Deutsche Fassung EN 1706:2010, Beuth Verlag GmbH, Berlin, 2010.
- [97] P. Hähner, E. Affeldt, T. Beck, H. Klingelhöffer, M. Loveday, C. Rinaldi, Validated code-of-practice for strain-controlled thermo-mechanical fatigue testing, Institute for Energy, Petten, 2006.
- [98] VGStudio MAX 2.2 Reference Manual, Volume Graphics GmbH, Heidelberg, 2012.
- [99] ASTM G1-03, Standard Practice for Preparing, Cleaning, and Evaluating Corrosion Test Specimens, ASTM International, West Conshohocken, 2017.
- [100] T. Bischoff, S. Rödling, B. Stauder, Innovative Prüfmethodik zur Ermittlung der thermomechanischen Ermüdung an Zylinderköpfen, Materials Testing. 54 (2012) 655–662.
- [101] G. Barth, Beitrag zur elastisch-plastischen Bruchmechanik unter TMF-Beanspruchung, Masterarbeit, Hochschule für angewandte Wissenschaften München, 2021.
- [102] F. Szymtka, P. Osmond, L. Rémy, P.-D. Masson, A. Forré, F.-X. Hoche, Some recent advances on thermal–mechanical fatigue design and upcoming challenges for the automotive industry, Metals. 9 (2019) 794.
- [103] S. Romano, S. Beretta, S. Foletti, LCF response of AlSi10Mg obtained by additive manufacturing, in: Proceedings of the Eighth International Conference on Low Cycle Fatigue (LCF8), June 27-29, 2017, Dresden, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 53-58, 2017.