

Institut für Werkstoffkunde  
Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik  
Universität der Bundeswehr München

**Zweidimensionale Ausbreitung kurzer Risse unter Berücksichtigung  
bruchmechanischer und kontinuumsmechanischer Aspekte**

-

**Ein Beitrag zur Optimierung von Lebensdauervorhersagen  
an gekerbten Strukturen**

Dipl.-Ing. Dominic Tiedemann

Vollständiger Abdruck der von der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik der Universität der Bundeswehr München zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.)

genehmigten Dissertation.

Vorsitzender: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Helmut Rapp

1. Gutachter: Univ.-Prof. Dr.-Ing. Hans-Joachim Gudladt

2. Gutachter: Univ.-Prof. Dr. rer. nat. Siegfried Schmauder

Die Dissertation wurde am 11.11.2015 bei der Universität der Bundeswehr München eingereicht und durch die Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik am 18.03.2016 angenommen.

Die mündliche Prüfung fand am 08.04.2016 statt.



## Danksagung

Das vorliegende Werk ist das Ergebnis meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik an der Universität der Bundeswehr München.

Bedanken möchte ich mich in erster Linie beim Institutsleiter, Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-J. Gudladt, der durch seine stete Diskussionsbereitschaft und durch unzählige Anregungen die Arbeit gefördert hat. Jede Phase dieser Arbeit wurde von ihm intensiv, professionell und fürsorglich begleitet. Besonders bedanken möchte ich mich für die gewährten Freiräume und das hohe Maß an Vertrauen, was maßgeblich zum Gelingen dieser Arbeit beigetragen hat.

Herrn Prof. Dr. rer. nat. S. Schmauder möchte ich für die bereitwillige Übernahme der Mitberichterstattung, dem damit verbundenen Interesse an der Arbeit und den interessanten und wertvollen Gesprächen danken. Genauso möchte ich Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Rapp für die Übernahme des Vorsitzes der Promotionskommission danken.

Mein ganz besonderer Dank gilt Herrn Dr. rer. nat. J. Bär, der mich während der gesamten Zeit am Institut in jeder Hinsicht mit vollem Einsatz unterstützt hat und mich außerdem an seinem großen experimentellen Erfahrungsschatz teilhaben ließ. Er hatte immer ein offenes Ohr für meine Anliegen und bewies eine ungeheure Geduld und Ausdauer, mit mir über neue Ideen, erhaltene Ergebnisse und Erkenntnisse zu diskutieren. Ohne die hervorragende Zusammenarbeit mit ihm wäre die vorliegende Arbeit in dieser Form sicherlich nicht möglich gewesen.

Außerdem möchte ich meinem Vorgänger, Herrn Dr.-Ing. G. Wilhelm, für die perfekte Übergabe und Einarbeitung danken, durch die ich ohne große Zeitverluste direkt in die Materie einsteigen konnte.

Für das überaus angenehme Arbeitsklima und die anregenden und amüsanten Gespräche möchte ich meinen Kollegen C. Nittel, M. Sc., T. Thäsler, M. Eng., sowie Dr.-Ing. S. Frömmel danken.

Mein Dank gilt auch Herrn D. Krause für die absolut präzise Probenfertigung, die er trotz der Widerstände seitens der Messmittel meisterte, und Frau C. Mischo für ihre zuverlässige und hochwertige Probenpräparation.

Frau W. Müller und Frau M. Falter möchte ich für die Zuarbeit in allen administrativen Angelegenheiten danken.

Und schließlich gilt mein Dank selbstverständlich auch meiner Frau Olga und meinem Sohn Felix, die während meiner Zeit am Institut für Werkstoffkunde meine geistige Abwesenheit daheim uneingeschränkt ertragen haben, mir stets den notwendigen Rückhalt gegeben haben und mich darüber hinaus zum erfolgreichen Abschluss dieser Arbeit angespornt haben.

Neubiberg, im April 2016

Dominic Tiedemann



Meiner Frau Olga und meinem Sohn Felix

Посвящаю моей жене Ольге и сыну Феликсу



## Kurzfassung

In der vorliegenden Arbeit wurden SEN-Proben mit drei unterschiedlichen Kerbtiefen aus der Legierung EN AW 7475-T761 in Einstufenversuchen ermüdet, um den Einfluss der Kerbspannung auf die Rissausbreitung, sowie den Augenblick der Kerbentlastung zu bestimmen. Der Schwerpunkt lag dabei auf der Analyse des zweidimensionalen Kurzrischwachstums.

Durch die hohe Auflösung der für die In-situ-Messungen verwendeten Gleichstrompotentialsonde konnte gezeigt werden, dass der Beginn der Rissausbreitung im Zeitfestigkeitsbereich innerhalb der ersten 20 % der Gesamtlebensdauer sicher nachgewiesen werden kann. Die sogenannte Anrisslebensdauer wird dadurch vernachlässigbar und folglich die Gesamtlebensdauer durch reinen Rissfortschritt bestimmt. Im Zuge der Kalibrierung der Potentialsonde auf Risslängen im Kurzrisstadium konnte zudem verdeutlicht werden, dass ein Absolutwert der Risslänge neben der Kerbgeometrie vor allem von der Geometrie der Anrisse abhängt.

Als Variante der Lebensdauervorhersage wurden ausgehend von Wöhler-Kurven sowohl kontinuumsmechanische, als auch bruchmechanische Spannungstransformationen diskutiert. Da alle Varianten vergleichbar gute Vorhersageergebnisse lieferten, wurde ein bekanntes Dilemma betont, wonach sich in der Praxis mit Transformationsfaktoren überschlägig Lebensdauern für unterschiedliche Kerbkonfigurationen aus nur einer experimentell ermittelten Referenzkurve ableiten lassen, ohne dass der eigentliche Rissausbreitungsvorgang verstanden wurde.

Die notwendige Modellierung der Rissausbreitung erfolgte zunächst nur in Richtung des Langrischwachstums einerseits auf Basis eines bruchmechanischen Konzepts, bei der die Kerbtiefe als Ausgangsrisslänge in die Berechnung eingeht, und andererseits mit Hilfe eines örtlichen Konzept, welches den Kerbspannungsgradienten mit berücksichtigt. Die bruchmechanischen Berechnungen führten zu einer Unterschätzung der experimentell bestimmten Lebensdauern für Proben mit flachen Kerben und umgekehrt wurden die Lebensdauern von Proben mit tieferen Kerben mit dem örtlichen Konzept deutlich überschätzt.

Somit wurde zu einer detaillierten Analyse der zweidimensionalen Kurzrissausbreitung auf der Probenoberfläche übergegangen. Dabei wurden nach definierten Schwingungspielintervallen die Längen der entstandenen viertelelliptischen Eckanrisse auf den Seitenflächen und im Kerbgrund im REM bestimmt. Durch die Nachbildung der zweidimensionalen Rissausbreitung konnte schrittweise gezeigt werden, dass die Ausbreitung der kurzen Risse in die beiden Oberflächenrichtungen nicht unabhängig voneinander verläuft und dass die Rissverlängerung entlang des Kerbgrundes dominiert.

Schließlich wurde auf die entsprechenden Spannungen zurückgerechnet, die lokal den gemessenen Fortschritt der Eckanrisse bedingt haben müssen. Die berechneten, lokalen Spannungen fielen ausgehend von dem Maximalwert der kerbbedingten Spannungsüberhöhung bereits nach etwa 150  $\mu\text{m}$  auf das Niveau der Nennspannung ab und lagen stets unterhalb der theoretischen Spannungswerte der Kerbspannungslehre. Die Kerbentlastung tritt also deutlich früher ein als bisher angenommen und zwar schon durch die Ausbreitung der kurzen Eckanrisse.

## Abstract

In this thesis SEN specimens with three different notch depths of the alloy EN AW 7475-T761 were fatigued in single stage experiments. This was done in order to determine the influence of notch stresses on the crack propagation, as well as to ascertain the moment of the notch stress relief. Thereby the focus was on the analysis of the two-dimensional short crack propagation.

Due to the high resolution of the DCPD technique used for the in-situ measurements, it was possible to show that the beginning of continuous crack propagation in the HCF regime is within the first 20 % of the total lifetime. Thus, the so-called crack initiation lifetime becomes negligible and the total lifetime is determined by crack propagation only. In the context of the calibration of the DCPD technique it could be illustrated that an absolute value of the crack length depends on the notch geometry and in particular on the geometry of the early flaws.

As a variation of lifetime prediction continuum mechanical and fracture mechanical stress transformation were discussed based on SN curves. All variations led to nearly the same prediction quality, so that a known dilemma was emphasized: lifetime predictions for different notch configurations could be obtained using just one reference curve (which was experimentally determined) combined with stress transformation factors, even without any knowledge of the crack propagation itself.

The required modelling of the crack propagation was firstly carried out in the direction of the long crack propagation. On the one hand a fracture mechanical approach was used where notch depth is equal to crack length. On the other hand a local approach was followed where the notch stress gradient was taken into account. The fracture mechanical simulations underestimated the experimentally determined lifetimes of specimens with shallow notches. Vice versa, the local approach overestimated the lifetime of specimens with deep notches.

Hence, a detailed analysis of the two-dimensional short crack propagation on the specimen surface was conducted. Therefore, the length of the quarter elliptical corner cracks was determined on the specimen sides and on the notch root surface after defined fatigue intervals. According to the simulation of the two-dimensional crack propagation it could be shown stepwise, that the propagation of short cracks in both surface direction is interdependent and that the crack prolongation along the notch root is dominant.

Finally the stresses responsible for the measured crack propagation were calculated. These local stresses decreased from the maximum level caused by the notch stress concentration to the applied stress level in both direction after only 150 microns. The resulting local stresses were always below the theoretical values of notch stress. In conclusion the relief of the notch stress sets in earlier than expected, in fact this relief already takes place due to the propagation of the short corner cracks.



# Inhalt

1	Einleitung.....	1
2	Grundlagen der Materialermüdung.....	5
2.1	Geschichtlicher Rückblick .....	5
2.2	Grundlagen der LEBM und Herleitung des K-Konzepts .....	7
2.3	Kerbspannung und Kerbspannungsfaktoren .....	11
2.4	Beanspruchungskennwerte und Lebensdauer .....	14
2.5	Langrissausbreitung .....	16
3	Kurze Risse.....	19
3.1	Bestimmung des Übergangs vom Kurzriss- zum Langrisswachstum .....	22
3.2	Kurzrissausbreitung ausgehend von Kerben .....	24
3.3	Oberflächenrisse .....	28
4	Experimentelles.....	33
4.1	Werkstoffe .....	33
4.1.1	EN AW 7475-T761.....	33
4.1.2	EN AW 2024-T351.....	35
4.2	Probenfertigung und -geometrie.....	36
4.3	Versuchsaufbau ERIKA .....	37
4.4	Korrekturfunktion für SEN-Proben .....	38
4.5	Die Gleichstrompotentialsonde .....	40
4.5.1	Einflussgrößen auf die Potentialmessung .....	41
4.5.2	Kalibrierung der Gleichstrom-Potentialsonde.....	43
4.6	Rauschen, Datenreduktion/-glättung und die Rissfortschrittsrate .....	48
5	Ergebnisse .....	51
5.1	Quantitative Analyse der Kerbe mittels FEM .....	51
5.2	Rissausbreitungskurve für $R = -1$ .....	57
5.3	Wöhler-Kurven.....	58
5.4	Periodische Überlasten.....	62
5.5	Anrisslebensdauer .....	68
5.6	Vermessung der viertelelliptischen Rissausbreitung im Anrissstadium.....	72
6	Diskussion.....	81

6.1	Einführung .....	81
6.2	Kritische Betrachtungen der Risslängenmessung mittels DCPD .....	82
6.3	Der Kerbgrund als lebensdauerbestimmende Größe .....	93
6.4	Lebensdauerbetrachtung über das Kurzrissswachstum .....	99
6.5	Bruchmechanische Ergebnistransformation .....	105
6.6	Ursachen für den viertelelliptischen Anriss .....	112
6.7	Modellierung der Rissausbreitung und Berechnungsverfahren der Lebensdauer ..	115
6.7.1	Eindimensionale Rissausbreitung .....	116
6.7.2	Zweidimensionale Rissausbreitung .....	122
7	Zusammenfassung und Ausblick .....	133
8	Anhang .....	137
	Anhang 1 .....	137
	Anhang 2 .....	137
	Anhang 3 .....	138
	Anhang 4 .....	140
	Anhang 5 .....	140
	Anhang 6 .....	142
	Anhang 7 .....	143
9	Literaturverzeichnis .....	145
10	Formel- und Abkürzungsverzeichnis .....	157
11	Abbildungsverzeichnis .....	161
12	Tabellenverzeichnis .....	165

# 1 Einleitung

Auf einem Symposium zur Materialermüdung in der Luftfahrt im Jahr 2009 versuchten Eastin und Mowery (Eastin und Mowery 2009) die vergangenen 30 Jahre der Entwicklung der schadenstoleranten Anforderungen an Transportflugzeuge zu bewerten. Seit 1978 ist der schadenstolerante Ansatz Bestandteil der Vorschriften der amerikanischen Luftfahrtbehörde (Federal Aviation Admistration, FAA). Den Schwerpunkt ihrer Bewertung legten sie dabei auf die Zuverlässigkeit der Inspektionen, die Einsatzdauer der Flugzeuge und die Intervalle für eine Inspektionspflicht. Anhand der Untersuchungsberichte einiger Flugunfälle und der daraus abgeleiteten Anpassungen der Vorschriften kamen sie zu folgenden Schlussfolgerungen und Handlungsempfehlungen:

1. Der absolute Verlass auf die Inspektionen wurde aufgegeben bzw. um die Forderung ergänzt, dass bestimmte Flugzeugbauteile, die z.B. schwer zugänglich sind und/oder nicht verlässlich inspiziert werden können, ermüdungsfest ausgelegt werden müssen. (Es kommt hier also zu einer Kombination aus schadenstolerantem Design und einem Safe-Life-Design.)
2. Obwohl die Vorschriften mittlerweile Betriebsgrenzwerte beinhalten, fehlt jedoch immer noch eine Begrenzung der Einsatzdauer der Luftfahrzeuge auf die Zeitspanne bis zur möglichen Ermüdungsrissbildung in Bereichen, die sich einer Inspektion entziehen.
3. Bezüglich vorgeschriebener Inspektionsintervalle hat man sich immerhin von fehlenden zu unvollständigen Anforderungen weiterentwickelt. Eastin und Mowery zeigten aber deutlich auf, dass an dieser Stelle dringender Nachholbedarf herrscht, da die entsprechende Richtlinie zuweilen sogar paradox erscheint. Der Richtlinienpassus, der die Methoden zur Bestimmung verpflichtender Inspektionsintervalle beschreibt, überlässt es dem Nutzer im gleichen Zug eigenständig über den Inspektionszeitpunkt zu bestimmen, sofern er sich in der Lage sieht, Ermüdungsrisse im Rahmen der eigenen Wartungsintervalle zu detektieren und zu beheben. Hierdurch wird zwar prinzipiell der Gedanke an die Sicherheit gewahrt, eine formal eindeutige Verpflichtung aber umgangen.

Obwohl man bei den beiden letzten Punkten sicherlich auch von einer anhaltenden Schnittmengenproblematik zwischen den Absichten der Nutzer/Fluggesellschaften und der FAA sprechen kann, haben doch alle drei o.a. Punkte ein gemeinsames Hauptanliegen: die zuverlässige Lebensdauervorhersage betriebsbeanspruchter Flugzeugstrukturen.

Tabelle 1.1 zeigt, dass einem Umdenken in der Luftfahrtindustrie tragische Schlüsselereignisse vorausgingen. So hatte man sich nach den drei Abstürzen der Comet 1 in den 1950er Jahren von einem reinen Safe-Life-Konzept, bei dem statische Festigkeitskennwerte die Grundlage bildeten, verabschiedet und das Fail-Safe-Konzept

eingeführt. Diese Ausfallsicherheit rückte die Bruchzähigkeit als wesentlichen Werkstoffparameter in den Vordergrund. Einem Ausfall von Bauteilen wollte man durch eine entsprechende redundante Konstruktion zuvorkommen. Schließlich gelangte man zu der Einsicht, dass jedes Bauteil potentiell fehlerbehaftet ist. Vasudevan et al. (Vasudevan et al. 2001) fassten für diesen schadenstoleranten Ansatz zusammen, dass regelmäßige Inspektionen und eine zuverlässige Rissdetektion genauso unabdingbar sind, wie geeignete Berechnungsverfahren des Rissfortschritts.

Tabelle 1.1 - Liste von Flugzeugabstürzen aufgrund von Materialermüdung seit 1953 (nach (Vasudevan et al. 2001), erweitert und korrigiert gem. <http://aviation-safety.net>)

Flugzeugmuster	Unfalldatum	Unfallbeschreibung	Kurzfassung der Unfallursache
<i>Safe-Life</i>			
Comet 1 <i>De Havilland</i>	02.05.1953 10.01.1954 08.04.1954	Unfallserie dreier Abstürze, bei der die Flugzeuge in der Luft zerbrachen.	Risse ausgehend von den Ecken der fast quadratischen Fenster infolge des Ausdehnens und Zusammenziehens der Druckkabine beim Auf- und Abstieg
<i>Fail-Safe</i>			
F-111A <i>US Airforce</i>	22.12.1969	Abriss eines kompletten Flügels; Absturz bei weniger als einem Drittel der zulässigen Belastung	Risse bildeten sich an Schmiededefekten und breiten sich vor der Inspektion aus.
Boeing 707-321C <i>Dan-Air</i>	14.05.1977	Abriss des rechten Höhenleitwerks	Materialermüdung und unzureichendes Fail-Safe-Design am Hinterholm; Kurzrischwachstum ausgehend von Nietverbindungen
<i>Damage-Tolerance</i>			
DC-10-10 <i>American Airlines 191</i>	25.05.1979	Das linke Triebwerk riss ab und beschädigte den Flügel.	Zwei Risse ausgehend von einem überlasteten Flansch; Beschädigung des Außenlastenträgers durch Wartungsarbeiten
Boeing 747SR-46* <i>Japan Airlines 123</i>	12.08.1985	Explosive Dekompression auf 24.000 Fuß Höhe; Druckschott zwischen Kabine und Seitenleitwerk versagte und das Seitenleitwerk riss ab.	Unzulässige Reparatur nach einem Tailstrike; Druckschott nur mit einfacher und nicht mit doppelter Nietreihe befestigt; Rissbildung an den Nietverbindungen
Boeing 737-200* <i>Aloha Airlines 243</i>	28.04.1988	Abriss eines Stücks des oberen, vorderen Rumpfbereichs	Materialermüdung im Zusammenspiel mit Korrosion, sowie schlechten Klebverbindungen
DC-10-10* <i>United Airlines 232</i>	19.07.1989	Zersplittern des Fanlaufrades im Hecktriebwerk	Bei der Wartung wurde ein bestehender Ermüdungsrisss nicht entdeckt.

\* Abstürze mit Überlebenden

Hinsichtlich der geeigneten Berechnungsverfahren machte Krupp (Krupp 2004) noch einmal darauf aufmerksam, dass

*„[b]is heute [...] Lebensdauervorhersagemethoden für zyklisch belastete Teile Glaubensfragen [sind] und [...] selten eine Genauigkeit [erreichen], die um weniger als den Faktor zwei von der tatsächlichen Lebensdauer abweicht.“*

Allein für die Vorhersage des Rissfortschritts langer Risse gibt es mehr als 40 empirische Modelle (Vasudevan et al. 2001). Diese Mannigfaltigkeit ist ein Beleg dafür, welche unterschiedlichen Ansichten im Bereich der Rissausbreitung vertreten werden. Eine extreme

---

Ansicht formulierte Miller eher provokant, indem er unterstellte, dass sich ein Ermüdungsrisse mit dem ersten Belastungszyklus ausbreitet (siehe Davidson et al. 2003). Demgegenüber steht die Behandlung von Ermüdungsrisse erst ab ihrer sicheren Detektion, die natürlich stark von der Qualität der Detektionsmethoden abhängig ist. Während der Ansatz von Miller den Vorteil hat, dass die Lebensdauer eines Bauteils von Anfang an mit einem reinen Rissausbreitungsmodell bestimmt werden kann, ist man im anderen Fall bis zur Detektionsgrenze abhängig von statistischen Lebensdauerbetrachtungen.

Es stellt sich an dieser Stelle die Frage nach dem Zusammenhang zwischen Lebensdauer und Materialschädigung, denn die Schädigung eines Bauteils setzt nicht erst mit der Ausbreitung von sichtbaren Ermüdungsrisse ein.

Nach Ilschner und Eggeler (Ilschner und Eggeler 1990) beinhaltet der Begriff der Werkstoffschädigung „die Gesamtheit [der] strukturellen Veränderungen“ des Gefüges. Unter diese weit gefasste Definition der Schädigung als Abweichung vom idealen Kristallgitter lassen sich u.a. die Bildung von Versetzungen, die Produktion von Leerstellen und Zwischengitteratomen, aber auch die Bildung und Ausbreitung von Risse subsumieren. Derartige strukturelle Änderungen können durch thermische, chemische, mechanische oder strahlungsbedingte Belastung herbeigeführt werden. Der Begriff der Schädigung erfordert somit für seine Definition stets auch die Frage nach der betrachteten Dimension.

Eine weitere Facette des Schädigungsbegriffs lässt sich aufzeigen, indem man die Schädigung einer Nutzwertminderung gleichsetzt (Ilschner und Eggeler 1990), wodurch auch betriebswirtschaftliche Aspekte der Materialermüdung einbezogen werden. So setzt sich der Nutzwert eines technischen Bauteils aus einem bauteilspezifischen (Bedeutung der Funktion) und einem werkstoffspezifischen Anteil (messbare Eigenschaften des Werkstoffes) zusammen. Demzufolge lässt sich die Nutzwertminderung auch in einen kostenwirksamen Anteil und einen physischen Anteil (bei der Konstruktion zugrundgelegte Beanspruchung und unplanmäßige, messbare Überbeanspruchung) unterteilen. Die Lebensdauer eines Bauteils entwickelt sich dadurch zu einer Funktion einer tolerierbaren Untergrenze des Nutzwertes.

Um schließlich auf die „Glaubensfragen“ zur Lebensdauervorhersage zurückzukommen, sei auf das Vorwort der dritten Auflage der „Kerbspannungslehre“ von Neuber verwiesen. Neuber als Vertreter der Kontinuumsmechanik versuchte in diesem Vorwort die Bruchmechanik in Bezug auf ihre Anwendbarkeit zu marginalisieren, indem er kurzerhand alle vermeintlichen Unzulänglichkeiten der Bruchmechanik benannte und diesen die Überlegenheit der Kerbspannungslehre gegenüberstellte (Neuber 1985).

Natürlich ist heute bekannt, dass weder Neubers Kerbspannungslehre alleine genügt, um Risse an gekerbten Bauteilen beschreiben zu können, noch hieraus eine Lebensdauer abzuleiten. Allerdings kommt auch die Bruchmechanik ohne die von Neuber begründete Kerbspannungslehre nicht aus, wenn es darum geht, den Einfluss von Kerben auf die Rissbildung und den Rissfortschritt zu berücksichtigen.

An dieser Stelle setzt die vorliegende Arbeit an und so werden u. a. Versuche mit verschiedenen Kerbgeometrien zur Bestimmung des Einflusses der Kerbspannungskonzentration auf die Gesamtlebensdauer durchgeführt, wobei der Untersuchung des Kurzrissswachstums im kernnahen Bereich hohe Aufmerksamkeit gezollt wird. Dazu wird eine hochauflösende Gleichstrompotentialsonde zur Detektion der Rissinitiierung und der Ausbreitung kurzer Risse eingesetzt und deren Ergebnisse bewertet. Abschließend werden Berechnungsvarianten vorgestellt, die Teilaspekte beider „Denkschulen“ vereinigen – unter der Voraussetzung, dass ab einer initialen Defektgröße die Lebensdauer durch reinen Rissfortschritt bestimmt werden kann.

Basierend auf den Ergebnissen der Versuchsreihen wird beabsichtigt, die Entwicklung der Kerbspannung bei sich ausbreitenden Rissen beschreiben zu können, zumal die kontinuumsmechanische Herleitung der Kerbfaktoren auf statischen Belastungsszenarien und überwiegend auf ideal elastischem Materialverhalten beruht. Und folglich legt auch die Ermittlung des Kerbspannungsgradienten statische Belastungen zugrunde. Hinzu kommt, dass das Konstrukt des zyklischen Kerbfaktors keine Information über die lokalen Spannungsverhältnisse von kurzen Rissen ausgehend von Kerben generiert. Es ist also zu hinterfragen, ob die statischen Annahmen bezüglich der Kerbspannung auch im Falle zyklischer Belastung – mit der Folge der Bildung und Ausbreitung von Rissen – aufrechterhalten werden können oder ob die Berücksichtigung der Kerbspannungsüberhöhung mit Beginn der Rissausbreitung gegenstandslos wird. Anders formuliert, stellt sich die Frage nach dem Zeitpunkt und dem Prozess der Entlastung einer Kerbe. Zudem soll gezeigt werden, dass die anfängliche Rissausbreitungsphase bis zur Ausbildung einer geschlossenen Rissfront über die komplette Probendicke die Lebensdauer bestimmt und dass hierbei der zweidimensionale Charakter kurzer Risse im Fokus stehen muss.

## 2 Grundlagen der Materialermüdung

### 2.1 Geschichtlicher Rückblick

Die ersten systematischen Versuche zur Untersuchung der Festigkeit metallischer Werkstoffe wurden vermutlich von dem Universalgelehrten Leonardo da Vinci (1452-1519) um das Jahr 1500 durchgeführt (Lund und Byrne 2001).

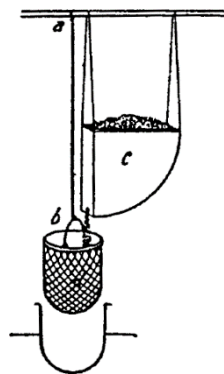


Abbildung 2.1 - Da Vincis Versuchsaufbau

Für seine Versuche befestigte Leonardo da Vinci, wie in Abbildung 2.1 skizziert, an einem hängenden Eisenseil (a) einen Auffangkorb (b), der den feinen Sand, der aus einer kleinen Öffnung des Sandvorratsbehälters (c) rieselte, auffing. Der Auffangkorb (b) füllte sich nun solange mit Sand, bis das Eisenseil (a) riss. Beim Herabfallen des Auffangkorbes (b) wurde ein Federmechanismus ausgelöst, der die Öffnung für das Herausrieseln des Sandes verschloss. Leonardo da Vinci erfasste dann die Sandmenge, die notwendig gewesen war, um das Seil reißen zu lassen, als auch den Ort des Seilbruchs. Er wiederholte den Versuch mehrfach um die Ergebnisse abzusichern. Hiernach wurde die Seillänge halbiert und das zusätzliche Sandgewicht, was nun notwendig war, um das Eisenseil reißen zu lassen, wurde ebenfalls erfasst. Auch ein Seil mit einem Viertel der ursprünglichen Länge wurde analog getestet.

Leonardo da Vinci kam schließlich zu der Schlussfolgerung, dass je kürzer das Seil sei, desto mehr Gewicht könne es tragen. Und eben diese Erkenntnis stand lange im Gegensatz zur Theorie der klassischen Mechanik, bei der die Seillänge eigentlich irrelevant sein sollte, solange das Eigengewicht des Seils nicht berücksichtigt wird. Man unterstellte ihm, dass er seine Versuche falsch interpretiert hatte bzw. man suchte lange nach Fehlern in der Übersetzung seiner Notizen. Erst als man den damaligen Fertigungsprozess der Eisenseile in die Erklärungen miteinbezog, kam Leonardo da Vinci schließlich zu seinem Recht. Denn

seinerzeit wurde Eisenseile ungleichmäßig erwärmt und der erhitzte Abschnitt dann durch Löcher in Stahlplatten gezogen. Hierdurch entstanden abschnittsweise Einschnürungen. In der Summe kam es somit zu einer Vielzahl von Imperfektionen, die maßgeblich die Festigkeit der Eisenseile bestimmten. Je länger also das Seil war, desto höher war die Wahrscheinlichkeit für Imperfektionen im Seil. Dieser Zusammenhang wird als statistischer Größeneffekt bezeichnet (Krä und Heckel 1989; Krüger, A. E. F. 1996).

Erst ungefähr drei Jahrhunderte später existieren Aufzeichnungen, die beweisen, dass metallische Werkstoffe systematisch unter schwingender Belastung untersucht wurden. Bis dahin galten für schwingend belastete Strukturen die gleichen Kennwerte wie für statisch beanspruchte Strukturen.

Als erster soll hier der „königliche Oberbergrat zu Clausthal“ W. A. J. Albert (Albert, W. A. J. 1837) genannt werden, der sich der Verbesserung der Haltbarkeit und Sicherheit der im Bergbau genutzten geschmiedeten Ketten annahm. Im oberharzischen Silbergruben-Bergbau kam es immer wieder zu unerklärlichen Brüchen von inländisch gefertigten, teils neuen Eisenketten, so dass viele dafür plädierten die Schächte zu täfeln und Hanfseile aus dem Ausland zu beziehen. Albert unternahm deshalb 1829 wohl die ersten Versuche zur Ermittlung der Festigkeit der Eisenketten bei wiederholter Beanspruchung.

Für den weiteren Verlauf in der historischen Entwicklung der Ermüdungsfestigkeit sei hier auf die Arbeit „Zur Geschichte der Schwingfestigkeit“ von Schütz verwiesen, in der insbesondere der deutsche Beitrag zur modernen Schwingfestigkeit- und Betriebsfestigkeit herausgearbeitet wurde (Schütz 1993). Von den drei Ermüdungsforschern Wöhler, Thum und Gassner, die Schütz ausführlicher vorstellt, soll hier der „königliche Obermaschinenmeister“ August Wöhler kurz herausgehoben werden, da seine Forschungserkenntnisse und deren Weiterentwicklung auch in dieser Arbeit Anwendung finden.

Im Eisenbahnbetrieb des 19. Jahrhunderts kam es aufgrund von Achsbrüchen zu einer Vielzahl von Unglücken mit hohen Opferzahlen. Wöhler maß deshalb die Achsverformung bei vierrädrigen und sechsrädrigen Güter- und Personenwagen auf einer ca. 5000 km langen Messstrecke zwischen Breslau und Berlin bzw. Frankfurt/Oder und Berlin und erkannte:

*„Der Bruch des Materials läßt sich auch durch vielfach wiederholte Schwingungen, von denen keine die absolute Bruchgrenze erreicht, herbeiführen.“ (Wöhler 1870)*

Er zeigte damit, dass es aufgrund schwingender Beanspruchungen auch unterhalb der statischen Materialkenngrößen schon zum Versagen von Bauteilen kommen kann. Wöhler selbst hatte seine Versuchsergebnisse lediglich tabelliert, erst sein Nachfolger im Amt als Leiter der mechanisch-technischen Versuchsanstalt in Berlin Spangenberg trug die Daten als Kurven auf (Schütz 1993). Diese Kurven werden seit 1936 von Kloth und Stroppe (Kloth und Stroppe 1936) als „Wöhlerlinien“ bezeichnet. 1910 wählte Basquin (Basquin 1910) dann die



auch heute noch für den Zeitfestigkeitsbereich verwendete doppellogarithmische Auftragung der Spannungsamplitude über die Lebensdauer.

### 2.2 Grundlagen der LEBM und Herleitung des K-Konzepts

Als Grundstein der linear elastischen Brumechanik (LEBM) wird gemeinhin das im Jahr 1920 von Griffith formulierte Sprödbruchkriterium betrachtet (Griffith 1920). Griffith postulierte, dass sich in spröden Materialien, wie in dem von ihm untersuchten Glas, rissgleiche Defekte existieren. Durch das Anlegen einer Spannung kommt es zu einer Konzentration der Spannung an deren Spitze. Diese Spannungskonzentration führt zu einem Aufbrechen der atomaren Bindungen und dadurch zu einer Verlängerung dieser Defekte. Breitet sich ein Riss aus wird eine neue Oberfläche geschaffen, wodurch die Oberflächenenergie ansteigt und im Gegenzug die elastische Energie im Material abnimmt. Eine Ergänzung mit hervorragenden Erläuterungen zum Originalmanuskript von Griffith liefert Suo (Suo 2015).

Um nun ein Kriterium für einen Bruch zu erhalten, wurde das  $K$ -Konzept eingeführt, mit dem sich die Spannungsverhältnisse in unmittelbarer Umgebung der Risspitze charakterisieren lassen.

Ausgehend von einem homogenen, isotropen, linear elastischen Körper in einem ebenen Spannungszustand existiert eine geschlossene elastizitätstheoretische Lösung für das Rissspitzenfeld, wobei die Rissflanken als kräftefrei vorausgesetzt werden.

Mit dem Aufstellen der entsprechenden Gleichgewichtsbedingungen und dem Hook'schen Gesetz lässt sich folgende Kompatibilitätsbedingung bzw. biharmonische Gleichung (2-1) der ebenen Spannung herleiten (Müller 1989; Aliabadi und Rooke 1991):

$$\nabla^4 \Psi = \nabla^2 (\nabla^2 \Psi) = 0 \quad (2-1)$$

Hierbei ist die Funktion  $\Psi$  die Airy'sche Spannungsfunktion, die aufgrund ihrer Beschränkung auf Körper mit glatten Rändern einen Spezialfall der komplexen Spannungsfunktionen nach Muschelischwili darstellt (Muschelischwili 1977; Aliabadi und Rooke 1991).

Die Gleichung (2-1) wurde von Westergaard (Westergaard 1939) mit einer einzigen komplexen Spannungsfunktion für einen Riss der Länge  $2 \cdot a$  in einer unendlich ausgedehnten Scheibe gelöst. Williams (Williams 1957) entwickelte einen Ansatz für die Gleichung (2-1) mit

einer Methode der Eigenfunktion-Entwicklung für eine V-Kerbe in einer unendlich ausgedehnten Scheibe. Indem man den Öffnungswinkel gegen null streben lässt, erhält man eine Lösung für den idealen Riss. Beiden Lösungen ist eine Abnahme der Spannung mit  $1/\sqrt{r}$ , sowie eine Singularität der Spannung vor der Risssspitze für  $r = 0$  gemein.

Sneddon (Sneddon 1946) entwickelte die Lösung von Westergaard für einen „Griffith“-Riss in einem zweiachsigen Zugspannungsfeld und für einen „penny shaped“-Riss in einem unendlich ausgedehnten Körper weiter. Irwin (Irwin 1957), der ebenfalls die Lösung von Westergaard nutzte, erhielt im Ergebnis die gleichen Näherungslösungen (2-2) zur Beschreibung des Spannungszustandes vor der Risssspitze wie Sneddon (siehe auch Abbildung 2.2). Er erkannte zudem, dass sich die Größe der Spannungsverteilung vor der Risssspitze mit einem Parameter beschreiben lässt: dem Spannungsintensitätsfaktor  $K_I$  (Irwin 1958).

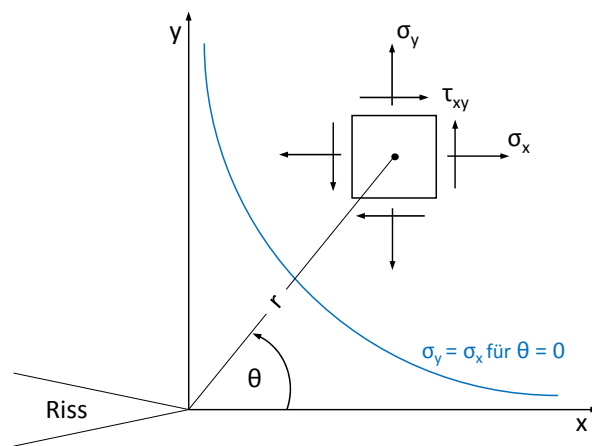


Abbildung 2.2 - Spannungskomponenten vor der Risssspitze

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot \cos\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \begin{pmatrix} 1 - \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3}{2} \cdot \theta\right) \\ 1 + \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3}{2} \cdot \theta\right) \\ \sin\left(\frac{\theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3}{2} \cdot \theta\right) \end{pmatrix} \quad (2-2)$$

Die Spannungskomponente in Dickenrichtung  $\sigma_z$  (Gleichungen (2-3) und (2-4)) ist abhängig von der Art des Spannungszustandes, welche ihrerseits wiederum abhängig ist von der Bauteildicke.

Ebener Spannungszustand:  $\sigma_z = 0$  (2-3)

Ebener Dehnungszustand:  $\sigma_z = \nu \cdot (\sigma_x + \sigma_y)$  (2-4)

Setzt man in Gleichung (2-2) den Winkel  $\theta = 0$  ( $\sigma_x = \sigma_y$ ), erhält man:

$$\sigma_y(r) = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \quad (2-5)$$

Für einen Riss im Inneren einer unendlich ausgedehnten Scheibe ergibt sich schließlich:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \quad (2-6)$$

Zur Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors bei endlichen Probenabmessungen (Probenbreite  $W$ ) sind die Korrekturfunktionen  $f(a/W)$  oder  $Y(a/W)$  nötig, so dass sich Gleichung (2-6) wie folgt ändert:

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) = \sigma \cdot \sqrt{a} \cdot Y\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2-7)$$

Die Korrekturfunktionen finden sich für zahlreiche Probengeometrien in einer Vielzahl von Werken tabelliert. Hier sei u.a. auf das „Stress Intensity Factors Handbook“ von Murakami (Murakami 1990) und „The Stress Analysis of Cracks Handbook“ von Tada (Tada et al. 2000) verwiesen.

Die in Gleichung (2-7) verwendete Spannung  $\sigma$  ist stets die außen anliegende Nennspannung. Die Veränderung der Spannung in der Rissebene infolge der Rissverlängerung ist in den Korrekturfunktionen berücksichtigt (Broek 1982).

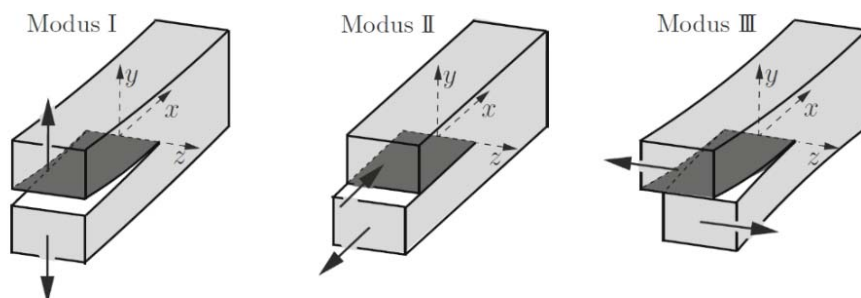


Abbildung 2.3 - Rissöffnungsarten (Gross und Seelig 2011)

Nach Irwin existieren drei grundlegende Belastungsarten, die die Bewegung der oberen und der unteren Bruchfläche zueinander charakterisieren (siehe Abbildung 2.3). Die zugehörigen Spannungsintensitätsfaktoren werden mit den Indizes I, II und III gekennzeichnet. Von diesen drei Moden ausgehend kann jede beliebige Rissöffnung durch entsprechende Superposition dargestellt werden. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Experimente und Berechnungen beschränken sich auf die Modus-I-Belastung.

Das lokale Spannungsfeld (siehe Gleichung (2-5)) kann einzig durch den Spannungsintensitätsfaktor  $K$  und die Rissverlängerung beschrieben werden. Dies bildet die Grundlage für die linear elastische Bruchmechanik in Form des sogenannten  $K$ -Konzepts.

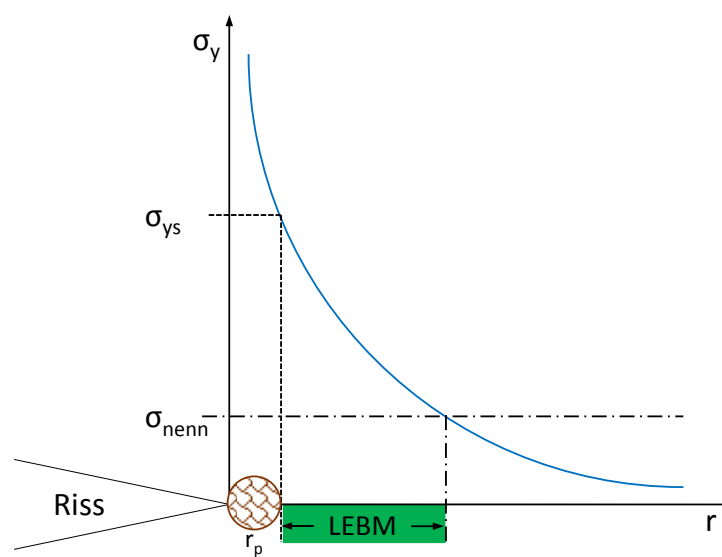


Abbildung 2.4 - Grenzen der LEBM

Die Anwendbarkeit der LEBM auf reale, metallische (duktile) Werkstoffe unterliegt gewissen Beschränkungen, da für  $r \rightarrow \infty$  die Spannung nicht unter die außen anliegende Nennspannung sinken wird und die Spannung für  $r \rightarrow 0$  sicherlich keine unendlich großen Werte annehmen wird. Stattdessen kommt es ab dem Erreichen der Fließspannung  $\sigma_{ys}$  zur Ausbildung einer plastischen Zone  $r_p$  vor der Risspitze (siehe Abbildung 2.4). Somit muss für die LEBM vorausgesetzt werden, dass die Größe der plastischen Zone klein gegenüber den charakteristischen makroskopischen Abmessungen des Kontinuums ist (u.a.  $r_p \ll a$ ).

Bei ausgeprägter Plastifizierung vor der Risspitze bzw. gerade im Fall kurzer Risse, für die  $a \leq r_p$  gilt, werden die Bedingungen der LEBM verletzt. Sowohl Suresh (Suresh 1998), als auch Krupp (Krupp 2004) führen diesbezüglich aus, dass zur Beschreibung des nichtlinear elastischen Rissspitzenfeldes Rice (Rice 1968) das wegunabhängige J-Integral vorschlug, welches Dowling und Begley (Dowling und Begley 1976) erstmals für die Rissausbreitung unter elastisch-plastischen Bedingungen als zyklisches  $\Delta J$ -Integral anwandten. Somit kann zur

Beschreibung der elastisch-plastischen Spannungsintensität im Rissspitzenbereich das J-Integral analog zum K-Konzept genutzt werden, wie Krupp (Krupp 2004) zusammenfassend feststellte.

### 2.3 Kerbspannung und Kerbspannungsfaktoren

Zwar bestimmte Kirsch (Kirsch 1898) schon Ende des 19. Jahrhunderts die Spannungen um ein kreisförmiges Loch in einer unendlich ausgedehnten Scheibe und Inglis (Inglis 1913) untersuchte bereits Anfang des 20. Jahrhunderts die Spannungsverteilung an einem elliptischen Loch in einer Scheibe, dennoch bildet wohl die 1937 in ihrer Erstauflage erschienene Kerbspannungslehre Neubers das weithin akzeptierte Grundlagenwerk zur kontinuumsmechanischen Spannungsbestimmung an Kerben; 17 Jahre nach der Veröffentlichung der Arbeit von Griffith (siehe Abschnitt 2.2). Neuber nutzte zur Ermittlung der Spannungskonzentration an verschiedenen Kerben, das von ihm in seiner Dissertation hergeleitete Gleichungssystem, was später als Dreifunktionensatz bekannt wurde (Neuber 1985).

Der Kerbspannungsfaktor, Kerbfaktor oder auch Kerbformzahl sei im Allgemeinen das Verhältnis zwischen der maximalen Spannung im Kerbgrund  $\sigma_{max}$  und der außen anliegenden Nennspannung  $\sigma_{nenn}$  bezogen auf die Bruttofläche (siehe Gleichung (2-8)):

$$K_{t,brutto} = \frac{\sigma_{max}}{\sigma_{nenn}} \quad (2-8)$$

Neben Neubers Lehre haben sich aber auch weitere Verfahren zur Kerbspannungsbestimmung etabliert, von denen einige nachfolgend kurz vorgestellt werden.

Mit Hilfe der von Muschelischwili aufgestellten komplexen Spannungsfunktionen gelang es Seika (Seika 1960) für eine U-förmige Kerbe in einer isotropen, halbunendlich ausgedehnten Scheibe die Spannungskonzentration zu bestimmen.

Ebenfalls mit der Methode nach Muschelischwili formulierten Lazzarin und Tovo (Lazzarin und Tovo 1996) einen allgemeingültigen Ansatz zur Berechnung linear elastischer Spannungsfelder. Ein Vergleich mit den Lösungen von Williams, Westergaard und Irwin für Risse, als auch ein Vergleich mit den Lösungen von Creager, Glinka und Neuber für Kerben zeigte, dass ihr Ansatz sowohl für Kerben, als auch für Risse anwendbar ist.

Nisitani (Nisitani 1978; Nisitani und Chen 1997) entwickelte für Kerben in unendlich ausgedehnten Körpern die „Body Force“-Methode, die auf dem Prinzip der Superposition

bekannter, elastischer Felder beruht. Hierfür wird der Körper zunächst ohne die entsprechende Kerbe abgebildet. Entlang einer imaginären Grenze, die dem Rand der ursprünglichen Kerbe entspricht, werden dann kontinuierliche Punktlasten eingeführt. Durch ein numerisches Überlagern der bekannten Punktlast-Spannungsfelder und einem Anpassen ihrer Dichte lassen sich die Randwertbedingungen erfüllen und das Spannungsfeld der ursprünglichen Kerbe berechnen.

Bowie und Freese (Bowie und Freese 1978) nutzten das Verfahren der konformen Abbildung zur Bestimmung der Kerbspannung. Die krummlinige Kerbe wird hierzu mit Hilfe einer geeigneten Polynomfunktion in eine komplexe Ebene abgebildet. Im kartesischen, winkeltreuen Bezugssystem der komplexen Ebene wird dann die Spannungsanalyse für die Kerbe durchgeführt.

Neben der Bestimmung statischer, ideal elastischer Kerbfaktoren gibt es auch zahlreiche Ansätze der Kerbwirkung nach der Ermüdungsrissausbreitung einen Wert in Form eines zyklischen Kerbfaktors zuzuordnen. Eine mögliche Definition des zyklischen Kerbfaktors  $K_f$  ist das Verhältnis zwischen der sogenannten Dauerfestigkeit einer ungekerbten Probe  $\sigma_{D,ungekerbt}$  und der einer gekerbten Probe  $\sigma_{D,gekerbt}$ :

$$K_f = \frac{\sigma_{D,ungekerbt}}{\sigma_{D,gekerbt}} \leq K_t \quad (2-9)$$

Dort, wo es im Folgenden notwendig ist, wird statt der Dauerfestigkeit der Spannungswert bei  $10^7$  Zyklen betrachtet (siehe Schijve 2003).

Bei der Ermüdung auf dem Lastniveau der sogenannten Dauerfestigkeit, womit eine Ermüdung im rein elastischen Bereich suggeriert wird, kommt es dennoch lokal zu Plastifizierungen und Bildung von „einschlafenden“ (nicht mehr ausbreitungsfähigen) Mikrorissen. Beide Vorgänge tragen zum Abbau der Kerbspannungsüberhöhung bei, so dass der zyklische Kerbfaktor in der Theorie (ohne Schädigung im Kerbgrund) zwar den Wert des statischen Kerbfaktors annehmen kann, in der Praxis aber unter diesem Wert bleibt. Den Beweis dafür lieferten u.a. Untersuchungen von Brucksch (Brucksch 2009). Proben, die bei einer Belastung von  $\sigma_D$  über  $10^7$  Schwingspiele überlebten, wurden auf einem höheren Lastniveau (Zeitfestigkeitsbereich, siehe Abbildung 5.11) erneut ermüdet. Diese Proben erreichten aufgrund einer Vorschädigung nicht mehr die Lebensdauer des erhöhten Lastniveaus.

Weixing unterteilt die verschiedenen Ansätze zur Bestimmung eines zyklischen Kerbfaktors in drei Kategorien (Weixing et al. 1995):

1. „average stress model“

(Dieses Modell beruht auf der Annahme, dass das Probenversagen eintritt, wenn die durchschnittliche Spannung über eine materialspezifische Strecke ausgehend von der Kerbe gleich der Ermüdungsfestigkeit einer glatten Probe ist),

2. Bruchmechanische Modelle,
3. Spannungsintensitätsfeld-Modelle.

Die Modelle der ersten Kategorie wurden schon von Schijve (Schijve 1980) bewertet, der zu dem Schluss kam, dass diesen empirisch-heuristischen Ansätzen jegliche physikalische Grundlage fehlt und lediglich die Abhängigkeit vom statischen Kerbfaktor und dem Kerbradius eine akzeptable Basis darstellt. Eine Bewertung der Modelle der zweiten und dritten Kategorie ergibt, dass auch diese beiden Kategorien den gleichen Vorwürfen unterliegen.

Weitere Untersuchungen zur Abhängigkeit des zyklischen Kerbfaktors finden sich bei (Allery und Birkbeck 1972; Verreman und Limodin 2008), und eine umfassende Zusammenstellung der Faktoren gibt (Pluvinage 2003).

Die bisherigen Bestimmungsgleichungen bzw. Ansätze des zyklischen Kerbfaktors weisen grundsätzlich die Schwäche auf, dass sie versuchen, der Kerbwirkung ausgehend von der statischen Spannungsverteilung zu Versuchsbeginn einen globalen Faktor für den gesamten Ermüdungsvorgang zuzuordnen. Die Abnahme der Kerbspannungsüberhöhung infolge der Plastifizierung und der Rissausbreitung wird demnach in Form einer durchschnittlichen Größe bezogen auf die Gesamtlebensdauer ausgedrückt. Der materialphysikalische Anschein wird dabei gewahrt, indem man den statischen Kerbfaktor mit empirischen Hilfsgrößen an die Ergebnisse anpasst. Die Neubersche Kerbspannungslehre eignet sich somit nicht, um die sich ändernde Kerbwirkung bei zyklischer Belastung zu beschreiben, da sie weder den Riss, noch die Lebensdauer berücksichtigt.

Es wird daher empfohlen, nicht von einem Kerbfaktor, sondern von einer Entwicklung der Kerbwirkung während der Ermüdung zu sprechen. Diese Entwicklung ist einerseits von der außen anliegenden Spannung  $S_a$ , von der Fließspannung  $\sigma_{ys}$  und von der Kerbgeometrie bzw. dem Gradienten der Kerbspannung abhängig und andererseits von der Risslänge  $a$  und der Anzahl der Schwingspiele  $N$ . Es lässt sich somit vorerst folgender funktionaler Zusammenhang nach Gleichung (2-10) angeben:

$$K_f = f(S_a, K_t \text{ bzw. } \sigma_{yy}, \sigma_{ys} \text{ und } a, N) \quad (2-10)$$

2.4 Beanspruchungskennwerte und Lebensdauer

Unter dem Begriff „Ermüdung“ wird eine Werkstoffschädigung unter zeitlich veränderlicher, wiederholter Beanspruchung verstanden. Der Beanspruchungsverlauf wird im Folgenden als periodisch angenommen und kann im einfachsten Fall bei konstanter Beanspruchungsamplitude wie in Abbildung 2.5 sinusförmig dargestellt werden. Die zur Beschreibung der schwingenden Beanspruchung verfügbaren Kennwerte sind: die Ober- und Unterspannung  $S_o$  und  $S_u$ , die Spannungsamplitude  $S_a$ , die Mittelspannung  $S_m$ , die Schwingbreite  $\Delta\sigma$  und das Spannungsverhältnis  $R$  (siehe u.a. Krupp 2004; Haibach 2006; Radaj und Vormwald 2007).

Die Lebensdauer zyklisch belasteter Strukturen kann prinzipiell in zwei Phasen unterteilt werden (siehe Abbildung 2.6).

Die erste Phase besteht aus einer Risseinleitung bis zum technischen Anriss  $a_{tech}$  und die zweite Phase aus dem sich anschließenden Rissfortschritt. In Abhängigkeit der Qualität, Entwicklung und Verfügbarkeit der Mess- und Prüfmethode lässt sich ein technischer Anriss  $a_{tech}$  von 0,5-1 mm grundsätzlich nachweisen. Industrieseitig wären als gängige Verfahren der zerstörungsfreien Werkstoffprüfung die Wirbelstrom-, die Ultraschall-, die Magnetspulver- oder die Farbeindring-Prüfung zu nennen oder auch die Durchstrahlungsprüfung mit Röntgenstrahlen. Legt man die o.a. Definition für die technische Anrisslebensdauer zu Grunde, so entspricht diese bis zu 90 % der Gesamtlebensdauer. Man ist für die Darstellung dieses dominanten Lebensdaueranteils von statistischen Hilfsmitteln abhängig.

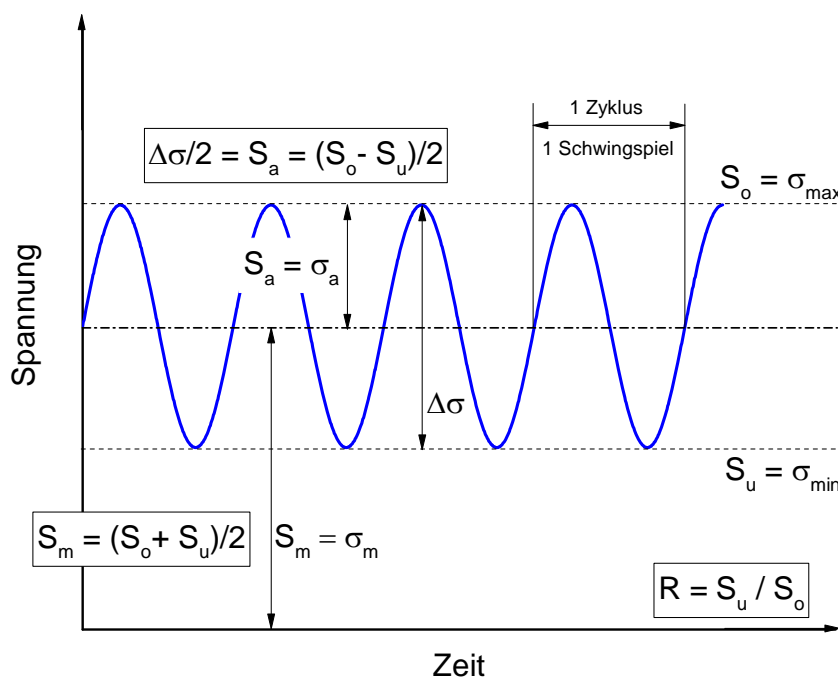


Abbildung 2.5 - Beanspruchungskennwerte



Im Vergleich dazu unterteilt die „physikalische Betrachtungsweise“ die Gesamtlebensdauer in eine Phase der Risseinleitung, bestehend aus spannungsbedingter Versetzungserzeugung und -wechselwirkung hin zur Rissbildung (bei reinen Metallen), gefolgt von einer Phase stabilen Risswachstums. Der stabilen Rissausbreitung folgt schließlich ein instabiles Risswachstum und damit verbundenen das Struktur- bzw. Bauteilveragen. Der stabile Rissfortschritt setzt sich zusammen aus dem Kurzrischwachstum und dem Langrischwachstum. Der Zusammenhang, der Übergang und die entsprechenden Anteile an der Gesamtlebensdauer dieser beiden Risswachstumsphasen werden im Weiteren näher untersucht.

Schijve (Schijve 2003) ordnete der Lebensdauer bis zum technischen Anriss  $a_{tech}$  den Spannungskonzentrations- oder Kerbfaktor  $K_t$  als bestimmende Größe zu. Das Langrischwachstum wird mittels der Bruchmechanik beschrieben und vom Spannungsintensitätsfaktor  $K$  kontrolliert. Der Bruch selbst ist wiederum abhängig von der Bruchzähigkeit.

Orte der Rissinitiierung sind Defekte wie beispielsweise Gleitbänder, Korn- oder Zwillingsgrenzen oder Einschlüsse bzw. Inhomogenitäten im Werkstoff. Für die nachfolgenden Untersuchungen an einer technischen Aluminiumknetlegierung wird davon ausgegangen, dass sich grundsätzlich ausbreitungsfähige Defekte der Wirksamkeit  $a_{ini}$  (in m bzw.  $\mu\text{m}$ ) im Material befinden oder innerhalb weniger Schwingspiele bilden. Dieser Lebensdaueranteil der Risseinleitung ist aber vernachlässigbar. Damit wird die Lebensdauer nur noch durch die Kurzrissausbreitung  $\Delta N_{SC}$  und die Langrissausbreitung  $\Delta N_{LC}$  bestimmt!

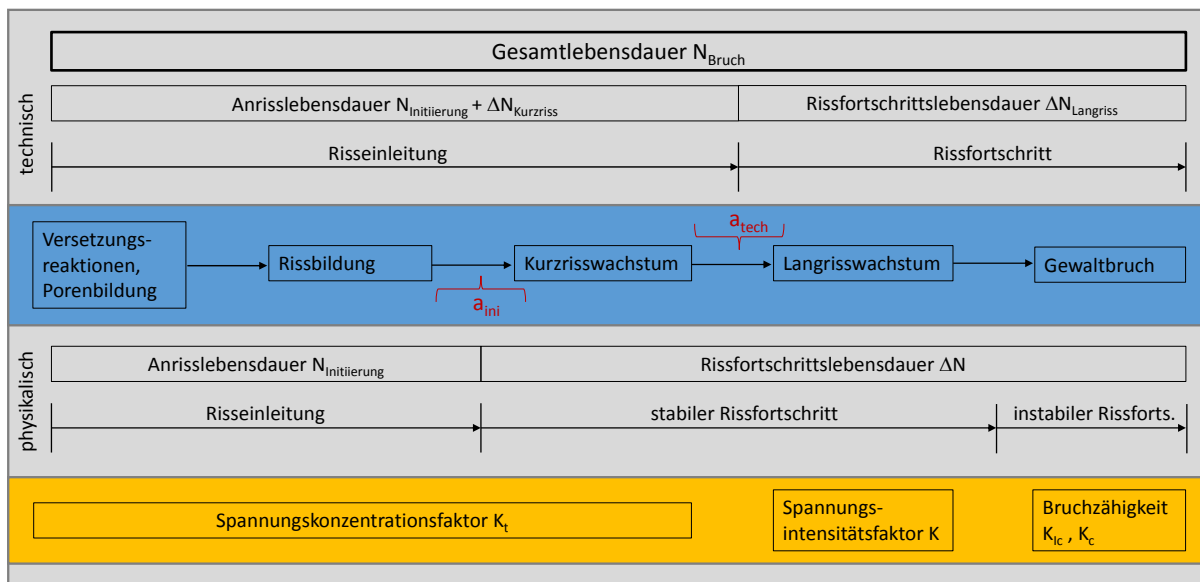


Abbildung 2.6 - Lebensdauer und Rissfortschritt (Diagramm nach (Richard und Sander 2009; Schijve 2003))

Zusammenfassend wird die Ermüdung durch eine Vielzahl von konstruktions-, werkstoff- und fertigungsbedingten Parametern bestimmt und beeinflusst. Diese Parameter können zudem in unterschiedlicher Weise gekoppelt sein, so dass aufgrund der hier angedeuteten Komplexität der Materialermüdung die theoretische Modellierung der Vorgänge letzten Endes nur Teilprozesse abbilden kann, da die zugehörigen Experimente unter ausgewählten Ceteris-paribus-Annahmen durchgeführt wurden.

### 2.5 Langrissausbreitung

Wird die Rissfortschrittsrate  $da/dN$  über den zyklischen Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  doppellogarithmisch aufgetragen, ergibt sich der sigmoidale Kurvenverlauf in Abbildung 2.7. Die Lage dieser Kurve ist abhängig vom Spannungsverhältnis  $R$ .

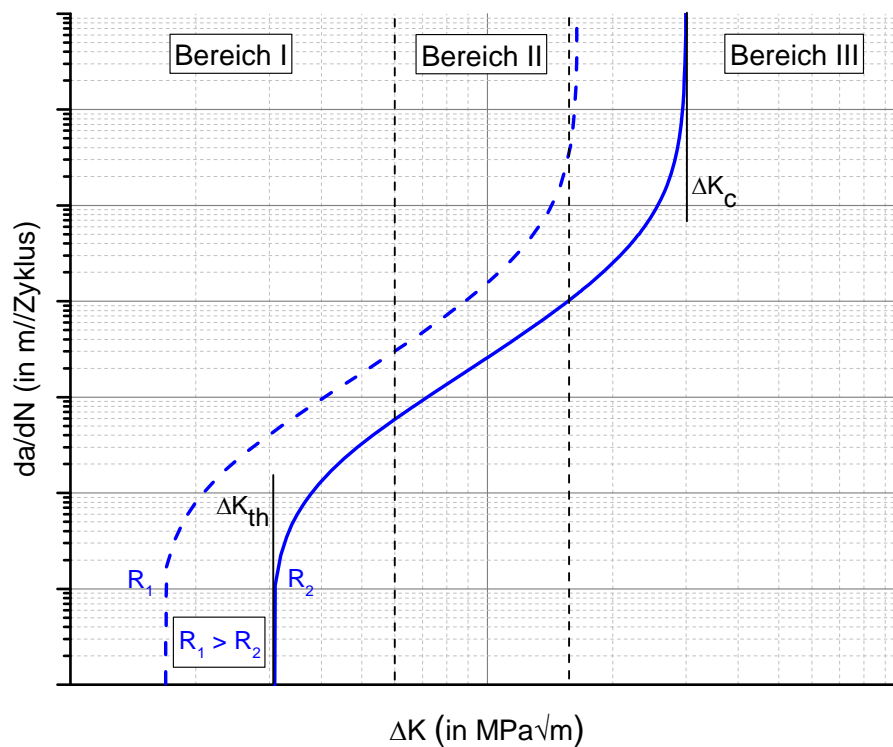


Abbildung 2.7 - Langrissausbreitung

Die Rissausbreitungskurve lässt sich in drei Bereiche unterteilen: Mit Überschreiten des Schwellenwertes  $\Delta K_{th}$  setzt der Rissfortschritt im Bereich I ein. Der Bereich II kennzeichnet den Bereich des stabilen Rissfortschritts. Die Phase des instabilen Risswachstums im Bereich III endet mit Erreichen des  $\Delta K_c$ -Wertes, woraufhin die Struktur versagt.

In der Literatur existiert eine Vielzahl von Ansätzen, um die Rissausbreitungskurve in ihrer Gesamtheit oder auch nur in Bereichen zu beschreiben (Al-Rubaie et al. 2006; Kohout 1999; Newman 1998). Allgemein lässt sich die Rissfortschrittsrate in den folgenden funktionalen Zusammenhang bringen:

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad (2-11)$$

Diese Beziehung gilt unabhängig davon, ob ein kurzer Riss einer hohen Belastung ausgesetzt ist oder ein langer Riss einer niedrigen, sofern der Spannungsintensitätsfaktor an der Rissspitze übereinstimmt, d.h.  $\Delta K = \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f(a/W)$  gilt.

Für die nachfolgenden Betrachtungen wird zur Beschreibung des stabilen Risswachstums im Bereich II die Gleichung (2-12) nach Paris und Erdogan (PE) (Paris und Erdogan 1963) verwendet. Für die Bereiche I und II wird die Gleichung (2-13) von Klesnil und Lukáš (KL) (Klesnil und Lukáš 1972) benutzt. Aufgrund der hohen Rissfortschrittsraten im Bereich III und dem damit einhergehenden geringen Lebensdaueranteil muss dieser Bereich zunächst nicht näher berücksichtigt werden.

$$\frac{da}{dN} = C_{PE} \cdot \Delta K^{m_{PE}} \quad (2-12)$$

$$\frac{da}{dN} = C_{KL} \cdot (\Delta K^{m_{KL}} - \Delta K_{th}^{m_{KL}}) \quad (2-13)$$

Der Anpassungsparameter  $C$  in Gleichung (2-12) und (2-13) gibt die Lage und der Parameter  $m$  die Steigung der Anpassungskurve an. Die Indizes in Gleichung (2-12) und (2-13) dienen der Unterscheidung, da diese Konstanten nicht die gleichen Werte einnehmen.



### 3 Kurze Risse

Bei der Untersuchung zweier ausscheidungsgehärteter Aluminiumlegierungen fiel Pearson (Pearson 1975) die notwendige Unterscheidung zwischen dem Verhalten langer und kurzer Risse auf. Er erkannte, dass sich unter Betrachtung der LEBM kurze Risse (ca. 10-100  $\mu\text{m}$ ) bei einem gleich hohen Spannungsintensitätsfaktor schneller ausbreiten als lange Risse. Dieses Phänomen wurde später u.a. durch Lankford (Lankford 1982) um die Beobachtung ergänzt, dass sich kurze Risse zudem auch unterhalb des Schwellenwertes für die Langrissausbreitung  $\Delta K_{th}^{LC}$  verlängern können.

Ab wann ist nun aber ein Riss ein kurzer Riss und dementsprechend auch als ein solcher zu behandeln und zu verstehen?

In der Literatur findet sich hier eine bemerkenswerte Spannweite von absoluten Werten angefangen bei 1  $\mu\text{m}$  bis hin zu 1 mm (Detektionsgrenze). Doch eine Abgrenzung kurzer Risse durch absolute Werte verfehlt die Charakterisierung ihres spezifischen Verhaltens. Suresh und Ritchie (Suresh und Ritchie 1984) definierten deshalb vier verschiedene Typen von kurzen Rissen:

1. Mikrostrukturell kurze Risse: Die Risslänge liegt hier in der Größenordnung der Mikrostruktur, wie z.B. der Korngröße;
2. Mechanisch kurze Risse: Ihre Risslänge ist vergleichbar mit der Größe der plastischen Zone vor der Risspitze oder sie sind komplett umgeben von dem plastifizierten Bereich einer Kerbe;
3. Physikalisch kurze Risse: Jene Risse sind zwar signifikant größer als die Dimension der Mikrostruktur oder auch der plastische Zone, dennoch weisen sie ein Kurzrissverhalten auf und stellen gewissermaßen eine Grenze der Anwendbarkeit des Ähnlichkeitskonzepts dar;
4. Chemisch kurze Risse: Kurze Risse, deren verändertes Verhalten sich aus einem Umgebungseinfluss wie z.B. durch korrosive Medien ergibt.

Das Ähnlichkeitskonzept der LEBM verlangt, dass Risse von unterschiedlicher Länge bei gleichem anliegendem Spannungsintensitätsfaktor eine gleich große plastische Zone ausbilden und sich folglich auch mit der gleichen Rissfortschrittsrate ausbreiten (siehe Gleichung (2-11)). Diese Bedingung wird u.a. verletzt, sobald sich die Risslänge in der Größenordnung der Mikrostruktur oder der plastischen Zone befindet oder Umgebungseinflüsse die risstreibenden Kräfte verändern (Suresh und Ritchie 1984; Leis et al. 1986).

Die Ursachen für das abweichende Rissausbreitungsverhalten lassen sich am besten von der Entwicklungsgeschichte kurzer Risse ableiten.

Die Rissinitiierung ist zunächst ein Oberflächenphänomen. Ausgehend von einer Legierung mit hohem Reinheitsgrad kommt es vorzugsweise an der Oberfläche bzw. an den oberflächennahen Schichten zur plastischen Deformation aufgrund irreversibler Versetzungsbewegungen. Die Zwangsbedingungen sind hier im Vergleich zu den Kornkonfigurationen im Material reduziert, da die Oberflächenkörner an der freien Oberfläche keinen Wechselwirkungen mit angrenzenden Körnern unterliegen (Lukáš und Kunz 2003). Nach Forsyth und Fine et al. (Newman 1998) folgt dem Gleitbandriss (stage-I-Riss: Ausbreitungsrichtung im Verhältnis zur Belastungsrichtung abhängig von der Kornorientierung) dann ein stage-II-Riss (Ausbreitungsrichtung senkrecht zur Belastungsrichtung), der bis zum Bruch aktiv ist. In technischen Legierungen hingegen bestimmen die Einschlüsse, Ausscheidungen oder Partikel als Orte erhöhter Spannungen die Risseinleitung, und der Riss breitet sich meist direkt als stage-II-Riss aus. Auch fertigungsbedingte bzw. wartungsbedingte Veränderungen der Oberfläche wie Grate, Kratzer oder Mikrokerben begünstigen die sofortige stage-II-Rissausbreitung.

Für die anfänglich höhere Rissfortschrittsrate kurzer Risse im Vergleich zur Rate langer Risse bei gleichem Spannungsintensitätsfaktor und einer folgenden Abnahme der Rate gibt es mehrere Erklärungsansätze. Zum einen ist dem von der Oberfläche startendem Riss ein geringerer Fließwiderstand des Materials entgegengesetzt, der zunimmt, je tiefer der Riss ins Material vordringt. Hinzu kommt, dass ein kurzer Riss die Kriterien der LEBM verletzt und die Mikrostruktur „sieht“ (z.B. Korngrenzen). Letztere beeinflusst ihn in seiner Ausbreitung. Zum anderen ist die Rissöffnung kurzer Risse (stage-I-Risse) überwiegend eine Überlagerung von Modus I und Modus II, wobei sich im Modus II kein Riss schließen auswirkt. Gudladt et al. (Gudladt et al. 1993) konnten zudem zeigen, dass sich stage-I-Risse im geschlossenen Zustand ausbreiten können. Zusammengefasst ist ein auf dem Riss schließen beruhendes Konzept eines effektiven Spannungsintensitätsfaktors für kurze Risse unzutreffend. Eine Abnahme der Rissfortschrittsrate kann somit durch einen Übergang zur reinen Modus-I-Öffnung (stage-II-Riss) und infolgedessen durch eine Zunahme des Riss schließen bei der Verlängerung kurzer Risse begründet werden. Und dadurch, dass das Riss schließen bei kurzen Rissen kein dominantes Phänomen darstellt, ist auch eine Rissausbreitung unterhalb des Schwellenwertes der Langrissausbreitung zu verstehen (Suresh und Ritchie 1984; Davidson et al. 2003).

Bei der Betrachtung kurzer Risse an Kerben wird die Rissinitiierung durch die lokalen Spannungen an der Kerbwurzel beeinflusst und das Kurzrissverhalten unterliegt hier den Änderungen des Spannungsfeldes.

Eine Übersicht über die verschiedenen Möglichkeiten des Kurzrisswachstums gibt Abbildung 3.1. Es werden drei Verläufe unterschieden:

1. Ein kurzer Riss, der aufgrund von Wechselwirkungen mit der Mikrostruktur (z.B. beim Erreichen einer Korngrenze) „einschläft“, d.h. sich bei dem vorgegebenen Spannungsniveau nicht weiter ausbreitet (siehe El Haddad et al. 1979).

2. Ein kurzer Riss, der nach entsprechendem Rissfortschritt in einen langen Riss übergeht.
3. Ein kurzer Riss, der von einer Kerbe startet und somit durch die Spannungsüberhöhung im Kerbspannungsfeld eine höhere Rissfortschrittsrate aufweist. Auch für diesen Riss ist in Abbildung 3.1 ein Übergang in einen langen Riss angedeutet, obwohl es auch hier vorstellbar wäre, dass infolge des abnehmenden Spannungsgradienten des Kerbfeldes der kurze Riss ein zur Ausbreitung notwendiges Belastungsniveau unterschreitet und zum Stehen kommt.

Nach Lankford und Smith (Lankford 1982; Smith 1982) wird die Rissausbreitung in den absteigenden Ästen in Abbildung 3.1 durch die Plastizität des Werkstoffes bzw. durch die Plastizität der Kerbe bestimmt und die der aufsteigenden Äste durch die LEBM, d.h.  $a \gg r_p$ .

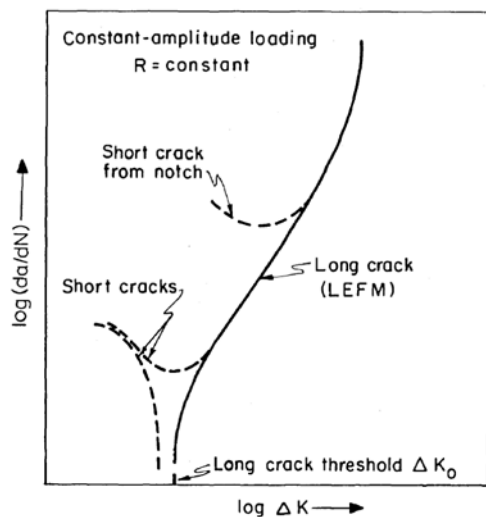


Abbildung 3.1 - Kurzrisswachstum nach Suresh (Suresh und Ritchie 1984)

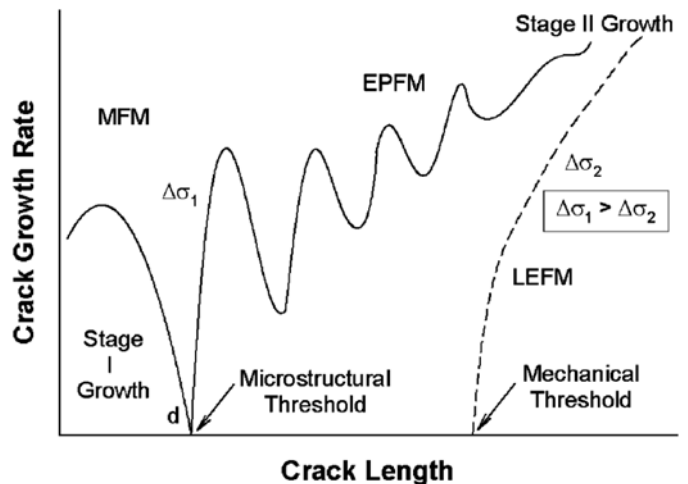


Abbildung 3.2 - Varianten der Bruchmechanik nach Miller (Davidson et al. 2003)

Es wird deutlich, dass die LEBM nicht ausreicht, um das Kurzrisswachstum zu beschreiben. Dies gilt umso mehr, wenn die Mikrostruktur berücksichtigt werden muss und die Zone plastischer Deformation in der Größenordnung des kurzen Risses rangiert. In diesen Fällen kann der Werkstoff nicht mehr als isotropes Kontinuum betrachtet werden.

In Abbildung 3.2 sind Varianten der Bruchmechanik den entsprechenden Risslängen zugeordnet. Es gibt sowohl Ansätze für eine mikrostrukturelle Bruchmechanik (MBM), als auch eine elastische-plastische Bruchmechanik (EPBM) – wie beispielsweise das J-Integral, die Messung des crack tip opening displacement (CTOD) oder das Fließstreifenmodell – um die relevanten Mechanismen und Vorgänge, die nicht mit der LEBM beschrieben werden können, zu berücksichtigen.

Außerdem macht Abbildung 3.2 vor dem Hintergrund der phänomenologischen Beschreibung des Kurzrischwachstums deutlich, dass zwischen einem mechanischen Schwellenwert der Rissausbreitung, also dem Schwellenwert der Langrissausbreitung  $\Delta K_{th}^{LC}$ , und einem mikrostrukturellen Schwellenwert für die Ausbreitung kurzer Risse  $\Delta K_{th}^{SC}$  unterschieden werden muss (vgl. (Steinbock und Gudladt 2011)). Dabei ist nach Miller die Ausgangsgröße der kontinuierlichen Kurzrisssausbreitung eine initiale Defektlänge  $d$ , die er aber experimentell nicht mit der Mikrostruktur korrelieren konnte. Im Folgenden wird daher eine initiale Risslänge  $a_{ini}$  eingeführt, die handhabbar ist und experimentell verifiziert werden konnte.

### 3.1 Bestimmung des Übergangs vom Kurzriss- zum Langrisswachstum

Kitagawa und Takahashi (Kitagawa und Takahashi 1976) untersuchten an einem HT-80-Stahl kurze Risse, die sich an sehr kleinen Kerben bildeten. Zur Verfolgung des Rissfortschritts wählten sie unterschiedliche Messmethoden, wie das Replika-Verfahren oder auch das gezielte Einbringen von Rastlinien. In der doppellogarithmischen Auftragung der Spannungswerte über die gemessenen Risslängen ergab sich der Kurvenverlauf in Abbildung 3.3. Kitagawa und Takahashi erhielten demnach einen Zusammenhang zwischen der Ermüdungsfestigkeit ungekerbter Proben  $\Delta\sigma_D$  und dem Schwellenwert der Langrissausbreitung  $\Delta K_{th}^{LC}$ . Es wird deutlich, dass sich kurze Risse auch unterhalb des  $\Delta K_{th}^{LC}$  ausbreiten können, wobei die Risslänge  $a_0$  als Schnittstelle der beiden Geraden den Übergang zum Kurzrisssverhalten markiert.

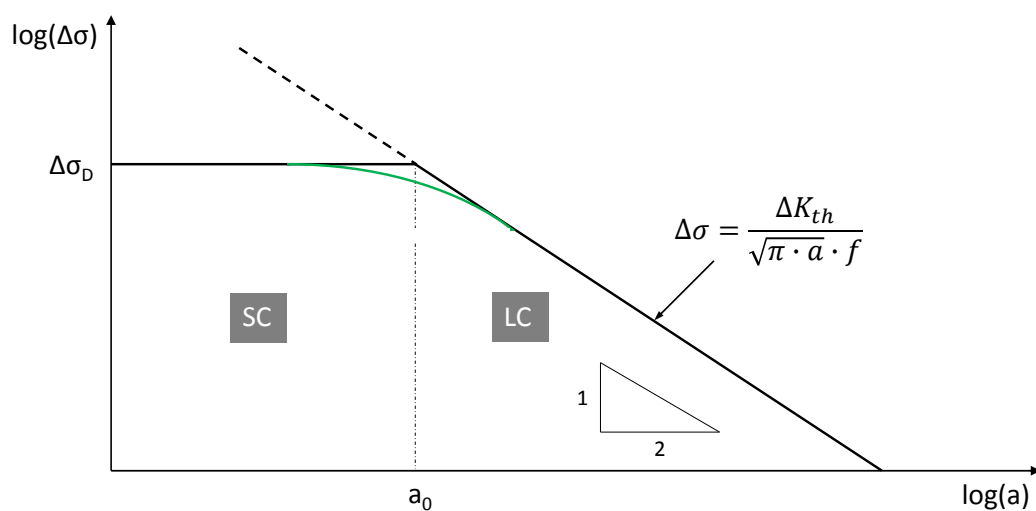


Abbildung 3.3 - Kitagawa-Takahashi-Diagramm



Später fanden El Haddad und Mitarbeiter (El Haddad et al. 1979) heraus, dass der Übergang der beiden Geraden besser durch die grüne Kurve (siehe Abbildung 3.3) dargestellt wird, da sich Risse kürzer als  $a_0$  asymptotisch dem Wert der Dauerfestigkeit nähern und Risse, die nur etwas länger sind als  $a_0$ , sich auch unterhalb der Ermüdungsfestigkeit ausbreiten können (Davidson et al. 2003). Dieser Verlauf folgt aus dem Ansatz, die materialabhängige Größe  $a_0$  (siehe Gleichung (3-1)) zur aktuellen Risslänge hinzuzuaddieren (siehe Gleichung (3-2)), wodurch sich eine Art effektive Risslänge ergibt, die das Kurzrissverhalten berücksichtigt.

$$a_0 = \frac{1}{\pi} \cdot \left( \frac{\Delta K_{th}^{LC}}{f \cdot \Delta \sigma_{D,ungekertbt}} \right)^2 \quad (3-1)$$

$$\Delta K = \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot (a + a_0)} \cdot f \quad (3-2)$$

Tanaka und Mitarbeiter (Tanaka et al. 1981) erkannten, dass sich der Schwellenwert der Kurzrisssausbreitung mit zunehmender Risslänge dem Schwellenwert der Langrisssausbreitung nähert und schlugen für diesen Übergang Gleichung (3-3) vor.

$$\Delta K_{th}^{SC}(a) = \Delta K_{th}^{LC} \cdot \sqrt{\frac{a}{a+a_0}} \quad \text{mit } a \geq a_{ini} \quad (3-3)$$

Die „Risslänge“  $a_0$  stellt also einen charakteristischen Grenzwert dar, ab dem die LEBM anwendbar ist. Suresh und Ritchie (Suresh und Ritchie 1984) geben für hochfeste Werkstoffe typische Werte für  $a_0$  von 1-10  $\mu\text{m}$  und für niederfeste von  $10^2$ - $10^3$   $\mu\text{m}$  an. Für die in der vorliegenden Arbeit verwendete Aluminiumlegierung EN AW 7475-T761 ergeben sich  $a_0$ -Werte von 20-40  $\mu\text{m}$ , je nachdem ob man die Korrekturfunktionen für die unterschiedlichen Probengeometrien zulässt (Härkegård 1982) oder der ursprünglichen Herleitung ohne Korrekturfunktion folgt (El Haddad et al. 1979).

Da sich zum einen die ermittelten Werte in der Größenordnung der Korngröße (vgl. Tabelle 4.2) befinden und zum anderen  $a_0$  eine rein empirische Größe ohne direkte physikalische Bedeutung ist (Suresh und Ritchie 1984), wird das Ende des Kurzrissverhaltens zunächst mit der Bildung einer geschlossenen Rissfront über die gesamte Probendicke gleichgesetzt. Dies markiert zugleich den spätesten Zeitpunkt, ab dem eine Kerbe als vollständig entlastet gilt. Der Riss breitet sich von nun an nur noch in eine Richtung aus und die Kerbe kann nach der LEBM als Riss der Länge  $a_k$  betrachtet werden, d.h.  $a = a_k + \Delta a$ .

Mit Blick auf das Kitagawa-Takahashi-Diagramm (Abbildung 3.3) kann abschließend festgehalten werden, dass die Initiierung und Ausbreitung kurzer Risse durch die

Ermüdungsfestigkeit  $\Delta\sigma_D$  bestimmt wird und die Langrissausbreitung durch den Schwellenwert  $\Delta K_{th}^{LC}$ .

#### 3.2 Kurzrissausbreitung ausgehend von Kerben

Im folgenden Abschnitt wird ein Überblick über mögliche Methoden zur Beschreibung des Risswachstums an Kerben gegeben. Es gilt hierbei mehrere Phasen oder auch Anteile zu unterscheiden:

1. Die Initiierung kurzer Oberflächenrisse im Kerbgrund mit  $\sigma_{max} = K_t \cdot \sigma_{nenn}$ ,
2. Die Ausbreitung kurzer Risse im Kerbspannungsfeld,
3. Der Übergang zum Langrisswachstum mit der Kerbe als Risslänge, d.h. die Gesamtrisslänge  $a = a_k + \Delta a$ .

Es werden drei verschiedene Methoden vorgestellt und bewertet, die eine Rissfront über die komplette Probendicke zu Grunde legen. Die Betrachtung der Rissfront ist dabei eindimensional.

##### Methode der äquivalenten Risslängen

Ausgangspunkt der von Smith und Miller (Smith und Miller 1977) vorgestellten Methode ist die Idee, dass ein Riss ausgehend von einer Kerbe und ein Riss ausgehend von einer glatten Probenoberfläche bei gleichen Ermüdungskonditionen (Material, außen anliegende Spannung etc.) genau dann miteinander verglichen werden können, wenn ihre Rissfortschrittsraten übereinstimmen. Ermittelt man die entsprechenden Risslängen ( $\bar{a}_{ungekerbt}$  und  $\bar{a}_{gekerbt}$ ), bei denen die Rissfortschrittsraten gleich sind, so ergibt die Differenz beider Werte den Anteil  $e$ , den die Kerbe zum Rissfortschritt beiträgt (siehe Gleichung (3-4)).

$$e = \bar{a}_{ungekerbt} - \bar{a}_{gekerbt} \quad (3-4)$$

Für verschiedene elliptische Innen- und Außenkerben ermittelten sie den Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  in Gleichung (3-5):

$$\Delta K = \left( 1 + 7,69 \cdot \sqrt{\frac{a_k}{\rho}} \right)^{0,5} \cdot \Delta \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot \Delta a} \quad (3-5)$$

Hierbei ist  $a_k$  die Kerbtiefe und  $\rho$  der Kerbradius. Ein Vergleich mit experimentellen Daten offenbart jedoch schnell die Schwächen dieser empirischen Lösung, da der nicht lineare Zusammenhang der beiden Risslänge  $\bar{a}_{ungekerbt}$  und  $\bar{a}_{gekerbt}$  mit einer linearen Annäherung angepasst wurde (Schijve 1982). Trotz ihrer Simplität wird diese Methode nicht weiter verfolgt, weil sie lediglich die von Smith und Miller zugrunde gelegten Messwerte zufriedenstellend vorhersagt.

### Asymptotische Methode

Bei dieser Methode zur Beschreibung der Rissausbreitung an Kerben, die auf Benthem und Koiter (Benthem und Koiter 1973) zurückgeht, wird asymptotisch zwischen den beiden Fällen der Kurzrisssausbreitung (SC, Gleichung (3-6)) und der Langrisssausbreitung (LC, Gleichung (3-7)) interpoliert. Mit den Erkenntnissen von Jergéus (Jergéus 1978) und Dowling (Dowling 1978) leitete Härkegård eine geschlossene Lösung für eine einseitig gekerbte Probe her. Härkegård's Mitarbeiter Fjeldstad und Wormsen erweiterten diese Lösung für semi-elliptische Anrisse im Kerbgrund und Probenformen mit endlichen Abmaßen (Fjeldstad 2007).

$$\text{SC:} \quad K = K_t \cdot \sigma_{nenn} \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot 1,12 = \sigma_{max} \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot 1,12 \quad (3-6)$$

mit  $a \geq a_{ini}$

$$\text{LC (LEBM):} \quad K = \sigma_{nenn} \cdot \sqrt{\pi \cdot (\Delta a + a_k)} \cdot f\left(\frac{\Delta a + a_k}{W}\right) \quad (3-7)$$

Zur Verdeutlichung ist in Abbildung 3.4a die Belastungskonfiguration mit der Spannungsüberhöhung durch die Kerbe dargestellt. Für kurze Risse lässt sich diese lokal in eine einseitig angerissene Probe ohne Kerbe transformieren, die dem ursprünglichen Spannungsgradienten unterliegt (Abbildung 3.4b). Der kurze Riss wird dabei anfangs mit der maximalen Spannung  $\sigma_{max} = K_t \cdot \sigma_{nenn}$  belastet. Für einen langen Riss hingegen wird die Tiefe der Kerbe zur aktuellen Risslänge addiert; hier wirkt sich die Ortsabhängigkeit des Kerbspannungsfelds nicht mehr aus (Abbildung 3.4c).

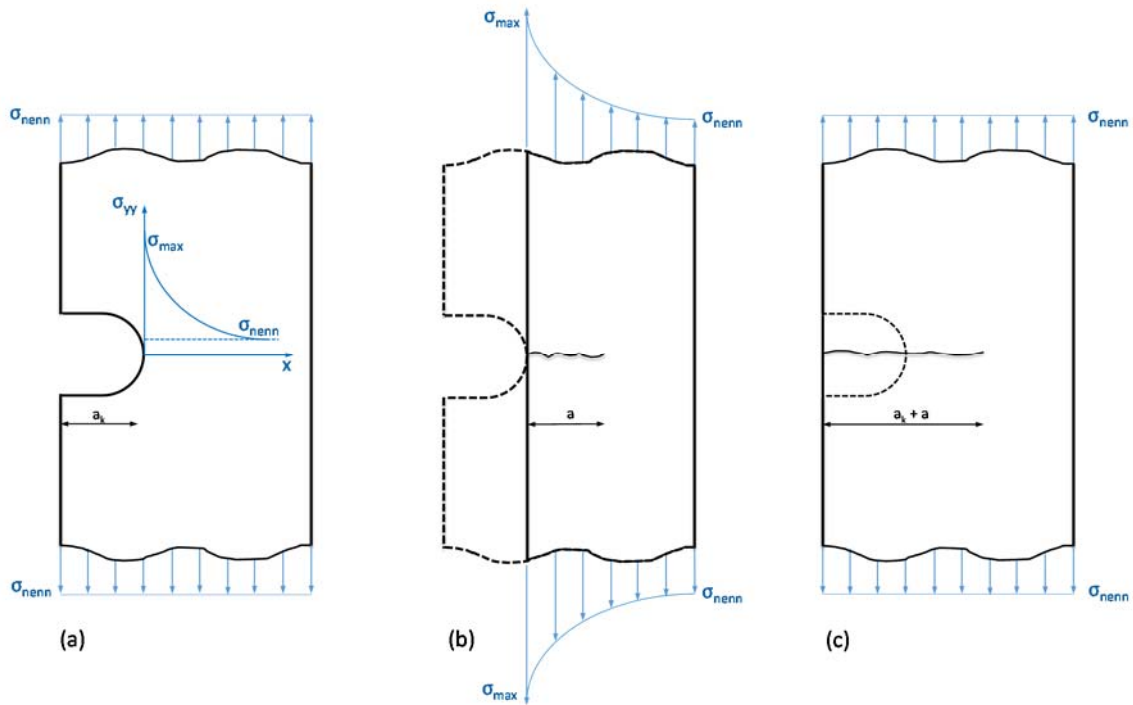


Abbildung 3.4 - Asymptotische Methode (angepasste Darstellung nach (Fjeldstad 2007))

Es ergibt sich durch die asymptotische Interpolation zwischen den beiden Fällen der Abbildung 3.4b und 3.4c bzw. den Gleichungen (3-6) und (3-7) der Spannungsintensitätsfaktor (Liu und Mahadevan 2009):

$$K = \sigma_{nenn} \cdot \sqrt{\pi \cdot \left\{ \Delta a + a_k \cdot \left[ 1 - \exp \left( -\frac{\Delta a}{a_k} \cdot \left( \frac{K_t^2}{\left( f \left( \frac{\Delta a + a_k}{W} \right)^2 - 1} \right)} \right) \right] \right\}} \cdot f \left( \frac{\Delta a + a_k}{W} \right) \quad (3-8)$$

Für  $a \rightarrow 0$  und  $W \gg a_k$  ergibt sich Gleichung (3-6)<sup>1</sup> und für  $a \rightarrow \infty$  erhält man Gleichung (3-7).

Wegen der Unsicherheit für  $a \rightarrow 0$  führten Liu und Mahadevan (Liu und Mahadevan 2009) in Gleichung (3-8) noch die intrinsische Risslänge  $a_0$  nach El Haddad et al. (El Haddad et al. 1979) ein, indem dieser Wert, wie auch schon in Gleichung (3-2), zur Risslänge  $a$  addiert wird. Sie glaubten damit sowohl den Übergang vom Kurz- zum Langrisswachstum, als auch die Grenze des Kerbspannungsfeldes berücksichtigt zu haben.

<sup>1</sup> Taylor-Reihenentwicklung für den Exponentialfunktionsterm

Auch wenn man bei der geschlossenen Lösung in Gleichung (3-8) in einer Grenzfallbetrachtung die beiden Ausgangsgleichung erhält und dieses Vorgehen den Vorteil hat, dass man für beliebige Probengeometrien lediglich den Kerbfaktor und die entsprechende Korrekturfunktion benötigt, bleibt dennoch der Vorwurf, dass der exakte Verlauf des Spannungsgradienten  $\sigma_{yy}(x)$  nicht berücksichtigt wird. Der funktionale Übergang zwischen den beiden Asymptoten für das Kurz- und Langrisswachstum hat keinen Bezug zum wahren Kerbspannungsverlauf. Daher kann diese Methode nur für grobe Abschätzung empfohlen werden, da sie im entscheidenden Bereich zu ungenau ist.

#### Methode des Spannungsgradienten

Die letzte Methode dieser Zusammenstellung verwendet den kontinuumsmechanischen Gradienten der Kerbspannung, wobei sich dieser überwiegend auf eine linear elastische, statische Belastung beschränkt. Eine mögliche Form der formalen Beschreibung gibt Gleichung (3-9) an. Zu finden ist aber auch die Abwandlung in Gleichung (3-10) mit der Angabe der maximalen Spannung im Kerbgrund  $\sigma_{max}$ ; die Korrekturfunktion und der Verlauf des Gradienten sind hierbei in dem Faktor  $D$  zusammengefasst (Schijve 1982).

$$\Delta K = \sigma_{yy}(x) \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (3-9)$$

$$\Delta K = \sigma_{max} \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot D(x) \quad (3-10)$$

Die verschiedenen Varianten zur Ermittlung des Gradienten der Kerbspannung und ihre Ergebnisse werden in Abschnitt 5.1 vorgestellt.

Die Berücksichtigung des Verlauf der Kerbspannung angefangen bei der maximalen Spannungskonzentration im Kerbgrund bis zum Abfall auf das Niveau der außen anliegenden Nennspannung entspricht wohl am ehesten den veränderlichen Belastungen, denen der sich ausbreitende Riss unterliegt. Dennoch bleibt hier vorerst die Frage offen, ob der statisch ermittelte Gradient auch für die zyklische Belastung verwendet werden darf und ab welcher Querschnittsabnahme durch die Rissausbreitung sich das Kerbspannungsfeld nicht mehr in Gänze auswirkt. Zudem bleibt ungeklärt, ob bzw. inwieweit das Kerbspannungsfeld und das Spannungsfeld an der Risspitze sich gegenseitig beeinflussen.

#### 3.3 Oberflächenrisse

Das Grundlagenkapitel über die kurzen Risse soll in diesem Abschnitt mit der Betrachtung von Oberflächenrisen bzw. teilweise durchgehenden Oberflächenrisen abgeschlossen werden. Die Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren für derartige Risse erfordert spezielle Korrekturfaktoren aufgrund der hinzukommenden Dimension der Rissausbreitung.

Newman (Newman 1977) gibt in einem Übersichtsbeitrag die chronologische Entwicklungsgeschichte der möglichen Lösungen für Spannungsintensitätsfaktoren von Oberflächenrisen an. Deutlich wird, dass geschlossene Lösungen mit Hilfe analytischer Methoden nur für einfache Randwertprobleme zu erzielen sind und man daher eher auf numerische Verfahren wie der Finite-Elemente-Methode (FEM/FE-Methode) oder der Randelementmethode angewiesen ist. Der Berechnungsaufwand ist hier abhängig von der Leistung der Soft- und Hardware und lässt oft keine Verallgemeinerung zu. Für die praktische Anwendung haben sich daher Näherungsformeln, die verschiedene Parameter und ihre Abhängigkeiten berücksichtigen, etabliert. Die meisten dieser Formeln jedoch sind beschränkt auf ganz bestimmte Riss- und Geometrieconfigurationen und decken dementsprechend lediglich ein enges Parameterfeld ab und liegen zudem oft nur in Form von Kurven oder Tabellen vor (Dankert et al. 1996).

Vorerst soll an einem einfachen Beispiel nach Liu (Liu 1972) die Notwendigkeit der Korrekturfaktoren für die freie Oberfläche bei zweidimensionaler Rissausbreitung dargelegt werden.

Sneddon ermittelte die exakte Lösung des Spannungsintensitätsfaktors für einen kreisförmigen Innenriss (gestrichelter Kreis in Abbildung 3.5) in einem unendlich ausgedehnten Körper wie in Gleichung (3-11) angegeben.

$$K = 2 \cdot \sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{\pi}} \quad (3-11)$$

Abbildung 3.5 zeigt einen Schnitt durch den Innenriss senkrecht zur Belastungsrichtung.

Schneidet man den Körper entlang der beiden roten Strich-Punkt-Linien, erhält man vier Teilkörper mit einem Viertelkreis-Eckanriss ( $a = c$ , grüne Fläche). Für die beiden neu entstandenen Seitenflächen I und II ist nun jeweils die geometrische Korrektur mit den Funktionen der halbusendlich ausgedehnten Probe mit Eckanriss nötig (Liu 1972).

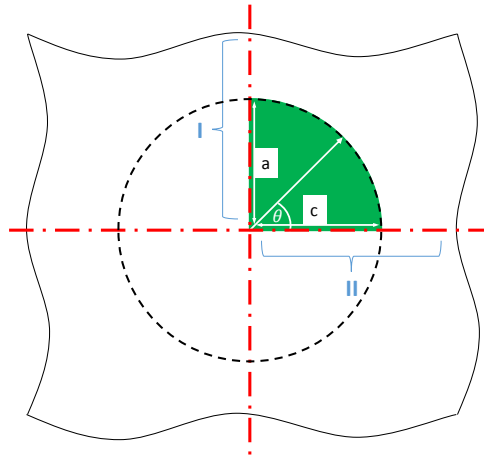


Abbildung 3.5 - Schnittebene des Penny-shaped-Risses

Für halbumendlich ausgedehnte Proben mit Eckanriss kann Gleichung (3-11) wie folgt erweitert werden:

$$K = 2 \cdot \sigma \cdot \sqrt{\frac{a}{\pi}} \cdot 1,12 \cdot 1,12 \cong \sigma \cdot \sqrt{2 \cdot a} \quad \text{für } \theta = 0^\circ, 90^\circ \quad (3-12)$$

Smith und Sorensen (Smith und Sorensen 1976) kamen bei ihren numerischen Berechnungen für semi-elliptische Anrisse zu der Schlussfolgerung, dass die Auswirkungen der vorderen und hinteren freien Oberfläche und ihre Interaktion entscheidend sind für die Ausbreitung von Oberflächenanrissen bis zum Übergang in Risse mit durchgehender Front.

Die umfassendsten empirischen Gleichungen entwickelten Newman und Raju (Newman 1977; Raju und Newman 1978; Newman und Raju 1981, 1984) aus den Ergebnissen von FE-Analysen für elliptische Risse in einem Körper, semi-elliptische Oberflächenanrisse und viertelelliptische Eckanrisse.

Die Geometriekorrektur des Spannungsintensitätsfaktors  $K_I$  (Gleichung (3-13)) für die zweidimensionale Rissausbreitung eines viertelelliptischen Eckanrisses in einer Außenkreiskerbe, wie in Abbildung 3.6 dargestellt, ist im Faktor  $F$  enthalten (Gleichung (3-14)).

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot F(a, c, B, W, \rho, \theta) \quad (3-13)$$

$$F = \left[ M_1 + M_2 \cdot \left(\frac{c}{B}\right)^2 + M_3 \cdot \left(\frac{c}{B}\right)^4 \right] \cdot g_1 \cdot g_2 \cdot g_3 \cdot g_4 \cdot f_s \cdot f_\theta \cdot f_w \cdot \sqrt{\frac{c}{a}} \cdot \frac{1}{\sqrt{Q}} \quad (3-14)$$

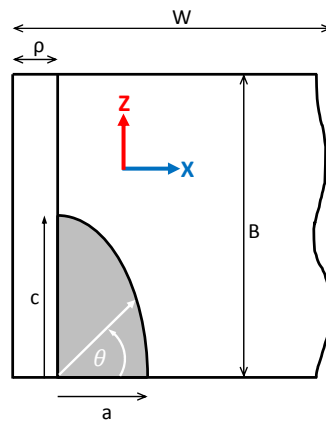


Abbildung 3.6 - Viertelelliptischer Riss an Außenkerbe

Durch die Produktbildung sind die Einflussparameter weitestgehend separiert und die Funktion  $F$  ist demzufolge modular aufgebaut. In Tabelle 3.1 werden die Funktionen der einzelnen Faktoren und ihre Abhängigkeiten kurz erläutert werden. Entstanden sind die einzelnen Funktionen durch Kurvenanpassung an die FE-Ergebnisse (Dankert et al. 1996).

Tabelle 3.1 - Faktoren der Geometriekorrekturfunktion und ihre Bedeutung

Faktor	Abhängigkeit	Funktion
$M_1, M_2, M_3$	$f(a/c)$	Beschreibung des Einflusses des Riss-Halbachsenverhältnisses
$g_1, g_3$	$f(a/c, c/B, \theta)$	Feinabstimmung der Näherungsformeln
$g_2, g_4$	$f(a/\rho, \theta)$	Kerbeinfluss der Innen- bzw. Außenkerbe (Wert 1 für den jeweils anderen Kerbfall)
$f_s$	$f(a/\rho, c/B)$	Beschreibung des Unterschiedes zwischen einem einzelnen Riss und zwei symmetrischen Rissen
$f_\theta$	$f(a/c, \theta)$	Beschreibung der Risskontur
$f_w$	$f((a + \rho)/W, c/B)$	Berücksichtigung des Randeinflusses, globale Geometriekorrektur
$\sqrt{Q}$	$f(a/c)$	Formfaktor für die Ellipse, vollständiges elliptisches Integral 2.Art

Für die Anwendung der Gleichung (3-13) gelten folgende Grenzen:

$$0 \leq \theta \leq \pi/2, \quad 0,2 \leq a/c \leq 2,0, \quad c/B < 1 \quad \text{und} \quad (a + \rho)/W \leq 0,5.$$

Dankert et al. (Dankert et al. 1996) erweiterten Gleichung (3-14) um einen Faktor  $F_{Kerbe}/q_{Eckriss}$ , der zum einen die Abnahme der Kerbspannung in x-Richtung (siehe Abbildung 3.6) berücksichtigt und zum anderen bei zunehmendem Winkel  $\theta$  die Risstiefe (x-Richtung) entlang der Rissfront fiktiv verkürzt und dadurch den Kerbeinfluss erhöht.

Aufgrund der Vielzahl der Anpassungsparameter bzw. Korrekturmodule, die zumindest einen Zusammenhang mit der Risskontur vorgeben, wird deutlich, dass die scheinbar



allgemeingültige Gleichung (3-13) in letzter Konsequenz durch den Prozess ihrer Herleitung auf die ursprünglichen FE-Ergebniswerte beschränkt bleibt und keinen neuen Beitrag zum physikalischen Verständnis viertelelliptischer Rissausbreitung an Kerben liefert.



## 4 Experimentelles

### 4.1 Werkstoffe

Für die meisten Versuchsreihen, die in der vorliegenden Arbeit beschrieben und durchgeführt wurden, kam die hochfeste Aluminiumknetlegierung EN AW 7475-T761 zum Einsatz. Die Aluminiumlegierung EN AW 2024-T351 wurde im Bereich Anrissuntersuchungen für Vergleiche herangezogen.

#### 4.1.1 EN AW 7475-T761

Die Legierung 7475 bietet eine Kombination aus hoher Festigkeit, hoher Bruchzähigkeit und einem guten Widerstand gegen Rissausbreitung bei hohen Spannungsintensitäten. Damit ist diese Legierung besonders attraktiv für Hochleistungsflugzeuge, die entsprechende Lebensdaueranforderungen zu erfüllen haben und schadenstolerante Kriterien einhalten müssen. Das Entwicklungsprogramm bei Alcoa Inc. wurde einst gestartet, um eine Legierung mit der gleichen Bruchzähigkeit wie die Legierung 2024-T3 bei einer signifikant höheren Festigkeit zu erhalten. Die Legierung 7475 findet sowohl beim Militär als auch in der zivilen Luftfahrt im Bereich der Beplankung von Rumpf und Tragfläche, der Flügelholme und der Rumpfspante Anwendung; Bereiche, in denen eine hohe Bruchzähigkeit im Design zu berücksichtigen ist (Cieslak und Mehr 1985). Die chemische Zusammensetzung ist Tabelle 4.1 (Werkstoff-Nr. 1) zu entnehmen.

Der Behandlungszustand T761 ist eine Variante des Zustandes T76, der einen besonders guten Schutz gegen Schichtkorrosion verbunden mit einer hohen Bruchzähigkeit bietet. Im Behandlungszustand T761 hat die Legierung 7475 eine vergleichbare Festigkeit und Korrosionsbeständigkeit wie die Legierung 7075-T76 verbunden mit einer Bruchzähigkeit, die der Legierung 2024-T3 nahekommt (Cieslak und Mehr 1985). Der Behandlungszustand T761 wird erlangt, in dem man die Legierung zunächst bei 413°C glüht und sie dann in einer weiteren Stufe zwischen 472°C - 482°C lösungsglüht. Es folgt ein Abschrecken der Legierung in Wasser, um die Werkstofftemperatur unter 40°C zu senken, bevor der Werkstoff dann kontrolliert um 0,5-2,0 % gereckt wird. Schließlich wird die Legierung bei zunächst bei 120 ± 5°C für 3-5 Stunden und dann nach einer Temperaturerhöhung auf 160 ± 8°C für 15-18 Stunden ausgelagert (ASM Aerospace Specification Inc. 2015b; MIL-H-6088G 1991; Brucksch 2009; AMS 4100).

## 4 Experimentelles

Die untersuchte Legierung 7475-T761 wurde in Form von 2,88 mm dicken Blechen ausgeliefert, auf denen beidseitig eine ca. 80 µm dicke Plattierschicht aus EN AW 7072 aufgewalzt wurde. Diese Plattierschicht bietet einen zusätzlichen Schutz gegen Korrosion (Cieslak und Mehr 1985; Brucksch 2009).

Die Eigenschaften dieser Legierung finden sich in Tabelle 4.2.

Tabelle 4.1 - Chemische Werkstoffzusammensetzung nach (Alcoa Europe 2001; ASM Aerospace Specification Inc. 2015a, 2015b; Brucksch 2009)

Werkstoff-Nr.	Chemische Elemente	Legierungsbestandteile (in Gew.-%)										
		Zn	Mg	Cu	Mn	Fe	Si	Cr	Ti	weitere		Al
										einzel	gesamt	
1	Grundmaterial EN AW 7475-T761	5,84	2,15	1,64	0,01	0,03	0,03	0,19	0,042	<0,05	<0,15	Rest
	Plattierschicht EN AW 7072	1,06	0,06	0,01	0,01	0,17	0,09	Fe + Si 0,263		-	-	Rest
2	EN AW 2024-T351	0,25	1,8	4,9	0,9	0,5	0,5	0,1	0,15	0,05	0,15	Rest

Tabelle 4.2 - Werkstoffgrößen EN AW 7475-T761 nach (Brucksch 2009; Alcoa Europe 2001; ASM Aerospace Specification Inc. 2015b; MIL-HDBK-5J 2003)

Werkstoffgröße	Wert	Einheit
0,01 %-Dehngrenze $R_{p0,01}$	399,9	MPa
0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$	447	MPa
Bruchdehnung $A$	11	%
Dichte $\rho$	2,81	g/cm <sup>3</sup>
Dicke der Plattierschicht	78-87	µm
Elastizitätsmodul $E$	69	GPa
elektrische Leitfähigkeit $\kappa$	24,7	MS/m
HBW 2,5/50/20	109 ± 3	-
mittlerer Korndurchmesser in Walzquerrichtung ( $T$ )	23,0 ± 2,3	µm
mittlerer Korndurchmesser in Walzrichtung ( $L$ )	20,4 ± 2,0	µm
Querkontraktion $\nu$	0,33	-
Schubmodul $G$	27	GPa
spezifischer elektrischer Widerstand $\rho_{elektrisch}$	4,32 · 10 <sup>-8</sup>	Ωm
Zugfestigkeit $R_m$	500	MPa

Krüger (Krüger, A. E. F. 1996) verwendete für seine Untersuchungen die ebenfalls überalterte Aluminiumlegierung 7075-T7351 und konnte zeigen, dass die Spannungs-Dehnungs-Kurve des Zugversuchs bis zu einer Dehnung von etwa 2 % fast deckungsgleich ist mit den Ergebnissen aus Incremental-Step-Tests und zyklischen Versuchen mit konstanter Dehnungsamplitude. Deshalb werden insbesondere für den fließspannungsnahen Bereich die

Ergebnisse der Zugversuche an der Knetlegierung 7475-T761 in erster Näherung auch als Werte der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve verwendet.

#### 4.1.2 EN AW 2024-T351

Die Legierung 2024 wurde in den 40er Jahren des 20. Jahrhunderts in der Luftfahrtindustrie – z.B. beim Passagier- und Transportflugzeug Douglas DC-3 – als Ersatz für die bis dahin dominierende Legierung 2017-T4 (u.a. beim Verkehrsflugzeug Junker F 13) eingeführt, da sie eine höhere Fließspannung und eine gute Ermüdungsbeständigkeit aufweist. Im Behandlungszustand T351 liegt eine erhöhte Bruchzähigkeit vor, jedoch ist die Legierung 2024 anfällig für Korrosion, deshalb wird die Legierung für ihren Einsatz im Flugzeugrumpf, in den zugbelasteten Bereichen der Tragflächen, in den Scherstegen und Spanten üblicherweise mit einer korrosionsunempfindlichen Plattierschicht versehen (Alcoa).

Die chemische Zusammensetzung ist der Tabelle 4.1 (Werkstoff-Nr. 2) zu entnehmen, die benötigten Werkstoffgrößen liefert Tabelle 4.3.

Tabelle 4.3 - Werkstoffgrößen EN AW 2024-T351 nach (ASM Aerospace Specification Inc. 2015a)

Werkstoffgröße	Wert	Einheit
0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$	324	MPa
Bruchdehnung $A$	20	%
Dichte $\rho$	2,78	g/cm <sup>3</sup>
Elastizitätsmodul $E$	73,1	GPa
Querkontraktion $\nu$	0,33	-
Schubmodul $G$	28	GPa
spezifischer elektrischer Widerstand $\rho_{elektrisch}$	$5,82 \cdot 10^{-8}$	$\Omega\text{m}$
Zugfestigkeit $R_m$	469	MPa

Für den Behandlungszustand T351 wurde die Legierung bei 495°C lösungsgeglüht, abgeschreckt, durch einen kontrollierten Reckgrad von 0,5-2 % entspannt und länger als 5 Tage kaltausgelagert (Rödling 2003).

Aufgrund der Korrosionsempfindlichkeit durch den vergleichsweise hohen Kupferanteil wurden die gelieferten Bleche beidseitig mit einer ca. 150  $\mu\text{m}$  dicken Plattierschicht aus Reinaluminium versehen, dessen maximal zulässige Verunreinigung bei etwa 1 % liegt (Rödling 2003).

4.2 Probenfertigung und -geometrie

Als Probengeometrie mit definierter Spannungskonzentration wurde die Single-Edge-Notched-Flachprobe (SEN-Probe) für die Untersuchungen gewählt. Die Proben wurden den beidseitig plattierten Blechen so entnommen, dass die Länge  $L$  in Walzrichtung des Bleches lag. Die Proben wurden anschließend auf die in Abbildung 4.1 angegebenen Nennmaße gefräst.

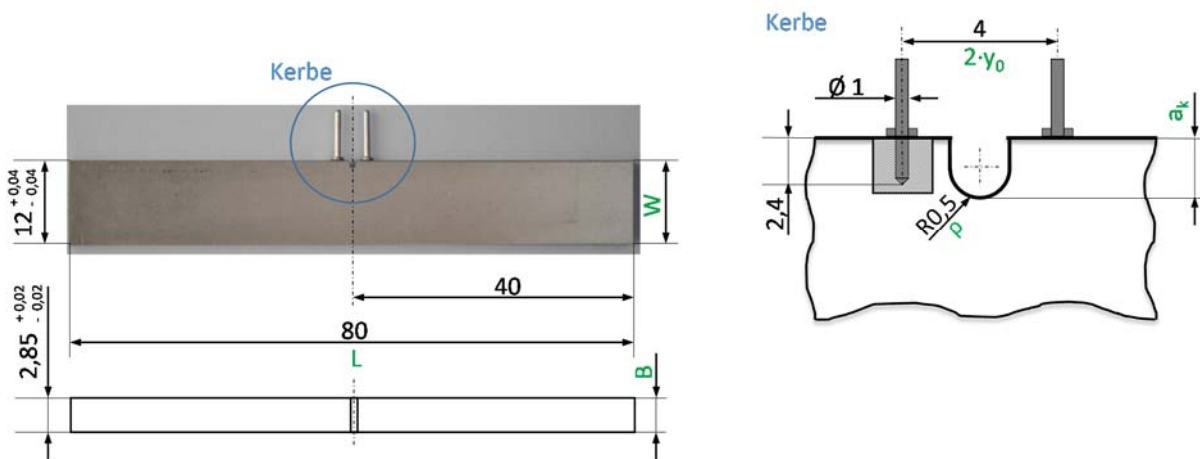


Abbildung 4.1 - SEN-Probengeometrie (Bemaßung in mm)

Die U-förmigen Kerben (Abbildung 4.1, Kerbe) wurden für einen Probensatz gefräst und für einen weiteren Satz drahterodiert, um den Fertigungseinfluss auf die Höhe der Spannungskonzentration bestimmen zu können. Die Proben wurden mit drei verschiedenen Kerbtiefen  $a_k$  (Tabelle 4.4) gefertigt, um den Einfluss des geometrischen Kerbfaktors auf die Lebensdauer zu ermitteln.

Tabelle 4.4 - Kerbtiefen  $a_k$

$a_k$ (in mm)	1,00 ± 0,01
	2,00 ± 0,01
	3,00 ± 0,01

Als Potentialabgriffe wurden verzinnzte Steckerstifte aus Messing (CuZn 37,  $R_m = 498-510$  MPa (Richard Stenzhorn GmbH 2013)) in die im Abstand  $\gamma_0$  zur Probenmitte gefertigten Bohrungen mit Leitsilber gepresst (siehe Abbildung 4.1).

Für Vergleiche mit anderen Proben- und Kerbgeometrien aus dem gleichen Werkstoff wurden die Ergebnisse von Brucksch für mittig angerissene/gekerbte Proben (Center-Cracked-Tension-Proben, CCT-Proben) und Uhrglas-Proben verwendet (Brucksch 2009).

Die Vergleichsproben aus der Legierung EN AW 2024-T351, die ebenfalls den gelieferten Blechen in Längsrichtung entnommen wurden, entsprechen der in Abbildung 4.1 angegebenen Geometrie. Lediglich die Probendicke  $B$  wies einen höheren Wert von 3,3 mm auf. Die Kerben an Proben dieser Legierung wurden ausschließlich gefräst.

### 4.3 Versuchsaufbau ERIKA

Die Ermüdungsversuche wurden an einer servohydraulischen Prüfanlage durchgeführt, deren Basis eine Prüfmaschine vom Typ Schenck PSA 10 bildet. Aus der Typenbezeichnung leiten sich die Lastgrenzen von  $\pm 10$  kN ab. Die Maschine wurde mit einer Probenkammer ausgestattet, die Experimente unter einer definierter Atmosphäre ermöglicht, woraus sich auch das Akronym der Anlagenbenennung herleitet: Ermüdungsrisususbreitung in korrosiver Atmosphäure, kurz ERIKA.

Das Besondere an der Prüfanlage ist die parallele Probenführung (siehe Abbildung 4.2). Konstruktionsbedingt werden hier die Biegemomente minimiert und eine nahezu reine Modus-I-Belastung gewährleistet. Proben können demnach auch bei negativen Spannungsverhältnissen ermüdet werden, ohne dass sie ausknicken (Bär und Volpp 2001).

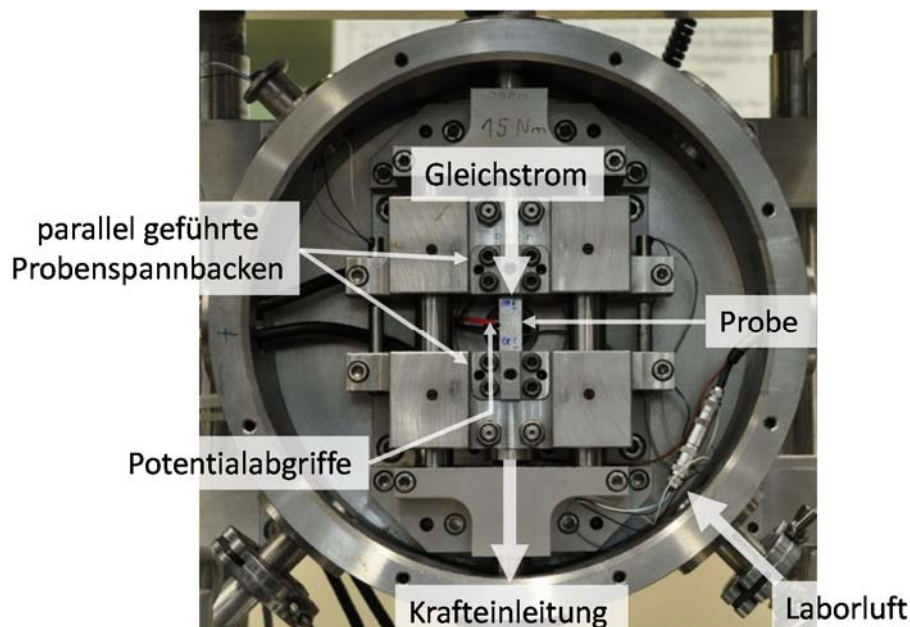


Abbildung 4.2 - Probenkammer ERIKA

Zur Regelung der Prüfmaschine und zur Messdatenerfassung wurde eine Elektronik vom Typ DOLI EDC 580V verwendet, die zum einen das Servoventil des Hydraulikblocks ansteuert und zum anderen alle benötigten Messkanäle zeitsynchron erfasst (siehe Abbildung 4.3). Der Regelkreis und die Datentransferrate zum PC können mit bis zu 5 kHz getaktet betrieben werden, aus Gründen der Datenreduzierung wurde die Taktung aber auf 1 kHz begrenzt. Der EDC 580V stellt eine stoßfreie Umschaltung zwischen den Regelmodi sicher und verfügt außerdem über eine adaptive Spitzenwertregelung. Die Kraftanregung der Ermüdungsversuche folgte einem Sinussignal mit einer Frequenz  $f$  von 20 Hz, wodurch sich 50 Messpunkte pro Zyklus ergaben. Für die untersuchten Werkstoffe und die Versuchsfrequenz wurden zunächst die optimalen PID-Parameter des Controllers ermittelt.

Die Versuchskonfiguration und -ablaufsteuerung (Kommunikation mit dem Controller), als auch die Messdatenaufbereitung/-auswertung erfolgten mit der Software Test & Motion (ebenfalls DOLI Elektronik GmbH). Diese Software ermöglicht neben der Speicherung der Spitzenwerte aller Zyklen die Aufnahme von Hysteresen, d.h. Speicherung aller erfassten Datenpunkte innerhalb eines Schwingenspiels.

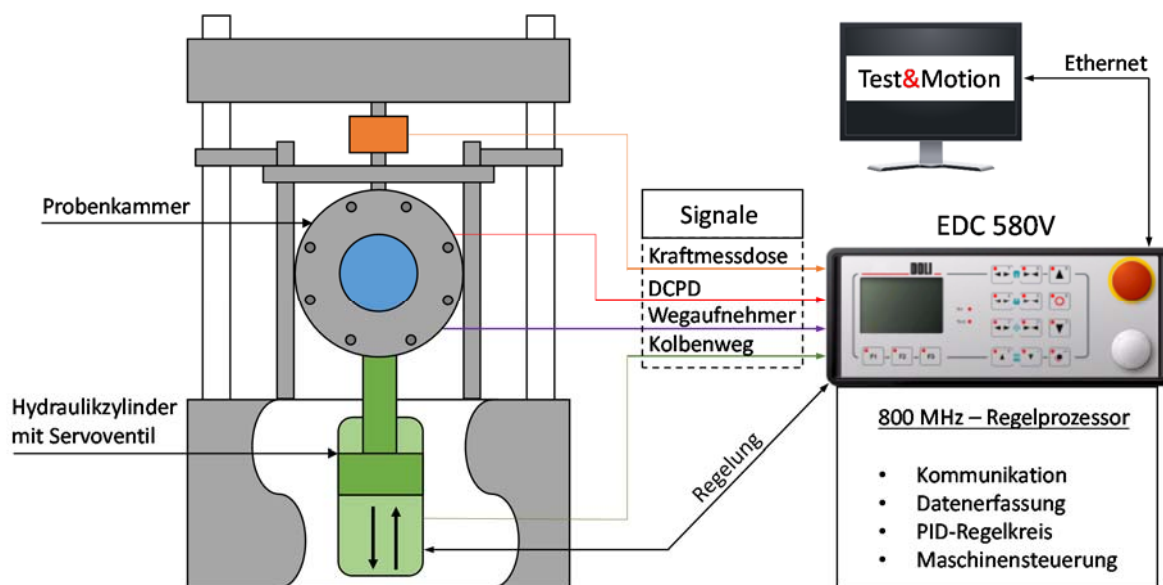


Abbildung 4.3 - Servohydraulische Versuchsanlage mit Regelelektronik

### 4.4 Korrekturfunktion für SEN-Proben

Als Korrekturfunktion  $f(a/W)$  für die untersuchte Probengeometrie wird aufgrund der parallelen Probenführung die Form in Gleichung (4-1) verwendet, die Harris ursprünglich für eine Rundprobe mit Umlaufkerbe herleitete (Harris 1967).



$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{5}{\sqrt{20 - 13 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 7 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2}} \quad \text{für } \frac{a}{W} \leq 0,7 \quad \text{und} \quad \frac{L}{W} \rightarrow \infty \quad (4-1)$$

Mit Hilfe der Randwertmethode nach dem Kollokationsverfahren leiteten schon Gross, Srawley und Brown eine Korrekturfunktion für eine SEN-Probe her (Gross et al. 1964). Sie nutzten dabei die Spannungsfunktionen nach Williams (Williams 1957). In Abbildung 4.4 ist jedoch zu erkennen, dass die Korrekturfunktionen von Gross et al. und Harris ab einem Verhältnis von  $a/W > 0,1$  stark voneinander abweichen.

Harris führt dies auf die Zwangsbedingung zurück, denen eine Rundprobe unterliegt. Denn sowohl bei der Rundprobe mit Umlaufkerbe, als auch der SEN-Probe in paralleler Probenführung wird dem Biegemoment, welches sich bei den Ermüdungsexperimenten nach Gross et al. mit zunehmender Risslänge aufbaut, entgegenwirkt. Um dieses Argument zu unterstützen wurde die Korrekturfunktion von Feddersen für eine CCT-Probe in Abbildung 4.4 mit aufgenommen (siehe auch Anhang 1). Um mit einseitig gekerbten Proben kompatibel zu werden, wurden die Funktionswerte mit dem Faktor 1,12 auf das Niveau der Korrekturfunktionen für SEN-Proben transformiert. Da auch bei der Rissausbreitung an einer CCT-Probe den Biegemomenten bei der Rissverlängerung ein geometrischer Zwang entgegenwirkt, liegt die Kurve nach Feddersen nur leicht unterhalb der Kurve nach Harris.

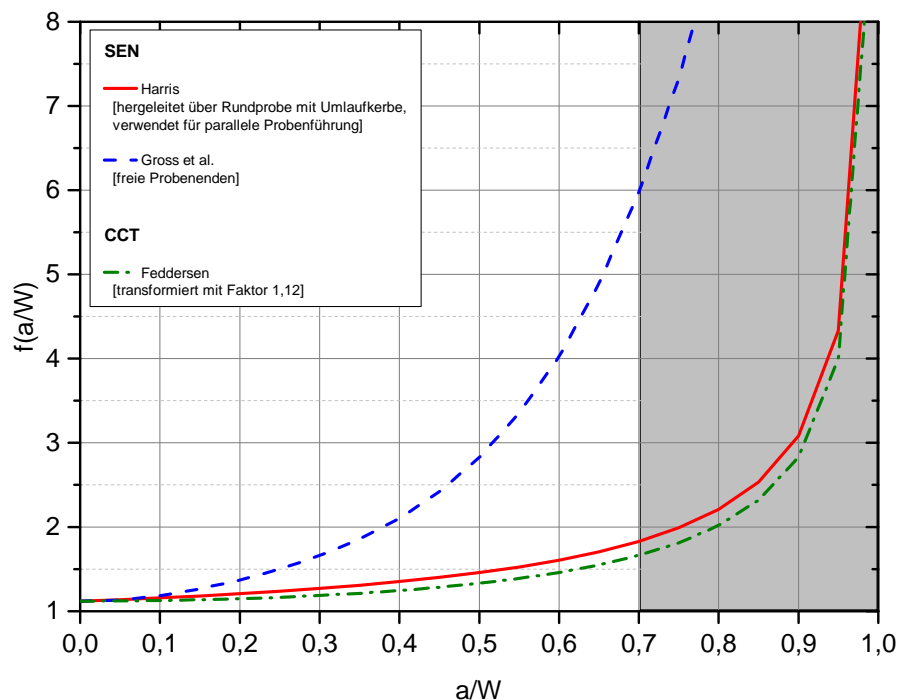


Abbildung 4.4 - Korrekturfunktion für eine SEN-Probe

### 4.5 Die Gleichstrompotentialsonde

In einem Vergleich elektromagnetischer Messmethoden für die zerstörungsfreie Werkstoffprüfung (Non-Destructive Testing, NDT) stellte Sposito (Sposito 2009) die folgenden, gängigen Verfahren gegenüber:

- Magnetisches Streuflussverfahren,
- Wirbelstrom-Verfahren: un gepulst, gepulst und Fernfeld,
- Wechselstrom-Potentialsondenverfahren,
- Wechselstrom-Feldmessung,
- Gleichstrom-Potentialsondenverfahren.

Der Vergleich ergab, dass die Potentialsondenverfahren die größten Vorteile für die Rissdetektion und die In-situ-Messung der Rissausbreitung bieten, nicht nur wegen der guten Modellierbarkeit der physikalischen Vorgänge, sondern auch wegen der steten Optimierung der Messgenauigkeit in der Potentialsonden- bzw. Widerstandsmessung.

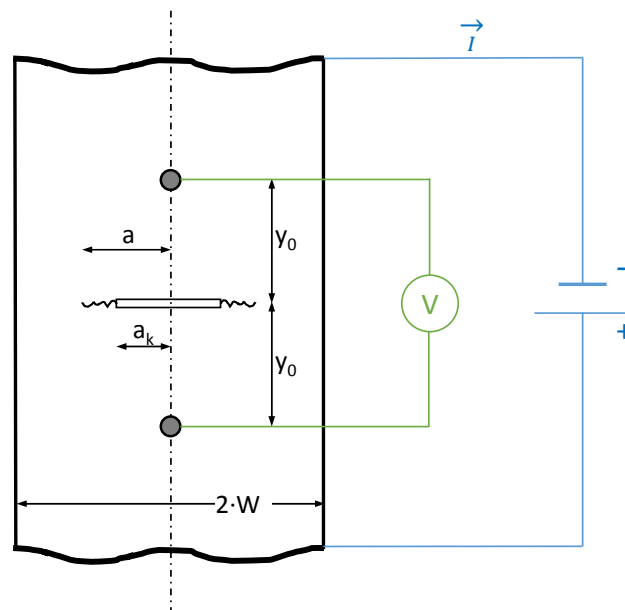


Abbildung 4.5 - Schematische Ansicht des DCPD-Verfahrens

In der vorliegenden Arbeit wurde zur Rissdetektion und Risslängenmessung das Gleichstrom-Potentialsondenverfahren (Direct Current Potential Drop, DCPD) genutzt. Durch die zu untersuchende, elektrisch leitende Probe wird hierbei ein konstanter, zeitstabiler Gleichstrom  $\vec{I}$  geleitet. Während der ermüdungsbedingten Rissausbreitung kommt es zu einer Querschnittsabnahme der Probe und folglich zu einer Änderung des elektrischen Feldes und damit verbunden einer Verdichtung der elektrischen Flusslinien im Restquerschnitt auf Höhe

des Rissligaments. Dies hat einen Anstieg des elektrischen Widerstandes zur Folge, der durch eine Potentialänderung mit Hilfe zweier Abgriffe (oberhalb und unterhalb der Rissebene im Abstand  $y_0$ ) verfolgt werden kann (siehe Abbildung 4.5).

### 4.5.1 Einflussgrößen auf die Potentialmessung

#### Position der Potentialabgriffe und Ort der Stromeinleitung

Je dichter sich die Potentialabgriffe (Abstand  $2 \cdot y_0$ ) an der Kerbwurzel (siehe Abbildung 4.5 und Abbildung 6.7) befinden, desto höher ist die Sensitivität bezüglich der Erkennung von Anrissen. Jedoch steigt im gleichen Zug die Empfindlichkeit gegenüber Abweichungen in der symmetrischen Positionierung der Abgriffe, so dass vor dem Hintergrund reproduzierbarer Messergebnisse Potentialabgriffe an der Stirnseite der Kerböffnung (siehe Abbildung 4.1) zu bevorzugen sind. Hier befinden sich die Abgriffe zudem im Kerbschatten und kleinste, fertigungsbedingte Abweichungen der Positionen haben keine signifikanten Auswirkungen. Allgemein gilt: Je geringer der Abgriffabstand  $y_0$ , desto höher die Empfindlichkeit der Messung (Ritchie et al. 1971; Druce und Booth 1980; Knott 1980; Halliday und Beevers 1980; Bakker 1985).

Bei der Wahl der Orte der Stromeinleitung ist eine ähnliche Abwägung vorzunehmen. Je dichter sich beide Orte am Riss befinden, desto höher ist die Empfindlichkeit des Messsystems. Aber auch hier steigt im gleichen Maß die Empfindlichkeit gegenüber Abweichungen in der Symmetrie und die Kalibrierung wird deutlich komplexer. Es empfiehlt sich eine Stromeinleitung an den Probenenden, um reproduzierbare Messungen vornehmen zu können und um ein gleichförmiges elektrisches Feld im ungestörten Bereich der Probe zu generieren (Gilbey und Pearson 1966; Ritchie et al. 1971; Druce und Booth 1980; Knott 1980; Halliday und Beevers 1980; Bakker 1985; Doremus et al. 2015).

#### Plastische Deformation, Versetzungsdichte und elektrischer Widerstand

Bekanntermaßen geht die plastische Deformation mit einer Änderung der Versetzungsdichte und -anordnung einher, die wiederum den spezifischen elektrischen Widerstand beeinflusst. Eine überschlägige Rechnung von Ke und Stähle (Ke und Stähle 1993) ergab, dass der Anteil an der gesamten Widerstandsänderung durch eine Änderung des spezifischen Widerstands im Vergleich zur geometrischen Änderung durch bleibende Deformationen (u.a. Vergrößerung des Abstandes  $y_0$  und Veränderung der Querschnittsfläche durch Einschnürungen) vernachlässigbar ist. Ljustell (Ljustell 2013) konnte zeigen, dass der Anteil der Änderung des spezifischen Widerstandes weniger als 10 % an der gesamten Änderung durch die plastische Deformation ausmacht. Bakker (Bakker 1985) ermittelte an

dem von ihm untersuchten Stahl, dass der Anteil der plastischen Deformation an der gesamten Signaländerung etwa 6 % beträgt und schlussfolgerte genau wie Schwalbe und Hellmann (Schwalbe und Hellmann 1981), dass die plastische Deformation vor der Risspitze einen vernachlässigbaren Beitrag am Potentialsignal darstellt, solange die Gesamtprobe überwiegend elastisch verformt wird.

### Temperatureffekte

Temperaturänderungen und Temperaturunterschiede haben erheblichen Einfluss auf das Messsignal. Diese können zum einen hervorgerufen werden, durch den Strom, der die Probe durchfließt und zum anderen durch Übergangswiderstände z.B. durch Temperaturunterschiede zwischen den Potentialabgriffen und der Probe (Halliday und Beevers 1980; Bauschke und Schwalbe 1985; Hartman und Johnson 1987; Sposito 2009).

Um Widerstandsänderungen der Probe durch Temperaturschwankungen im Laborklima zu vermeiden wurde die Probenkammer (Abbildung 4.2) für die Ermüdungsversuche geschlossen und der Innenraum mit aufbereiteter Laborluft von annähernd gleicher Temperatur und Luftfeuchtigkeit kontinuierlich durchströmt. Zudem wurde der eigentlichen Versuchsphase stets eine Warmlaufphase vorgeschaltet, so dass sich das gesamte System bei anliegendem Strom (je nach verwendeter Probengeometrie zwischen 10-35 A) auf die entsprechende Versuchstemperatur erwärmen und sich dadurch ein konstantes Niveau der Potentialsonde einstellen konnte.

### Brückenbildung

In einigen Materialien kommt es während der Rissausbreitung bei gewissen Spannungsverhältnissen zu einem Berühren der Bruchflächen hinter der Risspitze. Diese Kontaktbrücken beeinflussen die Potentialsondenmessung, da sie eine virtuelle Rissverkürzung simulieren bzw. den realen Wert der Rissverlängerung reduzieren (Halliday und Beevers 1980; Riemelmoser et al. 1999; Sposito 2009). Aus diesem Grund wurde für die weitere Auswertung stets der Maximalwert des Potentials pro Zyklus verwendet. Für das Maximum wird angenommen, dass keine Kontaktbrücken vorliegen (Hartman und Johnson 1987; Doremus et al. 2015).

### Rissfrontkrümmung

Das DCPD-Verfahren ist eine integrale Messmethode, Potentialänderungen ergeben sich aufgrund von Flächenänderungen. Die Krümmung der Rissfront wird dementsprechend nicht explizit berücksichtigt und die Annahme, dass die ermittelte Risslänge einen Durchschnittswert darstellt ist mit Vorsicht zu genießen, da es je nach Verlauf der Rissfront zu

einem erheblichen Unterschätzen der wahren Risstiefe kommen kann (Druce und Booth 1980; Halliday und Beevers 1980; Riemelmoser et al. 1999).

#### 4.5.2 Kalibrierung der Gleichstrom-Potentialsonde

Um den gemessenen Potentialwerten eine Risslänge zuordnen zu können, ist eine Kalibrierung bzw. eine funktionale Korrelation notwendig. Im Allgemeinen gilt:

$$a = f(U/U_0, a_k). \quad (4-2)$$

Die theoretischen Ansätze zur Kalibrierung basieren auf der Lösungsfindung für die Laplace-Gleichung (Gleichung (4-3)) innerhalb der Randbedingungen für eine spezielle Probengeometrie. Die partielle Differentialgleichung 2.Ordnung lautet wie folgt:

$$\Delta\Phi = \nabla^2\Phi = 0 \quad (4-3)$$

Hierbei ist  $\Phi$  eine skalare, zweifach stetig differenzierbare (harmonische) Funktion.

Es wird hierbei zunächst angenommen, dass der Strom nur in einer Ebene fließt. Die folgende Betrachtung erfolgt somit zweidimensional und die entsprechenden Rissfronten erstrecken sich über die komplette Probendicke.

Johnson (Johnson 1965) entwickelte mit Hilfe eines komplex konjugierten Funktionenansatzes eine Kalibrierfunktion (Gleichung (4-4)) zwischen den gemessenen Potentialdifferenzen und den entsprechenden Risslängen für eine mittig gekerbte Probe bzw. zwei einseitig gekerbte Proben (siehe Abbildung 4.5). Für diese Lösung der Laplace-Gleichung (Gleichung (4-3)) wird die Kerbe mit der Breite  $2 \cdot a_k$  als infinitesimal hoch angenommen.

$$U(a) \sim \operatorname{arccosh} \left( \frac{\cosh \left( \frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W} \right)}{\cos \left( \frac{\pi \cdot a}{2 \cdot W} \right)} \right) \quad (4-4)$$

Gilbey und Pearson (Gilbey und Pearson 1966) kamen unabhängig von Johnson mit Hilfe der konformen Abbildung in die komplexen Ebene (mit  $z = x + i \cdot y$  und  $K_a = \text{konst.}$ ) zu der gleichen Lösung<sup>2</sup>.

$$U(a) = \Im \left[ K_a \cdot \arccos \left( \frac{\cos \left( \frac{\pi \cdot z}{2 \cdot W} \right)}{\cos \left( \frac{\pi \cdot a}{2 \cdot W} \right)} \right) \right] \quad (4-5)$$

Zur Eliminierung der Proportionalitätskonstante, die die elektrische Leitfähigkeit und geometrische/numerische Faktoren beinhaltet, wurde Gleichung (4-4) auf das Anfangspotential  $U_0$  normiert. Die Gleichung (4-6) lässt sich schließlich nach  $a$  umstellen (Gleichung (4-7)) und wird im Weiteren als Johnson-Formel bezeichnet.

$$\frac{U}{U(a_k)} = \frac{U}{U_0} = \frac{\operatorname{arccosh} \left( \frac{\cosh \left( \frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W} \right)}{\cos \left( \frac{\pi \cdot a}{2 \cdot W} \right)} \right)}{\operatorname{arccosh} \left( \frac{\cosh \left( \frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W} \right)}{\cos \left( \frac{\pi \cdot a_k}{2 \cdot W} \right)} \right)} \quad (4-6)$$

$$a = \frac{2 \cdot W}{\pi} \cdot \arccos \left\{ \frac{\cosh \left( \frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W} \right)}{\cosh \left[ \frac{U}{U_0} \cdot \operatorname{arccosh} \left( \frac{\cosh \left( \frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W} \right)}{\cos \left( \frac{\pi \cdot a_k}{2 \cdot W} \right)} \right) \right]} \right\} \quad (4-7)$$

Der nichtlineare Zusammenhang zwischen der Potentialänderung und der Risslänge der Gleichung (4-6) bzw. (4-7) ist in Abbildung 4.6 dargestellt. Es ist zu erkennen, dass das Auflösungsvermögen der Johnson-Formel mit zunehmender Risslänge steigt, da für die gleiche Zunahme des normierten Potentials  $U/U_0$  immer kleinere Rissinkremente  $\Delta a$  aufgelöst werden können.

<sup>2</sup> Transformation durch  $i \cdot \arccos(z) = \operatorname{arccosh}(z)$  und  $\cos(z) = \cosh(i \cdot z)$ .

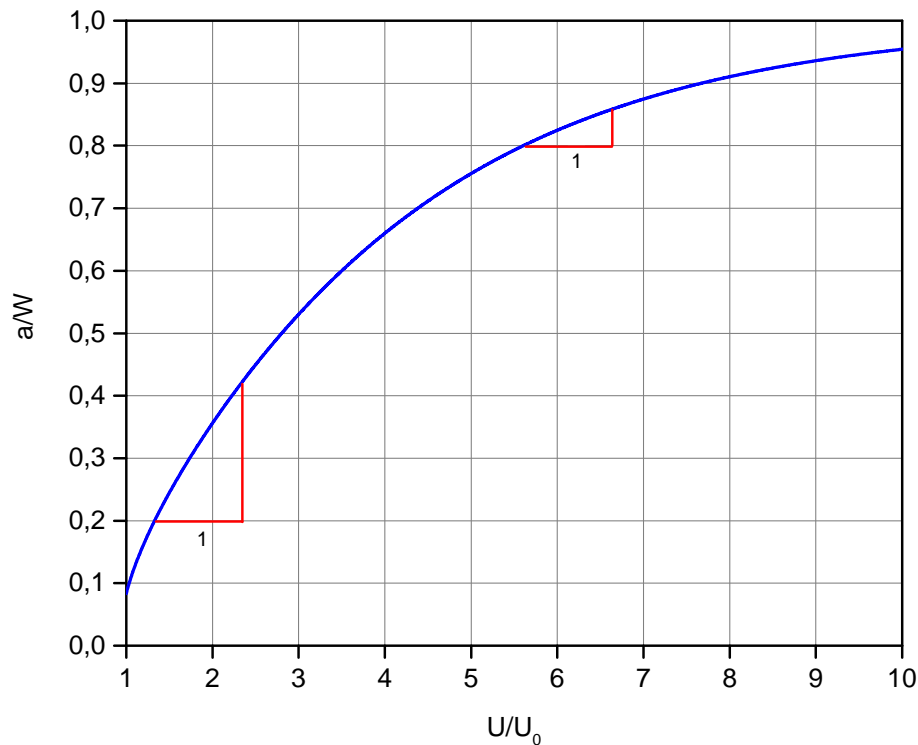


Abbildung 4.6 - Auflösungsvermögen der Johnson-Funktion (vgl. (Bär 1992))

Weitere analytische Lösungen für die Laplace-Gleichung (Gleichung (4-3)) wurden von Knott und Mitarbeitern ebenfalls mit dem Verfahren der konformen Abbildung für einseitig gekerbte Proben (V-Kerbe, halbkreisförmige Kerbe und halbelliptische Kerbe) bestimmt (Clark und Knott 1975; Knott 1980).

Ansätze für die Kalibrierung dreidimensionaler Rissausbreitung finden sich sowohl bei Soboyejo et al. (Soboyejo et al. 1990), als auch bei Hicks und Pickard (Hicks und Pickard 1982) für einen halbkreisförmigen Anriss. Die ersten umfassenden Zusammenhänge für eine Kalibrierung von Oberflächenrissen in Form von Semiellipsoiden leitete Gangloff (Gangloff 1981) her.

Neben der theoretischen Kalibrierung existieren diverse experimentelle Varianten, um die Potentialdifferenzen mit Risslängen zu korrelieren. Auf der experimentellen Seite gibt es zwei unterschiedliche Herangehensweisen. Einerseits kann man den Rissfortschritt künstlich vorantreiben, indem z.B. den Potentialabfall an einer dünnen, metallenen Folie misst und hierbei den „Riss“ mit einem Skalpell immer weiter in die Probe hineinschneidet oder bei einer kompakteren Probe hineinsägt (Ritchie und Bathe 1979; Halliday und Beevers 1980; Schwalbe und Hellmann 1981; Hicks und Pickard 1982). Ein weiteres Verfahren des künstlichen Rissfortschritts entwickelte Knott (Knott 1980; Soboyejo et al. 1990), indem er den Probenkörper durch ein stromdurchflossenes Elektrolyt-Bad nachstellte. Zur Simulation des Rissfortschritts wurde in dieses Bad ein nichtleitendes Plexiglasstück in der zu untersuchenden Rissform eingetaucht und der dadurch erwirkte Potentialunterschied gemessen. Andererseits

lässt sich der natürliche Rissfortschritt nach einer definierten Anzahl von Schwingspielen auf der Bruchfläche markieren. Dies kann entweder durch Anlassen der Probe erfolgen oder aber durch einen gezielten Lastwechsel, wie dem Einbringen von einzelnen Überlasten oder dem Ändern des Spannungsverhältnisses (Ritchie und Bathe 1979; Halliday und Beevers 1980; Hicks und Pickard 1982).

Darüber hinaus lässt sich der Zusammenhang zwischen der Potentialänderung und der Risslänge auch in einem numerischen Verfahren herleiten und zwar mit der Finite-Elemente-Methode. Diese Methode bietet den Vorteil, dass sie – in Abhängigkeit der Komplexität des Modells/der Probe und der Rechenleistung des Computers – sehr schnell durchführbar ist und zudem jedwede Variation der Riss- oder Probengeometrie ad hoc zulässt.

Zur Kalibrierung der Johnson-Formel auf die in der vorliegenden Arbeit verwendete Probenkonfiguration und den verwendeten Werkstoff EN AW 7475-T761 wurde sowohl ein experimentelles Verfahren, als auch die FE-Methode verwendet.

Experimentell wurden die Wertepaare der Risslänge und der Potentialsonde mit periodischen Überlasten ermittelt. Die Überlasten verursachen bei sonst konstanter Belastung einzelne, markante Schwingstreifen auf der Bruchfläche (grüne Linien in Abbildung 4.7). Zur Bestimmung der mittleren Risslänge bis zum jeweiligen Überlast-Schwingstreifen wurde die Rissfläche bis zum Überlast-Schwingstreifen durch die Probendicke  $B$  dividiert. Die Anpassung der Johnson-Formel erfolgte über den Abgriffabstand und ergab  $y_0 = 2,37$  mm (siehe Abbildung 4.8).

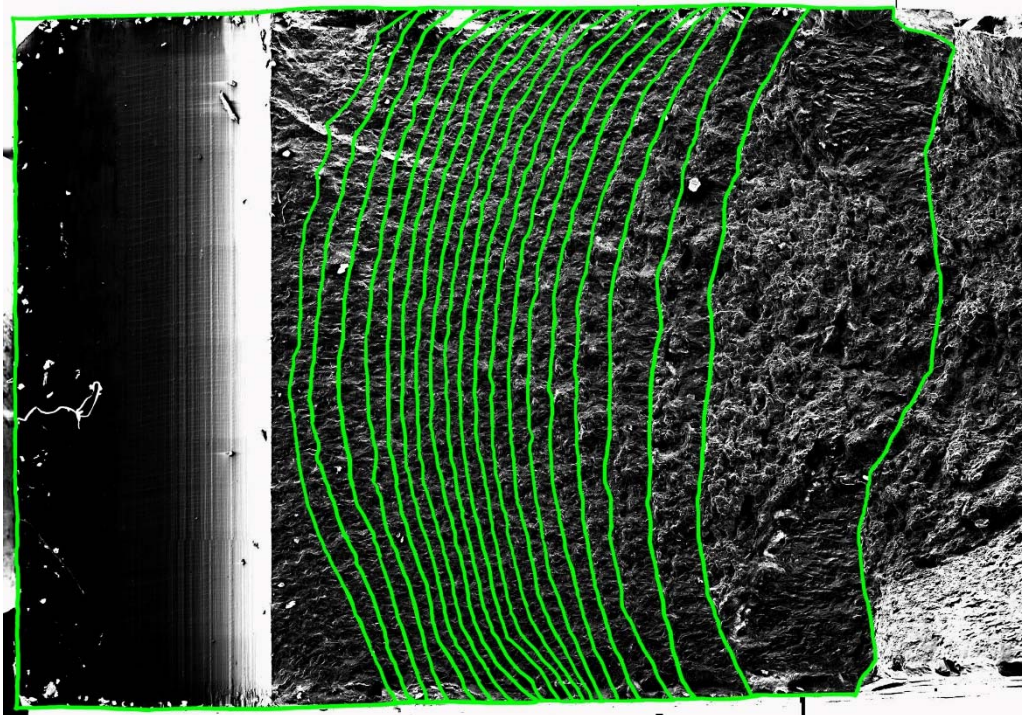


Abbildung 4.7 - Bruchfläche mit Überlast-Schwingstreifen



In einer FE-Analyse der gleichen Probengeometrie wurde ein Riss mit kerbparalleler Rissfront modelliert. Der Riss wurde ohne außen anliegende Spannung verlängert und die zugehörige Potentialdifferenz bestimmt. Die Anpassung der Johnson-Formel an die Ergebnisse ergab den gleichen Abgriffabstand wie in der experimentellen Anpassung von  $y_0 = 2,37$  mm (siehe Abbildung 4.8).

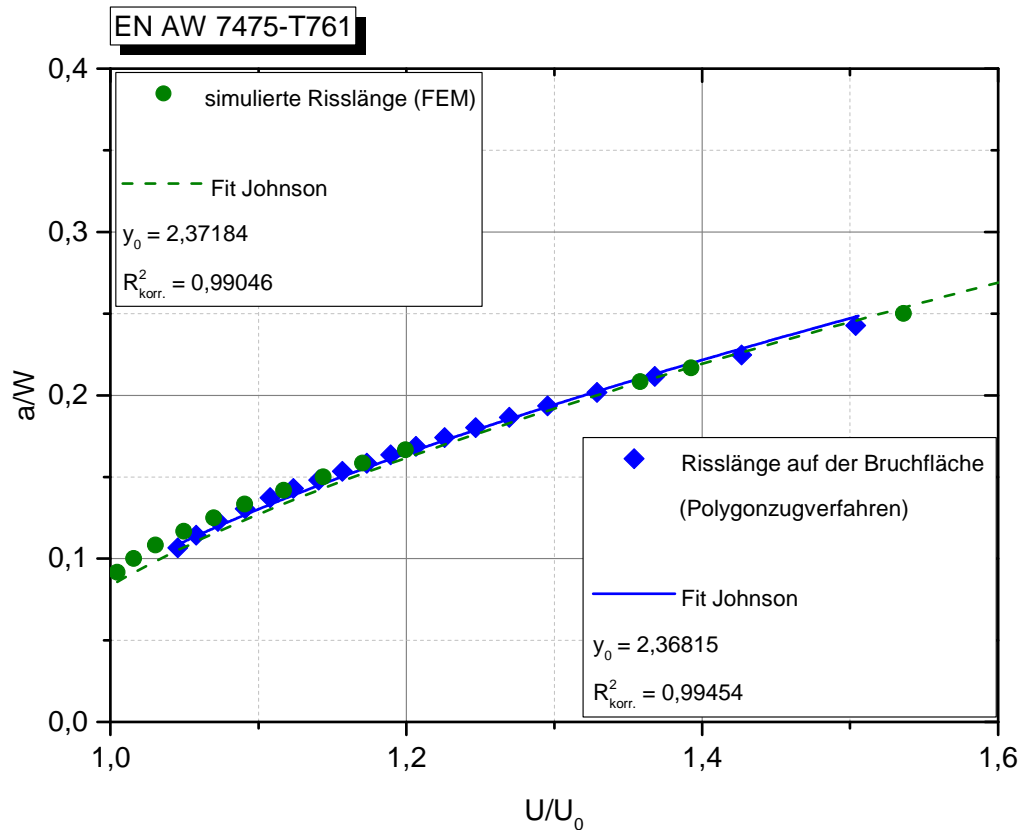


Abbildung 4.8 - Kalibrierung der Potentialsonde

Die Tatsache, dass die (rein elastische) FE-Analyse das gleiche Ergebnis wie die experimentelle Bestimmung für den Abgriffabstand  $y_0$  lieferte, stützt das Argument, dass die plastische Deformation einen zu vernachlässigen Anteil an der gesamten Änderung des Potentials während der Rissausbreitung hat.

### 4.6 Rauschen, Datenreduktion/-glättung und die Rissfortschrittsrate

Einen großen Einfluss auf die Güte der Potentialsondendaten hat das Signal/Rauschverhältnis. Das Rauschen des verwendeten Messsystems (siehe Abbildung 4.2 und Abbildung 4.3) setzt sich prinzipiell aus mehreren Anteilen zusammen bzw. es überlagern sich mehrere Rauschphänomene.

Zum einen bewegen sich die freien Ladungsträger in einem Leiter als Folge ihrer thermischen Energie. Es entsteht eine statistisch schwankende Aufladung der Enden eines solchen Leiters und damit eine elektrische Spannung. Dieses Phänomen wird als thermisches Rauschen oder Johnson-Nyquist-Rauschen bezeichnet und ist abhängig von der absoluten Temperatur. Zum anderen ist der elektrische Stromfluss die Summe der Bewegung einzelner Ladungsträger, die Potentialbarrieren nicht gleichmäßig überwinden. Dieser Vorgang unterliegt einem stochastischen Prozess und wird als Schrotrauschen bezeichnet (Bittel und Storm 1971; Müller 1979).

Daneben kann die Wechselwirkung kurzer Risse mit mikrostrukturellen Barrieren ebenso zu Schwankungen im Potentialsondensignal führen (Krupp und Alvarez-Armas 2014). Man steht also vor der Herausforderung das Messsignal zu optimieren, ohne dabei relevante Details der Rissausbreitung zu unterdrücken (Donnelly und Nelson 2002).

Es lassen sich zwei Arten von Maßnahmen zur Verbesserung der Signalqualität unterscheiden. Die primären Maßnahmen, wie die Erhöhung der Integrationszeit, die Verwendung hochwertiger Komponenten oder Mehrfachmessungen, haben zum Ziel, das Signal/Rauschverhältnis schon während der Messung zu optimieren und wurden für die nachfolgenden Messungen implementiert. Die sekundären Maßnahmen setzen danach an. Der generierte, rauschbehaftete Datensatz wird nachträglich mittels geeigneter Filteralgorithmen bearbeitet, um den Anteil des störenden Rauschens zu reduzieren. Dieser Vorgang wird auch Glättung genannt (Nalpanidis 2009).

In letzter Konsequenz werden die Potentialsondendaten über die Umwandlung in Risslängen dafür benötigt, Rissfortschrittsraten  $da/dN$  zu erhalten, mit denen sich Lebensdauerberechnung vornehmen lassen. Auch bei dieser Umrechnung können Methoden gewählt werden, die eine gleichzeitige Filterung der Messwerte bewirken.

Es existieren diverse Verfahren, um aus Risslängen-Zyklen-Daten ( $a$ - $N$ -Kurven) Rissfortschrittsraten zu bestimmen, auch wenn der ASTM Standard (ASTM E647) eigentlich nur zwei Verfahren zulässt; die Sekantenmethode und die inkrementelle Polynommethode (7-Punkte-Polynomfit). Die erst genannte Methode hat ihren Ursprung in der optischen Risslängenbestimmung mit den entsprechenden Unterbrechungen des Ermüdungsversuchs und ist denkbar ungeeignet für Datensätze, die kontinuierlich aufgezeichnet wurden. Sie überträgt die Potentialschwankungen in die Rissfortschrittsrate, wodurch sich auch negative Rissfortschrittsraten ergeben können. Zudem findet sich bei Donnelly und Nelson (Donnelly

und Nelson 2002) der Hinweis, dass für Rissfortschrittsraten, die sich dem Wert null nähern, die Messunsicherheit und nicht die eigentliche Rissausbreitung dominiert. Bei der zweiten Methode wird eine Regression eines Polynoms zweiter Ordnung an sieben aufeinander folgende Punkte durchgeführt und die Steigung der Anpassung dem mittleren Punkt zugeordnet. Dies wird für die folgenden Punkte wiederholt. Ostergaard et al. (Ostergaard et al. 1979) konnten zeigen, dass das zweite Verfahren in einigen Fällen noch mehr Fehler in der Rissfortschrittsrate produziert als die einfache Sekantenmethode.

Um die Methoden des ASTM Standards anwenden zu können, wurden aufgrund der Schwankungen in den  $a$ - $N$ -Kurven verschiedene Datenreduktionsverfahren entwickelt, bei denen stets die Gefahr besteht, wichtige Effekte auszublenden. Einige Forscher gingen dazu über, für die Datenreduktion kein Schwingspielintervall, sondern ein Risslängenintervall zu nutzen. Benedictus-de Vries et al. (Benedictus-de Vries et al. 2004) konnten hierzu aber den Beweis liefern, dass dies zwangsläufig zu mathematischen Fehlern führt, die dafür sorgen, dass die reduzierte  $a$ - $N$ -Kurve im Vergleich zum ursprünglichen Trend verschoben und gekippt ist.

Neben den inkrementellen Methoden gibt es auch die Möglichkeit geschlossene Funktionen oder Splines an die  $a$ - $N$ -Kurven anzupassen und diese zur Ermittlung der Rissfortschrittsrate zu differenzieren (vgl. (Austen 1980; Kendall und King 1988; Mohanty et al. 2010)).

Aufgrund der eben beschriebenen, nachteiligen Aspekte bei der Verarbeitung der Potentialsondenrohdaten zur Bestimmung der Rissfortschrittsrate wurde das folgende Vorgehen gewählt. Mit dem Begriff des Potentialwertes bzw. der Größe  $U$  ist stets der maximale Potentialmesswert pro Zyklus gemeint (vgl. Spitzenwertspeicherung im Abschnitt 4.3):

Die Potentialsondendaten ( $U/U_0$ - $N$ -Kurven) wurden zuerst mit dem sogenannten LOESS-Algorithmus geglättet. Cleveland (Cleveland 1979) entwickelte diese Glättungsmethode, die auf einer robusten, lokal gewichteten Regression (robust locally weighted regression, LOESS) basiert, für Streudiagramme. Übertragen auf die  $U/U_0$ - $N$ -Kurven bedeutet dies, dass mit einer tri kubischen Funktion für einen zentralen Zyklus  $N_i$  und die angrenzenden Zyklen innerhalb eines definierten Bereichs (je nach Größe des Datensatzes zwischen 5 % bis 20 % der gesamten Zyklen) Wichtungen ermittelt werden. Je dichter die benachbarten Punkte an  $N_i$  liegen, desto höher war ihre Wichtung und umgekehrt. Daraufhin wird eine gewichtete Regression mit der Methode der kleinsten Fehlerquadrate mit einem Polynom zweiter Ordnung innerhalb dieses Bereichs durchgeführt. Dies ergibt an der Stelle  $N_i$  einen neuen Datenpunkt mit geglättetem Potentialwert. Danach wird mit dem nächsten Punkt  $N_{i+1}$  in gleicher Weise fortgefahren. Dass der LOESS-Algorithmus keine geschlossene Funktion generiert, stellt keinen Nachteil für die Auswertung dar.

Es sei darauf hingewiesen, dass für die inkrementelle Regression an Rissausbreitungsdaten nur Polynome zweiter Ordnung in Frage kommen. Polynome erster

Ordnung führen zu einer starken Überschätzung der Rissfortschrittsrate und Polynome dritter oder höherer Ordnung erzeugen durch ihre Wendepunkte zusätzliche Abweichungen (Benedictus-de Vries et al. 2004).

Die so erhaltene „ $a$ - $N$ -Kurve“ wurde anschließend differenziert, um die Rissfortschrittsrate  $da/dN$  über die Lebensdauer  $N$  zu erhalten.

In Abbildung 4.9 und 4.10 wurden die Sekantenmethode des ASTM Standards und die vorgeschlagene LOESS-Methode auf den gleichen Potentialsondendatensatz angewandt.

Es ist bekannt, dass die Anwendung der Sekantenmethode auf einen Datensatz, der zu jedem Zyklus einen mit Rauschen behafteten Wert aufweist, ungeeignet ist. Die Sekantenmethode setzt nämlich Rissausbreitungsdaten voraus, bei denen der jeweils folgende Messpunkt mindestens einen gleich hohen Wert wie der vorangegangene aufweist, da sich sonst negative Rissgeschwindigkeiten ergeben. In Abbildung 4.9 ist deshalb zu sehen, dass die Sekantenmethode erst einmal für den ausgewählten Bereich lediglich eine Aussage über die abnehmende Streuung bei zunehmender Risslänge zulässt.

Ziel der Gegenüberstellung ist es, dahingehend zu sensibilisieren, dass neben der Wahl einer den Messdaten entsprechenden Bestimmungsmethode die Skalierung der Achsen einen erheblichen Einfluss auf die Bewertung der Rissfortschrittsrate ausübt. So zeigt Abbildung 4.10, dass die übliche logarithmische Auftragung der Rissfortschrittsrate  $da/dN$  für die Sekantenmethode einen Trend erzeugt, der darauf beruht, dass die negativen Werte verworfen werden. Hingegen liefert die LOESS-Methode erst in der einfach logarithmischen Darstellung in Abbildung 4.10 einen sehr differenzierten Kurvenverlauf.

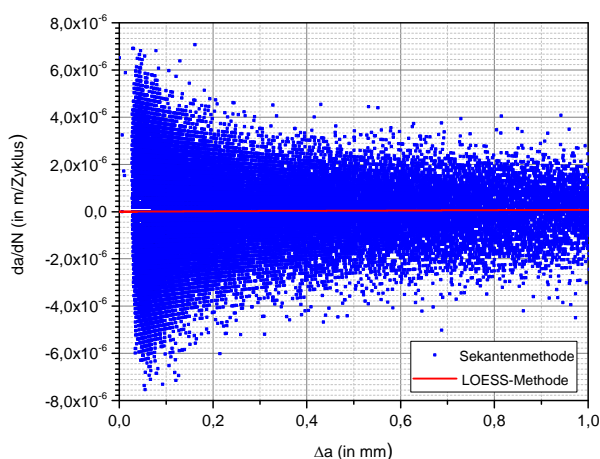


Abbildung 4.9 -  $da/dN$  über  $a$  (lineare Auftragung)

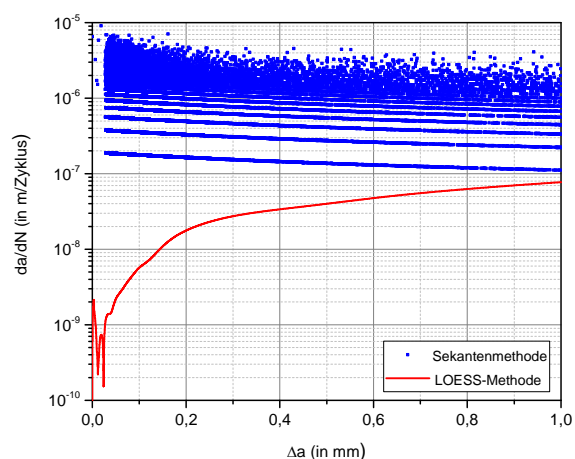


Abbildung 4.10 -  $da/dN$  über  $a$  (einfach logarithmische Auftragung)

## 5 Ergebnisse

### 5.1 Quantitative Analyse der Kerbe mittels FEM

Für die in der vorliegenden Arbeit verwendeten Proben- bzw. Kerbgeometrien wurden die entsprechenden Kerbfaktoren mit der Finite-Elemente-Methode (ANSYS Workbench 16) unter Berücksichtigung der realen Werkstoffparameter berechnet. Die berechneten Kerbfaktoren sind in Tabelle 5.1 den analytischen Lösungen von Nisitani und Bowie/Fresse, als auch den empirischen Lösungen von Peterson, Baratta/Neil und Dubbel gegenübergestellt. Die empirischen Berechnungsformeln finden sich im Anhang 2.

Tabelle 5.1 - Linear elastische Kerbfaktoren

Proben- geometrie	Kerbradius $\rho$ (in mm)	Kerbtiefe $a_k$ (in mm)	Statischer, linear elastischer Kerbfaktor $K_{t,brutto}$					
			FEM	Peterson	Baratta / Neil	Dubbel	Nisitani	Bowie / Fresse
SEN	0,5	1,0	<b>3,82</b>	3,98	3,95	4,09	3,997	3,996
	0,5	2,0	<b>5,17</b>	5,28	5,27	5,57	5,344	5,338
	0,5	3,0	<b>6,26</b>	6,27	6,27	6,73	-	-
CCT	1,975	1,975	<b>2,99</b>	3,00	-	-	-	-
Uhrglas	-	-	<b>1,13</b>	1,13	-	-	-	-

Mit den berechneten Kerbfaktoren lassen sich Aussagen über die maximale Spannung im Kerbgrund und folglich auch über tendenzielle Verhältnisse der Lebensdauern treffen. Für Rissfortschrittsrechnung im kernnahen Bereich ist jedoch der entsprechende Spannungsgradient, der sich aus der Spannungskomponente  $\sigma_{yy}(x)$  ergibt, von größerer Bedeutung, da bisher angenommen wird, dass kurze Risse im Kerbspannungsfeld diesem Gradienten unterliegen.

Die Spannungskomponente  $\sigma_{yy}(x)$  vor der Kerbwurzel, deren Ausgangspunkt der Maximalwert der Spannung im Kerbgrund ist, wurde ebenfalls mittels der Finite-Elemente-Methode für die SEN-Proben mit den unterschiedlich tiefen Kerben (vgl. Abbildung 4.1) ermittelt. In Abbildung 5.1 und 5.2 sind den FEM-Ergebnissen der eigenen Ermittlung der Spannungskomponente  $\sigma_{yy}(x)$  sieben in der Literatur existenten Spannungsgradienten für kreisförmige, elliptische und U-förmige Kerben gegenübergestellt (die zugehörigen Formeln befinden sich im Anhang 3).

Die Vergleichsgradienten aus der Literatur lassen sich in zwei Gruppen einteilen. In die erste Gruppe fallen die analytischen Ansätze, die die Lösungen für die Spannungsverteilung

vor der Rissspitze auf die Randbedingung einer nicht unendlich scharfen Spitze, hier die Kerbwurzel, übertragen haben und in der zweite Gruppe finden sich die empirischen Ansätze, die an experimentelle oder numerische Ergebnisse angepasst wurden.

Creager und Paris (Creager und Paris 1967) entwickelten aus Irwins Lösung für die Spannungsverteilung vor der Rissspitze eine Lösung für eine Kerbe mit einem Kerbradius  $\rho$  größer null. Die Variante die Usami (Usami 1987) wählte, um bei der Untersuchung der Ermüdungsfestigkeit eine Aussage darüber treffen zu können, ob gewisse Risse im Kerbspannungsfeld sich weiter ausbreiten oder verzögert und schließlich gestoppt werden, basiert auf einer analytischen Lösung für eine Platte mit einem Loch. Glinka und Newport (Glinka und Newport 1987) erkannten, dass der von Creager und Paris entwickelte Ausdruck zutreffend ist für scharfe Kerben ( $K_t > 4,5$ ), für stumpfe Kerben ( $K_t \leq 4,5$ ) hingegen liefert der Mittelwert aus den Gleichungen von Creager-Paris und Usami bessere Ergebnisse. Kujawski (Kujawski 1991) ergänzte den Ausdruck von Glinka und Newport noch um einen Korrekturterm  $f$ , der den Verlauf der Kerbspannung für Entfernungen von mehr als  $0,2 \cdot \rho$  vor der Kerbspitze optimierte. Der Spannungsgradient nach Neuber als auch der Gradient nach Chen und Pan sind rein empirische Näherungsausdrücke (Shin et al. 1994). Und auch Sähn und Göldner (Sähn 1993) passten einen eigenen Funktionsansatz an umfassende FEM-Ergebnisse an.

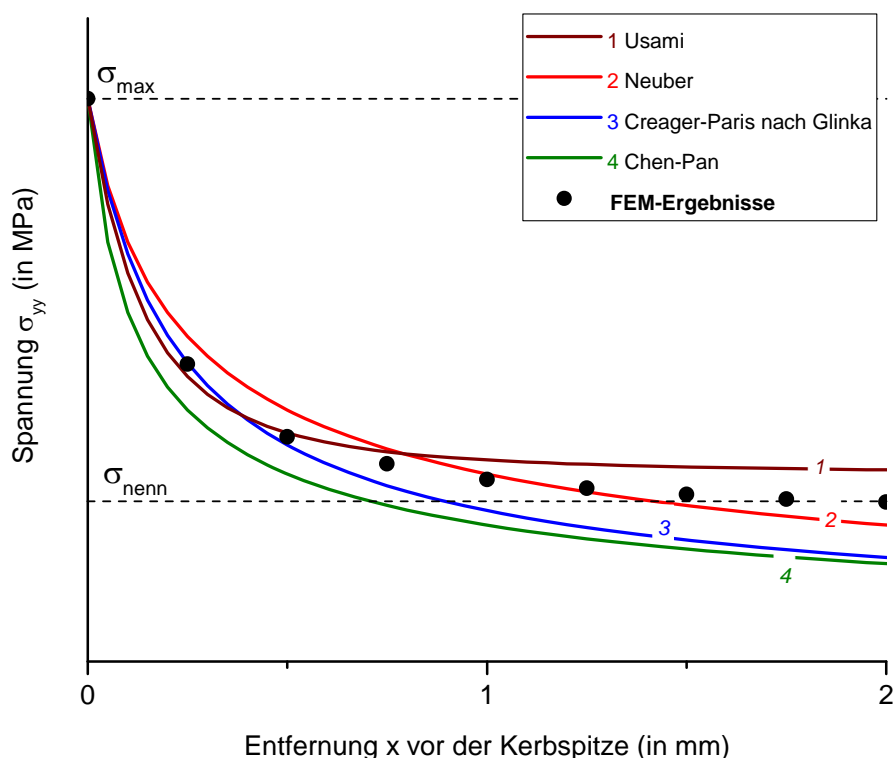


Abbildung 5.1 - Spannungsgradient vor der Kerbwurzel I

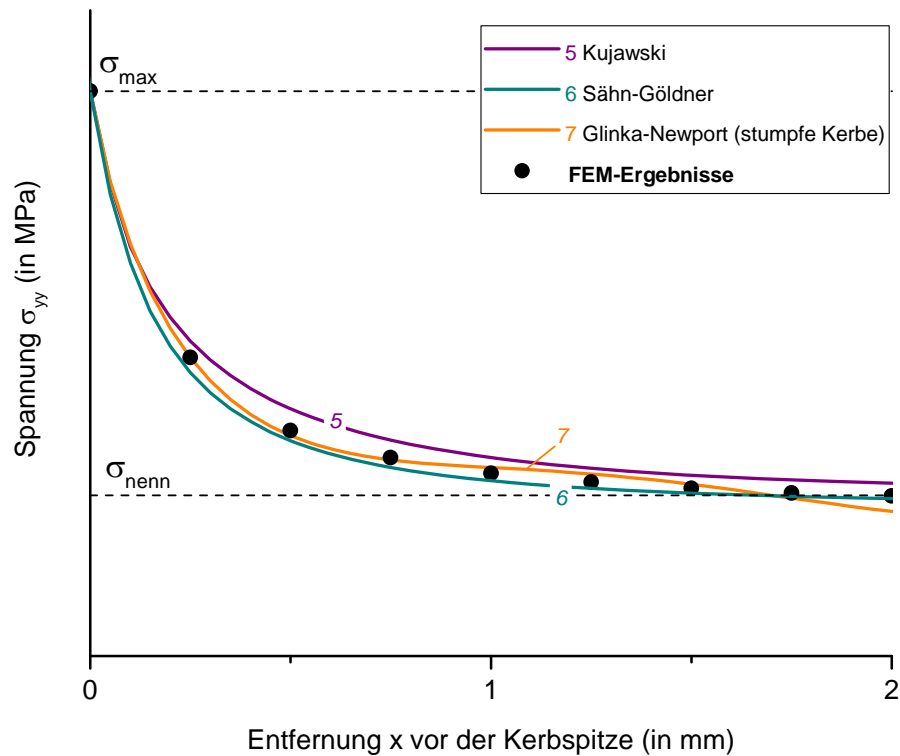


Abbildung 5.2 - Spannungsgradient vor der Kerbwurzel II

Bei allen vorgestellten Ansätzen ist der Spannungsverlauf  $\sigma_{yy}$  abhängig von der maximalen Spannung  $\sigma_{max}$  im Kerbgrund und dem Kerbradius  $\rho$  und gilt für eine belastete, aber ungeschädigte Probe. Der sich ausbreitende Riss wurde bei den Betrachtungen nicht berücksichtigt!

Die vorgestellten Varianten der mathematischen Beschreibung des Kerbspannungsabfalls in Form des Spannungsgradienten gelten für den Bereich  $\sigma_{yy}(x) \geq \sigma_{nenn}$ .

In Abbildung 5.2 ist gut zu erkennen, dass von den sieben ausgewählten Ansätzen, die Varianten von Sähn-Göldner und von Glinka-Newport für den Spannungsabfall von der maximalen Spannung  $\sigma_{max}$  bis auf das Niveau der Nennspannung  $\sigma_{nenn}$  die beste Beschreibung liefern. Dennoch unterschätzt der Ansatz nach Sähn/Göldner die FEM-Ergebnisse leicht und der Verlauf der Funktion nach Glinka/Newport schwingt ab dem vierten Messwert um die Ergebnisse herum.

Deshalb wurde ein weiterer Ansatz zur exakten Beschreibung der FEM-Ergebnisse eingeführt. Die Grundlage bildet hier ein Exponentialansatz mit zwei Parametern, der die beiden Randbedingungen  $\sigma_{max}$  und  $\sigma_{nenn}$  (Gleichung (5-1)) erfüllt. Die beiden Anpassungsparameter  $\zeta$  und  $\xi$  (Gleichung (5-2) und (5-3)) sind abhängig von der außenanliegenden Nennspannung  $\sigma_{nenn}$  und wurden anhand einer Vielzahl von FEM-Ergebnissen gerade für den Bereich der Zeitfestigkeit funktional beschrieben. Die entsprechenden Funktionen befinden sich im Anhang 4. Ein Vergleich mit den

Kurvenverläufen von Sähn-Göldner und Glinka-Newport in Abbildung 5.3 demonstriert, dass für weitere Untersuchungen der 2-Parameter-Exponential-Fit vorzuziehen ist.

$$\sigma_{yy}(x, \sigma_{nenn}) = (\sigma_{nenn} \cdot K_{t,brutto} - \sigma_{nenn}) \cdot e^{(-\zeta \cdot x^\xi)} + \sigma_{nenn} \quad (5-1)$$

$$\zeta(\sigma_{nenn}) = c_1 \cdot \sigma_{nenn}^2 + c_2 \quad (5-2)$$

$$\xi(\sigma_{nenn}) = d_1 \cdot \sigma_{nenn}^4 + d_2 \quad (5-3)$$

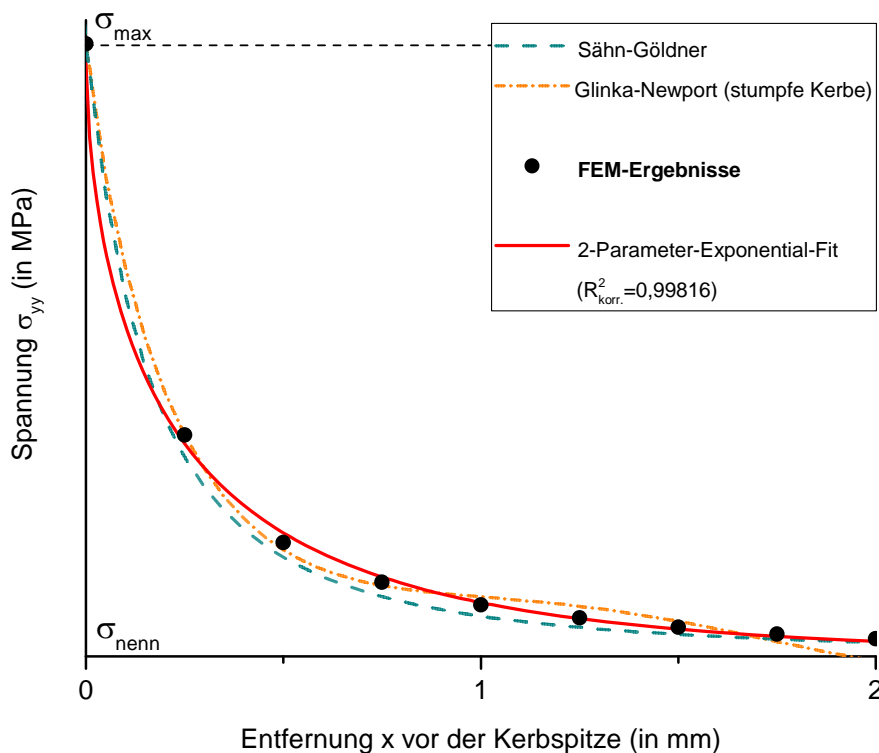


Abbildung 5.3 - 2-Parameter-Exponential-Fit für den Spannungsverlauf vor der Kerbwurzel

Schijve (Schijve 1980) machte darauf aufmerksam, dass der Spannungsverteilung entlang der Kerbkürmung bisher kaum Beachtung geschenkt wurde, wobei gerade der Spannungsgradient in  $y$ -Richtung Auskunft über das zu berücksichtigende Volumen für die Rissinitiierung gibt. Vor dem Hintergrund der Frage nach den potentiellen Rissinitiierungsstellen sind häufig zwei Aussagen anzutreffen:

1. Ermüdungsrisse starten an der Materialoberfläche,
2. Ermüdungsrisse starten gewöhnlich an unterschiedlichen Arten von Einschlüssen.

Beide Aussagen hängen vom Werkstoff und seiner Oberflächenbeschaffenheit ab. Wenn nun Risse an der freien Materialoberfläche oder an Einschlüssen dicht an der



Materialoberfläche beginnen, bestimmt die am höchsten belastete Fläche im Kerbgrund den Ort der Rissinitiierung. Da der Spannungsgradient aber zugleich ins Material hineinreicht, sollte die Betrachtung auf ein Volumen erweitert werden.

Aus diesem Grund wurde zusätzlich die Spannungsverteilung in der Probenmitte (bezogen auf die Probendicke  $B$ ) in der  $x$ - $y$ -Ebene (siehe Abbildung 5.22) untersucht. Um die drei unterschiedlichen Kerbtiefen  $a_k$  unabhängig von der außen anliegenden Nennspannung  $\sigma_{nenn}$  miteinander vergleichen zu können, wurde die Darstellung der rein elastischen Spannungsverteilung in den Verlauf des linear elastischen Kerbfaktors transformiert. Dabei wurden für die drei Kerbtiefen die Skalen auf 8 Bereiche von  $K_{t,brutto} \geq 3,4$  bis  $K_{t,brutto} \leq 1,0$  normiert, wobei die Probe mit einer Kerbtiefe  $a_k = 1$  mm die Vergleichsbasis bildete (Abbildung 5.4 bis 5.6).

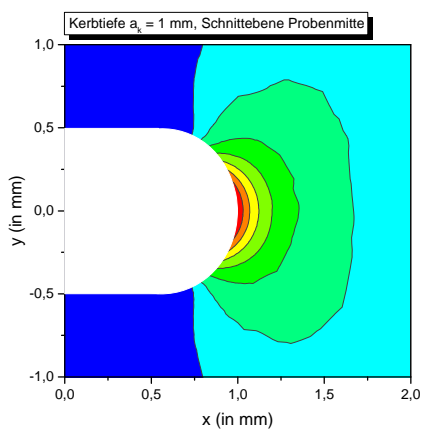


Abbildung 5.4 - Kerbfaktorverlauf  $x$ - $y$ -Ebene,  $a_k = 1$  mm

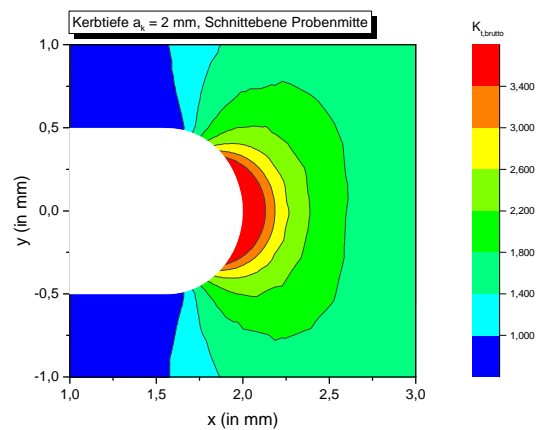


Abbildung 5.5 - Kerbfaktorverlauf  $x$ - $y$ -Ebene,  $a_k = 2$  mm

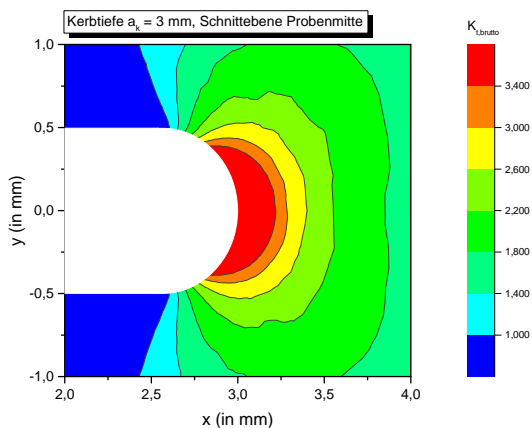


Abbildung 5.6 - Kerbfaktorverlauf  $x$ - $y$ -Ebene,  $a_k = 3$  mm

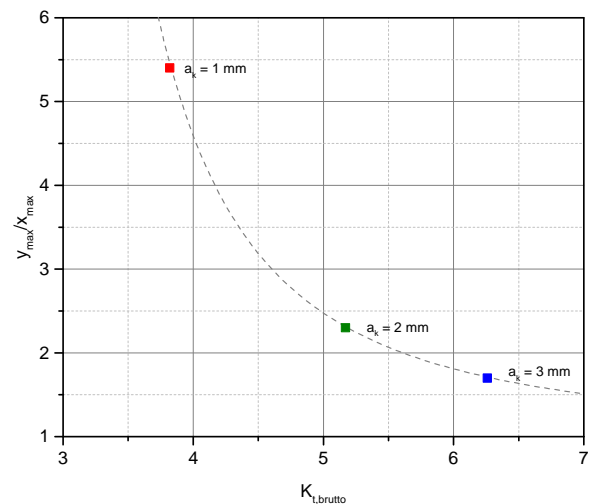


Abbildung 5.7 - Max. Ausdehnung in Abhängigkeit von  $K_t$  bei  $\sigma_{nenn} = \text{const.}$

Es wurde vereinfachend angenommen, dass sich die Flächen über die Probendicke  $B$  nicht ändern, so dass eine Reduzierung von einem Volumenvergleich zu einem Flächenvergleich in der gleichen Schnittebene zulässig erscheint.

Ein Vergleich der roten Flächen macht deutlich, dass bei gleicher außen anliegender Spannung  $\sigma_{nenn}$  die rote Fläche als höchst belasteter Bereich ( $K_{t,brutto} \geq 3,4$ ) mit zunehmender Kerbtiefe  $a_k$  nichtlinear wächst. In Tabelle 5.2 sind die absoluten Flächenwerte aufgeführt, welche im Prinzip Spannungsintegralwerte darstellen.

Tabelle 5.2 - Fläche  $K_t \geq 3,4$  bei  $\sigma_{nenn} = const.$

	Kerbtiefe $a_k$ (in mm)		
	1	2	3
Fläche (in mm <sup>2</sup> )	0,008	0,072	0,160
$x_{max}$ (in mm)	0,031	0,132	0,218
$y_{max}$ (in mm)	0,167	0,308	0,370
$y_{max}/x_{max}$	5,4	2,3	1,7

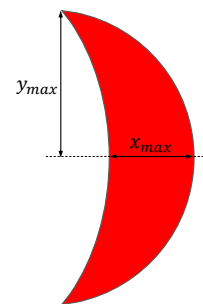


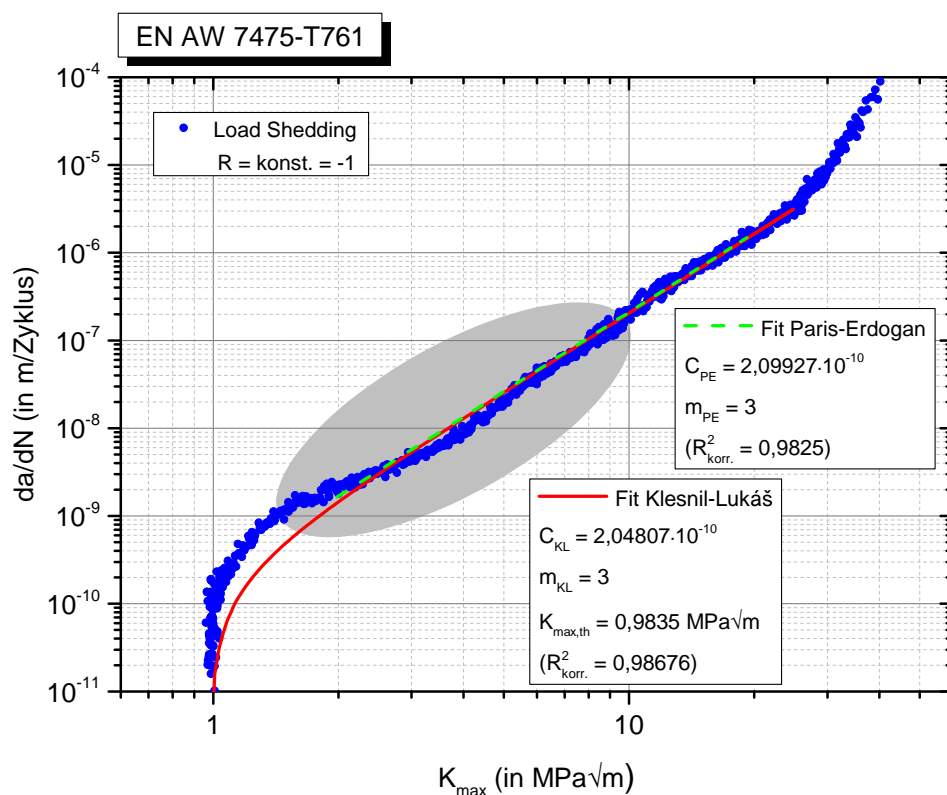
Abbildung 5.8 - Maße der maximalen Ausdehnung

Abbildung 5.7 zeigt, dass mit ansteigendem Kerbfaktor  $K_t$  das Verhältnis  $y_{max}/x_{max}$  abnimmt, was bedeutet, dass die Zunahme der Ausdehnung in  $x$ -Richtung größer ist als  $y$ -Richtung (siehe Tabelle 5.2). Das höchst belastete Volumen dehnt sich also mit zunehmender Kerbtiefe primär in die Tiefenrichtung aus.

Vor dem Hintergrund des Spannungsintegralkonzepts ist das höchst belastete Volumen bzw. die höchst belastete Fläche (in Bezug auf die Innenfläche des Kerbgrundes) ein Maß für die Wahrscheinlichkeit der Bildung von Rissen. Bei gleicher Nennspannung vergrößert sich bei zunehmender Kerbtiefe somit die Fläche, auf der mit hoher Wahrscheinlichkeit Anrisse entstehen. Die Anrisslebensdauer und damit die Gesamtlebensdauer wird folglich nicht allein durch die Maximalspannung an der Kerbwurzel bestimmt, sondern vielmehr durch die höchst belastete Fläche, da sie den Ort für die Bildung ausbreitungsfähiger Oberflächenrisse darstellt.

5.2 Rissausbreitungskurve für  $R = -1$ 

Mit dem spannungsintensitätsgeregelten Lastabsenkungsverfahren (Load Shedding) wurde die Rissausbreitungskurve für das Spannungsverhältnis  $R = -1$  aufgenommen. Die Kurve in Abbildung 5.9 setzt sich aus mehreren Experimenten zusammen. Es wurde in Abbildung 5.9 die Darstellungsform der Rissfortschrittsrate  $da/dN$  über den maximalen Spannungsintensitätsfaktor  $K_{max}$  gewählt. Für  $R = -1$  kommt es bei einer Auftragung der Rissfortschrittsrate über die  $\Delta K$ -Werte wegen  $\Delta K = K_{max} - K_{min} = 2 \cdot K_{max}$  zu einer bloßen Verdoppelung der  $K_{max}$ -Werte.

Abbildung 5.9 - Load-Shedding-Kurve bei  $R = -1$ 

Steinbock leitete aus den Ergebnissen von Load-Shedding-Experimenten und alternativen Schwellenwertmessungen den funktionalen Zusammenhang in Gleichung (5-4) her (Steinbock 2008; Steinbock und Gudladt 2011). Aus der Gleichung (5-4) geht hervor, dass  $K_{max,th}$  für negative Spannungsverhältnisse  $R$  vom kritischen maximalen Spannungsintensitätsfaktor  $K_{max,th,krit}$  dominiert wird und dass für  $R \rightarrow -\infty$  schließlich  $K_{max,th} = K_{max,th,krit}$  gilt. Die Größe  $K_{max,th,krit}$  ist abhängig von der Mikrostruktur und der Steifigkeit eines Werkstoffes. Der kritische zyklische Schwellenwert  $\Delta K_{th,krit}$  steht im Zusammenhang mit der notwendigen Energie, um Versetzungsbewegungen zu initiieren. Versetzungsbewegungen lassen sich mathematisch über Linienspannungen herleiten, die funktional mit dem Schubmodul und

dem Burgersvektor als kleinstmöglichstes Rissinkrement zusammenhängen.  $\Delta K_{th,krit}$  ist demnach ein Maß für die zyklische Belastung, die notwendig ist, um Ermüdungsrissausbreitung überhaupt zu ermöglichen.

$$K_{max,th}(R) = K_{max,th,krit} + \frac{\Delta K_{th,krit}}{1 - R} \quad (5-4)$$

Mit nur zwei Experimenten (Load-Shedding und alternative Schwellenwertmessung) ist man nunmehr in der Lage, Schwellenwerte für verschiedene Spannungsverhältnisse zu berechnen. Für die untersuchte Aluminiumknetlegierung EN AW 7475-T761 ermittelte Brucksch die in Tabelle 5.3 angegebenen Werte (Brucksch 2009).

Tabelle 5.3 - Schwellenwerte

EN AW 7475-T761	
$K_{max,th,krit}$	0,568 MPaVm
$\Delta K_{th,krit}$	0,831 MPaVm

Mit den Werten aus der Tabelle 5.3 ergibt die Gleichung (5-4):  $K_{max,th}(R = -1) = 0,9835$  MPaVm. Dieser Wert wurde für die Anpassung der Gleichung (2-13) an die experimentelle Rissausbreitungskurve verwendet und liegt damit nur um 4,8 % über dem Wert, der sich ergibt, wenn man diesen Parameter bei der Regression variabel lässt. Ebenso wurde die Steigung  $m = 3$  gesetzt, da auch hier die Regression mit einem variablen Parameter keinen signifikanten Unterschied ergibt.

In der grauen Fläche in Abbildung 5.9 ist ein Absinken der Rissausbreitungskurve zu erkennen, dass Yoder für Aluminiumlegierung aus der 7000-Reihe und später Wanhill für Legierung aus der 2000-Reihe anhand von drei Übergangspunkten auf mikrostrukturelle Merkmale zurückführte (Yoder et al. 1982; Wanhill, R. J. H. 1988). Genaue Analysen zeigen in der Tat Übergänge, die aber im Vergleich zu den angepassten Kurven nach Klesnil-Lukáš und Paris-Erdogan für die folgenden Berechnungen der Rissausbreitung unerheblich sind. Die Abweichungen in diesem Bereich werden somit als akzeptabel bewertet.

### 5.3 Wöhler-Kurven

Zur Bestimmung des Ermüdungsverhaltens und darauf aufbauend als Grundlage für die Rissfortschrittsrechnungen der untersuchten Al-Knetlegierung EN AW 7475-T761 wurden Einstufenversuche (d.h. gleichbleibende Spannungsamplitude  $S_a$  bei konstanter

Mittelspannung  $S_m$ ) auf unterschiedlichen Lasthorizonten bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  durchgeführt.

Wie in Abschnitt 2.4 und Abschnitt 4.3 schon erwähnt, wurde eine sinusförmige Beanspruchungs-Zeit-Funktion bei einer konstanten Frequenz  $f$  von 20 Hz gewählt. Das Versuchsergebnis stellte hierbei die ertragene Schwingspielzahl bis zum Probenbruch dar. Die entsprechenden Wertepaare aus Nennspannungsamplitude  $S_{a,brutto}$  und der ertragenen Schwingspielzahl bis zum Probenbruch  $N_{Bruch}$  wurden in Abbildung 5.10 doppellogarithmisch aufgetragen.

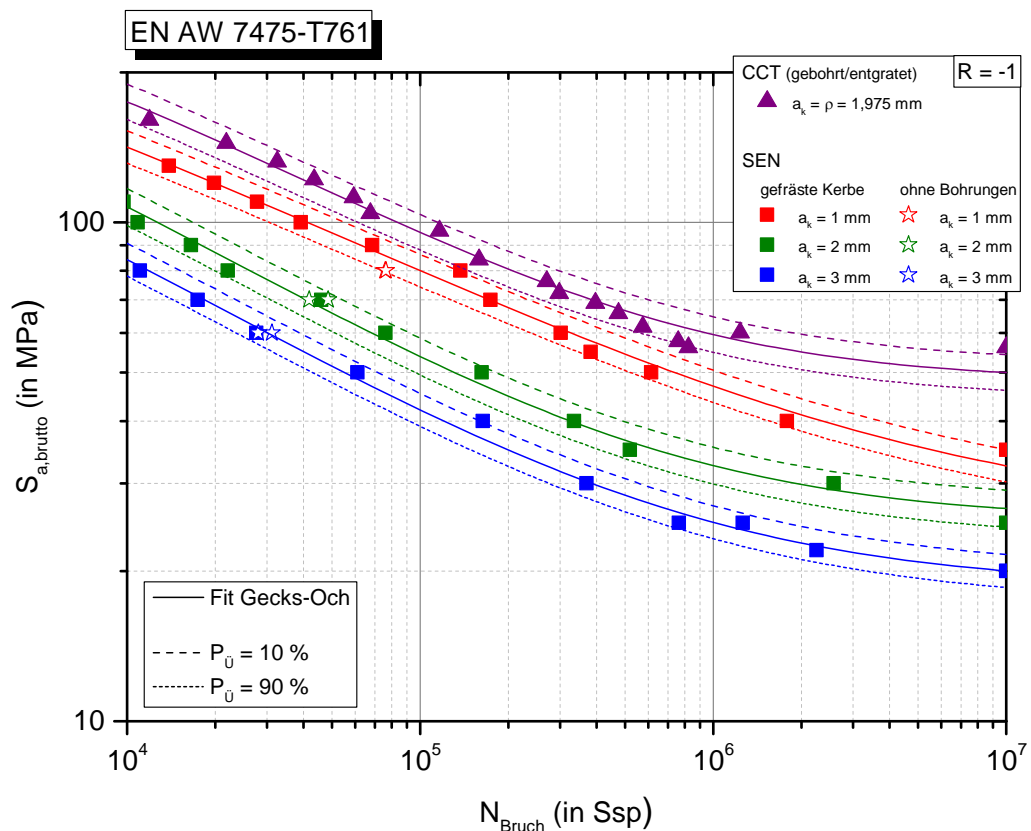


Abbildung 5.10 - Wöhler-Kurven der SEN- und CCT-Proben

Die gängige Unterteilung und Bezeichnung der Bereiche des sigmoidalen Verlaufs der Wertepaare ist Abbildung 5.11 zu entnehmen. Die Versuche wurden zwar in voller Breite (vom Zugversuch mit nur einem „Schwingspiel“ bis zum Erreichen der „Dauerfestigkeit“ bei  $10^7$  Schwingspielen) durchgeführt, dennoch wird der Schwerpunkt der nachfolgenden Betrachtungen und Auswertungen auf den Bereich von  $10^4$  bis  $10^6$  Schwingspielen gesetzt (Zeitfestigkeitsbereich in Abbildung 5.11; high cycle fatigue / HCF).

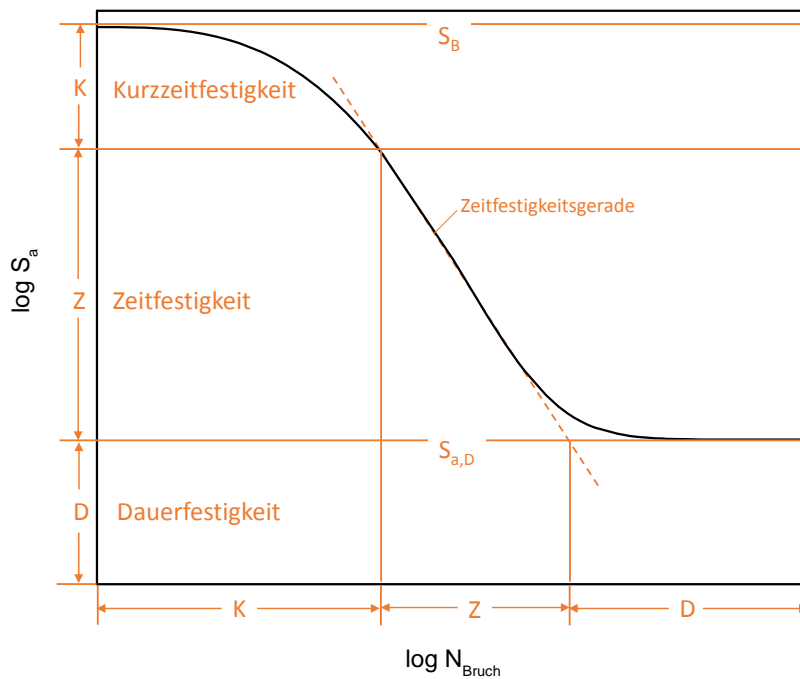


Abbildung 5.11 - Kennwerte und Bereiche einer Wöhler-Kurve (vgl. (Haibach 2006))

Zur mathematischen Beschreibung der Versuchsergebnisse wurde die Gleichung (5-5) nach Gecks-Och (Gecks und Och 1977) gewählt, da sie nur zwei Regressionsbeiwerte ( $\alpha$  und  $\beta$ ) und zudem die Werkstoffkennwerte der Zugfestigkeit  $S_B$  und der Dauer-/Wechselfestigkeit  $S_{a,D}$  beinhaltet.

$$S_a(N) = S_{a,D} + \frac{S_B - S_{a,D}}{e^{\left(\frac{\log(N)}{\alpha}\right)^\beta}} \quad (5-5)$$

In Abbildung 5.10 sind zum einen die Ergebnisse der SEN-Probe mit gefräster Kerbe und zum Vergleich mit einer weiteren Kerbgeometrie die experimentellen Ergebnisse von CCT-Proben nach Brucksch (Brucksch 2009) aufgetragen.

Die durchgängigen Kurven in Abbildung 5.10 sind die Wöhler-Kurven für eine Ausfallwahrscheinlichkeit von 50 %. Des Weiteren sind für die jeweilige Probengeometrie die berechneten Streubänder (gestrichelte Kurven) für eine Überlebenswahrscheinlichkeit von 10 % bzw. 90 % angegeben. De facto handelt es sich bei den Grenzkurven des Streubandes um Toleranzkurven, unterhalb bzw. oberhalb derer sich 90 % der Grundgesamtheit aller Versuchswerte mit einer einseitigen statistischen Sicherheit von 95 % liegen (Wilrich und Henning 1987). Die Berechnung der Toleranzkurven berücksichtigt die Streuung über den gesamten Schwingspielbereich. Die Breite der Streubänder der vier verschiedenen

Probengeometrien ist für das hier untersuchte Spannungsverhältnis im Zeitfestigkeitsbereich in etwa gleich.

Um den Einfluss der Bohrungen für die Potentialabgriffe (siehe Abbildung 4.1) bei den SEN-Proben auf die Lebensdauer zu berücksichtigen, wurden Kontrollproben ohne Bohrungen auf ausgewählten Lasthorizonten ermüdet und die Ergebnisse in Abbildung 5.10 mit einbezogen. Da sich die jeweiligen Ergebnisse innerhalb der zugehörigen Streubänder befinden, wird der Einfluss der Bohrungen vorerst als marginal bewertet.

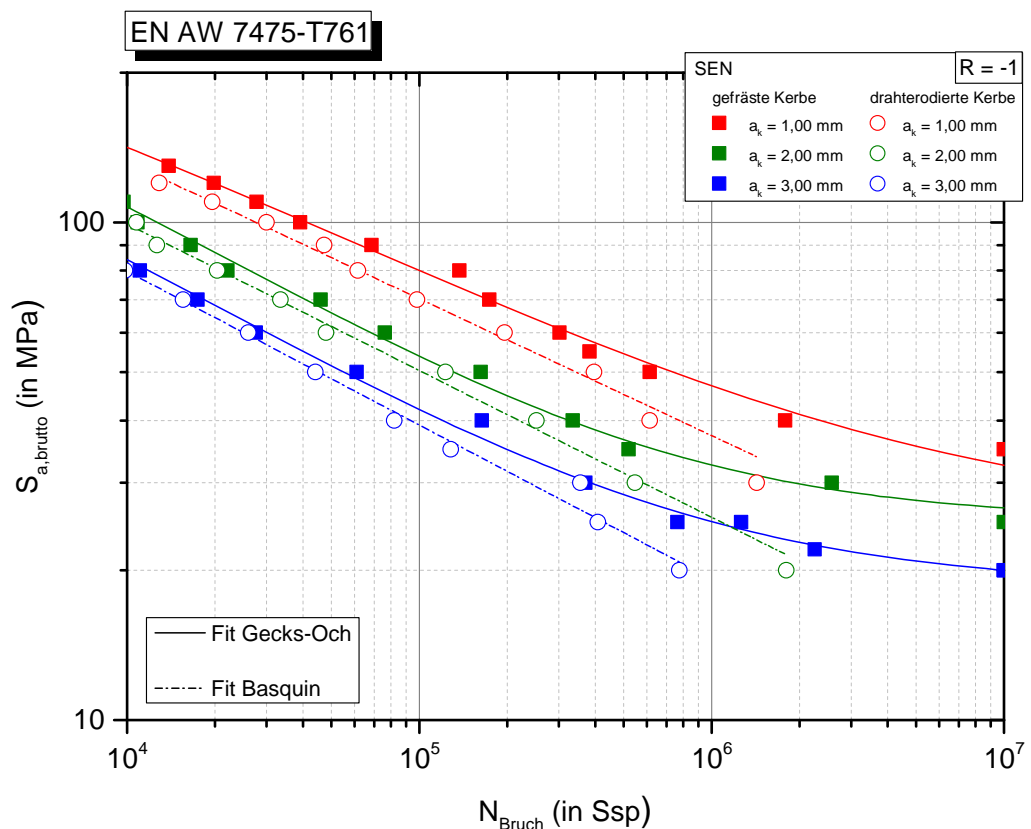


Abbildung 5.12 - Wöhler-Kurven gefräster und drahterodierter Kerben im Vergleich

Schließlich wurde der Einfluss des Kerbfertigungsverfahrens untersucht. Wie in Abschnitt 4.2 dargelegt, wurde bei einer weiteren SEN-Probenserie die Kerbe nicht gefräst, sondern drahterodiert. In Abbildung 5.12 werden die Wöhler-Kurven der beiden Fertigungsverfahren miteinander verglichen. Da sich die Lasthorizonte der Proben mit drahterodierter Kerbe ausschließlich im Zeitfestigkeitsbereich befanden, wurden deren Ergebnisse mathematisch mit der Gleichung (5-6) nach Basquin beschrieben.

$$S_a = S'_B \cdot (N_B)^b \quad (5-6)$$

Hierbei ist  $b$  der Basquin-Exponent und  $S'_B$  der sogenannte Ermüdungsfestigkeitskoeffizient.

Die Kurven der Proben mit drahterodierten Kerben liegen für alle drei Kerbtiefen unterhalb der Kurven der Proben mit gefräster Kerbe und mit abnehmender Nennspannung weichen die Kurven weiter voneinander ab, d.h. je niedriger die außen anliegende Spannung ist, desto eher wirkt sich das Fertigungsverfahren aus. Umgekehrt bedeutet dies, je höher die Nennspannung ist, desto dominanter ist die Plastifizierung vor der Kerbwurzel für die Lebensdauer im Verhältnis zum Fertigungsverfahren der Kerbe.

Auffällig ist, dass trotz des gleichen Kerbtiefenunterschiedes, unabhängig vom Fertigungsverfahren, die Wöhler-Kurven der Proben mit einer Kerbtiefe von 1 mm und 2 mm weiter auseinander liegen, als die Kurven der Proben mit den Kerbtiefen von 2 mm und 3 mm.

### 5.4 Periodische Überlasten

Neben der In-situ-Messung mittels Gleichstrompotentialsonde können auch andere Verfahren zur Risslängenbestimmung bzw. Analyse der Rissausbreitung verwendet werden. In Abschnitt 4.5.2 wurde bereits vorgestellt, dass sich der Rissfortschritt auf der Bruchfläche einer Probe mit Hilfe definierter Lastwechsel, wie sie Überlasten darstellen, markieren lässt. Diese Überlasten, deren Einflussgrößen, wie Belastungshöhe und -typ in Verbindung mit dem verwendeten Werkstoff, charakteristisch sind, hinterlassen einen markanten Schwingstreifen (Überlastlinie) auf der Bruchfläche (Abbildung 5.15). Bestimmt man die jeweiligen mittleren Risslängen bis zu den einzelnen Überlastlinien, so lässt sich mit Hilfe der zugehörigen Anzahl an Schwingspielen die Entwicklung einer durchschnittlichen Rissfortschrittsrate ableiten.

Obwohl es nicht der Schwerpunkt der nachfolgenden Versuchsreihe in dieser Arbeit war, sollte dennoch erwähnt werden, dass Überlasten selbst einen charakteristischen Einfluss auf die Rissfortschrittsrate haben. Prinzipiell kommt es mit dem Einsetzen einer einzelnen Überlast mit Zuganteil zu einer Beschleunigung der Rissfortschrittsrate, da sich der Riss spontan verlängert. Während der nachfolgenden Zyklen auf Grundlastniveau wird die Rissfortschrittsrate verzögert, bis sie dann wieder das Niveau vor dem Einsetzen der Überlast erreicht. Generell überwiegt nach Aufbringen der Überlast der Verzögerungsanteil gegenüber der spontanen Rissverlängerung, so dass sich insgesamt die Lebensdauer verlängert. Eine erste Erklärung für die verzögerte Rissausbreitung nach einer Überlast geht auf das Modell von Wheeler (Wheeler 1972) zurück. Bei Ermüdung bildet sich vor der Risspitze eines wachsenden Risses eine zyklische plastische Zone aus. Das Ereignis einer singulären Überlast erzeugt eine massive plastische Verformung vor der Risspitze. Im Sinne der Bruchmechanik kann diese als monotone plastische Zone angesehen werden. Solange sich nun die kleinere, zyklische plastische Zone durch das Gebiet der monotonen plastischen Zone hindurch



bewegen muss, ist die Rissfortschrittsrate verzögert. Schon Schijve (Schijve 1961) erkannte, dass der Effekt der Verzögerung der Rissausbreitung bei Überlasten mit reinem Zuganteil ausgeprägter ist, als bei Überlasten mit Zug- und Druckanteil, da vermutlich ein Teil der erzeugten Rückspannungen im Gebiet der plastischen Verformung durch den Druckanteil wieder abgebaut werden. Detailliertere Untersuchungen dazu finden sich bei Rödling (Rödling 2003), Broll (Broll 2006) und Steinbock (Steinbock 2008).

In Bezug auf die Lebensdauer beinhaltet die Ermüdung von SEN-Proben bestehend aus einer Grundlast mit periodisch eingestreuten Überlasten zwei Effekte. Die Kerbe der schwingend belasteten Probe bewirkt eine Lebensdauerverkürzung im Vergleich zur ungekerbten Probe bei gleicher Nennspannung, während Überlasten in bestimmten Grenzen eine Lebensdauerverlängerung herbeiführen können. Um eine wechselseitige Beeinflussung zweier aufeinanderfolgender Überlasten zu vermeiden, wurde als Intervall  $\eta = 10.000$  Schwingspielen gewählt (Tiedemann et al. 2014). DuQuesnay (DuQuesnay et al. 1995) hatte seinerzeit für seine Versuche ein kürzeres Intervall von  $\eta = 1.000$  Schwingspielen gewählt. Dabei zeigte sich, dass bei entsprechend kurzem Intervall die Phase der Verzögerung der Rissausbreitung entweder stark reduziert oder sogar unterbunden wurde, so dass es zu einer deutlichen Lebensdauerverkürzung kam. In diesem Fall kumulierten die Wirkungen der Spannungskonzentration an der Kerbe und die Schädigung durch die dichtere Folge der Überlasten. Dies ist für ein Intervall von  $\eta = 10.000$  Schwingspielen nicht der Fall.

Mit Hilfe der im Intervall von  $\eta = 10.000$  Schwingspielen aufgebrachten, einzelnen Überlasten wurde der Rissfortschritt auf der Bruchfläche markiert, um einerseits die Entwicklung der Rissfortschrittsrate ausgehend von der Kerbe bewerten zu können und andererseits das Wachstum kurzer Risse und den Übergang zum Langrisswachstum mit durchgehender Rissfront nachvollziehen zu können.

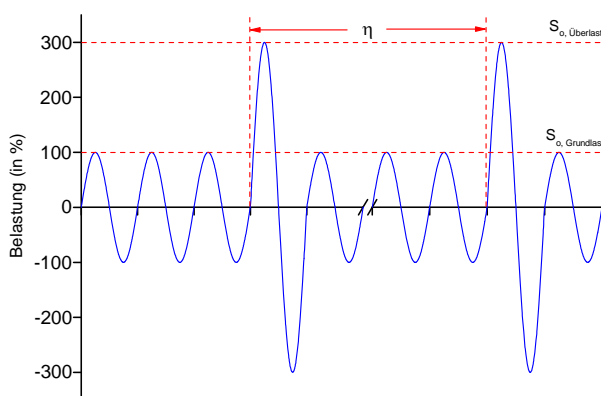


Abbildung 5.13 - Zug-Druck-Überlasten

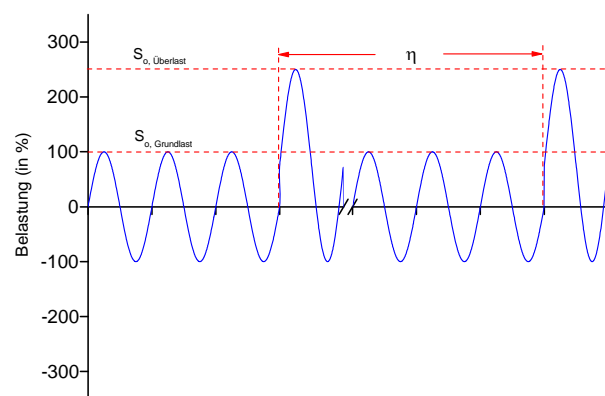


Abbildung 5.14 - Zug-Überlasten

Es wurden Ermüdungssequenzen sowohl mit symmetrischen Zug-Druck-Überlasten, als auch mit reinen Zug-Überlasten bei einem Spannungsverhältnis der Grundlast von  $R = -1$

durchgeführt (Abbildung 5.13 und 5.14), um auch quantitativ den Einfluss des jeweiligen Überlasttyps auf die Rissfortschrittsrate zu ermitteln.

Rödling (Rödling 2003) führte zur Klassifizierung der Überlasthöhe in Bezug auf die Grundlast den Faktor  $\gamma$  ein (Gleichung (5-7)).

$$\gamma = \frac{S_{o,Überlast}}{S_{o,Grundlast}} \quad (5-7)$$

Dadurch ergibt sich zur Bestimmung der Überlasthöhe folgender Zusammenhang (Gleichung (5-8)):

$$\text{Überlasthöhe} = (\gamma - 1) \cdot 100 \% \quad (5-8)$$

Um Überlasten auf der Bruchfläche zu erkennen, hat sich das hochauflösende Rasterelektronenmikroskop (REM) vom Typ Zeiss Ultra 55 bewährt. Zur Abbildung der Oberflächentopographie wurde der InLens-Detektor zur verwendet.

In Abbildung 5.15 ist die Bruchfläche einer SEN-Probe mit einer Kerbtiefe von  $a_k = 1$  mm zu sehen, die mit einer Grundlastamplitude von  $S_{a,brutto} = 80$  MPa und Zug-Druck-Überlasten mit einer Überlasthöhe von 200 % ermüdet wurde. Die Oberspannung der Überlast  $S_{o,überlast}$  erreicht dabei einen Wert, der 54 % vom  $R_{p0,2}$ -Wert beträgt. Unter Berücksichtigung der herrschenden Spannungskonzentration käme es nach Neuber (Neuber 1985) im Kerbgrund lokal zu Belastungen, die bei einer ideal-elastischer Rechnung wegen  $K_t \cdot S_{o,überlast}$  Werte von 200 % der Zugfestigkeit  $R_m$  annehmen müssten. Bei derartig hohen Belastungen müsste sich die Lebensdauer rapide verringern. Tatsächlich kommt es mit dem Einsetzen der Überlasten nur zu einer Plastifizierung im Kerbgrund. Das höchst geschädigte Probenvolumen nimmt dabei stark zu. Die Plastifizierung im Kerbgrund ab Überschreiten der Fließspannung  $\sigma_{ys}$  kann nicht mehr mit der Kerbspannungslehre nach Neuber erklärt werden.

Die Probe versagte nach  $N_{Bruch} = 178.321$  Schwingspielen. Auf der Bruchfläche sind bis zum Beginn des Gewaltbruchs (rote Linie) 16 Überlastlinien erkennbar, was bedeutet, dass die Rissausbreitung schon innerhalb der ersten 20.000 Zyklen eingesetzt hat, d.h.  $N_{Initiierung} \leq 11 \% N_{Bruch}$ .

Auffällig an der Entwicklung der Abstände der Überlastlinien in Abbildung 5.15 ist, dass sich deren Abstände ausgehend von der Kerbe bis zu einem minimalen Abstand verringern und dann bis zum Probenbruch wieder zunehmen. Gleiches fanden auch Bär und Wilhelm in ihren Untersuchungen an CCT-Proben aus dem gleichen Werkstoff (Bär und Wilhelm 2013).

Wie in Abschnitt 4.5.2 erklärt, wurden die Risslängen bestimmt, indem die Rissfläche (Polygonzug mit der Freeware Fiji<sup>3</sup>) durch die Probendicke  $B$  dividiert wurde. Die so ermittelte Risslänge stellt aufgrund der gekrümmten Rissfront einen Durchschnittswert dar.

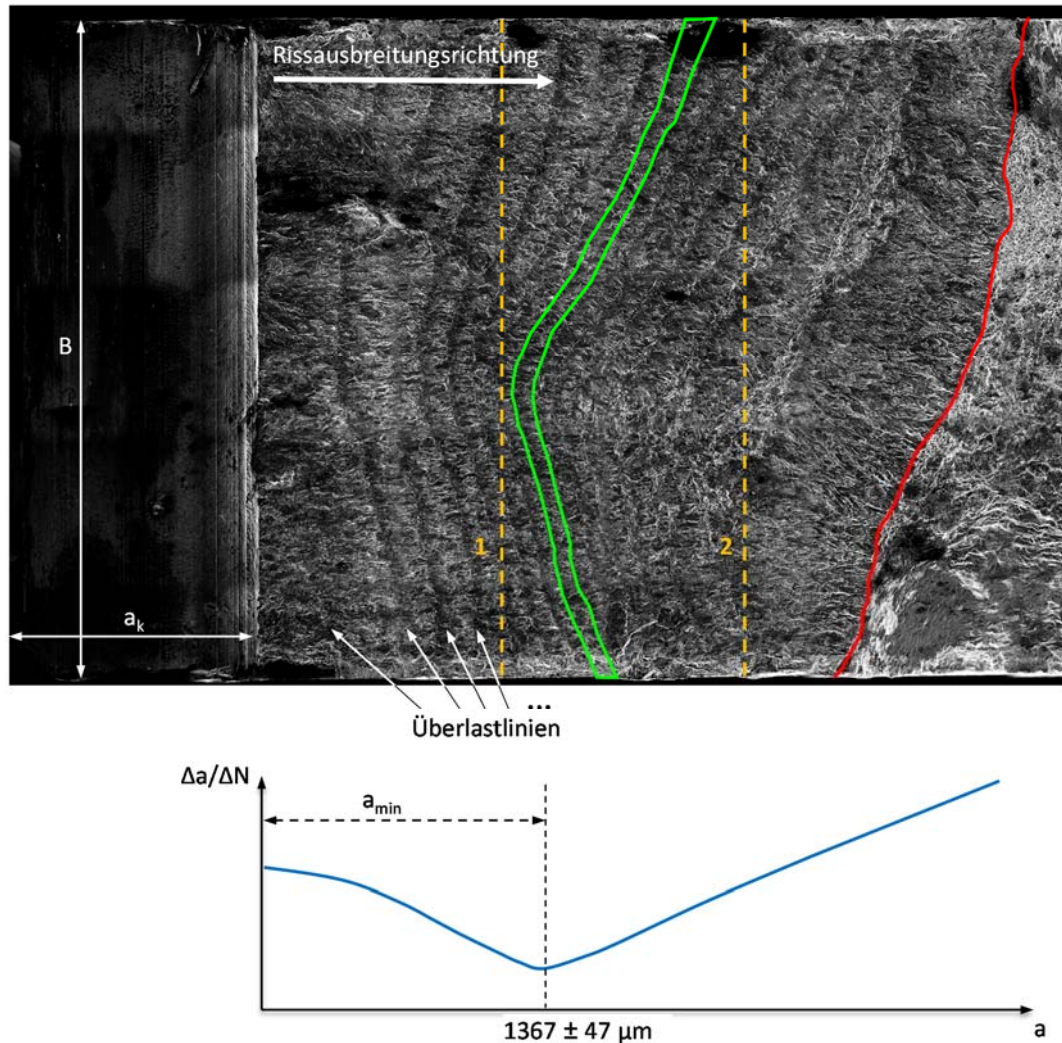


Abbildung 5.15 - Typische Bruchfläche einer Probe ermüdet mit periodischen Überlasten

Mit diesen so ermittelten durchschnittlichen Risslängen und den zugehörigen Schwingenspielzahlen können durchschnittliche Rissfortschrittsraten  $\Delta a / \Delta N$  für den Rissfortschritt zwischen zwei Überlastlinien berechnet werden. Der ab- und zunehmende Abstand der Überlastlinien ist somit gleichbedeutend mit einer Ab- und Zunahme der Rissfortschrittsrate. Das Minimum der Rissfortschrittsrate berechnet sich aus den beiden Überlastlinien mit dem geringsten Abstand zueinander (grüne Überlastlinien). Die entsprechende Risslänge bis zu diesem Minimum wird im Folgenden als  $a_{\text{min}}$  bezeichnet.

<sup>3</sup> <http://fiji.sc/Fiji>

Damit stellt sich die Frage nach der Ursache des Absinkens der Rissfortschrittsrate. Zum einen fallen die hier ermittelten durchschnittlichen Risslängen nicht mehr in den Definitionsbereich kurzer Risse und zum anderen fordert die LEBM einen kontinuierlichen Anstieg der Rissfortschrittsrate. Eine Erklärung wäre, dass auch die Ausbreitung des langen Risses dem Gradienten der Kerbspannung unterliegt. Der Abbildung 5.3 ist zu entnehmen, dass die Spannungsüberhöhung durch die Kerbe (für eine SEN-Probe mit  $a_k = 1$  mm) in einer Entfernung von 1 mm vor der Kerbwurzel (in Abbildung 5.15: **orange**, gestrichelte Linie 1) immer noch ca. 24 % über dem Niveau der Nennspannung liegt und erst in einer Entfernung von 2 mm (in Abbildung 5.15: **orange**, gestrichelte Linie 2) auf eine 10-prozentige Überhöhung abgeklungen ist.

Um dieses umfassend aufklären zu können, wurde eine Versuchsreihe mit drei verschiedenen Überlasthöhen (100 %, 150 % und 200 %) und den beiden unterschiedlichen Überlastarten (Zug-Überlast und symmetrische Zug-Druck-Überlast) an SEN-Proben mit den drei bereits vorgestellten Kerbtiefen (1, 2 und 3 mm) durchgeführt. So sollte festgestellt werden, in wie weit jenes Minimum der Rissfortschrittsrate auf die Parameter reagiert. Der Vergleich der Versuchsergebnisse mit den Ergebnissen der Versuche mit konstanter Belastungsamplitude aus Abschnitt 5.3 befindet sich im Anhang 5. Die dortigen Wöhler-Diagramme sind ergänzt um die Wöhler-Kurve einer Uhrglas-Probengeometrie, um die Auswirkungen der periodischen Überlasten auf die Lebensdauer bewerten zu können.

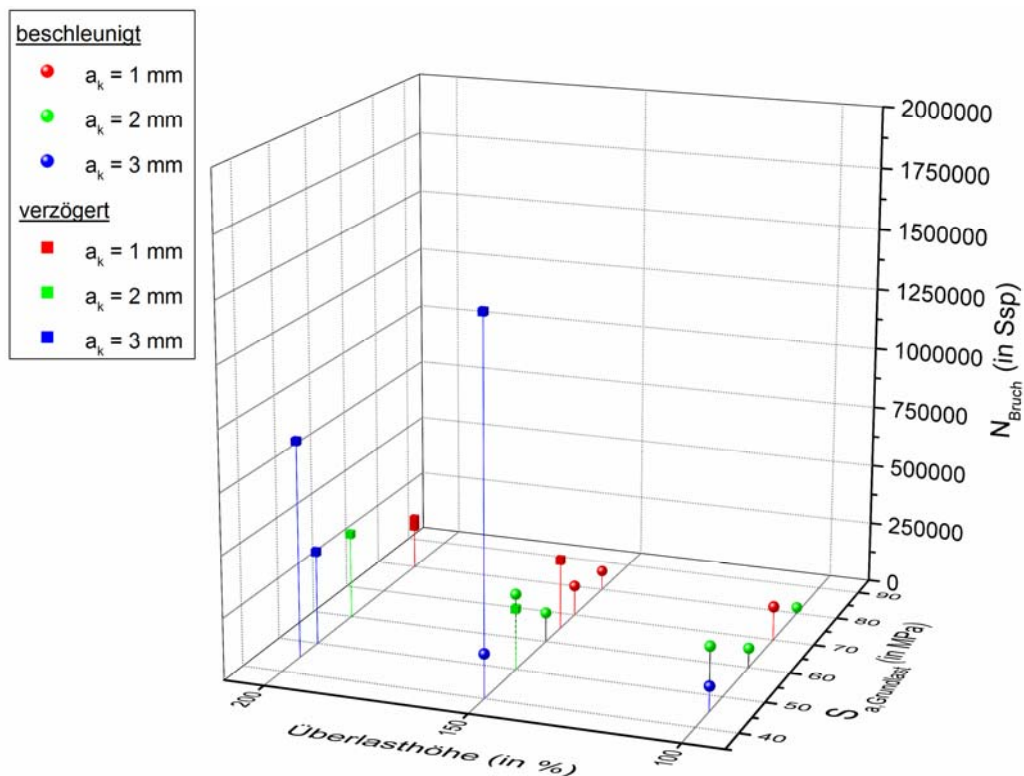


Abbildung 5.16 - Zug-Druck-Überlasten

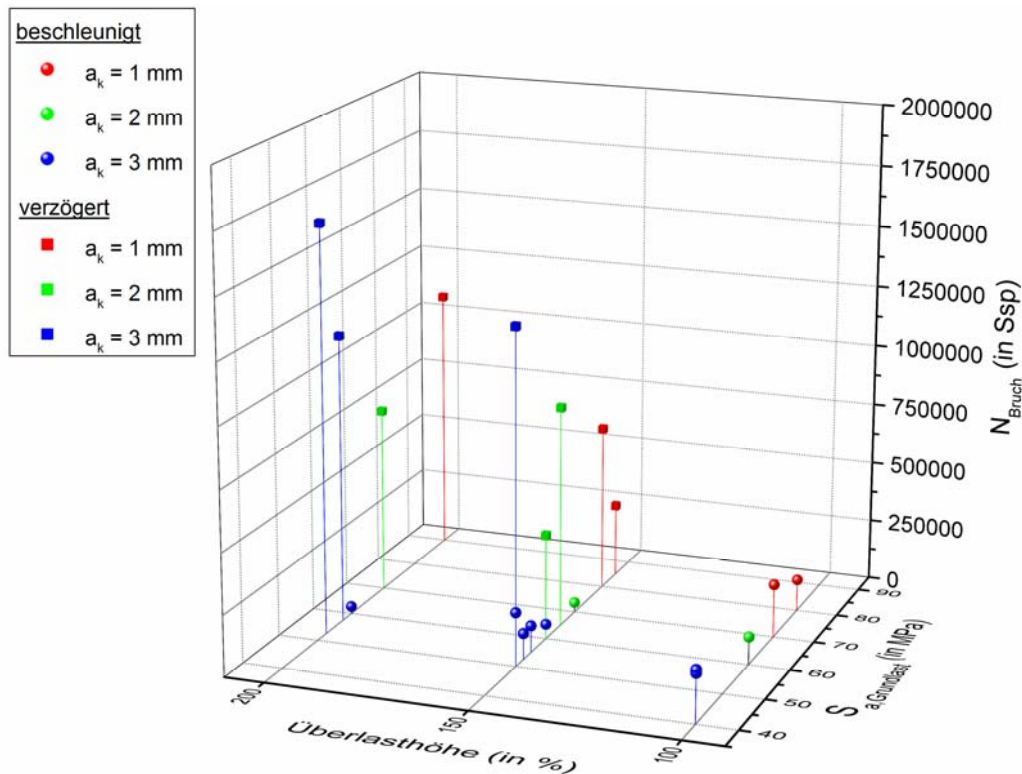


Abbildung 5.17 - Zug-Überlasten

In Abbildung 5.16 und 5.17 sind die Gesamtlebensdauern  $N_{Bruch}$  der Versuchsreihen in Abhängigkeit der Überlasthöhe und der Spannungsamplitude aufgeführt. Die  $N_{Bruch}$ -Werte, bei denen eindeutig eine Verzögerung auftrat, wurden mit einem Würfel dargestellt (in der Legende als „verzögert“ bezeichnet). Eine Verzögerung bedeutet neben der verlängerten Lebensdauer, dass sich bei der Bruchflächenanalyse ein Minimum in der Rissfortschrittsrate nachweisen ließ.

Bei den Ermüdungsversuchen mit einer Überlasthöhe von 100 % konnte bei beiden Überlastenarten kein Absinken der Rissfortschrittsrate nachgewiesen werden. Daraus lässt sich folgern, dass ein gewisser Schwellenwert der Überlasthöhe notwendig ist, um ein Absinken der Rissfortschrittsrate zu bewirken. Allein diese Tatsache führt die bloße Reduktion des Absinkens der Rissfortschrittsrate auf den elastischen Spannungsgradienten der Kerbe ad absurdum. Zudem zeigt die Bruchflächenanalyse, dass sich bereits vor dem Erreichen des Minimums der Rissfortschrittsrate eine Rissfront über die komplette Probendicke gebildet hat, was per definitionem (siehe Abschnitt 3.1) die vollständige Entlastung der Kerbe bedeuten sollte. Schließlich fällt auf, dass teilweise bei identischen Belastungskonditionen sowohl ein signifikantes Minimum mit entsprechender Verlängerung der Lebensdauer (Würfel-Symbol), als auch ein kontinuierlicher Anstieg der Rissfortschrittsrate ohne Auftreten eines Minimums (Kugel-Symbol) beobachtet werden konnte. Dies ließe sich nur über Unterschiede in der Mikrostruktur zweier Proben, wie z.B. unterschiedlichen Kornorientierungen, erklären. Im Fall der Proben mit einer Verzögerung sorgen diese

mikrostrukturellen Unterschiede dann dafür, dass ein Intervall von  $\eta = 10.000$  Schwingspielen genau nicht mehr ausreicht, damit zwei aufeinander folgende Überlasten sich nicht gegenseitig beeinflussen.

Zusammenfassend muss an dieser Stelle konstatiert werden, dass bei den untersuchten SEN-Proben die Existenz eines Minimums der Rissfortschritttrate langer Risse bei Ermüdungsversuchen mit periodischen Überlasten ein durch die Überlasten bedingtes Phänomen ist. Von einer Verlängerung des periodischen Intervalls  $\eta$  wurde abgesehen, da eine gewisse Anzahl von Überlastlinien notwendig erscheint, um sinnvolle Aussagen über die Rissentwicklung treffen zu können.

### 5.5 Anrisslebensdauer

Die folgende Auswertung bezüglich der Anrisslebensdauer  $N_{Anriss}$  ist begrenzt auf die Lasthorizonte  $S_a$  von 50 bis 80 MPa. Die Wöhler-Kurven in diesem Bereich verlaufen nahezu parallel zueinander verschoben (vgl. Abbildung 5.10) und somit sollte die Vergleichbarkeit in Bezug auf Anrisse etc. gegeben sein.

Als Anrisslebensdauer soll die Anzahl an Schwingspielen verstanden werden, ab der nachweislich kontinuierliche Rissausbreitung stattfindet.

Zur Bestimmung der Anrisslebensdauer haben Brucksch (Brucksch 2009) und Felsner (Felsner 2011) einen Grenzwert der Risslänge von 250  $\mu\text{m}$  (transformierte Risslänge nach Johnson aus den DCPD-Werten) bzw. einen prozentualen Anstieg des Potentials um 2 % angesetzt. Aufgrund der verbesserten Messtechnik der DCPD-Methode und der zeitsynchronen Erfassung aller Messwerte wird hier ein Verfahren angewandt, dass auch Livesey und Knott (Livesey und Knott 1979) in einer ähnlichen Weise zur Detektion der Rissinitiierung nutzten. Die (kontinuierliche) Rissausbreitung beginnt, wenn das letzte, signifikante Minimum vor einem kontinuierlichen Anstieg des Potentialverlaufs durchschritten wurde. Dies entspricht in Abbildung 5.18 dem zweiten Minimum. In Abbildung 5.18 sind die Potentialmesswerte von einer ermüdeten SEN-Probe mit einer Kerbtiefe von 1 mm zu sehen, die bei konstanter Spannungsamplitude von 80 MPa ca. 114.000 Schwingspiele bis zum Bruch ertrug. Die Anrisslebensdauer entspricht damit ca. 3 % der Gesamtlebensdauer!

Das messtechnisch erfassbare, erste Minimum wurde nicht zur Rissdetektion herangezogen. Dieses rapide Absinken des Potentials nach dem ersten Schwingspiel erkannte auch Ljustell (Ljustell 2013) bei seinen Messungen. Der Versuch der experimentellen Optimierung zur Vermeidung dieses anfänglichen Absinkens ergab, dass dieser Verlauf nicht im Zusammenhang mit der Rissausbreitung steht. Für das Absinken während der ersten Schwingspiele scheinen beim Einsetzen der Versuchslast die Eigenverformung der

Potentialabgriffe, die Deformation der weicheren Plattierschicht, sowie lokaler Abrieb der oberflächlichen Oxidschicht der Aluminium-Probe und einer damit verbundenen Abnahme des Widerstands verantwortlich zu sein.

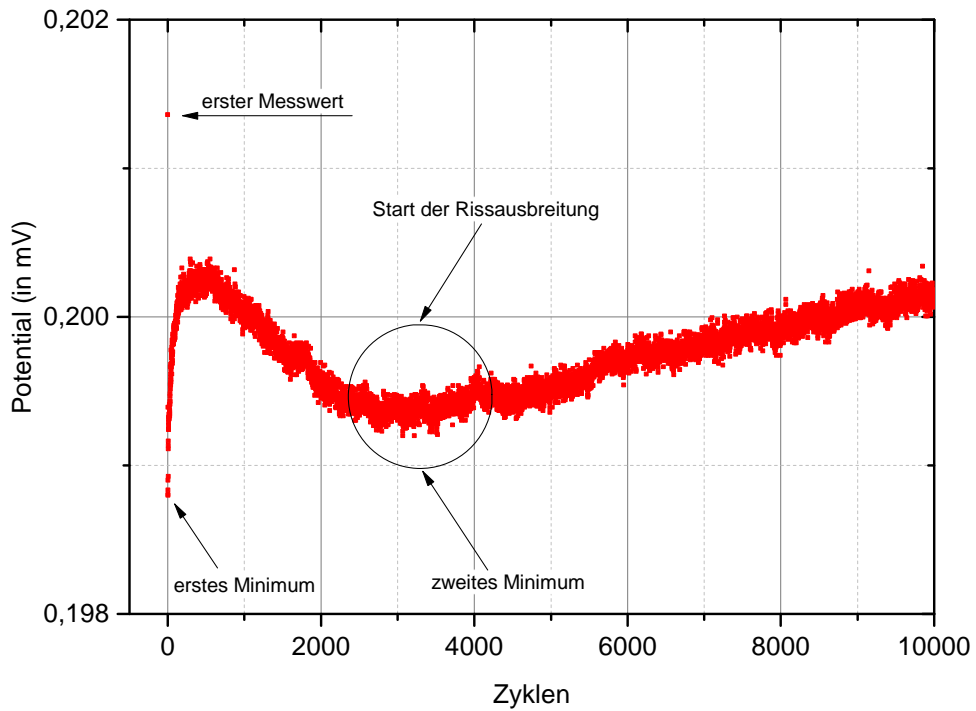


Abbildung 5.18 - Letztes Minimum vor einem kontinuierlichen Anstieg

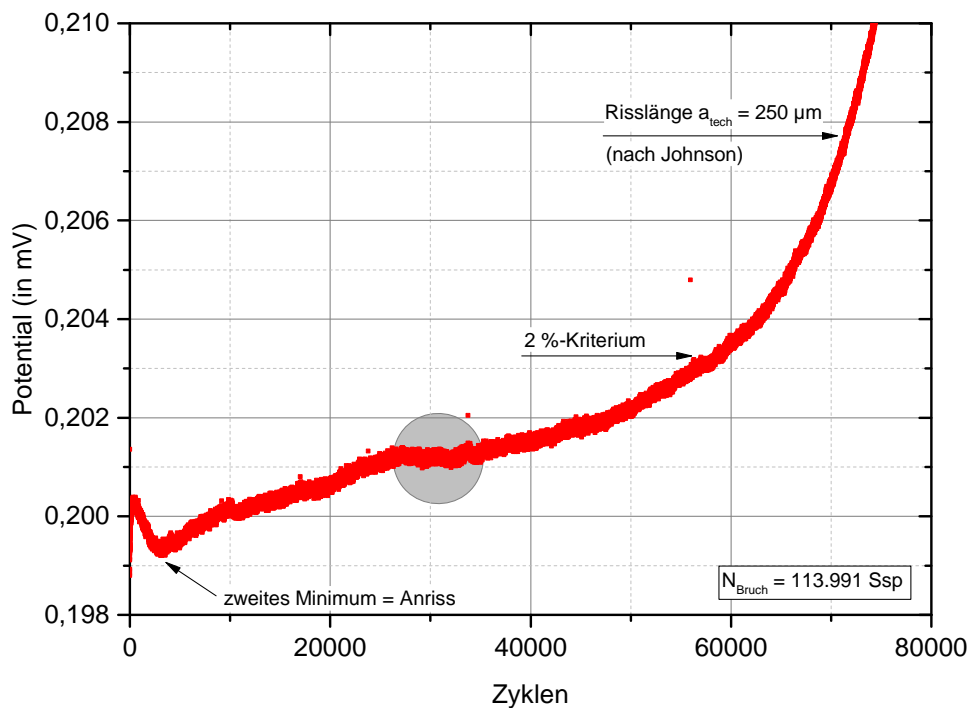


Abbildung 5.19 - Anriss gemäß der Kriterien  $a_{\text{tech}} = 250 \mu\text{m}$  und 2 %-Kriterium

In Abbildung 5.19 ist der vormals definierte Grenzwert des Rissausbreitungsbeginns mit  $a_{tech} = 250 \mu\text{m}$ , sowie für das 2 %-Kriterium gekennzeichnet. Es ist offenkundig, dass diese Anrissdefinitionen einen Großteil relevanter Rissausbreitungswerte unterschlagen. Letzteres ist auch der älteren Messtechnik geschuldet.

In den Abbildungen 5.20 und 5.21 sind die Auswerteverfahren zur Bestimmung der Anrisslebensdauer nach dem  $250 \mu\text{m}$ -Kriterium und dem neuen Kriterium (letztes Minimum vor einem kontinuierlichen Potentialanstieg) einander gegenübergestellt. Die Abbildungen sind getrennt nach dem Fertigungsverfahren der Kerben, um den Einfluss der jeweiligen Fertigung auf die Lebensdauer trennen zu können.

In Abbildung 5.20 ist für das alte Verfahren eine Abhängigkeit der Anrisslebensdauer  $N_{Anriss}$  von der Spannungsamplitude zu erkennen, d.h. mit abnehmender Spannungsamplitude wächst der Anteil der Anrisslebensdauer an der Gesamtlebensdauer. Dieser Trend ist beim neuen Auswerteverfahren nicht mehr nachweisbar.

Felsner (Felsner 2011) konnte aus der Abhängigkeit der Anrisslebensdauer von der Spannungsamplitude bei der Auswertung mit Hilfe des 2 %-Kriteriums für den Fall  $N_{Anriss}/N_{Bruch} \rightarrow 1$  ( $\Delta N_{LC} \rightarrow 0$ ) eine „Dauerfestigkeit“ ableiten. Aufgrund dieser Definition des Beginns der kontinuierlichen Rissausbreitung ist ein Großteil der Kurzrissausbreitung schon in der Anrisslebensdauer  $N_{Anriss}$  enthalten.

Das neue Auswerteverfahren konnte daher diesen Zusammenhang nicht bestätigen, da sich gezeigt hat, dass der Lebensdaueranteil der Rissausbreitung  $\Delta N$  dominiert. Es wird deshalb auch angenommen, dass selbst wenn sich das Belastungsniveau im Bereich der sogenannten „Dauerfestigkeit“ des Werkstoffes befindet, sich frühe Anrisse zwar bilden, diese jedoch dann „einschlafen“, was wiederum in einer Dauerfestigkeit mündet.

Die grau markierten Bereiche in beiden Abbildungen unterstreichen, dass kontinuierliche Rissausbreitung – unabhängig vom Fertigungsverfahren – bereits unterhalb von ca. 20 % der Gesamtlebensdauer nachweisbar ist. Damit sind 80 % der Gesamtlebensdauer über reinen Rissfortschritt berechenbar.



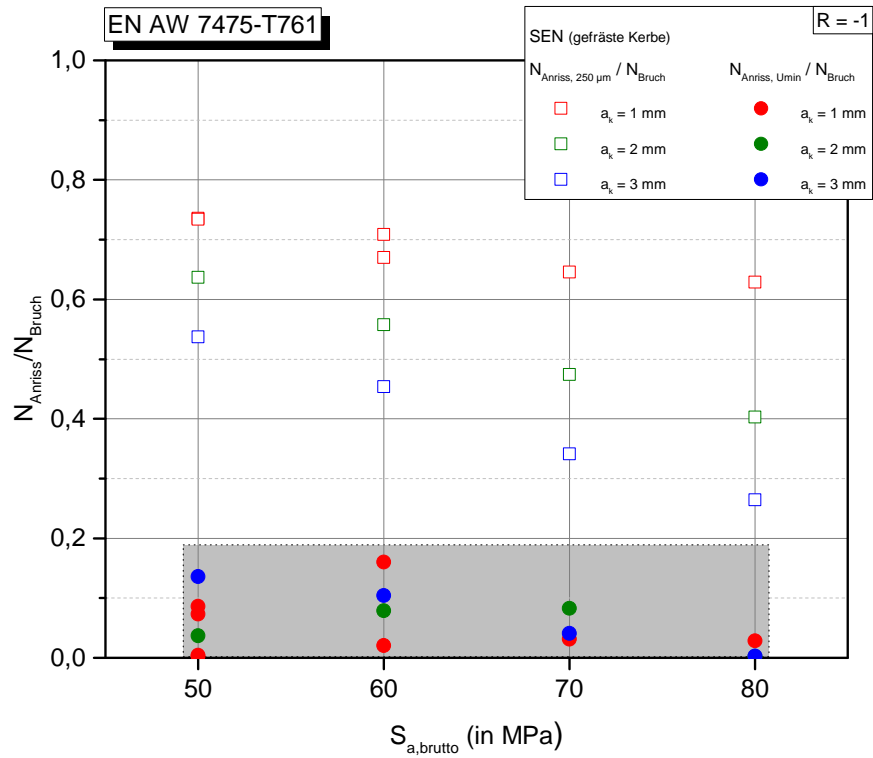


Abbildung 5.20 – Normierte Anrisslebensdauer als Funktion von  $S_a$  für gefräste Kerben

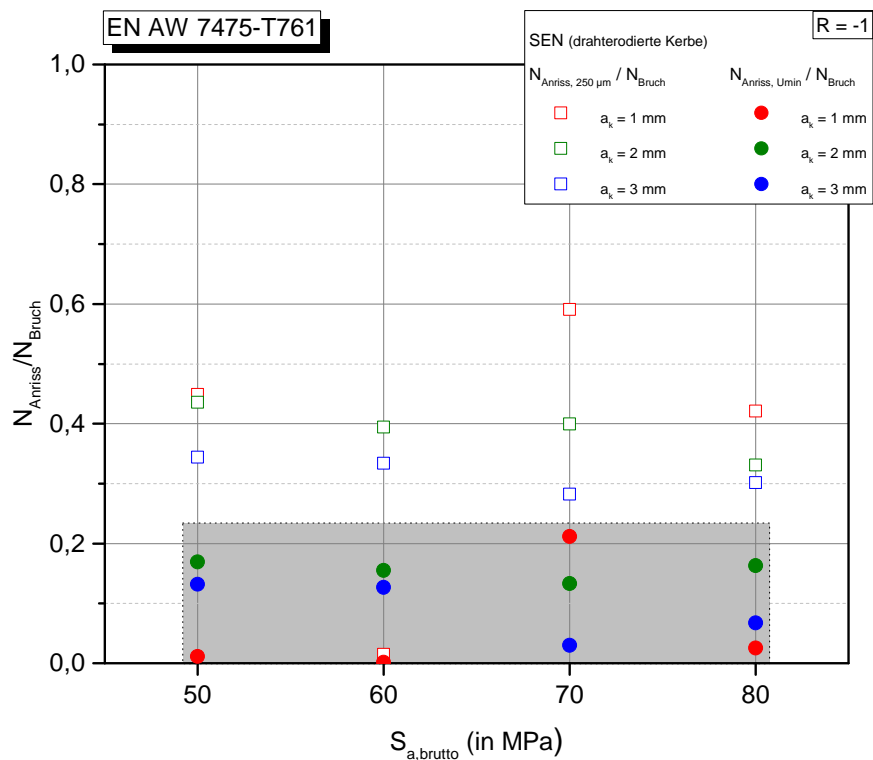


Abbildung 5.21 - Normierte Anrisslebensdauer als Funktion von  $S_a$  für drahterodierte Kerben

## 5.6 Vermessung der viertelelliptischen Rissausbreitung im Anrissstadium

Der vorangegangene Abschnitt 5.5 hat verdeutlicht, dass die Phase der Rissausbreitung die Lebensdauer bestimmt und dass dabei die Ausbreitung kurzer Risse bis zur Bildung einer durchgehenden Rissfront dominiert. Die ursprüngliche Intention, die Lebensdauer einer Probe ausgehend von einer initialen Defektgröße mit reiner Rissfortschrittsrechnung vorherzusagen, ist damit abgesichert. Es gilt nun die Ausbreitung kurzer Risse im Einflussbereich der Kerbe genauer zu untersuchen.

Für die folgende Vorstellung der Ergebnisse und deren Auswertung wird die Nomenklatur gemäß Abbildung 5.22 festgelegt.

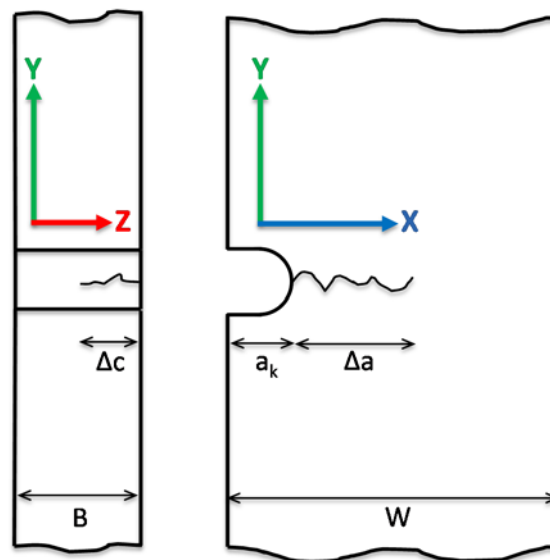


Abbildung 5.22 - Rissausbreitungsrichtungen

In Kapitel 3 wurde bereits beschrieben, dass die Rissinitiierung überwiegend an der Oberfläche erfolgt, wodurch die Ausbreitung kurzer Risse zwangsläufig in zwei Richtungen betrachtet werden muss; entlang der Oberfläche ( $z$ -Richtung) und in die Tiefe ( $x$ -Richtung). Der Umstand einer zweidimensionalen Rissausbreitung wird bei den meisten ganzheitlichen Modellierungsansätzen vernachlässigt. Berücksichtigt man, vor dem Hintergrund des Langrisswachstums (durchgehende Rissfront, Ausbreitung in  $x$ -Richtung), auch beim Kurzrisswachstum nur die Ausbreitung in  $x$ -Richtung, unterschlägt man, dass unter Umständen Wechselwirkungen der Rissausbreitungsanteile in  $x$ - und  $z$ -Richtung bestehen, sowie den Einfluss des Spannungsfeldes, der in beiden Hauptausbreitungsrichtungen unterschiedlich wirksam sein kann. Entstehende Abweichungen zwischen den Experimenten und dem Modell werden dann mit sogenannten Korrekturtermen für das Kurzstadium

korrigiert. Um die zweidimensionale Rissausbreitung, sprich  $\Delta a(x)$  und  $\Delta c(z)$ , zu verstehen, müssen die Rissfronten topographisch erfasst werden.

In Abschnitt 5.4 wurde gezeigt, dass eine Markierung des Rissfortschritts auf der Bruchfläche mit periodischen Überlasten möglich ist. Allerdings stellte sich die Methode als ungeeignet heraus, um Vorhersagen für Ermüdungsexperimente mit einer konstanten Belastungsamplitude abzuleiten. Die Überlasten selbst, ebenso wie z.B. der definierte, periodische Wechsel des Spannungsverhältnisses als ein weiteres Markierungsverfahren, üben einen Einfluss auf die Rissfortschritttrate aus, wodurch die reine Wirkung des Kerbspannungsfeldes auf den Rissfortschritt nicht mehr eindeutig separiert werden kann.

Um nunmehr den Einfluss einer Kerbe auf die Rissfortschrittsrate bei konstanter zyklischer Belastung bestimmen zu können und dabei auch die Entwicklung der Anrisse bzw. kurzen Risse nachzuvollziehen, wurden die in Abschnitt 4.2 eingeführten SEN-Proben aus EN AW 7475-T761 ohne Bohrungen für die Potentialabgriffe gefertigt. Es war dadurch möglich, mit der bestmöglichen Auflösung im REM die Oberfläche ( $x$ - $y$ -Ebene und  $y$ - $z$ -Ebene im Kerbgrund) zu analysieren und somit die frühe Rissentwicklung in zwei Richtungen zu verfolgen.

Die modifizierten SEN-Proben wurden auf ausgewählten Spannungsniveaus für eine vordefinierte Anzahl an Schwingspielen in der ERIKA ermüdet, dann ausgebaut und im REM analysiert. Es wurden die Risslängen sowohl im Kerbgrund ( $y$ - $z$ -Ebene), als auch auf den beiden Seitenflächen der Probe im Bereich der Kerbe ( $x$ - $y$ -Ebene) vermessen. Danach wurden die Proben wieder in der ERIKA für ein weiteres definiertes Schwingspielintervall ermüdet und die Risslängen im Anschluss erneut mittels REM bestimmt. Diese Abfolge wurde bis zur Bildung einer durchgehenden Rissfront über die komplette Probendicke  $B$  im Kerbgrund ( $y$ - $z$ -Ebene) wiederholt. Der daraus resultierende Zeitpunkt markierte den Übergang vom zweidimensionalen Kurz- zum eindimensionalen Langrisswachstum mit nur einer Hauptausbreitungsrichtung. Die Proben wurden im Stadium der Langrissausbreitung ohne weitere Unterbrechung bis zum Probenbruch ermüdet.

Um ausschließen zu können, dass der wiederholte Probenausbau einen nennenswerten Einfluss auf die Lebensdauer der SEN-Proben hatte, wurden die Lebensdauern mit den Wöhler-Kurven der kontinuierlich ermüdeten Proben aus Abschnitt 5.3 verglichen (Abbildung 5.23). Alle Ergebnisse lagen im Bereich der Streubänder ihrer kontinuierlich ermüdeten Pendants.

Es wurden nur SEN-Proben mit gefräster Kerbe untersucht, da die Oberflächenbeschaffenheit der drahterodierten Kerben eine Rissdetektion im REM nicht zuließ. Die aufgeschmolzenen Bereiche des drahterodierten Kerbgrundes verdeckten zu viele Rissegmente.

Die Vermessung der Risslängen im unbelasteten Zustand im REM barg eine Fehlerquelle, die darauf beruht, dass die Bestimmung der Risspitze eines geschlossenen Risses auf der jeweiligen Probenoberfläche nicht unbedingt eindeutig ist. Es wird zwar prinzipiell ein

Messfehler in  $x$ - und  $z$ -Richtung unterstellt, jedoch haben erste Abschätzungen gezeigt, dass zwischen den Risslängen und den möglichen Fehlerlängen mindestens eine Größenordnung liegt. Ein nomineller Fehlerwert wird deshalb zunächst nicht eingeführt.

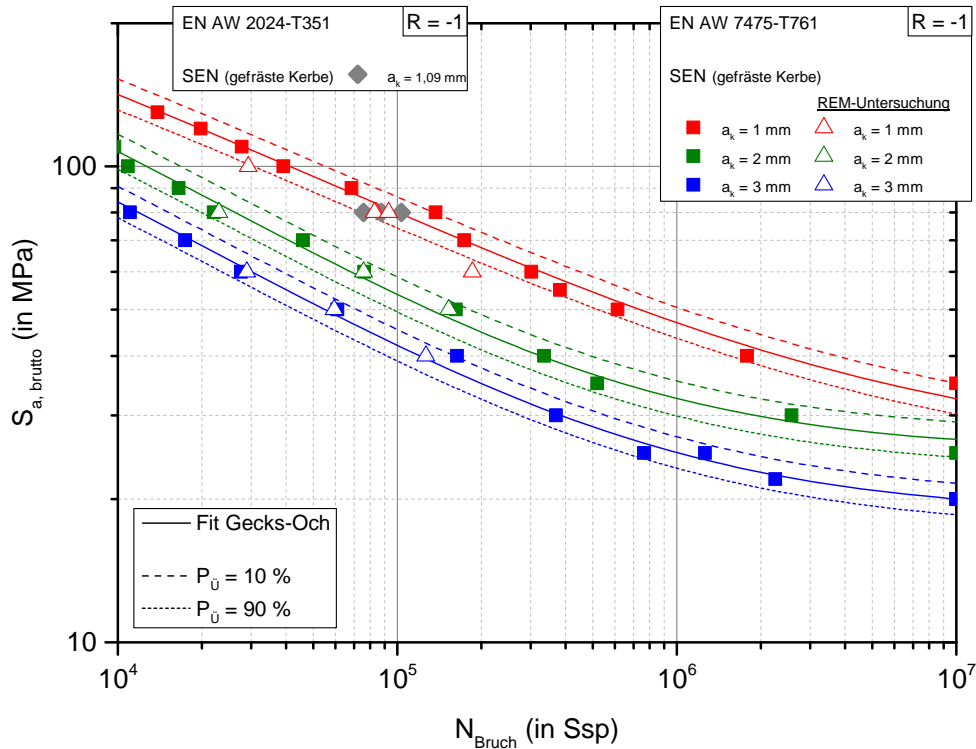


Abbildung 5.23 - Wöhlerkurven - REM-Untersuchung

In einer weiteren Versuchsreihe wurden SEN-Proben aus der Aluminiumlegierung EN AW 2024-T351 mit gefräster Kerbe ( $a_k = 1,09$  mm,  $\rho = 0,5$  mm,  $K_t = 3,8$ ) und ebenfalls ohne Potentialabgriffbohrungen den gleichen Messbedingungen unterworfen. Diese Vergleichsreihe sollte zeigen, ob die Anrissgeometrie und der Ort der Rissinitiierung bei der gewählten Probenform unabhängig vom Werkstoff bzw. der Materialsteifigkeit sind. Die entsprechenden Gesamtlebensdauern lagen im Bereich der Streuung der Wöhler-Kurven, wie Abbildung 5.23 zeigt.

In Abbildung 5.24 sind Eckanrisse der Probe 1 (siehe Abbildung 5.27) mittels REM-Aufnahmen der Seitenflächen und des Kerbgrunds nach 40.000 Schwingspielen abgebildet; dies entspricht ca. 50 % der Gesamtlebensdauer. Probe 1 wurde mit einer konstanten Nennspannung von 80 MPa ermüdet (siehe Tabelle 5.4). Die roten Linien zeichnen den Verlauf der beiden Haupteckanrisse nach. Die türkisfarbenen Pfeile markieren Nebeneckanrisse, die sich in den Ermüdungsetappen unterschiedlich stark ausbreiteten und schließlich stoppten. Takahashi et al. (Takahashi et al. 2012) untersuchten an Kreiskerben (EN AW 6061-T6) ebenfalls mikrostrukturell kurze Risse und fanden, dass es bei Ermüdungsversuchen an Kerben anfänglich zur Bildung mehrerer Anrisse kommen kann. Die Eckanrisse bilden sich in einem

Gebiet, das in Abschnitt 5.1 als die höchst belastete Fläche bezeichnet wird, wie ein Vergleich der Abbildung 5.24 mit den Abbildungen 5.4 bis 5.6 beweist. Die umgebende Mikrostruktur der einzelnen Anrisse, wie Korngrenzen bzw. Kornorientierungen, und der lokale Spannungsgradient entscheiden dann darüber, welcher dieser Anrisse sich zum Hauptriss entwickelt, während die restlichen Anrisse zum Stehen kommen.

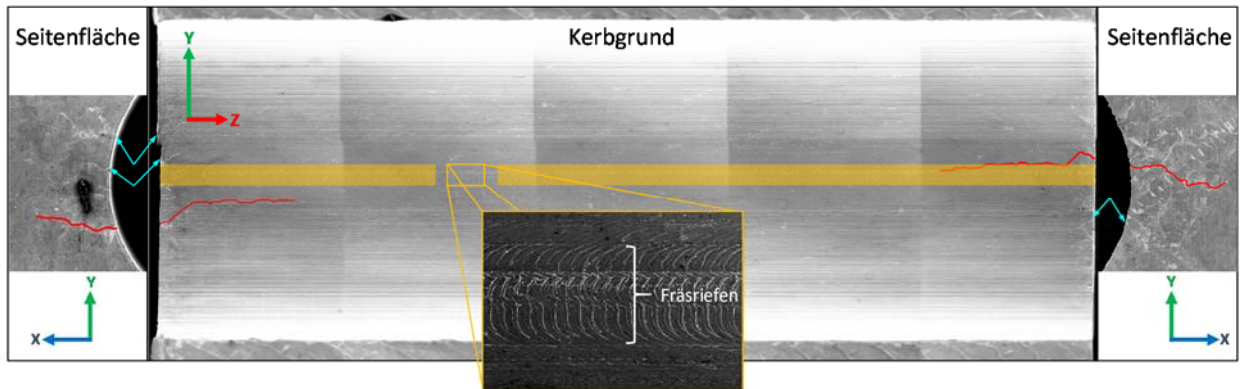


Abbildung 5.24 - REM-Aufnahme des Kerbgrundes

Solange die maximale Spannung im Kerbgrund – unabhängig von der Kerbtiefe – den Bereich des  $R_{p0,2}$ -Wertes nicht überschreitet ( $\sigma_{max} = \sigma_{nenn} \cdot K_t \leq R_{p0,2}$ ), breiteten sich bei 14 von 16 Proben zwei Haupteckanrisse aus; bei den beiden anderen Proben dominierte ein einzelner Eckanriss.

Bei weiteren Proben, bei denen  $\sigma_{nenn}$  so hoch gewählt wurde, dass  $\sigma_{max} = \sigma_{nenn} \cdot K_t > R_{p0,2}$  galt, kam es im Kerbgrund zu einer Vielzahl von Anrissen auf einem wesentlich größeren Flächenstück, wie in Abbildung 5.25 zu sehen ist (rote Linien; Zustand nach 15 % von  $N_{Bruch}$  bei theoretisch  $\sigma_{max, Kerbgrund} = 500$  MPa). Dies ist nach dem Spannungsintegralkonzept (siehe Abschnitt 5.1) zu erwarten gewesen.

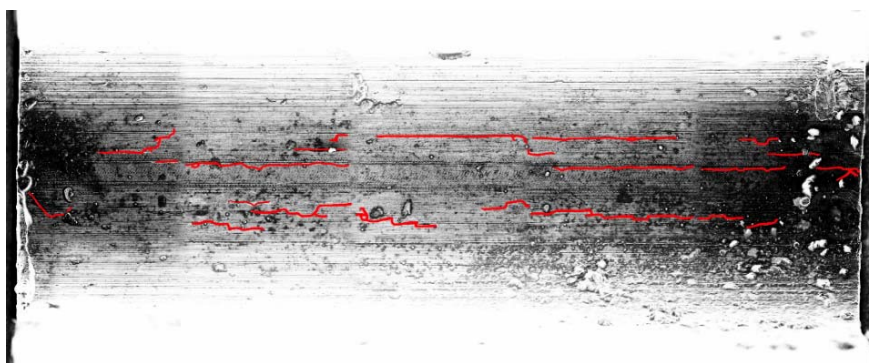


Abbildung 5.25 - REM-Aufnahme einer Probe mit massiver Plastifizierung im Bereich des Kerbgrundes

Die Abbildungen 5.4 bis 5.6 zeigten bereits, dass mit steigender Belastung (oder höherem Kerbfaktor) auch das höchst beanspruchte Volumen im Kerbgrund zunimmt. Die Belastungshöhe  $\sigma_{nenn} \cdot K_t$  bestimmt demzufolge auch die Ausdehnung der plastifizierten Zone an der Kerbspitze und damit das Gebiet, in dem sich die Anrisse bilden müssen.

Der **orangefarbene** Streifen in Abbildung 5.24 kennzeichnet den tiefsten Bereich des Kerbgrundes (Kerbwurzel), in dem gleichmäßige Fräsriefen (siehe vergrößerter Bildausschnitt) die Topographie bestimmen. Diese Riefen sind aus Fertigungsgründen (niedrige Umlaufgeschwindigkeit an der Werkzeugspitze) nicht zu vermeiden und hinterlassen in dem gekennzeichneten Bereich Druckeigenstressungen, die den wahren Kerbfaktor lokal reduzieren. Damit befindet sich die höchste Spannungskonzentration nicht zwangsweise an der Kerbwurzel, sondern leicht in **y**-Richtung verschoben, was die außermittigen Anrisse (**y**-Richtung) erklärt. Abbildung 5.26 stellt die fertigungsbedingte Abwandlung der höchst belasteten Fläche der Kerbe (**x-y**-Ebene) aus Abbildung 5.8 dar. Die **orangefarbene** Fläche entspricht dem Einflussbereich der Fräsriefen und den dadurch reduzierten inneren Spannungen.

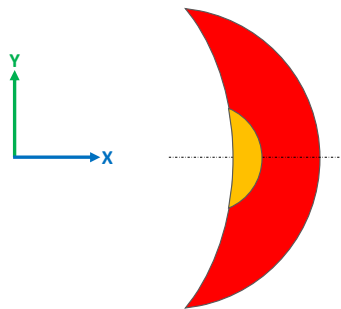


Abbildung 5.26 - Fertigungsbedingte Abwandlung der höchst belasteten Fläche

Um ähnliche zyklische Verformungszustände mit geringer Ausdehnung im Kerbgrund vorliegen zu haben, wurden für die weitere Auswertung nur die Proben betrachtet, bei denen  $\sigma_{nenn} \cdot K_t < R_{p0,01} \approx 400$  MPa galt. Wie in Abschnitt 4.1.1 angenommen, sind bis zu einer Gesamtdehnung von ca. 2 % die messbaren Verformungen der statischen und der zyklischen Spannungs-Dehnungs-Kurve annähernd gleich, wobei sicherlich Unterschiede im Gefüge vorliegen. Aus diesem Grund kann der statische  $R_{p0,01}$ -Wert in erster Näherung auch als Kriterium für die Ermüdung verwendet werden. Es galt im Kerbgrund  $\Delta\varepsilon_{pl} < 1 \cdot 10^{-4}$ , da bei allen fünf Proben  $\sigma_{max} \approx 308$  MPa war. Durch die Wahl dieses Spannungsniveaus konnten sich mit hoher Wahrscheinlichkeit nur zwei ausbreitungsfähige Eckanrisse im Gebiet der höchsten Verformung bilden. Die zu den Proben gehörigen Werkstoff-, Belastungs- und Lebensdauerdaten sind in Tabelle 5.4 zusammengefasst.

Tabelle 5.4 - Probandenübersicht der 2D-Rissausbreitung

Bezeichnung	Werkstoff	$a_k$ (in mm)	$S_{a,brutto}$ (in MPa)	$\sigma_{max}$ (in MPa)	$N_{Bruch}$ (in Ssp)
Probe 1	EN AW 7475-T761	1,00	80	305,6	83.945
Probe 2	EN AW 7475-T761	1,00	80	305,6	82.726
Probe 3	EN AW 7475-T761	2,00	60	310,2	75.786
Probe 4	EN AW 7475-T761	3,00	50	313,0	59.558
Probe 5	EN AW 2024-T351	1,09	80	304,0	78.842

Die Ergebnisse der Vermessung der Risslängen in  $x$ - und  $z$ -Richtung sind in den Abbildungen 5.27 bis 5.31 in einer Projektion in die  $x$ - $z$ -Ebene auf Höhe der Kerbwurzel dargestellt. In den Abbildungen ist zusätzlich die Rissausbreitungsrichtung (RAR) des Langrisswachstums angegeben. Durch die unterschiedlichen Risslängen in  $x$ - und  $z$ -Richtung wurden die Eckanrisse als Viertelellipse dargestellt. Parida et al. (Parida et al. 1998) fanden ebenfalls bei Ermüdungsintervallmessungen, dass bei Eckanrissen an einer Kerbwurzel die Risslänge entlang der Probendicke stets länger waren als diejenigen auf den Seitenflächen, woraus sich eine viertelelliptische Anrissgeometrie begründet.

Bei den Proben, bei denen sich in einem späten Messintervall schon eine durchgehende Rissfront über die gesamte Probendicke  $B$  im Kerbgrund gebildet hatte, wurde ein letztes Mal die Risslänge  $a$  auf den jeweiligen Seitenflächen bestimmt und deren Spitzen durch eine Gerade (idealisierte Rissfront) in der  $x$ - $z$ -Ebene verbunden.

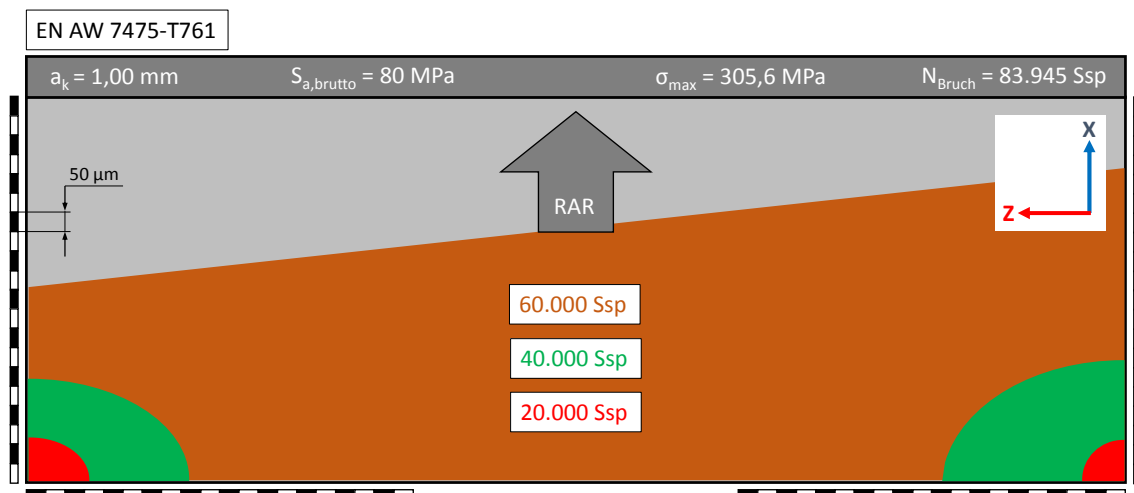


Abbildung 5.27 - 2D-Rissausbreitung auf der Bruchfläche, Probe 1

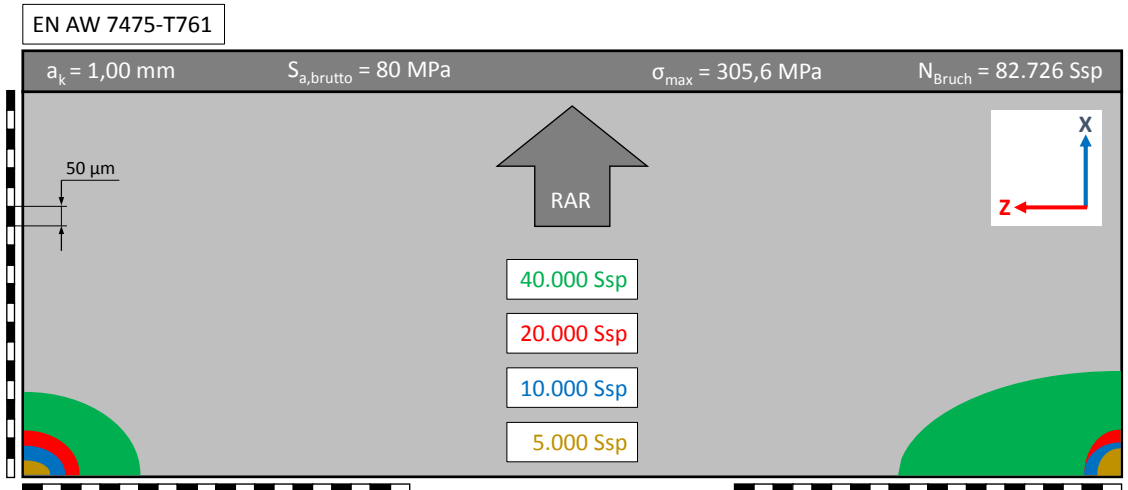


Abbildung 5.28 - 2D-Rissausbreitung auf der Bruchfläche, Probe 2

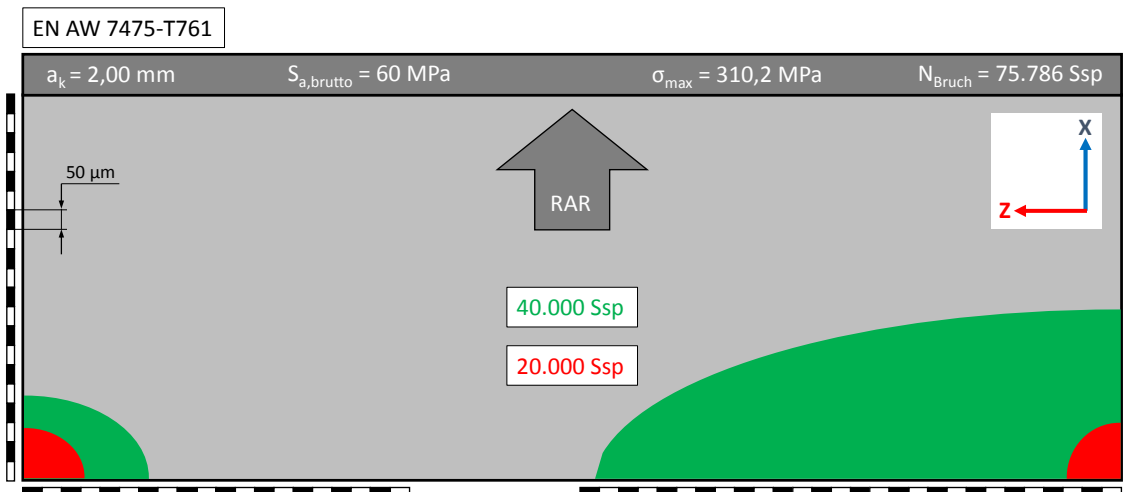


Abbildung 5.29 - 2D-Rissausbreitung auf der Bruchfläche, Probe 3

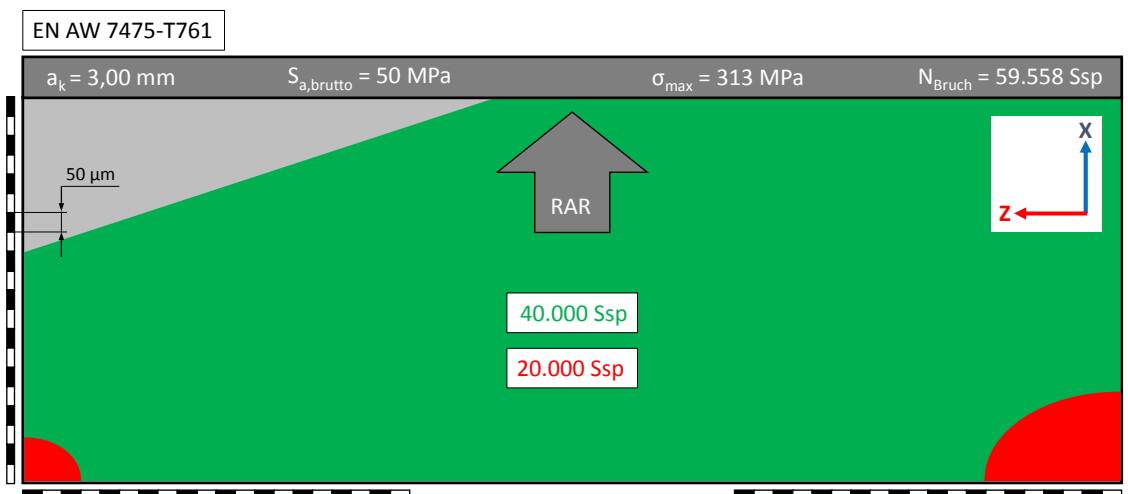


Abbildung 5.30 - 2D-Rissausbreitung auf der Bruchfläche, Probe 4



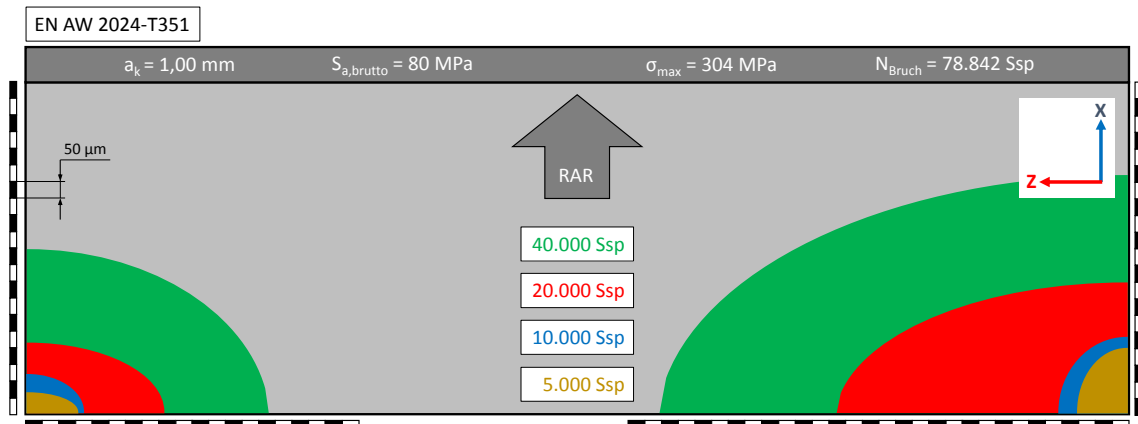


Abbildung 5.31 - 2D-Rissausbreitung auf der Bruchfläche, Probe 5

Die zweidimensionale, viertelelliptische Rissausbreitung auf den stilisierten Bruchflächen legt offen, dass die Rissausbreitung in  $z$ -Richtung bei kurzen Risse an Kerben dominiert. Zwar wies mitunter einer der Eckanrisse zwischenzeitlich in  $x$ -Richtung größere Werte der Risslänge auf, jedoch wurde dies binnen der nächsten 10.000 bis 20.000 Schwingspielen egalisiert und es stellte sich die viertelelliptische Eckanrissgeometrie mit der großen Halbachse in  $z$ -Richtung wieder ein. Die kurzzeitige „Entartung“ der Viertelellipse mit der großen Halbachse in  $x$ -Richtung kann u.a. auf gefügebedingte Ausbreitungsblockaden in  $z$ -Richtung zurückgeführt werden. Dies ist wiederum ein Beweis dafür, dass kurze Risse auf mikrostrukturelle Gegebenheiten reagieren und damit nur bedingt der LEBM gehorchen.

Bei den SEN-Proben aus der Legierung EN AW 2024-T351 (Probe 5) bildeten sich während Ermüdung auf dem gewählten Lasthorizont ebenfalls überwiegend zwei viertelelliptische Eckanrisse. Die Anrisse waren im Vergleich zu den Proben mit der gleichen Kerbtiefe und den gleichen Ermüdungskonditionen der Legierung EN AW 7475-T761 (Probe 1 und 2) etwas größer, was sich durch einen geringeren Materialwiderstand begründen lässt (vgl. Tabelle 4.2 und Tabelle 4.3).

Bei den nachfolgenden Modellansätzen wird daher von dem Anrisszenario zweier viertelelliptischer Haupteckanrisse ( $c$ : große Halbachse,  $a$ : kleine Halbachse) ausgegangen. Eine mögliche Erklärung für die Bildung elliptischer Anrisse wird in dem Umstand gesehen, dass das ideal elastische Spannungsfeld in  $x$ -Richtung einen abnehmenden Gradienten aufweist, während in  $z$ -Richtung entlang der Kerbwurzel die maximale Spannung  $\sigma_{max}$  herrscht. Dass überwiegend Eckanrisse beobachtet wurden, wird auf die Plattierschicht, die beide untersuchten Werkstoffe aus Korrosionsschutzgründen aufweisen, zurückgeführt.

Im Vergleich der Proben 1 - 4 (Abbildung 5.27 bis 5.30) fällt auf, dass alle Proben nach 20.000 Schwingspielen ähnlich große Eckanrisse aufweisen. Dagegen weicht der Rissfortschritt nach 40.000 Schwingspielen erheblich voneinander ab. Nach 40.000 Schwingspielen haben beispielsweise die Eckanrisse der Proben 1 und 2 ( $a_k = 1$  mm) in  $z$ -Richtung in der Summe noch nicht einmal ein Drittel der Probendicke überschritten, während

sich bei Probe 4 ( $a_k = 3$  mm) bereits ein Riss mit einer geschlossenen Rissfront über die gesamte Probendicke  $B$  und einer entsprechenden Ausdehnung in  $x$ -Richtung gebildet hat. 40.000 Schwingspiele entsprechen bei den Proben 1 und 2 ca. der Hälfte, bei der Probe 4 etwa zwei Drittel der Lebensdauer. Nach 60.000 Schwingspielen (ca. 75 %  $N_{Bruch}$ ) hat sich auch bei Probe 1 ein Riss mit durchgehender Rissfront gebildet, der dennoch kürzer ist als der Riss nach 40.000 Schwingspielen (ca. 67 %  $N_{Bruch}$ ) bei Probe 4.

Zu Versuchsbeginn lag bei allen fünf Proben die gleiche maximale Spannung im Kerbgrund  $\sigma_{max}$  vor. Die außen anliegende Nennspannung bei der Ermüdung der Probe 4 war deshalb vor dem Hintergrund der unterschiedlich hohen Kerbfaktoren (siehe Tabelle 5.1) 30 MPa niedriger als bei Probe 1 und 2 (siehe Tabelle 5.4). Die Ergebnisse aus Abschnitt 5.1 legen deshalb nahe, dass das höchst belastete Volumen bei den fünf Proben etwa gleich groß gewesen sein muss. Im Sinne der Kontinuumsmechanik (Neuber) sollten daher alle „Rissflächen“ im entsprechenden Untersuchungsintervall das gleiche Aussehen besitzen, da gleich große, höchst belastete Volumen prinzipiell gleich hohe Spannungsintensitätsfaktoren bedingen und diese zu gleichen Rissfortschritten führen. Dies trifft aber nur für die Anrisse bis 20.000 Schwingspiele annähernd zu.

Zur Erklärung des beschriebenen Unterschiedes des Rissfortschritts könnte man auch den Spannungsgradienten der jeweiligen Kerbtiefe heranziehen. Im Fall der Proben 1 und 2 müsste dieser dann stärker abfallen, damit deren Anrisse trotz gleichem  $\sigma_{max}$  zu Versuchsbeginn in ihrer Ausbreitung so gravierend hinter den Rissfortschritt der Probe 4 zurückfallen. Jedoch wurde in Abschnitt 5.1 gezeigt, dass zumindest die ideal-elastischen Spannungskomponenten  $\sigma_{yy}(x)$ , die bisher zur Beschreibung des Spannungsabfalls verwendet wurden (siehe Abschnitt 3.2, Methode des Spannungsgradienten), von  $\sigma_{max}$  und dem Kerbradius  $\rho$  abhängen. Beide Werte sind für die verglichenen Proben gleich, womit auch der Kerbspannungsverlauf gleich sein müsste.

Es ergibt sich die Schlussfolgerung, dass ein statisches, ideal elastisches Kerbspannungsfeld im Sinne der Kerbspannungslehre die Ausbreitung von Rissen in Kerben nur unzureichend beschreibt. Der Einfluss der Kerbe auf die Rissausbreitung unter zyklischer Beanspruchung, genauer gesagt, das Rissausbreitungsverhalten im Bereich der angerissenen Kerbe lässt sich offensichtlich nicht aus einer kontinuumsmechanischen Betrachtung ableiten.

Die Kerbe scheint schon entlastet zu sein, deutlich bevor sich eine Rissfront über die gesamte Probendicke gebildet hat. Die Behandlung der weiteren Rissausbreitung würde mit der LEBM erfolgen. Es gilt dann ab Entlastung der Kerbe  $\Delta K = \Delta\sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot (\Delta a + a_k)} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)$ , wodurch sich Unterschiede im Rissfortschritt sowohl auf die Nennspannung, als auch auf die Kerbtiefe zurückführen ließen.

## 6 Diskussion

### 6.1 Einführung

Die Versuchsergebnisse haben gezeigt, dass während der zyklischen Beanspruchung in gekerbten Bauteilen auch auf moderaten Belastungsniveaus sehr früh ausbreitungsfähige Risse entstehen, deren „Ausbreitungsgeschichte“ experimentell verifizierbar ist. Damit dominiert die Rissausbreitung die Gesamtlebensdauer. Ältere Ansätze, bei denen die Rissfortschrittsrechnung bestenfalls das letzte Drittel der Lebensdauer abdeckte, scheinen damit überholt. Zugleich kann eine statistische Betrachtung der Anrisslebensdauer vernachlässigt werden. Die Gesamtlebensdauer setzt sich damit nur noch aus der Kurzriss- und der Langrissausbreitung zusammen, d.h.  $N_{Bruch} = \Delta N_{SC} + \Delta N_{LC}$  (siehe Abbildung 2.6).

Üblicherweise gelingt die Beschreibung der Rissausbreitung mittels der linear elastischen Bruchmechanik, obwohl diese, wie eingangs dargelegt, streng genommen einem engen Fenster in ihrer Anwendbarkeit unterliegt. Solange die Bruchmechanik in Bezug auf die reale Rissausbreitung nicht als geschlossene Theorie verstanden werden kann, müssen Möglichkeiten für Erweiterungen und Anpassungen, die den experimentellen Gegebenheiten (Mikrostruktur etc.) geschuldet sind, ergriffen werden. Mit anderen Worten: Die Bruchmechanik stellt derzeit das bestmögliche Instrument zur Berechnung der Lebensdauer dar, wenn diese durch reine Rissausbreitung bestimmt ist.

In einer ersten Bewertung der Messergebnisse ist ein Einfluss von Fertigungsverfahren und Kerbgeometrie auf die Gesamtlebensdauer nicht von der Hand zu weisen. Es ist daher notwendig, diese Erkenntnis vor dem Hintergrund bruchmechanischer und kontinuumsmechanischer Aspekte zu diskutieren, und die daraus resultierenden, charakteristischen Einflussgrößen zu identifizieren und zu quantifizieren. Diese Größen und ihre funktionale Beschreibung sollen Einzug in ein neues Berechnungsverfahren zur Lebensdauervorhersage erhalten.

Zwar existieren ausreichend Vorhersagemethoden der Lebensdauer, jedoch ist man versucht, auftretende Ungenauigkeiten bei der Korrelation mit den Messwerten durch empirische Anpassungsparameter zu kompensieren (Vasudevan et al. 2001). Die Anzahl der Anpassungsparameter kann somit als ein Maß für die Qualität der Methode verstanden werden, da diese Parameter mit keiner bekannten mikrostrukturellen Größe eindeutig korreliert werden können.

Es wird dafür plädiert, möglichst solche Größen zu verwenden, die physikalisch beschreibbar sind. Die initiale Risslänge  $a_{ini}$  für Rissfortschrittsrechnungen gehört allerdings nur bedingt dazu, da sie spannungsabhängig angepasst werden muss (siehe Abbildung 2.6).

Die Ergebnisse dieser Arbeit zeigen, dass kurze Risse nachgewiesenermaßen aus viertelelliptischen Eckanrissen bestehen, die sich zweidimensional im Bauteil ausbreiten. Dies erfordert ein Umdenken in der Modellierung des Rissfortschritts. Für die zweidimensionalen Eckanrisse wird deshalb ein neuer Ausbreitungsablauf präsentiert.

Der Rissausbreitungsmodellierung und der daraus resultierenden Lebensdauervorhersage muss aber zunächst eine kritische Betrachtung des Risslängenmessverfahrens mit Hilfe der Gleichstrompotentialsonde vorangestellt werden. Dabei sind einige Umrechnungsverfahren der Potentialsondenwerte in Risslängen zu diskutieren, da diese prinzipiell für ihre Anwendung auf die individuelle Geometrie der Anrisse kalibriert werden müssen.

Auf das Bindeglied zwischen technischer und bruchmechanischer Rissausbreitung mittels Risssschließen (Crack Closure, CC) wird hier bewusst verzichtet. Eine akzeptable Kausalkette für anfängliche Verzögerungen der Rissfortschrittsrate kurzer Risse ließe sich mit Hilfe des Risssschließens herleiten. Das Risssschließen von kurzen Rissen ist jedoch nur sehr schwer bzw. gar nicht messbar. Dies liegt u.a. darin begründet, dass kurze Risse überwiegend einer gemischten Belastung aus Modus II (kein Risssschließen) und Modus I (Risssschließen kann auftreten) unterliegen, der „wahre“ Anteil und Einfluss des Risssschließens also nicht separiert werden kann. Und so bleibt das Risssschließen eine Hilfskonstruktion, die experimentelle Unsicherheiten birgt. Elbers (Elber 1970) ursprüngliche Entdeckung, dass sich ein Riss nur im Bereich eines effektiven Spannungsintensitätsfaktors, d.h. zwischen der maximalen Belastung und der notwendigen Belastung für die Öffnung des Risses, ausbreiten kann, wurde in Bezug auf kristallographische Risse bereits widerlegt (u.a. Gudladt et al. 1993). Zahlreiche weitere Gründe für berechtigte Zweifel am CC finden sich bei (Kujawski 2001).

### 6.2 Kritische Betrachtungen der Risslängenmessung mittels DCPD

Bereits in Abschnitt 4.5 wurde die Gleichstrompotentialsonde für die in dieser Arbeit untersuchten SEN-Proben aus der Legierung EN AW 7475 T761 als das geeignetste Verfahren zur Rissdetektion und zur In-situ-Messung der Rissausbreitung vorgestellt. Zudem konnte durch die verbesserte Messgenauigkeit in Abschnitt 5.5 gezeigt werden, dass die Rissausbreitung früher einsetzt, als bisher nachweisbar gewesen ist.

In Verbindung mit den Ergebnissen aus Abschnitt 5.6 wird deutlich, dass die existenten Umrechnungsvarianten von Potentialsondenwerten in Risslängen einer Transformation für das Kurzrissswachstum bedürfen, um auch im Frühstadium der Rissausbreitung verlässliche Aussagen über die Risslänge treffen zu können.

Die wohl am häufigsten verwendete Lösung der Laplace-Gleichung nach Johnson unterliegt, wie in Abschnitt 4.5.2 vorgestellt, der Einschränkung, dass sie auf die  $x$ - $y$ -Ebene

begrenzt ist (Johnson 1965). Es kann also weder eine Aussage über die Geometrie, noch die Anzahl der Anrisse getroffen werden, da die Potentialsonde die Zunahme einer Rissfläche und damit integral misst. Für Messungen von absoluten Risslängen muss die Potentialsonde zudem kalibriert werden. Dies geschieht, indem der halbe Potentialabgriffabstand  $y_0$  in der Johnson-Formel angepasst wird. Die Kalibrierung mit den experimentellen, sowie mit den numerischen Ergebnissen lieferte hierbei übereinstimmend einen Wert von  $y_0 = 2,37$  mm für die untersuchte Legierung EN AW 7475-T761.

In Abbildung 6.1 ist, bedingt durch die Geometrie der Sondenmessung, der mögliche Wertebereich, der abhängig ist vom Durchmesser der Potentialabgriffstifte, für die Anpassung des halben Potentialabgriffabstandes mit  $1,5 < y_0 < 2,5$  mm angegeben. Die Johnson-Formel mit den beiden Grenzwerten des halben Abgriffabstands  $y_0$  von 1,5 mm und 2,5 mm wurde auf den gleichen  $U/U_0$ - $N$ -Datensatz angewandt. Zu erkennen ist, dass sich der gesamte Kurvenverlauf in Abhängigkeit des halben Potentialabgriffabstandes ändert. Mit steigendem  $y_0$  sinkt die Kurve im Anfangsbereich und weist nach der Plateauphase eine höhere Steigung auf. Es ist also gerade für die Bestimmung der Rissfortschrittsrate ganz entscheidend, welcher Potentialabgriffabstand angesetzt wird, da sonst erhebliche Abweichungen zwischen der realen Rissfortschrittsrate und der aus den gemessenen Werten generierten Rate auftreten.

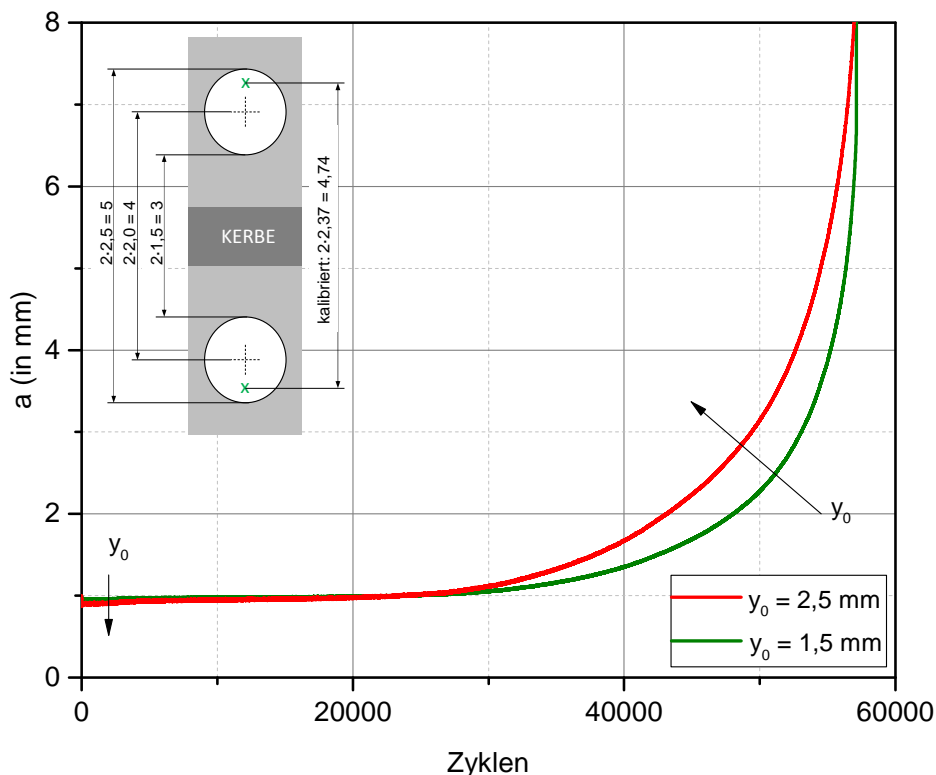


Abbildung 6.1 - Auswirkungen der Anpassung des Potentialabgriffabstandes

Für die Herleitung seiner Kalibrierfunktion wählte Johnson einen unendlich schmalen Schlitz als Ausgangsschädigung seiner Probe. Wie unterschiedlich der Verlauf der elektrischen Feldstärke in Bezug auf die Startkonfiguration ausfällt, wird in Abbildung 6.2 und 6.3 deutlich. In Abbildung 6.2 ist das FE-Modell einer einseitig angerissenen Probe mit einer Risslänge von 1,5 mm zu sehen. Dabei deuten die farbigen Pfeile den Verlauf des elektrischen Feldes an. Im Vergleich dazu ist in Abbildung 6.3 eine SEN-Probe mit der U-Kerbe ( $a_k = 1$  mm) und einer Risslänge von 0,5 mm abgebildet. Unter bruchmechanischen Gesichtspunkte ist die Gesamtrisslänge der beiden Probenkonfigurationen zwar gleich, der Verlauf des elektrischen Feldes im risspitzennahen Bereich aber sehr unterschiedlich.

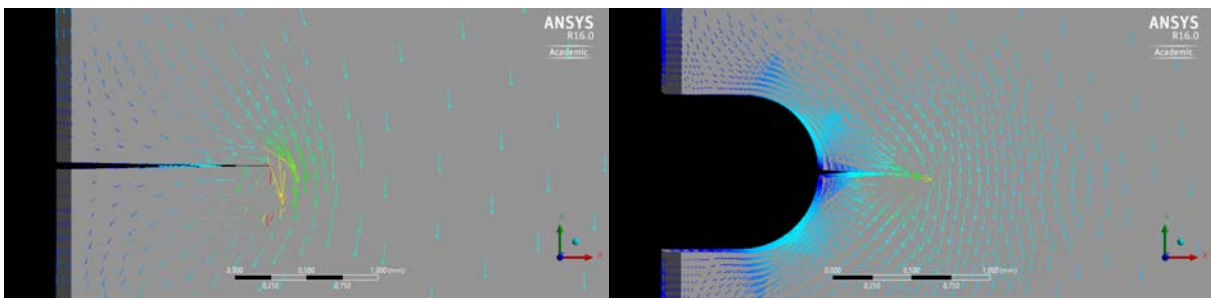


Abbildung 6.2 - Einseitig angerissene Probe

Abbildung 6.3 - SEN-Probe mit Riss

$(a = \Delta a = 1,5 \text{ mm})$

$(a = \Delta a + a_k = 0,5 \text{ mm} + 1 \text{ mm})$

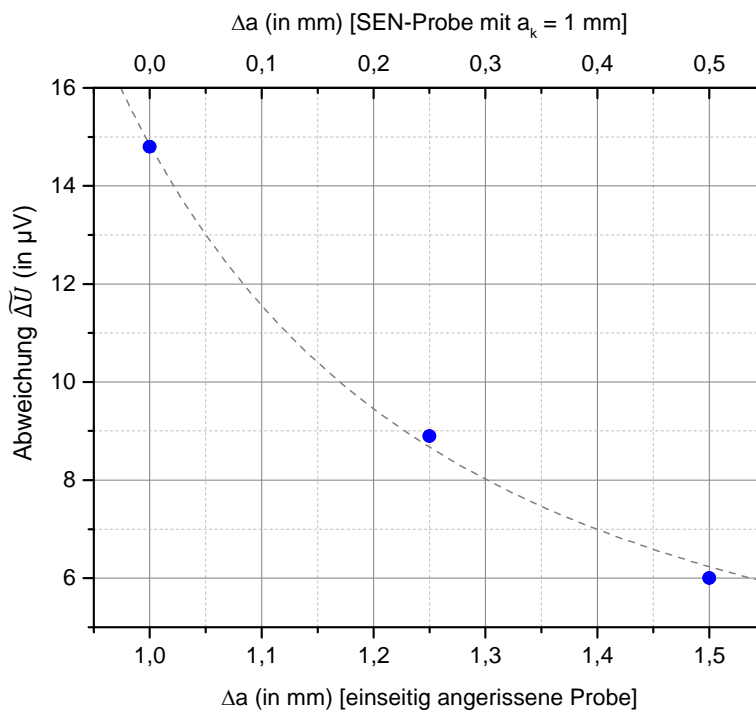


Abbildung 6.4 - Differenz der elektrischen Potentiale einer angerissenen Probe mit und ohne Kerbe

Dies schlägt sich folglich auch in der Abweichung der gemessenen Potentialdifferenzen  $\widetilde{\Delta U}$  nieder. In Abbildung 6.4 ist für die beiden verglichenen, angerissenen Proben die Abweichung der simulierten Potentiale angegeben. Für  $\Delta a \gg a_k$  folgt  $\widetilde{\Delta U} \rightarrow 0$ . Umgekehrt bedeutet dies, dass je kürzer der Riss ist, desto größer ist die Abweichung  $\widetilde{\Delta U}$  zwischen den Startkonfigurationen. Dementsprechend ist es für die Kalibrierung der Potentialsonde im Kurzrisbereich zur präzisen Risslängenbestimmung entscheidend, welche Kalibrierfunktion für die vorliegende Probengeometrie verwendet wird.

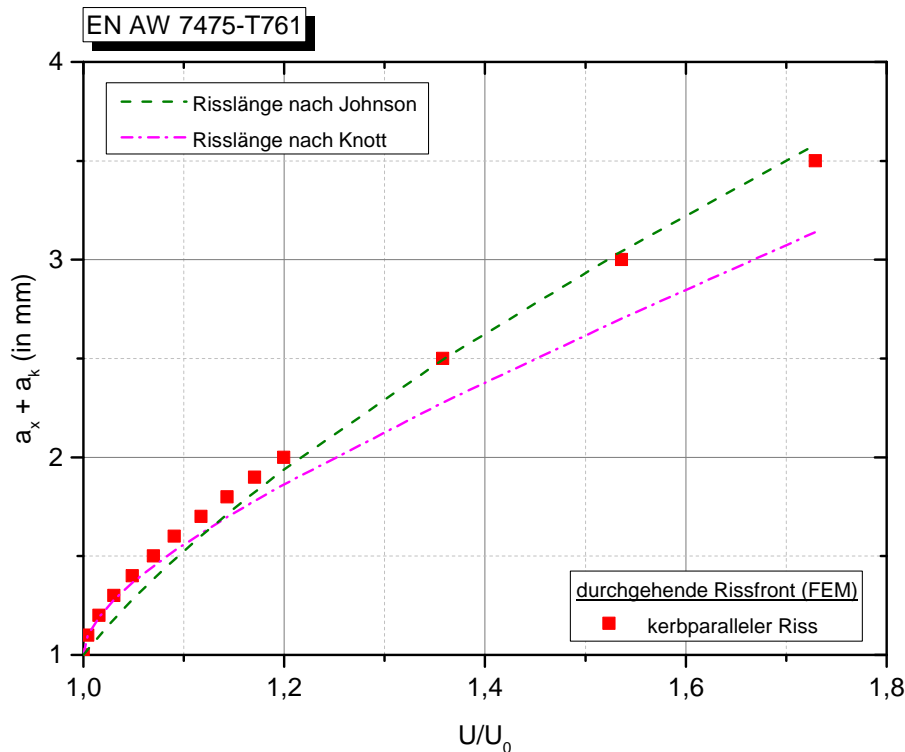


Abbildung 6.5 - Vergleich der Kalibrierfunktionen nach Johnson und Knott an einer SEN-Probe

Knott leitete für halbkreisförmige, halbelliptische und V-Kerben Kalibrierfunktionen mit Hilfe der Methode der konformen Abbildung her (Clark und Knott 1975; Knott 1980). Für eine halbkreisförmige Kerbe, bei der sich die Potentialabgriffe theoretisch an den Schnittpunkten des Kreisumfangs mit der Probenstirnseite ( $y$ - $z$ -Ebene) befinden, erhielt er die Gleichung (6-1) bzw. Gleichung (6-2). Diese Funktion nach Knott wurde in erster Näherung für die untersuchten SEN-Proben in einem Vergleich mit der Johnson-Formel genutzt. Beide Funktionen wurden auf die Ergebnisse einer FEM-Rissausbreitungssimulation für eine kerbparallele, durchgehende Rissfront angewandt. In Abbildung 6.5 weist dabei die Formel nach Knott im Anfangsbereich die höhere Korrelation auf, während die Johnson-Formel mit zunehmender Risslänge den Kurventrend besser wiedergibt.

$$\frac{U}{U_0} = \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{a_k + a}{a_k} + \frac{a_k}{a_k + a} \right) \quad (6-1)$$

$$a = a_k \cdot \left( \sqrt{\left( \frac{U}{U_0} \right)^2 - 1} + \frac{U}{U_0} - 1 \right) \quad (6-2)$$

Neben der soeben aufgezeigten Notwendigkeit, die endliche Kerbgeometrie im Frühstadium der Rissausbreitung bei einer Kalibrierung zu berücksichtigen, verdeutlichen die Ergebnisse aus Abschnitt 5.6, dass die durchgehende, kerbparallele Rissfront ein idealisierter Zustand ist, der, wenn überhaupt, in der fortgeschrittenen Langrissausbreitung zu finden ist.

Abbildung 6.6 zeigt einen einzelnen Eckanriss im Kerbgrund ( $y$ - $z$ -Ebene) mit einer Länge  $c$  von 244  $\mu\text{m}$ . Die REM-Aufnahme zeigt eine Probe mit einer Kerbtiefe  $a_k = 1 \text{ mm}$ , die mit einer konstanten Last von 80 MPa ermüdet wurde, bei 21 % der Lebensdauer  $N_{Bruch}$ . Zur Messung des zugehörigen Potentials wurde die Anordnung der Potentialabgriffe gewählt, wie in Abbildung 6.7 skizziert. Der Potentialanstieg im Intervall von 10.000 bis 20.000 Schwingspielen (von 10,5 % auf 21 %  $N_{Bruch}$ ) um ca. 1  $\mu\text{V}$  (siehe Abbildung 6.7) kann bei einem durchschnittlichen Verhältnis der Halbachsen von 1:1,5 bis 1:2 auf eine Rissfläche von ungefähr 0,023-0,031  $\text{mm}^2$  zurückgeführt werden. Es ist also durchaus möglich, auch kleinste Risse im Mikrometerbereich mit der Potentialsonde zu detektieren.

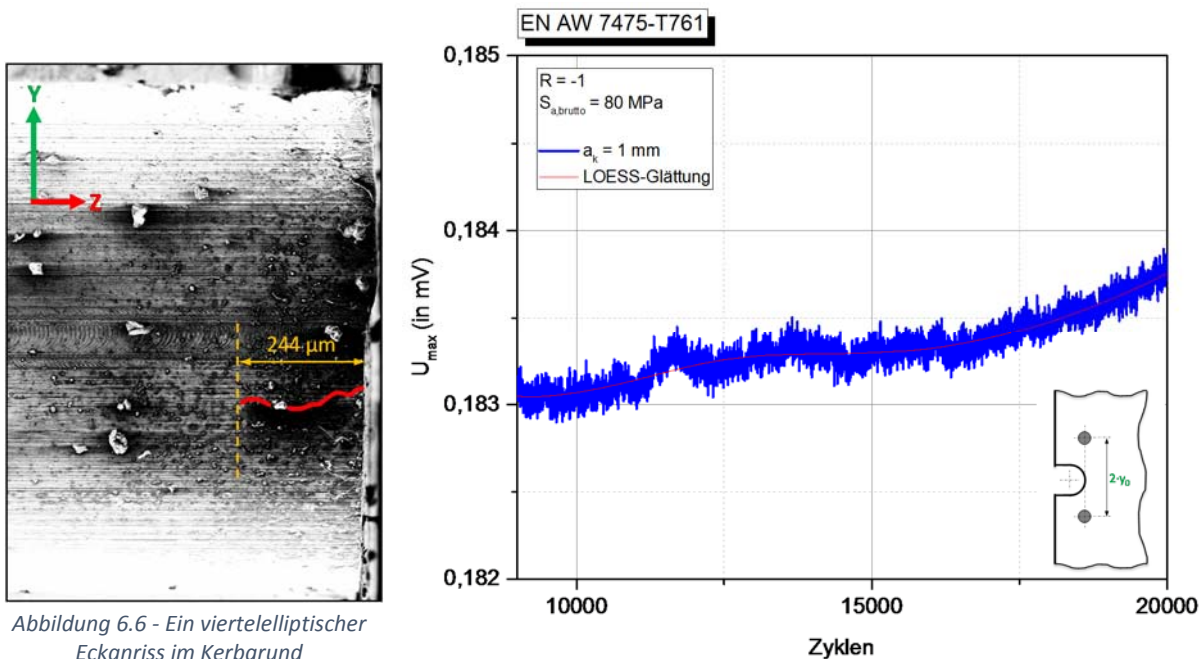


Abbildung 6.6 - Ein vierteil elliptischer Eckanriss im Kerbgrund

Abbildung 6.7 - Signifikanter Potentialanstieg als Reaktion auf den einzelnen Eckanriss



In Abschnitt 5.6 wurde geschildert, dass es bei Versuchsbeginn zur Bildung mehrerer Eckanrisse kommen kann, von denen sich einer zum Haupteckanriss entwickelt. Für weitere Betrachtungen wird unterstellt, dass die gemessenen Potentialänderungen ausschließlich durch die jeweiligen Hauptanrisse erzeugt werden.

Auch wenn die Formel nach Knott für sehr kurze Risse an Kerben die höhere Korrelation aufweist, wird dennoch die Johnson-Formel zunächst präferiert, da sie sich über die gesamte Risslänge anpassen lässt, während Knotts Ansatz Einzelfalllösungen ohne Anpassungsparameter generiert.

Um mit Hilfe der Johnson-Formel die „wahre“ Rissfortschrittsrate in der Kurzrisphase in  $x$ - und  $z$ -Richtung bestimmen zu können, ist eine Transformation der Johnson-Risslänge in die dominierende Anrissgeometrie notwendig, wie Abbildung 6.8a und 6.8b zeigen. Die mit der Johnson-Formel in eine Risslänge umgerechneten Potentialsondendaten bedeuten eine durchgehende, kerbparallele, eindimensionale Rissfront. Demgegenüber stehen die Messergebnisse aus Abschnitt 5.6, wonach die SEN-Proben im Bereich der Kerbwurzel überwiegend mit zwei viertelelliptischen, zweidimensionalen Eckrisse anreißen, welche erst im Zuge des Rissfortschritts zusammenwachsen und dabei eine durchgehende Rissfront bilden (Abbildung 6.8c). Die Risslänge nach Johnson ist demzufolge in  $x$ -Richtung auch bedeutend kürzer als die entsprechende, messbare Risslänge der Eckanrisse;  $\Delta a_{Johnson,1D} \ll \Delta a_{Eckanrisse,2D}$ .

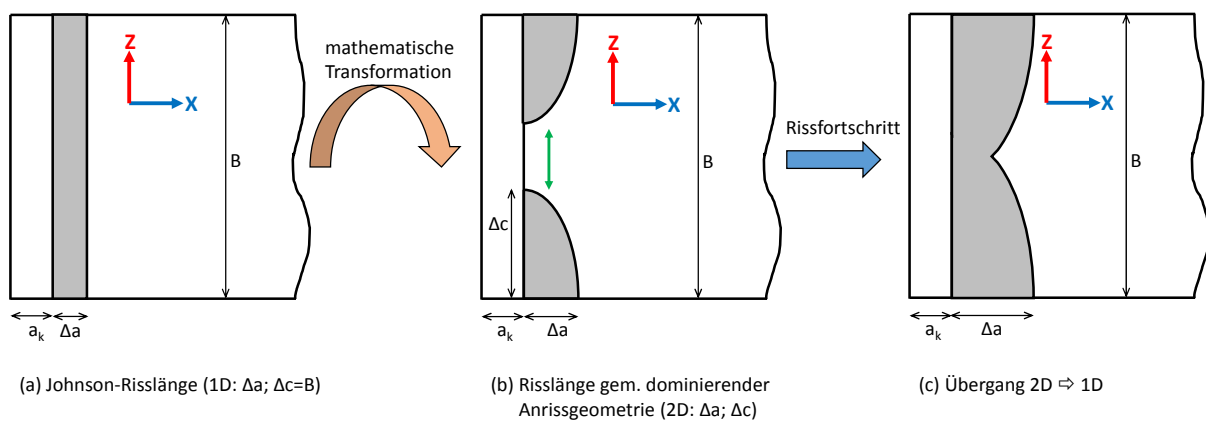


Abbildung 6.8 - Transformation der Johnson-Risslänge in viertelelliptische Anrisse

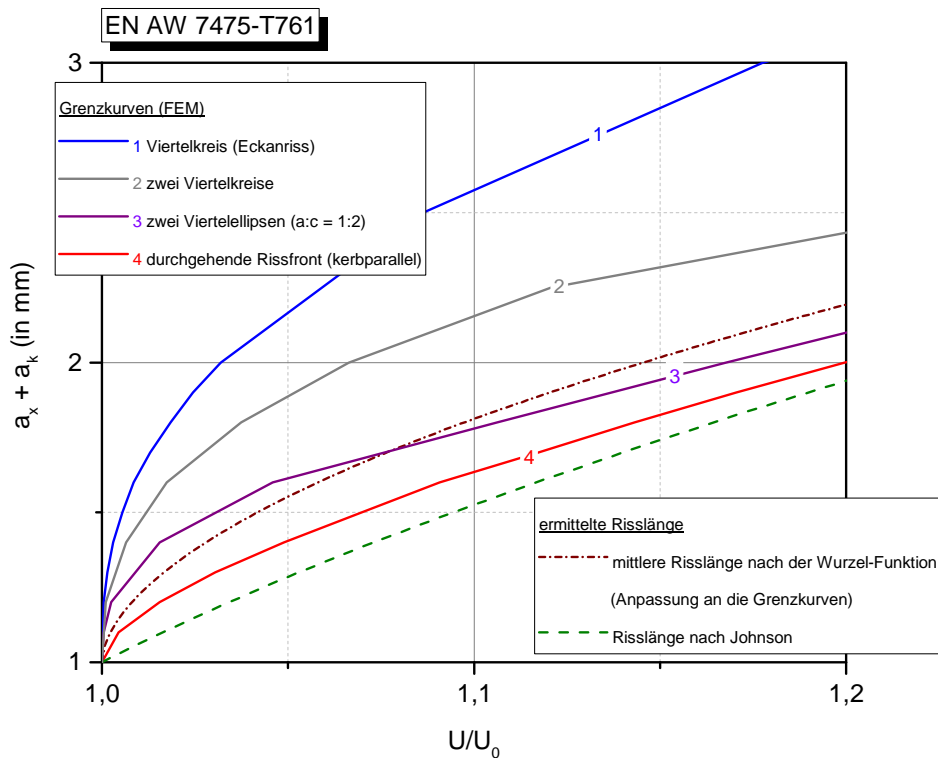


Abbildung 6.9 - Grenzfälle möglicher Anrisse und die mittlere Risslänge

Abbildung 6.9 stellt die möglichen Grenzfälle der Anriszbildung dar. Auf der einen Seite steht dabei die durchgehende, kerbparallele Rissfront (rote Kurve) und auf der anderen Seite ein einzelner viertelkreisförmiger Eckanriss (blaue Kurve). In der Darstellung ist in  $x$ -Richtung die Kerbtiefe  $a_k$  von 1 mm inkludiert. Das „wahre“ Anriszbild liegt zwischen diesen beiden Grenzkurven. Im Anhang 6 befindet sich ein Gedankenexperiment zur Vertiefung der Umrechnungsproblematik und der sich daraus ergebenden Unterschiede.

Um schließlich die endliche Kerbgeometrie sowie die unterschiedlichen Anrisstypen bei der Umrechnung der Potentialsondendaten in Risslängen berücksichtigen zu können, wird ein neuer, simpler Ansatz auf Basis einer Wurzel-Funktion (Gleichung (6-3)) eingeführt.

$$a_x = q \cdot \left( \frac{U}{U_0} - 1 \right)^r + a_k \quad (6-3)$$

Der Anpassungsparameter  $q$  steht dabei in Verbindung mit der Neigung der Anpassungskurve und der Parameter  $r$  mit dem Grad der Kurvenkrümmung.

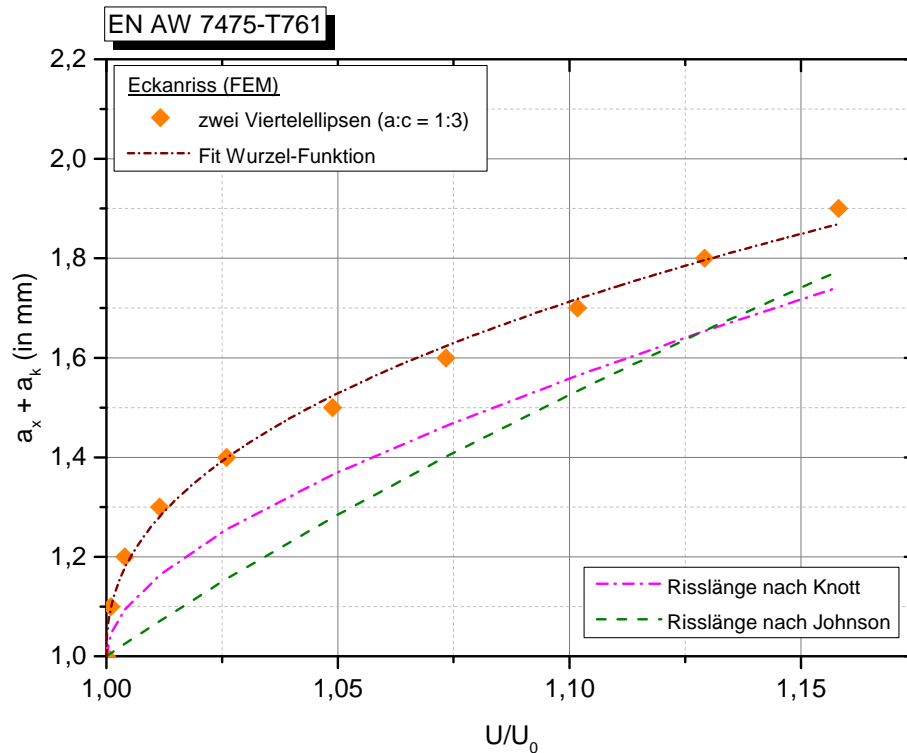


Abbildung 6.10 - Kalibrierung zweier viertelleiptischer Anrisse

Angewandt auf zwei Viertellellipsen mit einem Halbachsenverhältnis von 1:3 wird mit der Gleichung (6-3) ein Bestimmtheitsmaß  $R_{korr.}^2$  von 0,99544 erreicht. Im Vergleich dazu sind in Abbildung 6.10 die Kalibrierfunktionen nach Johnson und Knott ergänzt. Die Vorteile der empirischen Anpassung, die auf zweidimensionaler Rissausbreitung beruht, sind offensichtlich.

Tabelle 6.1 - Ergebnisse der Anpassung der Wurzelfunktion

Risstyp	$y_0$ (in mm)	$q$	$r$	$R_{korr.}^2$
2 Viertellipsen ( $a:c = 1:2$ )	2	2,2692	0,43526	0,99421
2 Viertellipsen ( $a:c = 1:3$ )	2	1,92448	0,43119	0,99544
durchgehende Rissfront	2	3,0805	0,68815	0,99946
durchgehende Rissfront	4	5,36107	0,63363	0,99976
mittlere Risslänge	2	2,9187	0,55575	0,93728

Die Wurzelanpassungsfunktion wurde in einem weiteren Validierungsschritt auf zwei viertelleiptische Eckanrisse mit einem Halbachsenverhältnis von 1:2 und 1:3 sowie auf einen Riss mit durchgehender Rissfront angewandt (siehe Abbildung 6.11). Die zugehörigen Parameter und deren Güte sind der Tabelle 6.1 zu entnehmen.

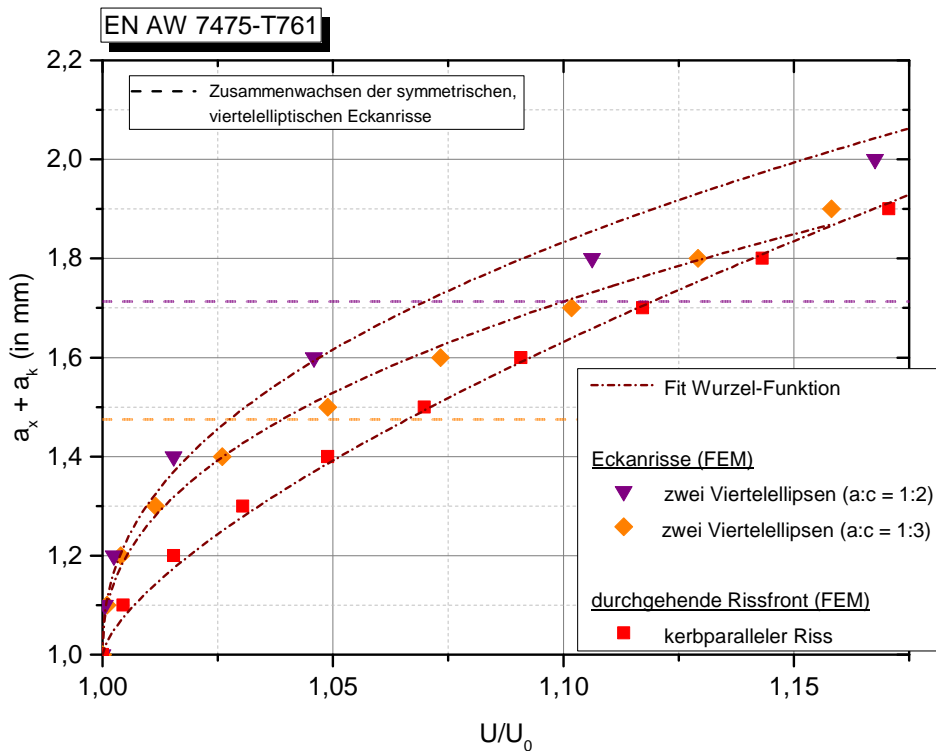


Abbildung 6.11 - Wurzelfit für unterschiedliche Risstypen

Die horizontalen, gestrichelten Geraden in Abbildung 6.11 markieren den jeweiligen Zeitpunkt des Zusammenwachsens der beiden symmetrischen, viertelelliptischen Ecknarisse (vgl. Abbildung 6.8b und 6.8c). Mit dem Zusammenwachsen der Viertelellipsen nähern sich deren Kurven stärker der Kurve des durchgehenden Risses an, da der Flächenunterschied immer weiter abnimmt und die Rissausbreitung nur noch in  $x$ -Richtung stattfindet.

Auch bei einer Vergrößerung des Potentialabgriffabstandes kann die Gleichung (6-3) erfolgreich an die Messergebnisse angepasst werden, wie in Abbildung 6.12 zu sehen ist (siehe auch Tabelle 6.1). In dieser Abbildung wird noch einmal deutlich, wie sehr die Empfindlichkeit der DCPD-Messmethode von eben diesem Abgriffabstand abhängig ist. Je größer der Abgriffabstand ist, desto größer ist das Rissinkrement, welches bei gleicher Potentialänderung aufgelöst werden kann (vgl. auch Abbildung 4.6).

Da die mit Hilfe der Johnson-Formel ermittelten Risslängen kurze Risse (selbst Risse mit durchgehender, kerbparalleler Rissfront) ausgehend von Kerben stets unterschätzen, wird die Wurzel-Funktion (Gleichung (6-3)) auf eine mittlere Risslänge der relevanten Anrisstypen kalibriert (siehe Abbildung 6.9). Für die Auswertung kurzer Risse werden als Anrisstypen zwei Viertelkreise, zwei Viertelellipsen und für den Übergang zum langen Riss der durchgehende Riss gewählt. Bei der untersuchten Legierung rissen die Proben fast ausschließlich mit zwei Ecknarissen an, so dass eine Begrenzung der möglichen Anrisse auf den Bereich zwischen zwei viertelkreisförmigen Ecknarissen und dem durchgehenden Riss sinnvoll erscheint. Durch die zusätzliche Berücksichtigung des Anrisstyps zweier Viertelellipsen mit einem

Halbachsenverhältnis von 1:2 erfährt die Mittelung eine geeignete Gewichtung innerhalb des relevanten Bereichs. Die ermittelten Anpassungsparameter an die Kurven der drei ausgewählten Anrissstypen finden sich ebenfalls in Tabelle 6.1.

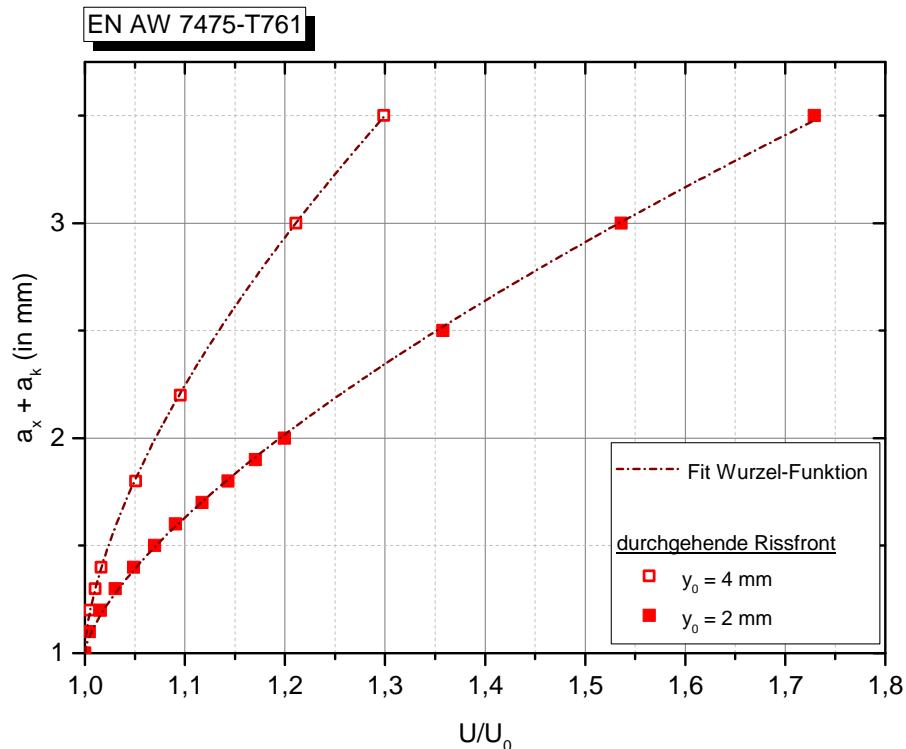


Abbildung 6.12 - Wurzelfit für zwei unterschiedliche  $y_0$

In einem abschließenden Schritt hinsichtlich der Optimierung der Auswertung und Transformation der Potentialsondendaten wurde die Wurzel-Funktion mit den Anpassungsparametern aus der Mittelungsprozedur genutzt, um aus der Kurve in Abbildung 6.13 eine reale Rissfortschrittsrate für das Kurzriszwachstum zu generieren, wie in Abbildung 6.14 dargestellt. Dabei wurde die Rissfortschrittsrate gemäß der in Abschnitt 4.6 vorgeschlagenen LOESS-Methode berechnet. Die Messkurve des Potentials gehört zu der in Abschnitt 5.5 bereits vorgestellten SEN-Probe (Abbildung 5.18 und 5.19). Das Minimum der Rissfortschrittsrate wurde auf eine Risslänge  $a_{min}$  von 123  $\mu\text{m}$  bestimmt. Zum direkten Vergleich ist in Abbildung 6.14 auch die sich ergebende Rissfortschrittsrate bei Verwendung der Johnson-Funktion abgebildet. Da die Kurve flacher verläuft, als die mittels Wurzel-Funktion bestimmte Kurve, wird das Minimum schon nach 47  $\mu\text{m}$  erreicht. Die Existenz des Minimums in der Rissfortschrittsrate ist also grundsätzlich real (vgl. dafür den grau hinterlegten Bereich in Abbildung 5.19 nach ca. 30.000 Schwingspielen). Sie betrifft den Kurzrissezustand, bei dem – gemessen an den Ergebnissen aus Abschnitt 5.6 – noch keine geschlossene Rissfront vorliegt, d.h., es breiten sich lediglich die beiden Eckrisse aus.

Bei dem Vergleich der beiden Auswertemethoden in Abbildung 6.14 bleibt abschließend festzustellen, dass der Absolutwert der Risslänge von der gewählten Kalibrierfunktion abhängt. Eine präzise Kalibrierung der Risslänge in  $x$ - und  $z$ -Richtung ist mit der verwendeten Messmethodik nur möglich, wenn man die exakte Anrissgeometrie kennt. Die Kalibrierfunktion zur Auswertung kann also erst nach dem Experiment exakt festgelegt werden bzw. die Kalibrierfunktion nach Johnson kann für die In-situ-Messung verwendet werden und die exakte Auswertung erfolgt dann später. Dabei gilt, dass je mehr Anrisse sich bilden, desto geringer wird die Abweichung durch eine erste Kalibrierung mit der Johnson-Funktion.

Die Entwicklung einer Kalibrierfunktion anhand einer experimentell nachgewiesenen, dominierenden Anrissgeometrie ist somit in letzter Konsequenz ein Kompromiss, da die Anrissgeometrie einer jeden Probe von der individuellen Mikrostruktur beeinflusst wird und dadurch nie vollkommen identische Rissverläufe auftreten.

Solange sich also Anrisse, d.h. kurze Risse, zweidimensional ausbreiten, kann die Umwandlung der Potentialsondendaten in Risslängen mit Hilfe einer Kalibrierfunktion überwiegend nur ein qualitatives Abbild der Rissausbreitung liefern. Erst mit Erreichen einer durchgehenden Rissfront über die komplette Probendicke und dadurch der Rissausbreitung in eine Richtung lässt sich einem Potentialanstieg eine Rissverlängerung mit einem geringen Fehler zuordnen. Abweichungen oder Fehler ergeben sich hier u.a. durch nicht kerbparallele Rissfronten bzw. stark gekrümmte Fronten.

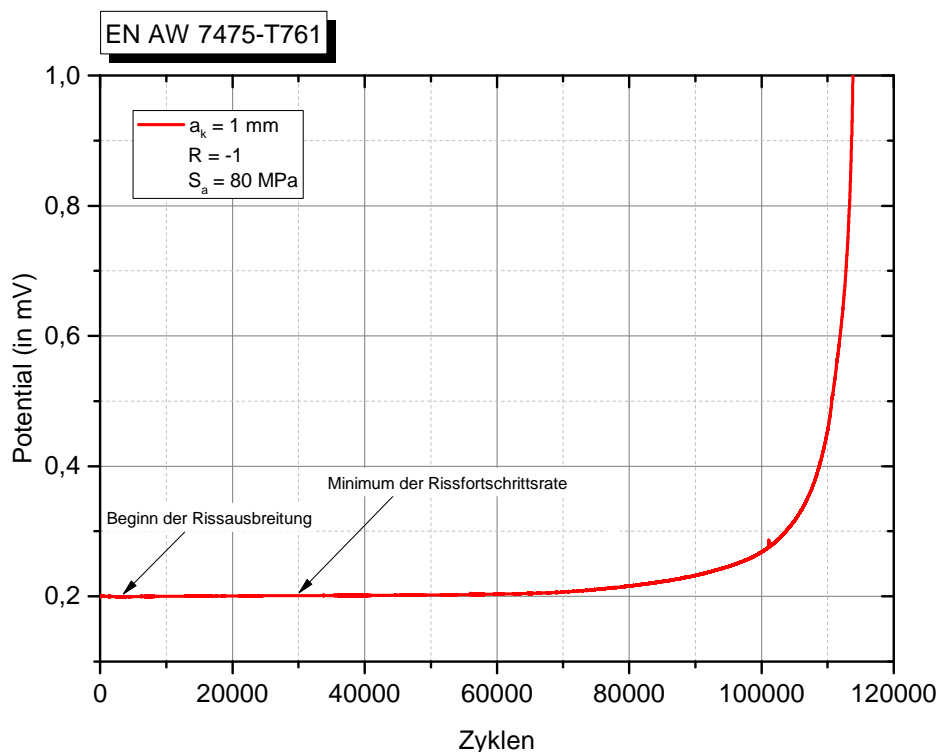


Abbildung 6.13 - Kurve einer DCPD-Messung

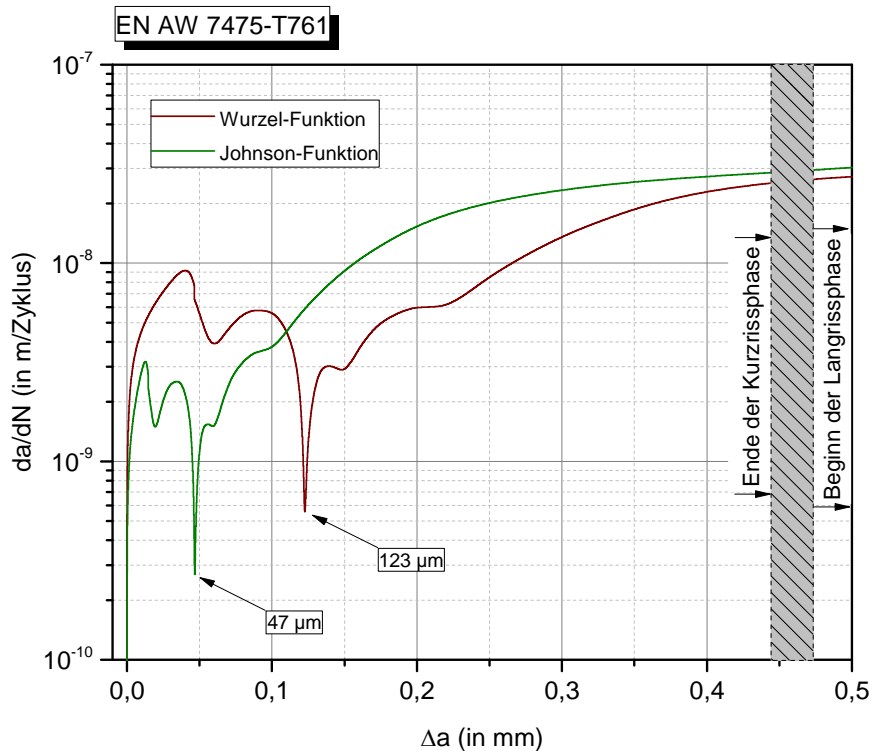


Abbildung 6.14 - Vergleich der ermittelten Rissfortschrittsrate

### 6.3 Der Kerbgrund als lebensdauerbestimmende Größe

Um den Kerbeinfluss bzw. den Kerbfaktoreinfluss auf die Lebensdauer abschätzen zu können, wurden die Wöhler-Kurven (Abschnitt 5.3) im Zeitfestigkeitsbereich auf den jeweiligen Maximalwert der Spannung im Kerbgrund transformiert. Die hier vorgenommene Analyse wurde auf den Zeitfestigkeitsbereich mit einem  $\sigma_{max}$ -Wert unterhalb des  $R_{p0,2}$  beschränkt, so dass zyklisch induzierte, elastisch-plastische Verformungsaspekte wegen  $\Delta\varepsilon_{pl} < 2 \cdot 10^{-3}$  minimiert werden konnten.

Die maximalspannungstransformierten Wöhler-Kurven für die beiden unterschiedlich gefertigten Kerben sind in Abbildung 6.15 dargestellt. Separiert nach den Kerbfertigungsverfahren wurde eine Regression der Datenpunkte nach Basquin (Gleichung (5-6)) vorgenommen. Die an die Daten angepasste Basquin-Gerade berücksichtigt neben gefrästen Kerben in SEN-Proben auch die Wertepaare der CCT-Proben. Letztere fallen aufgrund der gebohrten Kerblöcher ebenfalls in die Kategorie der spanenden Fertigung.

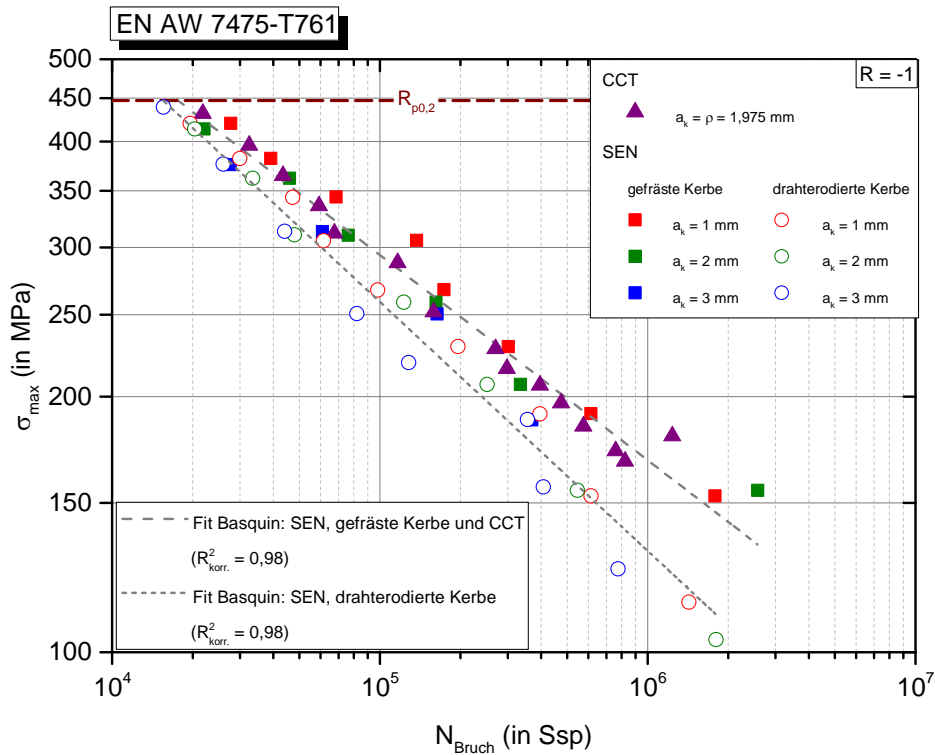


Abbildung 6.15 –  $\sigma_{max}$ -transformierte Wöhler-Kurven im Zeitfestigkeitsbereich

Die Regressionsanalyse der Basquin-Geraden ergab für die Proben mit gefräster/gebohrter Kerbe ein korrigiertes Bestimmtheitsmaß von etwa 98 %. Die Behauptung, nach der sich Wöhler-Kurven von Proben unterschiedlicher Kerbtiefe im Bereich der Zeitfestigkeit mit Hilfe des Neuberschen Kerbfaktors ineinander überführen lassen, ist im Sinne der Kontinuumsmechanik dadurch gerechtfertigt.

Auch die Regressionsgerade für die SEN-Proben mit drahterodierter Kerbe weist bei dem gleichen Normierungsverfahren ein korrigiertes Bestimmtheitsmaß von 98 % auf. Ähnlich wie bei den Wöhler-Kurven in Abschnitt 5.3 nimmt mit abnehmender Maximalspannung der Abstand zwischen den Werten der Proben mit drahterodierter Kerbe und denen mit gefräster Kerbe zu. Dieser Befund lässt sich nicht ohne weitere Annahmen mit der Kontinuumsmechanik und damit der Kerbspannungslehre erklären. Es muss nun eine mikrostrukturelle Kerbwirkung eingeführt werden, die umso ausgeprägter ist, je geringer der Anteil der lokalen Plastifizierung wird.

Die Ursache der mikrostrukturellen Kerbwirkung wird in dem Fertigungsprozess gesehen. Die Drahterosion besteht aus drei Phasen: Zündphase, Entladephase und Abbauphase (Risse 2012). Während der Zündphase wird ein elektrisches Feld in einem Dielektrikum zwischen dem Werkstück und dem Erodierdraht als Elektrode aufgebaut. An der Stelle des minimalen Abstands zwischen Werkstück und Draht kommt es zur Bildung eines ionisierten Kanals und dadurch zum Fließen eines elektrischen Stromes. In der Entladephase wird der Strom konstant gehalten und die elektrische Energie wird in thermische Energie umgesetzt. Material schmilzt



auf und verdampft und es entsteht Plasma. Durch das Abschalten der Spannung in der Abbauphase wird der Stromfluss unterbrochen, wodurch die Schmelze explosionsartig verdampft und geschmolzenes Material aus dem Werkstück und der Elektrode herausgeschleudert werden. Dies führt zu der in Abbildung 6.16 sichtbaren Oberflächenstruktur, die als eine Art rauigkeitsinduzierte Kerbstruktur betrachtet werden kann. Die erstarrten Schmelzzonen auf der Kerboberfläche der erodierten Kerbe sind gut erkennbar. Kerben dieser Art können nicht mit der klassischen Kerbspannungslehre erfasst werden.

Die in Abbildung 6.17 dargestellte Kerboberfläche einer gefrästen Kerbe hingegen sehr wohl. Der transparente, **orangefarbene** Streifen kennzeichnet die fertigungsbedingten Fräsriefen im Bereich der Kerbwurzel (vgl. Abbildung 5.24).

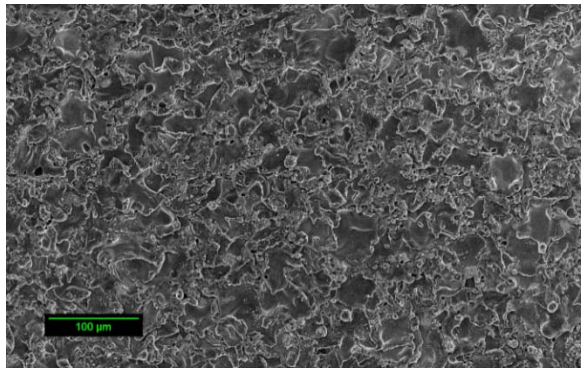


Abbildung 6.16 - Ausschnitt aus einem drahterosierten Kerbgrund (REM)

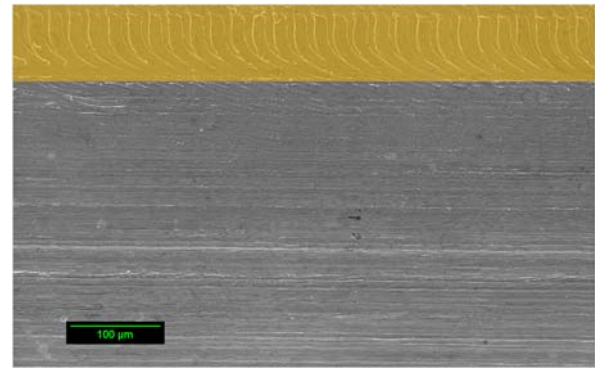


Abbildung 6.17 - Ausschnitt aus einem gefrästen Kerbgrund (REM)

Die Entstehung einer rauigkeitsinduzierten Kerbstruktur führt bei der Drahterosion zur Bildung von Mikrorissen zwischen der aufgeschmolzenen, oberflächennahen Schicht und dem Vollmaterial im Erstarrungsprozess, wie Murray und Izquierdo et al. (Murray 2012; Izquierdo et al. 2012) zeigen konnten. Die Existenz dieser Mikrorisse als Vorschädigung des Werkstoffes führt dazu, dass bei niedrigen Belastungen die Proben mit drahterosierten Kerben früher versagen, da sich einige der Mikrorisse bereits durch die ersten Schwingspiele ausbreiten, während bei den Proben mit gefräster Kerbe auf dem gleichen Belastungsniveau erst eine gewisse Anzahl an Schwingspielen nötig ist, um ausbreitungsfähige Risse zu erzeugen. Mit zunehmender Belastungshöhe steigt bei den Proben mit gefräster Kerbe die Wahrscheinlichkeit, auch innerhalb der ersten Schwingspiele ausbreitungsfähige Risse zu bilden, womit der Unterschied der Fertigungsverfahren hinsichtlich der Lebensdauer abgebaut wird.

Allerdings garantiert streng genommen auch das Fräsen keine ideale Kerbe, wie sie für theoretische Kerbfaktor-Betrachtungen zugrunde gelegt wird. In Abschnitt 5.6 wurde gezeigt, dass es durch das Fräsen zu Druckeigenstressungen bzw. Rückspannungen an der tiefsten Stelle der Kerbe kommt, welche die Spannungsüberhöhung reduziert. Bezüglich der

„Nebenwirkungen“ beider Fertigungsprozesse wird bei Suresh und Ritchie (Suresh und Ritchie 1984) davon abgeraten, die Proben nach der Fertigung der Kerbe zu glühen zu wollen, um die Druckeigenstressungen zu beseitigen. Eine nachgelagerte Wärmebehandlung würde den Zustand eines thermo-mechanisch eingestellten Werkstoffes, wie die in der vorliegenden Arbeit verwendete Aluminiumknetlegierung EN 7475-T761, abändern, was wiederum einen Einfluss auf die Lebensdauer haben könnte.

Bei den gefrästen Kerben wurde der Anteil, um den die Spannungsüberhöhung durch die Fertigung reduziert wird, nicht weiter bestimmt. Die Lebensdauerstreuung wurde dennoch gering gehalten, wie die Regressionsanalyse zeigte. Dies spricht für die hohe Fertigungsgüte der Kerbherstellung.

Nachdem nun grundsätzlich gezeigt werden konnte, dass die Lebensdauern von Proben unterschiedlicher Kerbtiefen mit Hilfe der Maximalspannung im Kerbgrund ineinander überführbar sind, soll nun in einem weiteren Schritt die anfängliche Einschränkung des Maximalspannungsniveaus auf Werte unterhalb der plastischen 0,2 %-Dehngrenze aufgehoben werden, da die eigentliche Herausforderung der Kerbspannungsanalyse die lokale Plastifizierung und die etwaige zyklische Verfestigung vor dem Beginn der Rissausbreitung darstellt. Für einen plastifizierten Kerbgrund schließt sich die Frage nach dem lokalen Spannungsverhältnis  $R$  an der Kerbwurzel an.

Im Falle der ideal-elastischen Rechnung gilt für die Maximalspannung  $\sigma_{max} = \sigma_{nenn} \cdot K_t$  (siehe Gleichung (2-8)). Mit Einsetzen der Plastifizierung ist die Maximalspannung jedoch weitestgehend unbekannt, weshalb die Bestimmungsgleichung wie folgt erweitert werden muss:

$$\sigma_{max} = \sigma_{nenn} \cdot K_t \cdot \alpha_{pl} \quad \text{mit} \quad 0 < \alpha_{pl} \leq 1 \quad (6-4)$$

Dabei ist  $\alpha_{pl}$  ein phänomenologischer, materialabhängiger Stützfaktor, der notwendig ist, sobald  $\sigma_{ys} \leq S_o \leq R_m$  gilt. Streng genommen wird nicht die maximale Spannung  $\sigma_{max}$  beliebig groß, sondern das höchst belastete Volumen steigt mit zunehmender Nennspannung an, wie in Abschnitt 5.1 dargelegt wurde.

Um die lokale Änderung des Spannungsverhältnisses und den Einfluss der Plastifizierung im Kerbbereich bewerten zu können, wurden für ein Spannungsverhältnis von  $R = 0,7$  im Zeitfestigkeitsbereich Wöhler-Kurven aufgenommen (siehe Abbildung 6.18). Für die betrachteten Lastniveaus und dem Spannungsverhältnis  $R = 0,7$  galt im Kerbgrund sogar schon im Fall der Unterspannung:  $S_u \cdot K_t \geq R_{p0,2}$ .

Wenn man nun  $S_o \cdot K_t$  über die Gesamtlebensdauer  $N_{Bruch}$  aufträgt, erhält man eine Art Wöhler-Kurve, wie in Abbildung 6.19 dargestellt.

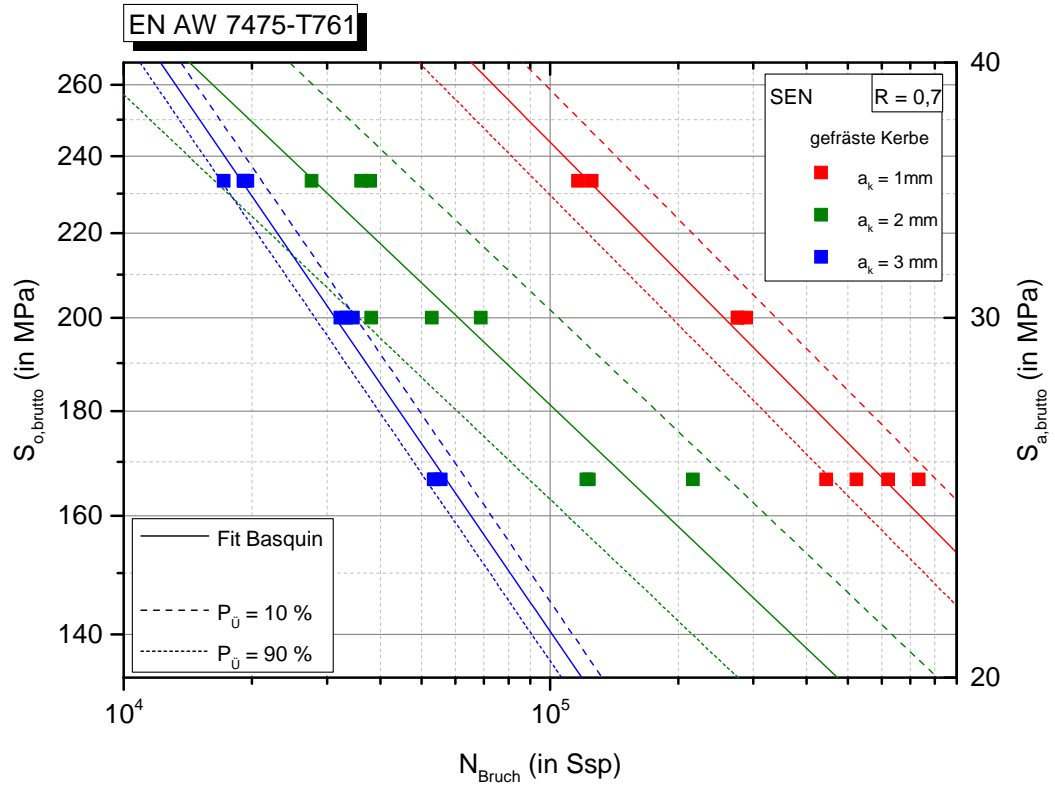


Abbildung 6.18 - Wöhler-Kurven für einen ausgewählten Belastungsbereich für  $R = 0,7$

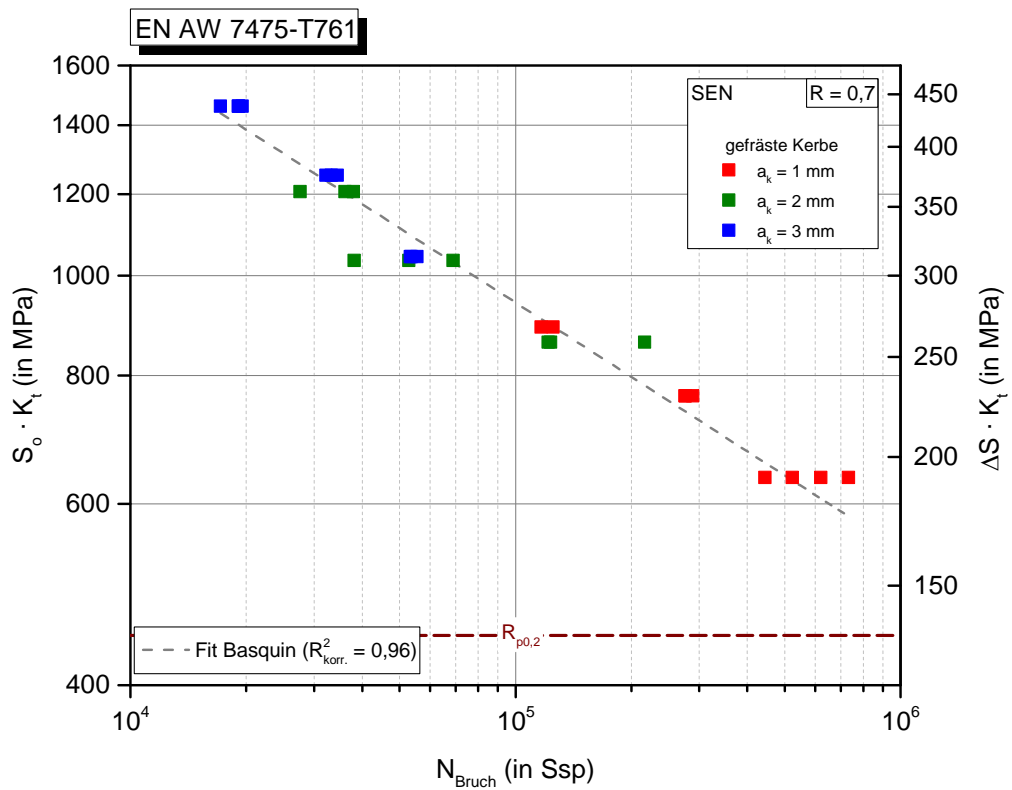


Abbildung 6.19 - Normierte Wöhler-Kurven für  $R = 0,7$

Die Lebensdauer der Proben mit unterschiedlichen Kerbtiefen lässt sich also mit Hilfe der ideal elastischen Rechnung ineinander überführen. Wenn die Größe  $S_o \cdot K_t$  als reale Spannung betrachtet würde, so lägen die transformierten Werte in Abbildung 6.19 alle über dem  $R_{p0,2}$ -Wert. Die anliegende Nennspannung kann aber durch eine plastisch begrenzte Spannungsüberhöhung lediglich massive plastische Verformung im Kerbbereich hervorrufen. Ähnlich wie bei der ideal elastischen Rechnung (Abbildung 6.15) wurde bei der Regression der Basquin-Geraden ein hohes Bestimmtheitsmaß von 96,24 % erreicht und auch die Steigung der Basquin-Gerade ist für die Versuchsreihen mit  $R = -1$  und  $R = 0,7$  mit  $b \approx -0,24$  gleich hoch. Allerdings sind beide Kurven parallel verschoben.

Folglich lässt sich die Normierung mittels der Maximalspannung im Kerbgrund auch über den ideal elastischen Bereich hinaus durchführen. Entscheidend für die kontinuumsmechanische Transformation scheint nicht die Maximalspannung zu sein, sondern das höchst belastete Volumen an der Kerbspitze. Ist bei zwei Proben unterschiedlicher Kerbtiefe die rechnerische, ideal elastische Maximalspannung gleich groß, so ist auch das höchst belastete Volumen gleich groß (siehe Abschnitt 5.1). Und dies gilt auch dann, wenn die Maximalspannung im Kerbgrund die Fließgrenze überschritten hat. In diesem Fall ist dann der plastifizierte Bereich gleich groß.

Anzumerken bleibt dennoch, dass die vorgenommene Transformation der Lebensdauer mit Hilfe der Maximalspannung grundsätzlich einen Probenzustand ohne Riss voraussetzt. Demnach wäre die Anwendungsgrenze der kontinuumsmechanischen Maximalspannungstransformation bei einer nur gering zyklisch verfestigenden Legierung die Anrisslebensdauer  $N_{Anriss}$ . Die Anrisslebensdauer im bruchmechanischen Sinn beträgt allerdings maximal nur 20 % der Gesamtlebensdauer und hängt nicht von der Nennspannung ab (siehe Abschnitt 5.5). Für viele Spannungsniveaus ist  $N_{Anriss}$  schon innerhalb weniger Schwingspiele erreicht. Aber auch die Rissfortschrittslebensdauer des langen Risses  $\Delta N_{LC}$  beträgt in der Regel weniger als 20 % der Gesamtlebensdauer, wie in Abschnitt 5.5 gezeigt werden konnte. Daraus folgt, dass die Rissfortschrittslebensdauer des kurzen Risses  $\Delta N_{SC}$  die Gesamtlebensdauer bestimmt. Somit funktioniert die Transformation der Lebensdauer mittels der Maximalspannung deshalb eher zufällig, weil aus kontinuumsmechanischer Sicht die lebensdauerbestimmende Phase  $\Delta N_{SC}$  in der spannungsabhängigen, technischen Anrisslebensdauer bis zum  $a_{tech}$  enthalten ist (siehe Abbildung 2.6).

## 6.4 Lebensdauerbetrachtung über das Kurzrisswachstum

In einer weiteren Versuchsreihe zur Absicherung der Erkenntnisse aus Abbildung 6.15 und 6.19 wurde die Nennspannung so angepasst, dass zu Versuchsbeginn unter Berücksichtigung des jeweiligen Kerbfaktors rechnerisch die gleiche Maximalspannung im Kerbgrund bei den SEN-Proben mit den drei unterschiedlichen Kerbtiefen anlag. Die errechneten Bruttospannungen, die zum Erreichen der jeweiligen Maximalspannung erforderlich gewesen sind, sind in Tabelle 6.2 angegeben.

Tabelle 6.2 - Zugehörige Bruttospannung für gleiche Maximalwerte im Kerbgrund

	Kerbtiefe $a_k$ (in mm)			$N_{Bruch}$ (in Ssp)
	1	2	3	
	Kerbfaktor			
	3,82	5,17	6,26	
$\sigma_{max,Kerbgrund} = 280$ MPa	73,33 MPa	53,66 MPa	44,30 MPa	129.000 $\pm$ 12.600
$\sigma_{max,Kerbgrund} \approx 310$ MPa	80	60	50	73.100 $\pm$ 12.400
$\sigma_{max,Kerbgrund} = 350$ MPa	91,66 MPa	67,65 MPa	55,82 MPa	43.800 $\pm$ 3.700

Die Abbildungen 6.20 und 6.21, sowie die Abbildungen 6.22 und 6.23 zeigen die normierten Potentialverläufe der ermüdeten SEN-Proben für eine berechnete Maximalspannung im Kerbgrund von 280 MPa bzw. 350 MPa. Die mittleren Lebensdauern lagen jeweils bei 129.000  $\pm$  12.600 bzw. bei 43.800  $\pm$  3.700 Schwingspielen. Die geringe Standardabweichung in beiden Fällen von 9-10 % der Gesamtlebensdauer wird als Indiz dafür gewertet, dass ähnliche Lebensdauern von Proben mit unterschiedlich hohen Kerbfaktoren bei einer Belastung mit gleichen maximalen Spannung im Kerbgrund erreicht werden können.

Für die Bewertung der Potentialverläufe sei kurz angeführt und wiederholt, dass sich mit Hilfe einer Kalibrierfunktion aus den  $U/U_0$ -Werten Risslängen bestimmen lassen, wie u.a. in Abschnitt 6.2 gezeigt. Dieser Zusammenhang hat zur Folge, dass eine Änderung der Steigung des normierten Potentials  $\Delta(U/U_0)/\Delta N$  gleichbedeutend ist mit einer Änderung der Rissfortschrittsrate  $\Delta a/\Delta N$ .

Bei der Betrachtung des normierten Potentials im Bereich von 1,00-1,03 in Abbildung 6.21 ist zu erkennen, dass bei der roten Kurve der Probe mit einer Kerbtiefe  $a_k$  von 1 mm der Riss nach einer anfänglich hohen Rissfortschrittsrate (Bereich zwischen 17.500-25.000 Schwingspielen) eine Verzögerung im Lebensdauerabschnitt zwischen 25.000-60.000 Schwingspielen erfährt, bevor er bis zum Probenbruch wieder beschleunigt wird. Untersucht man den gleichen Potentialbereich bei der höheren Maximalspannung im Kerbgrund von 350 MPa (Abbildung 6.23), so zeigt sich, dass im Fall der roten Kurve die anfängliche

Beschleunigung noch höher ist und der vormals verzögerte Bereich sich nun zu einem Plateaubereich verändert, was mit einem temporären Rissstopp gleichzusetzen ist.

Vergleicht man weiterhin die Unterschiede im Verlauf der **grünen** Kurve, die die Messwerte der SEN-Probe mit einer Kerbtiefe von 2 mm wiedergibt, so verzeichnet die Kurve für eine Maximalspannung von 280 MPa in Abbildung 6.21 nach einem messtechnisch bedingten, rapiden Potentialabfall ab ca. 20.000 Schwingspielen einen kontinuierlichen Potentialanstieg bis zum Probenbruch. Hingegen kommt es für die höhere Maximalspannung in Abbildung 6.23 nach einem anfänglichen Potentialanstieg, ähnlich wie beim Kurvenverlauf der **roten** Kurve in Abbildung 6.21, zu einer Verzögerung, gefolgt von einer Beschleunigung bis zum Probenversagen. Daraus folgt, dass die Ausbildung einer Verzögerungsphase nicht von der Maximalspannung im Kerbgrund abhängt.

Stellt man jedoch für die beiden ähnlichen Kurvenverläufe (**rote** Kurve in Abbildung 6.21 und **grüne** Kurve in Abbildung 6.23) die außen anliegenden Nennspannungen gegenüber, so liegt die Vermutung nahe, dass die Höhe der Nennspannung die Veränderung im Rissausbreitungsverhalten bedingt. Ab einem Belastungsniveau von  $56 \text{ MPa} < S_{a,brutto} < 68 \text{ MPa}$  kommt es zur Ausbildung einer Verzögerungsphase, die mit zunehmender Nennspannung immer ausgeprägter wird.

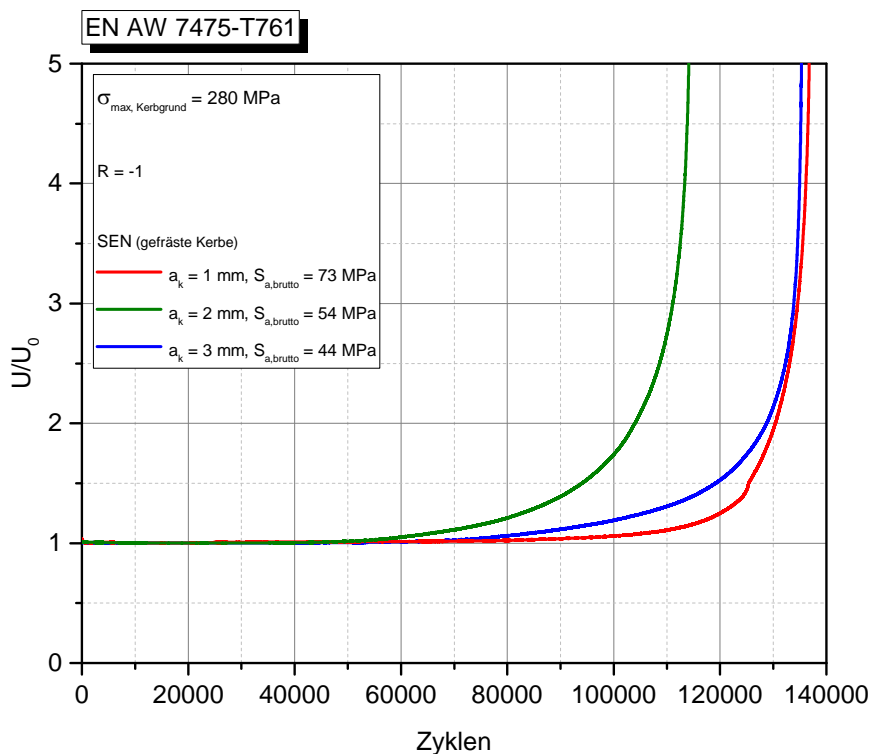


Abbildung 6.20 - Potentialverlauf der SEN-Proben bei  $\sigma_{max}$  von 280 MPa, gesamt

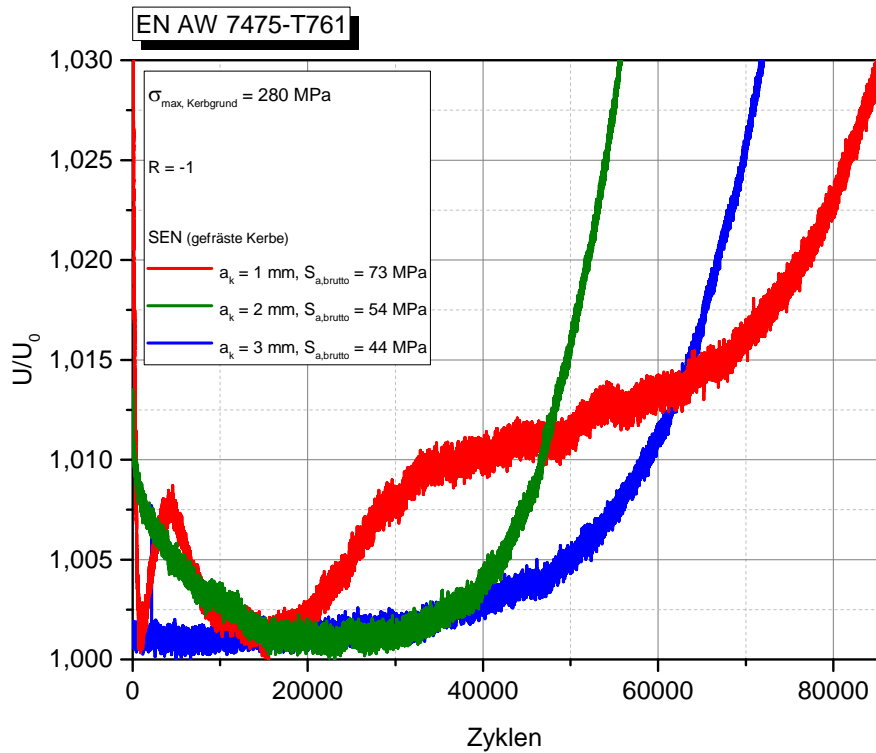


Abbildung 6.21 - Potentialverlauf der SEN-Proben bei  $\sigma_{\max}$  von 280 MPa, Teilbereich

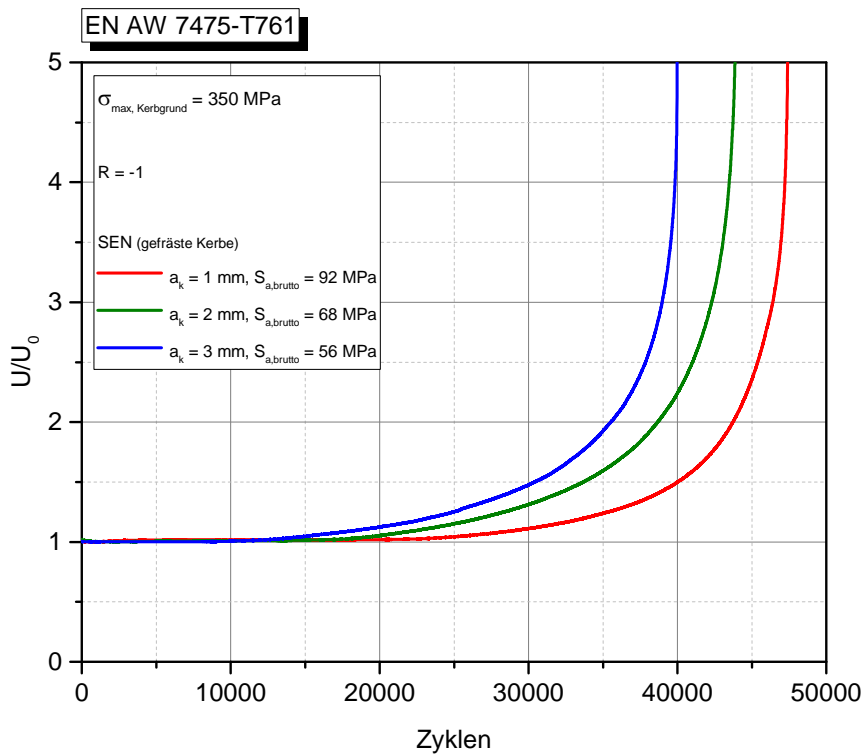


Abbildung 6.22 - Potentialverlauf der SEN-Proben bei  $\sigma_{\max}$  von 350 MPa, gesamt

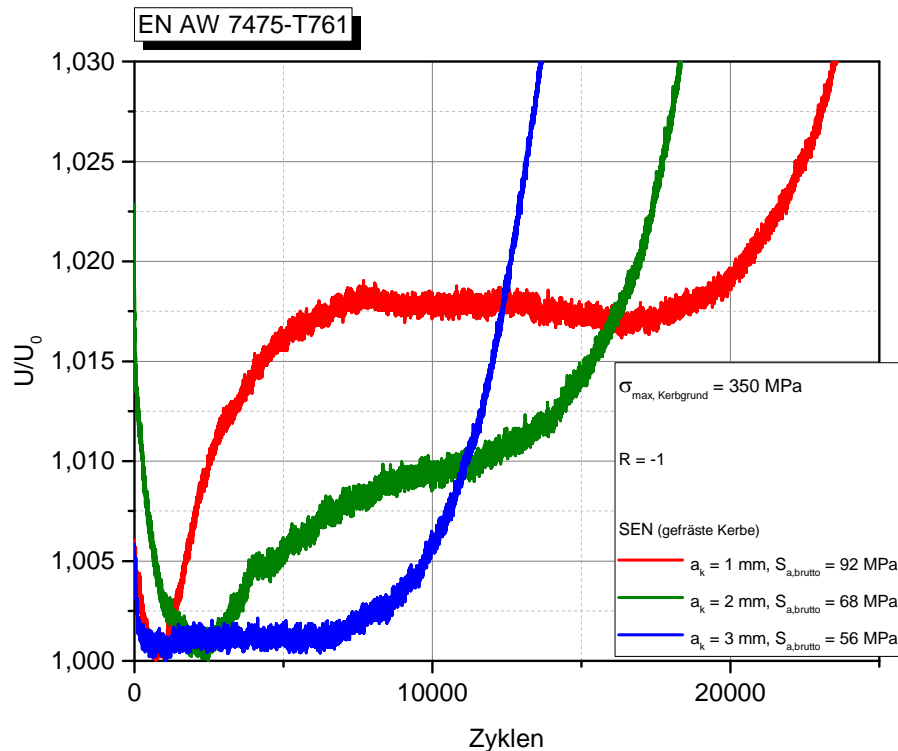


Abbildung 6.23 - Potentialverlauf der SEN-Proben bei  $\sigma_{\max}$  von 350 MPa, Teilbereich

In Abschnitt 5.6 (vgl. Abbildung 5.27 bis 5.30) wurde erwähnt, dass es trotz der annähernd gleichen Maximalbelastung im Kerbgrund in Höhe von 310 MPa ab 40.000 Schwingspielen zu signifikanten Unterschieden in der Ausdehnung der Ecknarisse bzw. des Rissfortschritts der Proben kam. Beispielsweise wirkte die Probe mit einer Kerbtiefe von 1 mm in diesem Lebensdauerabschnitt verzögert gegenüber der Probe mit einer drei Millimeter tiefen Kerbe. Tabelle 5.4 zeigt, dass sich die Lebensdauern und Nennspannungen reziprok proportional zur Kerbtiefe verhielten. Die mittlere Lebensdauer dieser Proben lag bei 73.100 Schwingspielen mit einer Standardabweichung von 12.400 Schwingspielen, d.h. die Standardabweichung betrug etwa 17 % der mittleren Lebensdauer. Die erhöhte Standardabweichung wird hier auf das wiederholte Ein- und Ausbauen der Proben zur Vermessung der Risslängen zurückgeführt. Die zugehörigen Nennspannungen sind ebenfalls in der Tabelle 6.2 aufgeführt.

Aufgrund der eben geschilderten Beobachtungen wurde in einer abschließenden Analyse der nennspannungsabhängige Kurvenverlauf des Potentials im Bereich von 1,00-1,05 für die jeweilige Kerbtiefe auf einen absoluten Grenzwert hin untersucht, ab dem die Rissausbreitung nachweislich eine Verzögerung erfährt. Hierfür wurden ausgewählte Potentialverläufe kontinuierlich ermüdeter Proben miteinander verglichen.



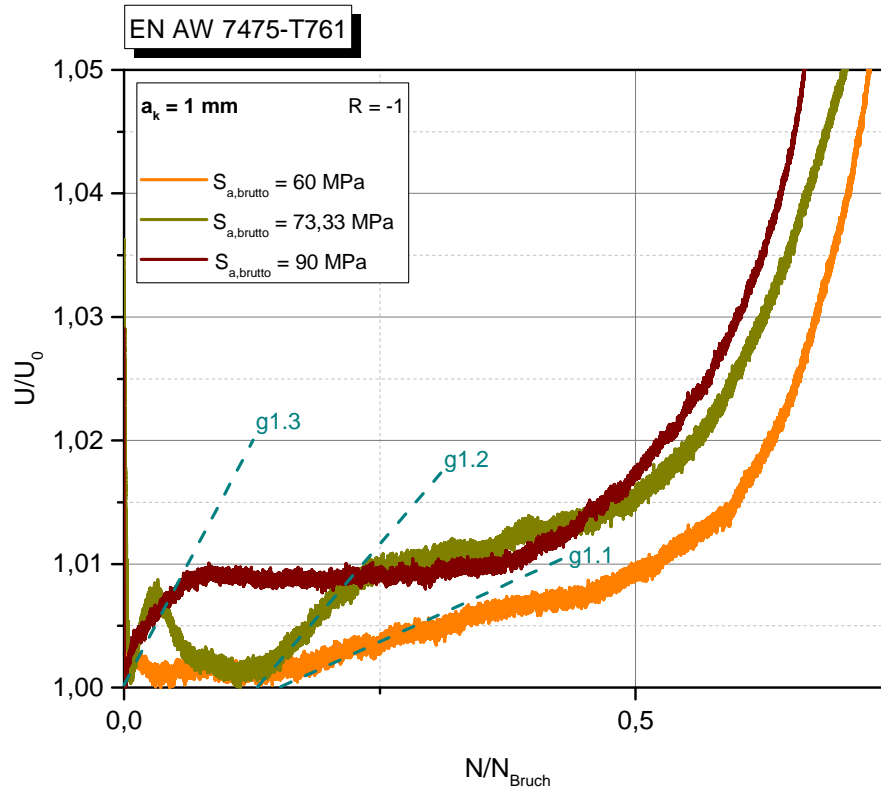


Abbildung 6.24 - Entwicklung des Verzögerungsbereichs mit zunehmender Spannung bei  $a_k = 1 \text{ mm}$

Anhand der cyanfarbenen Geraden (g1.1 – g3.3) in den Abbildungen 6.24 bis 6.26, die den Rissfortschritt der beginnenden Rissausbreitung hervorheben sollen, lässt sich ableiten, dass sich der Riss anfänglich umso schneller ausbreitet, je höher die außen anliegende Spannung ist, da  $\frac{da}{dN} \sim \Delta K^m \sim \sigma_{nenn}^m \cdot (\pi \cdot a)^{\frac{m}{2}}$ . Dies entspricht der Vorstellung der LEBM. Im anschließenden Lebensdauerabschnitt hingegen ist zu erkennen, dass sich mit zunehmender Nennspannung ein immer ausgeprägter Plateaubereich ausbildet. Dies wiederum lässt sich mit der klassischen LEBM nicht erklären. Die Ausbildung dieses verzögerten Bereichs ist offenkundig abhängig vom Nennwert der außen anliegenden Spannung und der Kerbtiefe. So lässt sich für Kerbtiefen von 1 mm und 2 mm ab ca. 40-50 MPa eine Abnahme der Rissgeschwindigkeit nachweisen und im Bereich ab etwa 90 MPa hat sich für allen drei Kerbtiefen ein Plateau entwickelt.

Es wird letztendlich gezeigt, dass die Kerbspannungsüberhöhung das höchst belastete Volumen bestimmt. Die Behauptung, nach der kurze Risse ausgehend von Kerben in  $x$ -Richtung dem Kerbspannungsgradienten unterliegen, kann aufgrund der Experimente nicht aufrecht erhalten werden. Mit der Bildung eines ausbreitungsfähigen Risses bestimmt nicht mehr die Kerbspannung, sondern Nennspannung und Kerbtiefe die Rissausbreitung.

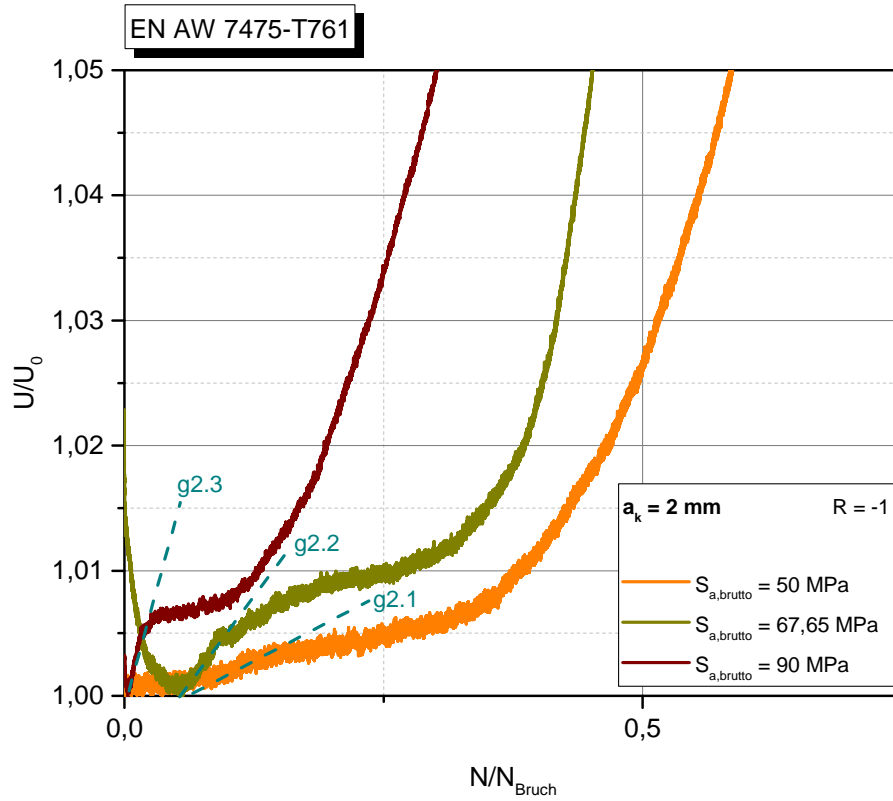


Abbildung 6.25 - Entwicklung des Verzögerungsbereichs mit zunehmender Spannung bei  $a_k = 2 \text{ mm}$

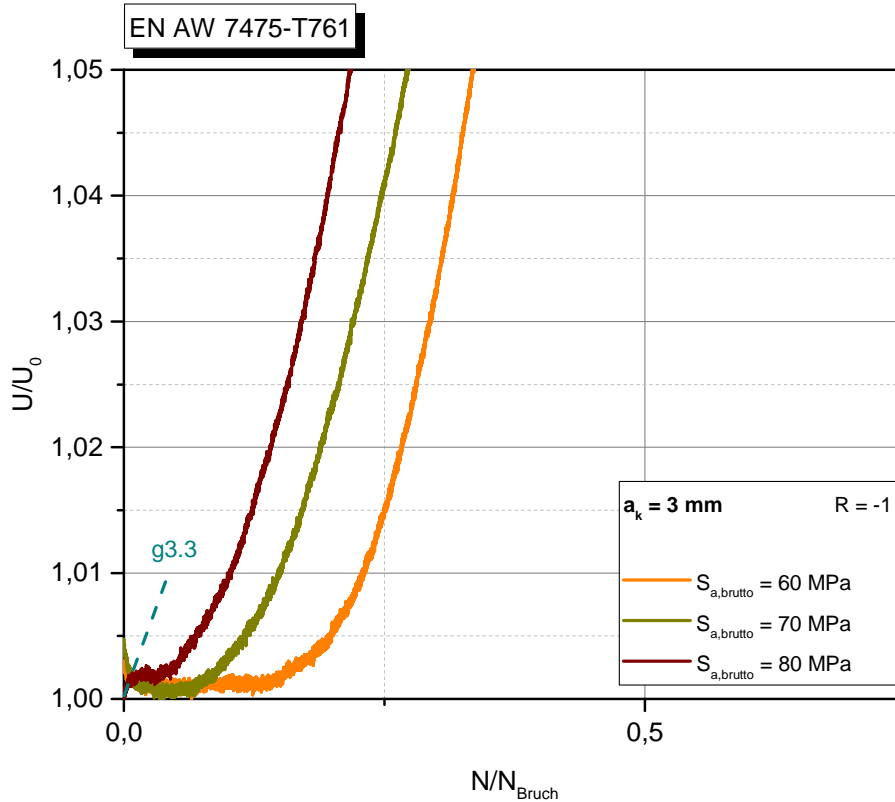


Abbildung 6.26 - Entwicklung des Verzögerungsbereichs mit zunehmender Spannung bei  $a_k = 3 \text{ mm}$

## 6.5 Bruchmechanische Ergebnistransformation

Auch rein bruchmechanisch lassen sich die in Abschnitt 5.3 erhaltenen Ergebnisse analysieren, um zu prüfen, in welcher Beziehung die erreichten Lebensdauern mit den drei unterschiedlichen Kerbtiefen stehen. Im Unterschied zur kontinuumsmechanischen Perspektive kann in der Bruchmechanik die Kerbtiefe als ein Riss betrachtet werden, wenn folgendes gilt (siehe u.a. Suresh 1998):

$$\Delta a \geq 0,1 \dots 0,2 \cdot a_k \quad \rightarrow \quad a_{gesamt} = (a_k + \Delta a) \quad (6-5)$$

Wenn diese Bedingung verletzt wird, kann dies mitunter zu erheblichen Abweichungen zwischen modellbasierten Lebensdauerprognosen und den wahren Lebensdauern führen, da die Kerbe  $a_k$  mit Einsetzen der Ermüdung nicht als ein ideal scharfer Riss der Länge  $a_k$  betrachtet werden kann.

Es werden im Folgenden drei mögliche Varianten mit dem Ziel vorgestellt, die Wöhler-Kurven mit Hilfe bruchmechanischer oder kontinuumsmechanischer Größen ineinander überführen zu können. Aus Gründen der Vereinfachung und Übersichtlichkeit wird die Zuordnung einer Größe zu einer bestimmten Kerbtiefe mit einem entsprechenden Index (Kerbtiefe  $a_k = 1$  mm entspricht dem Index „1“ usw.) versehen.

### Variante 1

In der ersten Variante wird angenommen, dass zum Erreichen ähnlicher Lebensdauern bei zwei SEN-Proben mit unterschiedlich tiefen Kerben die Spannungsintensitätsfaktoren zu Versuchsbeginn gleich sein müssen. Aus dieser Annahme folgt, dass sich beide Risse mit der gleichen Rissfortschrittsrate ausbreiten würden. Durch die unterschiedlichen Kerbtiefen bzw. Startrisslängen ist eine Angleichung der Spannung per Transformation notwendig, um die Eingangsforderung  $K = const.$  zu erfüllen.

Für die Kerbtiefen  $a_k = 1$  mm und  $a_k = 2$  mm ist in Gleichung (6-6) - (6-8) exemplarisch das Vorgehen zur Transformation des Nennspannungswertes der SEN-Probe mit einer Kerbtiefe von 2 mm in den Spannungswert der Probe mit einer Kerbtiefe von 1 mm angegeben.

$$\Delta K_1 = \Delta K_2 \quad \text{mit} \quad a_{k1} = \frac{1}{2} \cdot a_{k2} \quad (6-6)$$

$$\Delta \sigma_1 \cdot \sqrt{\pi \cdot 1 \cdot 10^{-3}} \cdot f\left(\frac{1}{12}\right) = \Delta \sigma_2 \cdot \sqrt{\pi \cdot 2 \cdot 10^{-3}} \cdot f\left(\frac{2}{12}\right) \quad (6-7)$$

$$\Delta\sigma_1 = \left( \frac{\sqrt{2}}{\sqrt{1}} \cdot \frac{1,19}{1,15} \right) \cdot \Delta\sigma_2 = 1,47 \cdot \Delta\sigma_2 = V_{2 \rightarrow 1}^1 \cdot \Delta\sigma_2 \quad (6-8)$$

Die weiteren Transformationsfaktoren  $V^1$  (der untere Index gibt die Richtung der Transformation an) berechnen sich analog und finden sich in Tabelle 6.3. Es wurden alle Kurven auf die Spannungswerte der SEN-Probe mit  $a_k = 1$  mm transformiert.

Tabelle 6.3 - Transformationsfaktoren der Variante 1

Transformationsfaktor	Wert
$V_{2 \rightarrow 1}^1$	1,47
$V_{3 \rightarrow 1}^1$	1,85
$V_{CCT \rightarrow 1}^1$	0,80
$V_{1 \rightarrow 1}^1$	1

Werden die erhaltenen Transformationsfaktoren auf die Messergebnisse aus Abbildung 5.10 angewandt, ergibt sich der Verlauf in Abbildung 6.27. Eine Regression der Datenpunkte nach Basquin (Gleichung (5-6)) ergibt eine sehr gute Korrelation von 98,6 %.

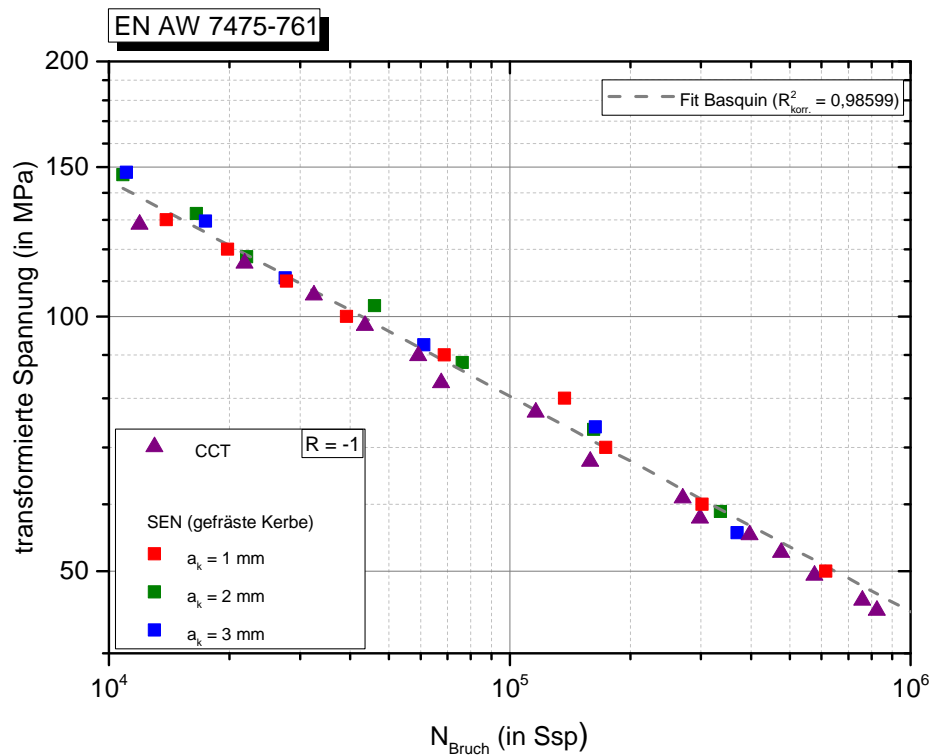


Abbildung 6.27 - Bruchmechanische Transformation der Spannungswerte gem. Variante 1

Der Begriff „transformierte Spannung“ als Beschriftung der Ordinate bezieht sich auf die Spannungswerte der Proben mit einer Kerbtiefe von 2 und 3 mm. Die „transformierte Spannung“  $\sigma_{trans}$  ist folglich:  $\sigma_{trans} = S_{a,brutto}(a_{k2}, a_{k3}) \cdot V_{2,3 \rightarrow 1}^1$ .

### Variante 2

Im Sinne der Kontinuumsmechanik lassen sich die Verhältnisse zwischen den drei verwendeten Kerbfaktoren bilden, die als Transformationsfaktoren  $V^{KM}$  bezeichnet werden. Diese Transformationsfaktoren lassen sich aus Tabelle 5.1 bestimmen. Als Referenzgröße dient wiederum der Kerbfaktor für die Standardkerbe  $a_k = 1$  mm (siehe Gleichung (6-9)). Durch die Anwendung der sich ergebenden Transformationsfaktoren aus Tabelle 6.4 auf die Daten aus Abbildung 5.10 ergibt sich die neue Lage der Datenpunkte in Abbildung 6.28. Eine Regression nach Basquin führt hier zu einer vergleichbar hohen Korrelation von 98,42 %.

$$\Delta\sigma_1 = \frac{5,17}{3,82} \cdot \Delta\sigma_2 = 1,35 \cdot \Delta\sigma_2 = V_{2 \rightarrow 1}^{KM} \cdot \Delta\sigma_2 \quad (6-9)$$

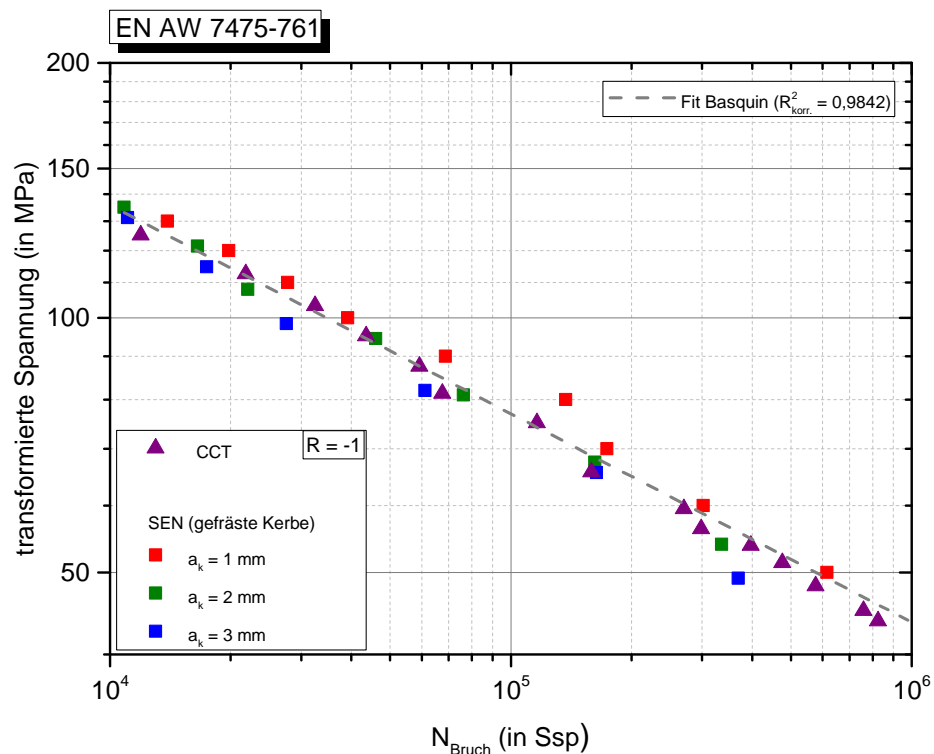


Abbildung 6.28 - Kontinuumsmechanische Transformation der Spannungswerte durch Verhältnisbildung der  $K_t$

Tabelle 6.4 - Transformationsfaktoren durch Verhältnisbildung der  $K_t$

Transformationsfaktor	Wert
$V_{2 \rightarrow 1}^{KM}$	1,35
$V_{3 \rightarrow 1}^{KM}$	1,64
$V_{CCT \rightarrow 1}^{KM}$	0,78

Der Vergleich der Varianten 1 und 2 zeigt, dass eine Transformation der Spannungswerte sowohl mit der kontinuumsmechanisch, als auch mit der bruchmechanisch induzierten Variante zum gleichen Ergebnis führt. Die Lebensdauern von Proben mit unterschiedlichen Kerbtiefen lassen sich somit auf Grundlage der Nennspannungen ineinander überführen. Anders ausgedrückt, lässt sich mit Hilfe der Wöhler-Kurve einer ermüdeten SEN-Probe und einem der eben vorgestellten Transformationsfaktoren die Lebensdauer einer Probe mit einer anderen Kerbtiefe extrapolieren.

Variante 3

Die dritte Variante basiert auf der LEBM und es wird der Versuch unternommen, die Spannungen für die drei unterschiedlichen Kerbtiefen so abzustimmen, dass für das Erreichen einer definierten Risslänge die gleiche Anzahl an Schwingspielen benötigt wird. Das Prinzip ist in Abbildung 6.29a bis c dargestellt. Bis zur Stelle X (hier:  $a = 4$  mm) soll die Schwingspielzahl für alle drei Probengeometrien gleich sein, wodurch wegen  $a_{k1} < a_{k2} < a_{k3}$  folgt, dass  $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$ . Es wird vereinfachend angenommen, dass Rissfortschrittsrate zwischen zwei vertikalen, gestrichelten Linien konstant ist und die Rissausbreitung dem Zusammenhang nach Paris und Erdogan (Gleichung (2-12)) folgt, womit  $C_{PE} = 2,1 \cdot 10^{-10}$  und  $n_{PE} = 3$  sind (siehe Abbildung 5.9).

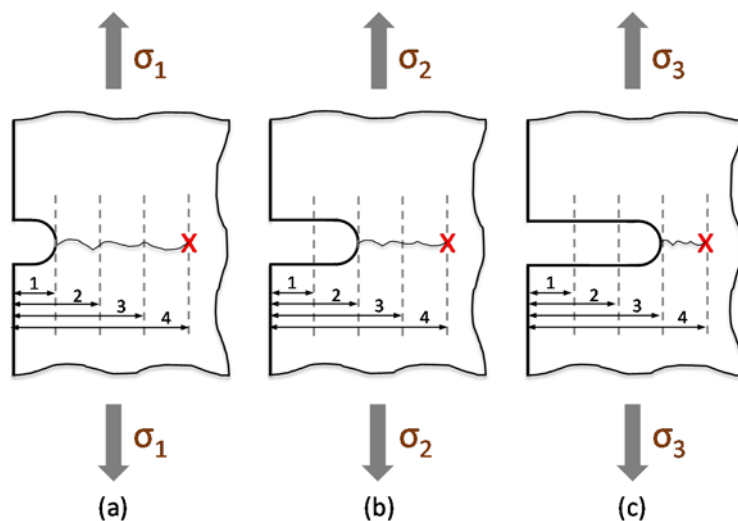


Abbildung 6.29 - Prinzipskizze zur Spannungsanpassung mit dem Ziel gleicher Lebensdauern (in mm)

Als Referenzprobe wurde die SEN-Probe mit  $a_k = 3 \text{ mm}$  (Abbildung 6.29c) genutzt, d.h. die Spannungen der anderen Probe wurde so angepasst, dass sie genauso viele Schwingspiele zum Erreichen der Risslänge an der Stelle **X** benötigen, wie die Referenzprobe für den einen Millimeter (von der Kerbtiefe  $a_k = 3 \text{ mm}$  bis zur Gesamtrisslänge  $4 \text{ mm}$ ).

Die für die Berechnung benötigten Korrekturfunktionswerte  $f(a/W)$  sind in Tabelle 6.5 aufgeführt.

Das Berechnungsprinzip des Faktors für die Spannungsanpassung wird hier für eine SEN-Probe mit einer Kerbtiefe  $a_k = 3 \text{ mm}$  und einer CCT-Probe mit einer Kerbtiefe  $a_k = 2 \text{ mm}$  veranschaulicht. Es werden die Variablen  $p_2$  und  $p_3$  (Gleichung (6-10) und (6-11)) eingeführt, um konstante Werte zusammenzufassen.

Tabelle 6.5 - Korrekturfunktionswerte

SEN-Probe	CCT-Probe
$f\left(\frac{1}{12}\right) = f_{SEN,1} = 1,151$	$f\left(\frac{1,975}{20}\right) = f_{CCT,1,975} = 1,025$
$f\left(\frac{2}{12}\right) = f_{SEN,2} = 1,191$	$f\left(\frac{3}{20}\right) = f_{CCT,3} = 1,059$
$f\left(\frac{3}{12}\right) = f_{SEN,3} = 1,238$	

$$p_2 = \sqrt{\pi \cdot 2 \cdot 10^{-3}} \cdot f_{SEN,2} \quad (6-10)$$

$$p_3 = \sqrt{\pi \cdot 3 \cdot 10^{-3}} \cdot f_{SEN,3} \quad (6-11)$$

Mit der Rissfortschrittsrate  $da/dN$  in Gleichung (6-12) lässt sich für eine Rissverlängerung von  $\Delta a = 1 \text{ mm}$  die Lebensdauer  $(N_{3 \rightarrow 4})_{\sigma_3}$  berechnen. Hierbei kennzeichnet der Index (3  $\rightarrow$  4) das entsprechende Risslängenkrement von der Kerbtiefe  $3 \text{ mm}$  bis zur Risslänge  $4 \text{ mm}$ .

$$\left(\frac{da}{dN}\right)_{\sigma_3} = C \cdot (\sigma_3 \cdot p_3)^n \quad (6-12)$$

$$(N_{3 \rightarrow 4})_{\sigma_3} = \frac{1 \text{ mm}}{\left(\frac{da}{dN}\right)_{\sigma_3}} \quad (6-13)$$

Die Eingangsforderung lautete, dass die Lebensdauer  $(N_{3 \rightarrow 4})_{\sigma_3}$  gleich sein möge mit der Lebensdauer der Probe in Abbildung 6.29b beim Erreichen der Risslänge an der Stelle X. Durch die gewählte Rissinkrementlänge von  $\Delta a = 1 \text{ mm}$  ergibt sich Gleichung (6-14). Nach dem Einsetzen der zugehörigen Größen in Gleichung (6-15) lässt sich diese nach  $\sigma_3$  umstellen (Gleichung (6-16)) und man erhält den Transformationsfaktor  $V_{2 \rightarrow 3}^2$ .

$$(N_{3 \rightarrow 4})_{\sigma_3} = (N_{2 \rightarrow 3})_{\sigma_2} + (N_{3 \rightarrow 4})_{\sigma_2} \quad (6-14)$$

$$\frac{1}{C \cdot (\sigma_3 \cdot p_3)^n} = \frac{1}{C \cdot (\sigma_2 \cdot p_2)^n} + \frac{1}{C \cdot (\sigma_2 \cdot p_3)^n} \quad (6-15)$$

$$\sigma_3 = \sqrt[n]{\frac{p_2^n}{p_2^n + p_3^n}} \cdot \sigma_2 = V_{2 \rightarrow 3}^2 \cdot \sigma_2 \quad (6-16)$$

Die Berechnung kann analog für die Probenpaare mit einer Kerbtiefe  $a_k = 3 \text{ mm}$  und  $a_k = 1 \text{ mm}$ , sowie für die SEN-Probe mit einer Kerbtiefe  $a_k = 3 \text{ mm}$  und einer CCT-Probe mit einer Kerbtiefe von  $\rho = a_k = 1,975 \text{ mm}$  durchgeführt werden, wodurch man schließlich die Faktoren in Tabelle 6.6 erhält.

Tabelle 6.6 - Transformationsfaktoren der Variante 3

Schrittweite $\Delta a = 1 \text{ mm}$		Schrittweite $\Delta a = 0,5 \text{ mm}$		vergleichbarer Kehrwert Variante 1
Transformationsfaktor	Wert	Transformationsfaktor	Wert	
$V_{2 \rightarrow 3}^2$	0,69	$V_{2 \rightarrow 3}^2$	0,694	
$V_{1 \rightarrow 3}^2$	0,47	$V_{1 \rightarrow 3}^2$	0,485	$V_{1 \rightarrow 3}^1 = 0,54$
$V_{CCT \rightarrow 3}^2$	0,45			

Auch die hier erhaltenen Transformationsfaktoren wurden auf die Ergebnisse aus Abbildung 5.10 angewandt, wodurch sich die Datenpunkte, wie in Abbildung 6.30 ersichtlich, annähernd auf eine Gerade verschieben. Das Bestimmtheitsmaß in Höhe von  $R_{korr.}^2 = 94,8 \%$  ist bei dieser Transformation geringfügig kleiner als bei den beiden vorangegangenen Varianten.

Verkleinert man die Schrittweite für die Berechnung  $\Delta a$  auf 0,5 mm, vergrößert sich der Wert für den Transformationsfaktor (siehe Tabelle 6.6), was für die roten und grünen Datenpunkte der Proben mit den Kerbtiefen von 1 mm und 2 mm bedeutet, dass sie sich weiter den blauen Datenpunkten der Referenzprobe mit einer Kerbtiefe von 3 mm annähern. Eine Verkleinerung der Schrittweite ist dahingehend begrenzt, dass die Forderung der



Gleichung (6-5) stets erfüllt sein muss, um die Rissausbreitung mit der LEBM beschreiben zu können.

In der rechten Spalte der Tabelle 6.6 ist der Kehrwert für die in der Variante 1 vorgenommene Transformation der Spannungswerte von Proben mit  $a_k = 3$  mm in Richtung der Proben mit einer Kerbtiefe von 1 mm angegeben. Die mittlere Zeile dieser Tabelle deutet an, dass sich mit abnehmendem Rissinkrement der Transformationsfaktor der Variante 3 dem Faktor der Variante 1 annähert.

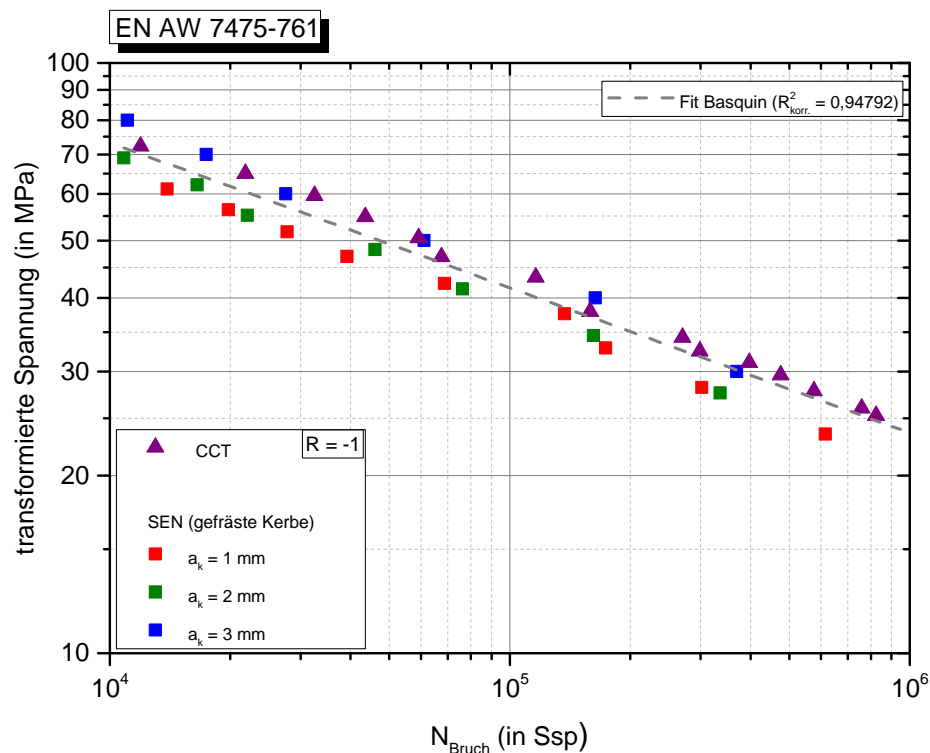


Abbildung 6.30 - Bruchmechanische Transformation der Spannungswerte gem. Variante 3

Aus diesem Grund wird abschließend nur die Variante 1 im Vergleich zum kontinuumsmechanischen Vorgehen bewertet. Hinzu kommt, dass durch die Variante 3 suggeriert wird, dass die Proben trotz unterschiedlich hoher Nennspannungen bei der gleichen Gesamtrisslänge versagen, was generell nicht der Fall ist. Denn mit zunehmender Belastungshöhe bei einstufigen Ermüdungsexperimenten nimmt die Gesamtrisslänge bis zum Probenbruch ab und der Anteil am Restquerschnitt, der dem Gewaltbruch unterliegt, steigt (Richard und Sander 2009).

Die Gegenüberstellung der Transformationsfaktoren aus Tabelle 6.3 und Tabelle 6.4 zeigt, dass die Faktoren der kontinuumsmechanischen Transformation (Variante 2) nur knapp unterhalb der Faktoren der Variante 1 liegen. Vor dem Hintergrund der Streuung der Lebensdauer ist demzufolge keiner Variante zwingend der Vorzug zu geben, jedoch sollte

berücksichtigt werden, dass die guten Transformationsergebnisse daher rühren, dass die Anrisslebensdauer der untersuchten Legierung EN AW 7475-T761 im Zeitfestigkeitsbereich einen geringen Anteil an der Gesamtlebensdauer bis zum Probenbruch einnimmt (siehe Abschnitt 5.5).

### 6.6 Ursachen für den viertelelliptischen Anriss

In Abhängigkeit der Probenbeschaffenheit und -geometrie variiert das Verhältnis von Anrisslebensdauer  $N_{Anriss}$  zu Rissfortschrittslebensdauer  $\Delta N$  (siehe auch Abschnitt 2.4).

Bei einem Einkristall oder einer hochreinen Legierungen mit glatter Materialoberfläche dominiert die Phase der Anrisslebensdauer die Gesamtlebensdauer. Diese kann sogar zwischen 75 % bis 90 % der Gesamtlebensdauer ausmachen.

Demgegenüber stehen technische Legierungen mit Kerben, bei denen eine Vielzahl von Spannungskonzentratoren (siehe Abbildung 6.31) die Phase der Rissinitiierung  $N_{Initiierung}$  minimieren. Zur Auswahl der möglichen Merkmale der Spannungskonzentration in Abbildung 6.31 seien noch Korngrenzen, Tripelpunkte, fertigungsbedingte Riefen oder Grate ergänzt.

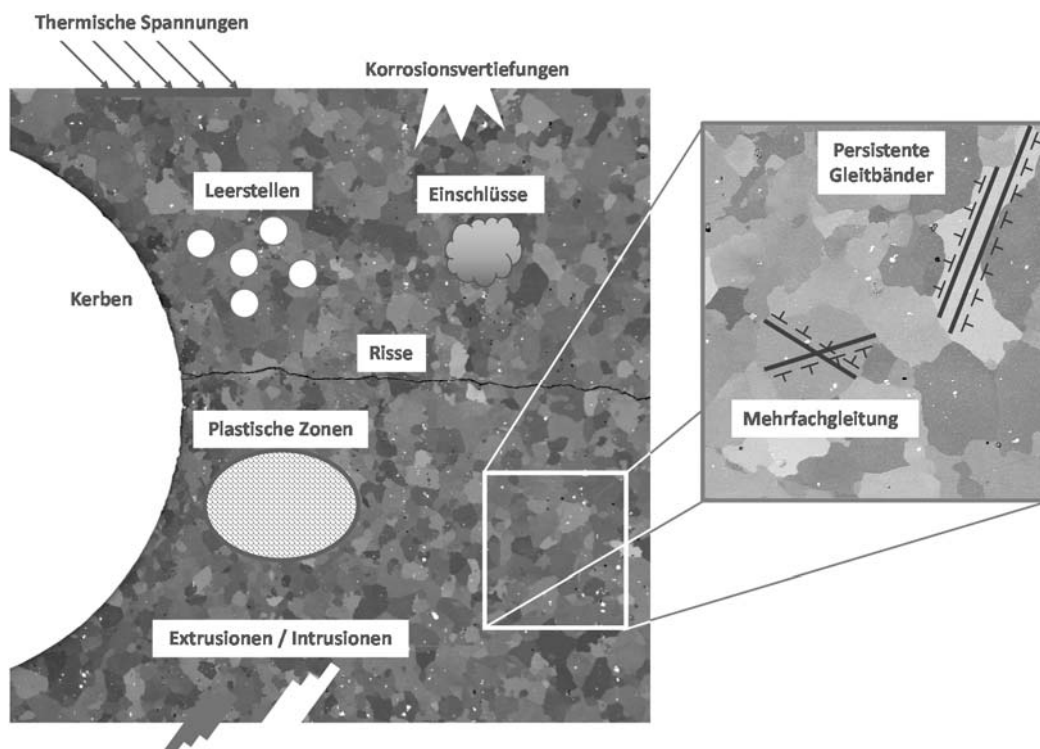


Abbildung 6.31 - Merkmale lokaler Spannungskonzentrationen einer technischen Legierung (nach (Vasudevan et al. 2001))

All diese Merkmale können während der Ermüdung teils allein oder auch kombiniert dafür sorgen, dass früh lokal die Fließgrenze überschritten und dadurch schon innerhalb der ersten Schwingspiele ein ausbreitungsfähiger Riss initiiert wird (Miller 1993; Krupp 2004). In Abschnitt 5.5 wurde gezeigt, dass die Anrisslebensdauer für die in dieser Arbeit untersuchten SEN-Proben aus der Legierung EN AW 7475-T761 höchstens 20 % der Gesamtlebensdauer ausmachte.

Sadananda und Vasudevan (Sadananda und Vasudevan 1998) subsumieren die eben erwähnten Merkmale der Spannungskonzentration unter dem Begriff der Eigenspannungen, die einen direkten Einfluss auf den Wert  $K_{max}$  ausüben. Das Konzept der mechanischen Ähnlichkeit, wonach gleiche Risspitzenstresswerte gleiche Rissfortschrittsraten verursachen, gilt noch immer. Allerdings muss die außen anliegende Spannung um die Eigenspannungen erweitert werden. Durch die Berücksichtigung von Eigenspannungen und außen anliegender Spannungen verliert auch die Kurzrissausbreitung ihren vermeintlich abweichenden, besonderen Charakter (Vasudevan et al. 2001; Davidson et al. 2003). Die risstreibende Kraft bemisst sich folglich lokal und nicht aus dem Fernfeld. Leider kennt man die Eigenspannungen, die bruchmechanisch relevant sind, nicht sehr gut.

In hochreinen, grob kristallinen Werkstoffen bestimmen Versetzungswechselwirkungen bzw. ihre Konfiguration die lokalen Spannungsfelder. In technischen Al-Legierungen darüber hinaus auch eisenhaltige Primärphasen. Weiland et al. (Weiland et al. 2009) bestimmten an der Al-Knetlegierung EN AW 7075-T651 quantitativ den Einfluss von Primärphasen-Partikel auf die Rissinitiierung. Sie fanden heraus, dass sich die Risse vorwiegend an Partikel mit einem Durchmesser von mehr als 5  $\mu\text{m}$  bildeten und konnten zudem keine Rissinitiierung an Korngrenzen infolge von Versetzungsbewegungen beobachten.

Barter et al. (Barter et al. 2012) gingen noch einen Schritt weiter und untersuchten umfassend verschiedene, in der Luftfahrt typische Legierungen hinsichtlich risseinleitender Imperfektionen. Sie bestätigten frühere Erkenntnisse, dass bei hochfesten Al-Legierungen Risse fast immer als Oberflächenrisse beginnen, und dass bei technischen Legierungen die Risse durch das Versagen eisenhaltiger Primärphasen eingeleitet werden. Dies ist der Fall, wenn diese gebrochenen Partikel als Ausgangsrisslänge  $a_{ini}$  zwischen 10-20  $\mu\text{m}$  ins Material hineinreichen. Diese Größenordnung wird auch von Murakami und Endo (Murakami und Endo 1983), als auch Newman et al. (Newman et al. 1999) angegeben.

Die beiden in Abschnitt 5.6 untersuchten Al-Legierungen verfügen beide aus Korrosionsschutzgründen über aufgewalzte, weiche Plattierschichten, die aufgrund ihrer guten plastischen Verformbarkeit Gleitbandrisse begünstigen.

Infolge der niedrigeren mechanischen Belastbarkeit dieser Plattierschichten wird die Rissbildung an den Außenkanten des Kerbgrundes gefördert. Die Risse der Plattierschicht bilden am Übergang der Plattierschicht zum Kernmaterial eine zusätzliche Spannungskonzentration, wodurch die dort lokalisierten Partikel brechen und der Rissfortschritt ins Kernmaterial fortgetragen wird.

In Abbildung 6.32 ist eine REM-Aufnahme des Kerbgrundes in der  $x$ - $y$ -Ebene bei 400facher Vergrößerung abgebildet. Der Hauptriss ist in **rot** eingefärbt und in **türkisfarben** ein Nebenriss, der sich nicht weiter ausbreitete. Die Aufnahme zeigt den linken Eckanriss der Probe 3 aus Abschnitt 5.6 nach 40.000 Schwingspielen. Der Hauptriss hat hier in  $x$ -Richtung eine Länge von 209  $\mu\text{m}$ . Mit 14.000facher Vergrößerung ist ein Abschnitt des Risses genauer analysiert worden. In der Vergrößerung sind einzelne Schwingspielstreifen parallel zur Bildebene zu erkennen, was bedeutet, dass sich in diesem Abschnitt der Riss in  $z$ -Richtung, d.h. in die Dickenrichtung, ausgebreitet hat.

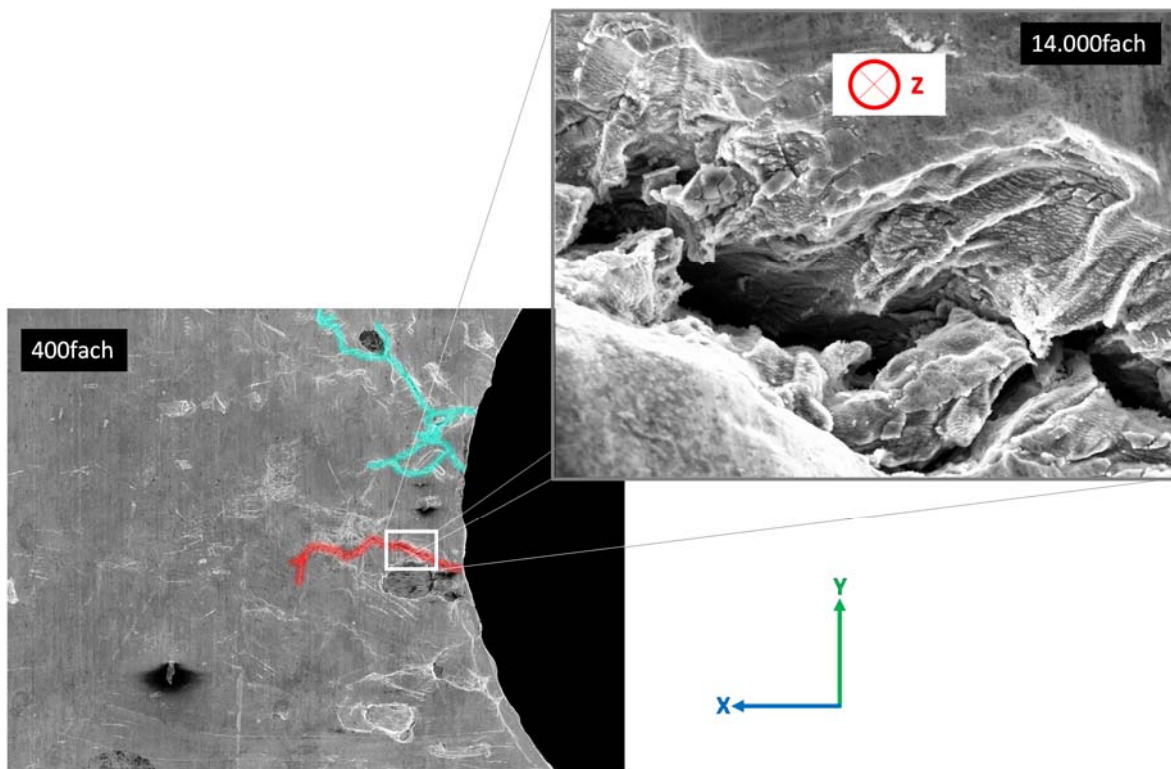


Abbildung 6.32 - Rissausbreitung ausgehend von der Plattierschicht in  $z$ -Richtung

Die zweidimensionale Rissausbreitung ist also evident für die frühen Stadien der Lebensdauerbetrachtung.

### 6.7 Modellierung der Rissausbreitung und Berechnungsverfahren der Lebensdauer

Im Zuge der Modellierung des Rissfortschritts und der damit verbundenen Vorhersage von Bauteillebensdauern existieren unterschiedliche Ansätze, die unter Berücksichtigung der jeweils zu Grunde gelegten Messdaten ihre Berechtigung haben. Verallgemeinernd kann man diesbezüglich von ingenieurmäßigen Betrachtungen sprechen, wobei zwar mikrostrukturelle Details unberücksichtigt bleiben, die Grundmechanismen aber beinhaltet sind (Davidson et al. 2003). Im Grunde genommen gibt es bis dato aufgrund der hohen Komplexität der Rissausbreitung kein umfassendes, allgemein gültiges Modell zur präzisen Lebensdauervorhersage über alle Größenordnungen hinweg. Daher koexistiert eine Vielzahl an Modellen, bei deren experimenteller Herleitung bestimmte Schwerpunkte gesetzt wurden. Es stellt sich auch die Frage, ob ein Ansatz, der praktisch jede Eingangsgröße, wie z.B. die Oberflächenbeschaffenheit, Spannungskonzentratoren, Partikelverteilung, Umwelteinflüsse etc. berücksichtigt, trotz der Unterstützung durch Hochleistungsrechner überhaupt noch handhabbar ist. Darüber hinaus stellt sich auch die Frage, ob ein derartiger Datenerfassungsaufwand vor der Inbetriebnahme von Bauteilen durchführbar und sinnvoll ist. Es bietet sich daher an, den Ansätzen den Vorzug zu geben, die aufgrund ihres speziellen Anwendungsbereiches zwar nicht alle materialphysikalischen Phänomene beinhalten, dennoch aber mit der Hilfe weniger Anpassungsparametern akzeptable Lebensdauern vorhersagen.

Die Vorhersagevarianten, die auf Rissen und damit auf der Bruchmechanik basieren, setzen eine initiale Rissgröße zur inkrementellen Lebensdauerberechnung voraus (siehe auch Ranganathan et al. 2009). Diesbezüglich kritisieren Merati und Eastaugh (Merati und Eastaugh 2007), dass die bruchmechanischen Ansätze die Rissbildungsphase nicht angemessen berücksichtigen. Auch Schijve (Schijve 2003) weist darauf hin, dass prinzipiell zwischen einer Rissinitiierungs- und einer Rissausbreitungsphase zu unterscheiden ist und dass die Anwendung der Bruchmechanik auf erstere ungeeignet erscheint. Danach wären also zwei verschiedene Modelle von Nöten, die in der Summe die Gesamtlebensdauer ergeben. Leider ist der Übergang von dem einen in den anderen Mechanismus nicht eindeutig.

Die Einwände von Merati, Eastaugh und Schijve bezüglich der Rissinitiierungsphase können aber für die weitere Diskussion ignoriert werden, da durch die Ergebnisse in Abschnitt 5.5 bereits gezeigt werden konnte, dass die Rissausbreitung bei den in dieser Arbeit untersuchten SEN-Proben aus der technischen Legierung EN AW 7475-T761 schon sehr früh einsetzt und dadurch eine Rissbildungsphase vernachlässigbar kurz ist.

Bedeutender an den experimentellen Ergebnissen ist aber, dass das Stadium des Anrisses neu ausgelegt bzw. neu interpretiert werden muss. Bisherige Berechnungsvarianten verfolgten die Rissausbreitung nur in  $x$ -Richtung. Die Ergebnisse aus Abschnitt 5.6 und 6.6 machen aber deutlich, dass die Rissausbreitung bis zur Bildung einer geschlossenen Rissfront

über die Probendicke ein zweidimensionaler Prozess ist, bei dem die Ausbreitung in  $x$ - und in  $z$ -Richtung voneinander abhängen.

Im Folgenden werden deshalb zunächst noch einmal zwei eindimensionale Berechnungsvarianten vorgestellt und deren Grenzen aufgezeigt, bevor das zweidimensionale Kurzrisswachstum der viertelelliptischen Eckanrisse analysiert und diskutiert wird. Für alle Varianten soll die Rissausbreitungskurve aus Abschnitt 5.2 gelten.

### 6.7.1 Eindimensionale Rissausbreitung

#### I. Bruchmechanik

Den Ausgangspunkt der Berechnungsvarianten bildet die Simulation des Rissfortschritts entsprechend der reinen Bruchmechanik, d.h. die Kerbtiefe geht als Ausgangsrisslänge in den Spannungsintensitätsfaktor  $K_{max}$  ein (Gleichung (6-17)). Dabei ergeben sich anfänglich schon derart hohe Spannungsintensitätsfaktoren, dass die Rissausbreitung im Bereich II der Rissausbreitungskurve einsetzt (siehe Abbildung 5.9, grauer Bereich). Eine Beschreibung der Rissausbreitung nach Paris und Erdogan ist dementsprechend ausreichend (Gleichung (2-12)).

$$K_{max} = S_o \cdot \sqrt{\pi \cdot (a_k + \Delta a)} \cdot f\left(\frac{a_k + \Delta a}{W}\right) \quad \text{für } \Delta a \geq 0,1 \dots 0,2 \cdot a_k \quad (6-17)$$

Bei konservativer Rechnung ergeben sich die Kurvenverläufe wie in Abbildung 6.33 und 6.34 dargestellt. Dort ist für zwei unterschiedliche Belastungsniveaus die bruchmechanisch simulierte Rissausbreitung im Vergleich mit der experimentell bestimmten Rissfortschrittsrate zu erkennen. Beide Abbildungen zeigen, dass für alle drei Kerbtiefen die simulierte Rissfortschrittsrate im Anfangsbereich der Rissverlängerung  $\Delta a$  jeweils deutlich über der experimentellen Rate liegt. Die Abweichung ist umso größer, je geringer die Kerbtiefe ist.

Mit Hilfe der bruchmechanischen Rissfortschrittsrate wurde inkrementell (logarithmisch) die Lebensdauer bis zu einer Gesamtrisslänge von  $a = 8$  mm (Grenze der Gültigkeit der Korrekturfunktion, siehe Abbildung 4.4) bestimmt und mit den experimentell ermittelten Wöhler-Kurven aus Abschnitt 5.3 verglichen (Abbildung 6.35).

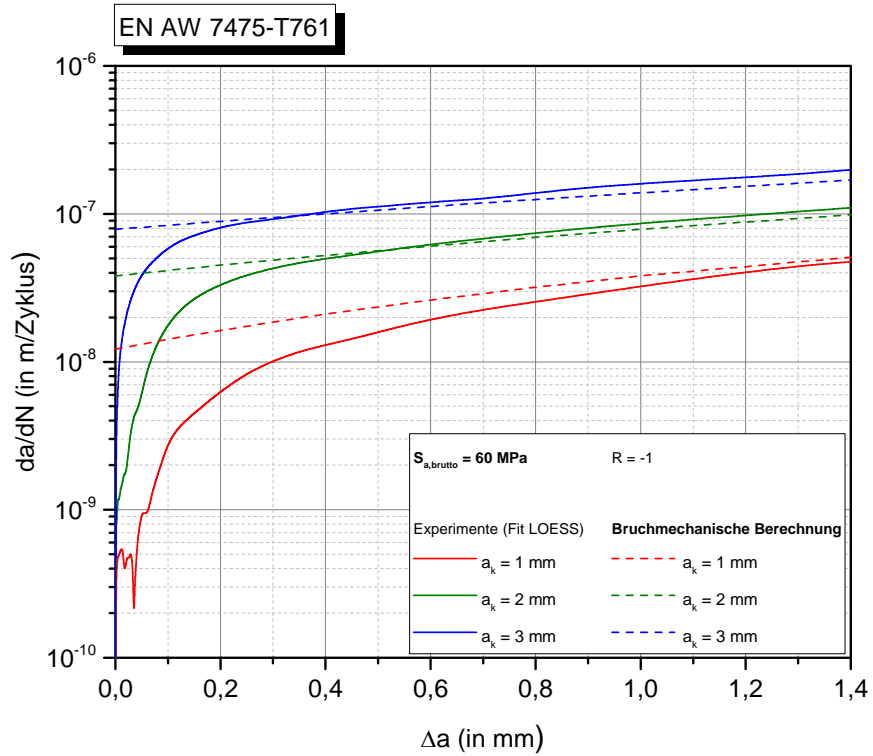


Abbildung 6.33 - Bruchmechanisch simulierte Rissausbreitung bei einer Belastung von  $S_{a,brutto} = 60 \text{ MPa}$

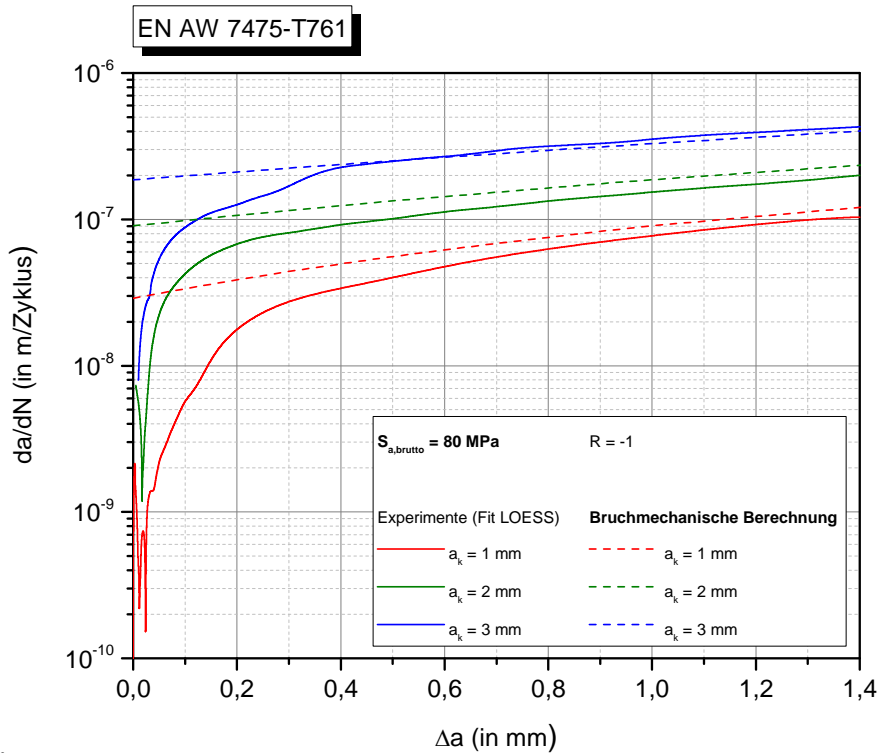


Abbildung 6.34 - Bruchmechanisch simulierte Rissausbreitung bei einer Belastung von  $S_{a,brutto} = 80 \text{ MPa}$

Wie erwartet (aus Abbildung 6.33 und 6.34) ist die Abweichung der simulierten Lebensdauer von der Wöhler-Kurve umso stärker je geringer die Kerbtiefe ist. Die Übereinstimmung zwischen Modell und Experiment ist demzufolge für eine Kerbtiefe von  $a_k = 3$  mm am höchsten, was damit zusammenhängt, dass sich bei gleicher außen anliegender Spannung bei den SEN-Proben mit tieferer Kerbe früher eine geschlossene Rissfront über die gesamte Probendicke  $B$  entwickelt (vgl. hierzu Abbildung 5.24 und 5.25, beide Proben wurden mit  $S_{a,brutto} = 80$  MPa ermüdet).

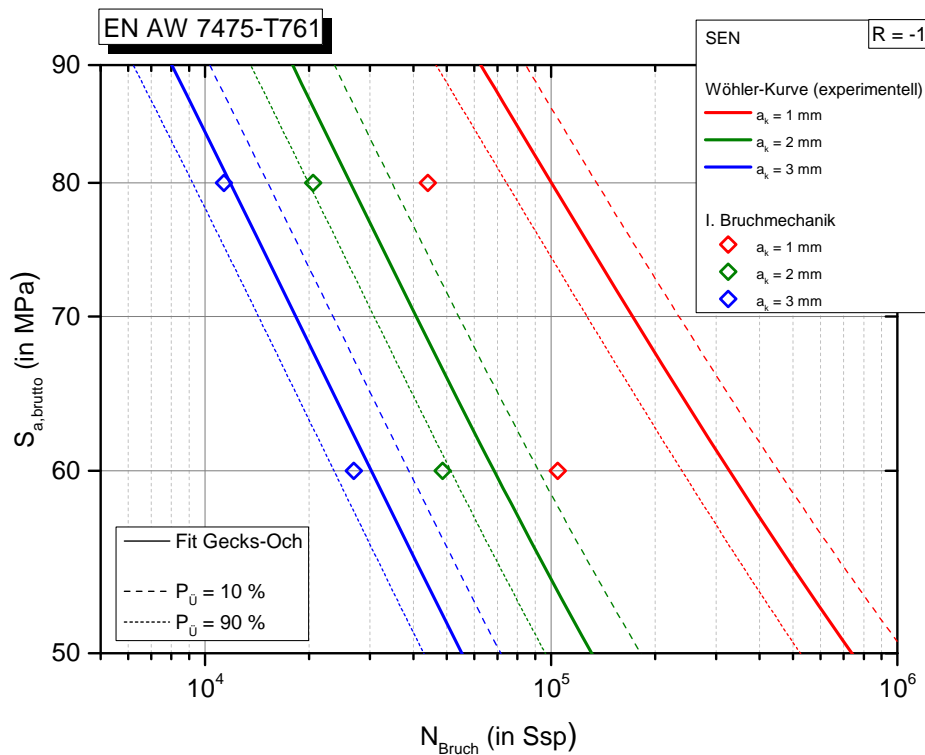


Abbildung 6.35 - Bruchmechanisch simulierte Lebensdauern

## II. Örtliches Konzept

Die Beschreibungsvarianten der Rissausbreitung gemäß der Methode des Spannungsgradienten (Abschnitt 3.2), die lokale Spannungsüberhöhungen berücksichtigen, werden auch örtliche Konzepte genannt. Zur Beschreibung des Spannungsgradienten ausgehend von einer Kerbwurzel wurde der in Abschnitt 5.1 hergeleitete, statische 2-Parameter-Exponential-Ansatz genutzt. Zudem wurde als Anpassungsparameter der Rissfortschrittsrechnung die initiale Risslänge  $a_{ini}$  in den Spannungsintensitätsfaktor  $K_{max}$  (Gleichung (6-18)) implementiert. Es hatte sich bei der Anpassung der Modellrechnungen an



die experimentellen Kurven gezeigt, dass die Ausgangsrisslänge  $a_{ini}$  sowohl von der Nennspannung, als auch vom jeweiligen Kerbfaktor abhängt.

$$K_{max} = \sigma_{yy}(x, S_o) \cdot \sqrt{\pi \cdot (a_{ini}(S_a, K_t) + \Delta a)} \cdot f\left(\frac{a_{ini} + \Delta a}{W - a_k}\right) \quad (6-18)$$

Die experimentelle Kurve des Rissfortschritts aus Abbildung 6.34 der SEN-Probe mit  $a_k = 1$  mm ist in Abbildung 6.36 drei Ansätzen des örtlichen Konzepts gegenübergestellt. Neben dem Ansatz gemäß Gleichung (6-18) wurde ein Ansatz nach Lukáš und Newman (Lukáš et al. 1986; Lukáš 1987) und ein Ansatz nach Kujawski (Kujawski 1991), der auch schon in Abschnitt 5.1 Anwendung gefunden hat, angegeben. Die entsprechenden Formelzusammenhänge finden sich in Anhang 7.

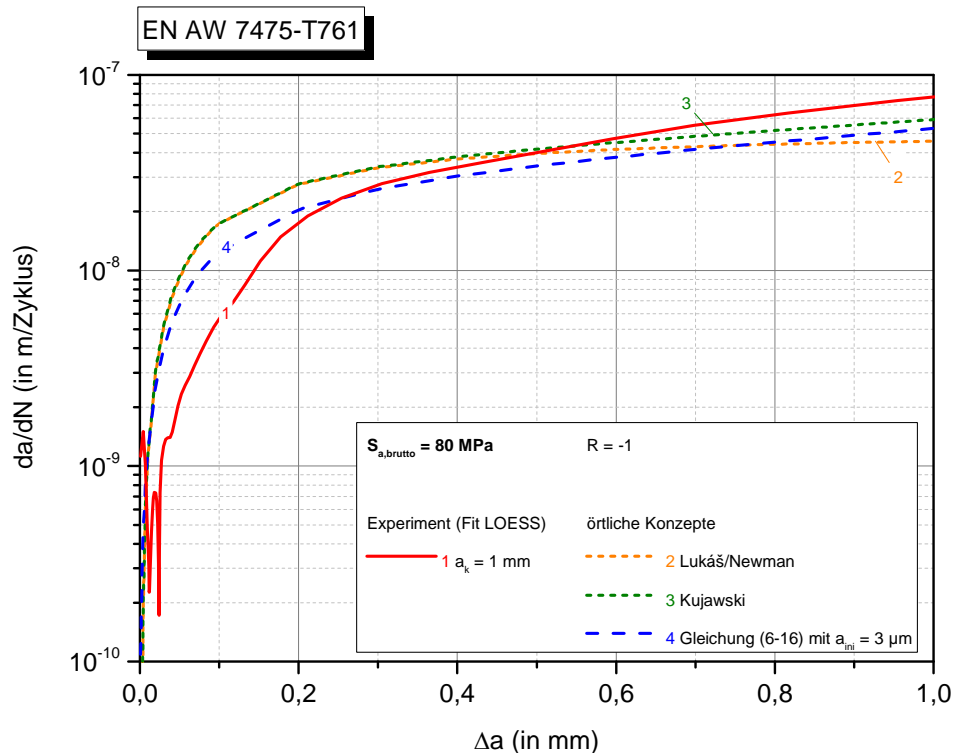


Abbildung 6.36 - Vergleich der Rissfortschrittsrate auf Grundlage eines örtlichen Konzepts

Deutlich wird, dass mit der Berücksichtigung des Spannungsgradienten der Anfangsbereich der Rissausbreitung besser als bei der rein bruchmechanischen Variante nachgebildet wird, jedoch liegen die simulierten Kurven insgesamt oberhalb der entsprechenden experimentellen Werte. Mit zunehmender Kerbtiefe nimmt dieser Unterschied zu (Abbildung 6.37).

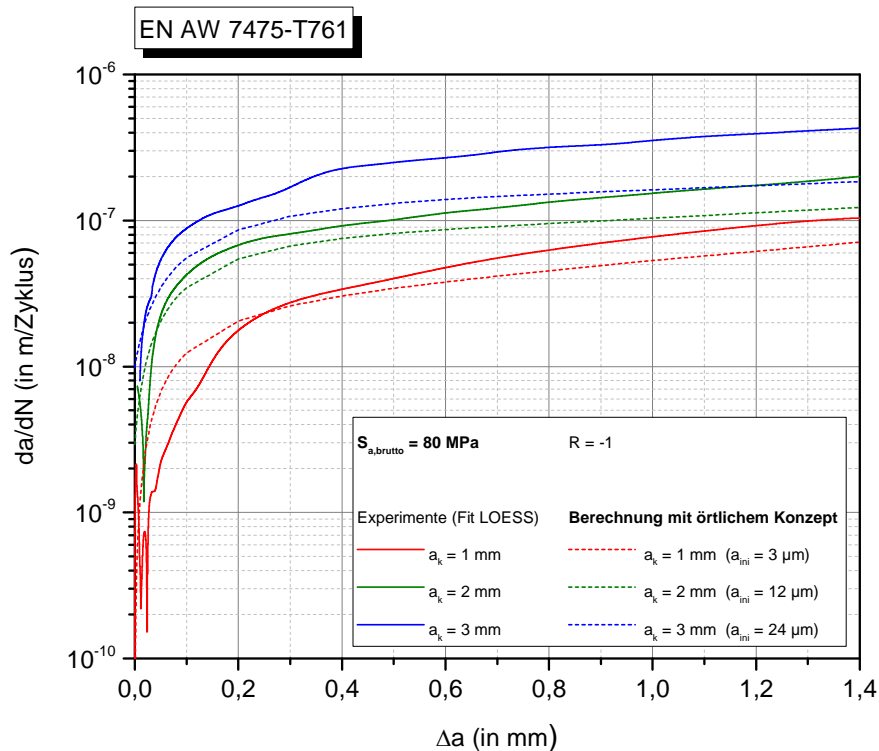


Abbildung 6.37 - Simulierte Rissausbreitung nach dem örtlichen Konzept bei einer Belastung von  $S_{a,brutto} = 80 \text{ MPa}$

Auch für das örtliche Konzept (Gleichung (6-18)) wurde die Lebensdauer inkrementell auf zwei Belastungsniveaus bestimmt und mit den Wöhler-Kurven aus Abschnitt 5.3 verglichen. In Abbildung 6.38 zeigt sich im Gegensatz zur bruchmechanischen Berechnung, dass die Lebensdauer für eine SEN-Probe mit einer Kerbtiefe von  $a_k = 1 \text{ mm}$  im Rahmen der Streuung der experimentellen Werte akzeptabel vorhergesagt werden konnte. Hingegen liegen die Lebensdauern für die Proben mit den Kerbtiefen von  $a_k = 2 \text{ mm}$  und  $a_k = 3 \text{ mm}$  deutlich über den gemessenen Lebensdauern und zwar noch ausgeprägter im Falle der tieferen Kerbe.

Weiterhin sind in Abbildung 6.37 die angepassten initialen Risslängen  $a_{ini}$  für das örtliche Konzept angegeben. Mit zunehmender Kerbtiefe steigt der Wert dieser Anfangsriszlänge, was widersprüchlich erscheint, da man aufgrund der steigenden Maximalspannung im Kerbgrund erwarten würde, dass die initiale Risslänge abnehmen müsste. Andererseits könnte man argumentieren, dass mit der höheren, lokalen Spannung bei Ermüdungsbeginn eine größere Eingangsdefektgröße erzeugt wird. Unabhängig welcher Argumentation man folgen möchte, bleibt die Größe  $a_{ini}$  dennoch nur ein Anpassungsparameter, der oftmals zufällig in der Größenordnung von mikrostrukturellen Längen liegt.

Zusammenfassend kann für die eindimensionalen Konzepte festgehalten werden, dass das bruchmechanische Konzept umso bessere Ergebnisse liefert, je tiefer die Kerbe ist. Und umgekehrt weist das örtliche Konzept für die flacheren Kerben die höhere Übereinstimmung zwischen der simulierten Lebensdauer und den experimentellen Werten auf.

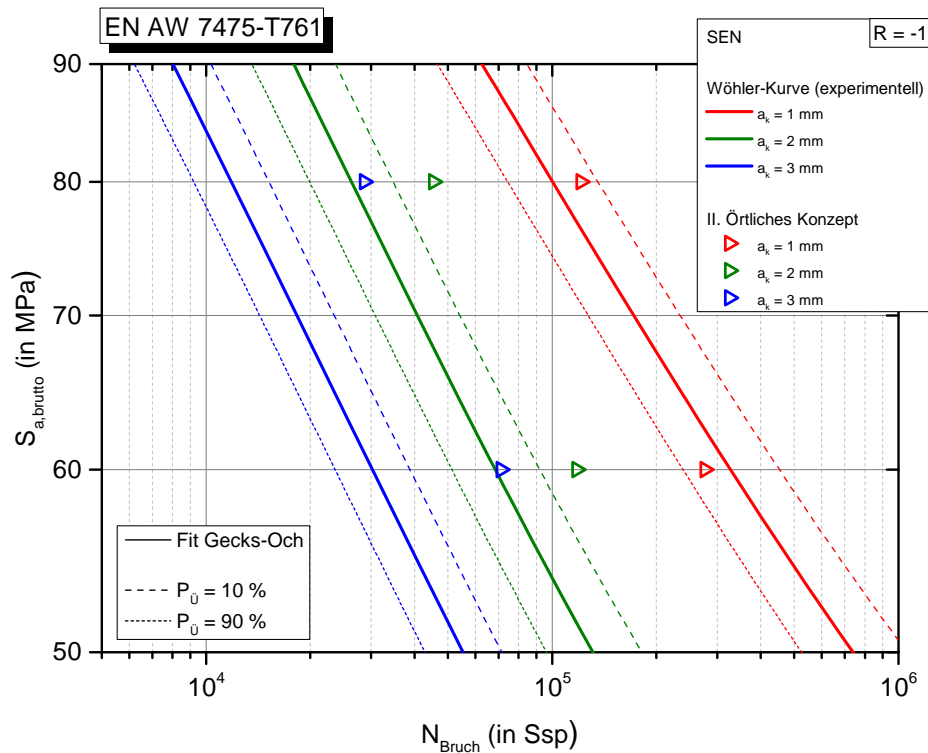


Abbildung 6.38 - Lebensdauervorhersage nach dem örtlichen Konzept

Verstehen lässt sich dies, wenn man sich die spannungsabhängige Plastifizierung des Kerbgrundes und der damit verknüpften Rissbildung noch einmal vor Augen führt. Den Ausgangspunkt der Erklärung soll die Ermüdung der SEN-Probe mit einer Kerbtiefe von 3 mm unter einer Belastung von  $S_{a,brutto} = 80 \text{ MPa}$  aus Abschnitt 5.6 sein, bei der sich nachweislich sehr früh ein Riss mit durchgehender Rissfront bildete. Die durchgehende Rissfront markiert definitionsgemäß (siehe Abschnitt 3.1) den spätesten Zeitpunkt der vollständigen Kerbentlastung. Für die Abweichungen des örtlichen Konzepts bedeutet dies, dass je früher sich die durchgehende Rissfront bildet und damit die Wirkung des Spannungsgradienten auf den Rissfortschritt aufgehoben wird, desto eher muss die Kerbtiefe  $a_k$  als Risslängenanteil im Spannungsintensitätsfaktor berücksichtigt werden. Andernfalls überschätzt man zwangsläufig die wahre Lebensdauer. Im Gegenzug muss die Übereinstimmung zwischen Modell und Experimenten für Proben mit geringerer Kerbtiefe höher sein, wie Abbildung 6.38 bestätigt, da die spannungskontrollierte Bildung einer durchgehenden Rissfront den wesentlichen Teil der Gesamtlebensdauer ausmacht.

Die gleiche Argumentationslogik gilt auch für das bruchmechanische Konzept. Durch die frühe Kerbentlastung bei einer Probengeometrie mit hoher Kerbtiefe dominiert der Modellierungsanteil, bei dem die Kerbtiefe einer Ausgangsrisslänge entspricht, wodurch für die tieferen Kerben die vorhergesagte Lebensdauer besser den experimentellen Werten entspricht. Umgekehrt benötigt die Bildung einer durchgehenden Rissfront bei Proben mit flacherer Kerbe aufgrund der geringeren Spannungsüberhöhung im Kerbgrund einen

größeren Anteil der Lebensdauer. Setzt man nun direkt für die flachen Kerben die Kerbtiefe im Sinne der LEBM als Ausgangsrisslänge an, so unterschätzt man die wahre Lebensdauer.

### 6.7.2 Zweidimensionale Rissausbreitung

Spätestens durch die Ergebnisse aus Abschnitt 5.6 ist klar geworden, dass die Rissausbreitung bis zum Erreichen einer durchgehenden Rissfront über die komplette Probendicke  $B$  zweidimensional betrachtet werden muss. Im Fall der in dieser Arbeit untersuchten Al-Knetlegierung EN AW 7475-T761 wurden überwiegend zwei viertelelliptische Eckanrisse beobachtet. Für die Herleitung eines Rissausbreitungsmodells wird vorerst angenommen, dass diese beiden Eckanrisse in erster Näherung symmetrisch seien.

Durch die Hinzunahme einer weiteren Risswachstumsdimension sind des Weiteren bei der Rissausbreitung folgende Phasen zu unterscheiden (vgl. u.a. (Johnson 1977; Rudd et al. 1977)):

- a. Wachstum zweier viertelelliptischer Eckanrisse in  $x$ - und  $z$ -Richtung,
- b. Zusammenwachsen der Eckanrisse und Ausbildung einer durchgehenden Rissfront,
- c. Risswachstum in  $x$ -Richtung bis zum Probenbruch.

Für die Phase b sei hier angemerkt, dass bei der Koaleszenz zweier Risse eine Wechselwirkung auftritt, die dazu führt, dass die Risse sich gegenseitig „anziehen“, d.h. sie beschleunigen sich gegenseitig, sofern sie sich in einer Ebene befinden (siehe Hu et al. 2009). Dieser Aspekt wurde bei der Modellierung nicht berücksichtigt.

Zudem lässt sich mit der FE-Methode zeigen, dass bei der Ausbreitung zweier symmetrischer Eckanrisse der Kerbfaktor bzw. die Maximalspannung im Kerbgrund ( $y$ - $z$ -Ebene) steigt. In Tabelle 6.7 ist die Entwicklung des Kerbfaktors für eine SEN-Probe mit einer Kerbtiefe von  $a_k = 1$  mm beispielhaft angegeben. Auch dieser Aspekt wurde zunächst bei der Modellierung nicht einbezogen, wodurch der Kerbfaktor in den nachfolgenden Zusammenhängen stets einen festen Wert in  $z$ -Richtung in Abhängigkeit der Kerbtiefe einnimmt.

Tabelle 6.7 - Entwicklung des Kerbfaktors während der Ausbreitung zweier viertelelliptischer Eckanrisse

Risstyp	Risslänge $a$ (in mm)	Risslänge $c$ (in mm)	gesamte Rissfläche (in mm <sup>2</sup> )	Kerbfaktor $K_{t,z}$
kein Riss	-	-	-	3,82
2 viertelelliptische Eckanrisse	0,25	0,5	$\pi/16$	3,92
2 viertelelliptische Eckanrisse	0,5	1	$\pi/4$	4,46

### III. Unabhängige Ausbreitung von Eckanrissen in x- und z-Richtung

Bei der Simulation der viertelelliptischen Eckanrissausbreitung mit unabhängigem Kurzrisswachstum in  $x$ - und  $z$ -Richtung wird erst einmal angenommen, dass der Eckanriss in  $x$ -Richtung dem Kerbspannungsgradienten (Gleichung (5-1)) unterliegt und in  $z$ -Richtung durchgehend die Maximalspannung im Kerbgrund erfährt.

Ausgehend von einer initialen Defektgröße (z.B. eine gebrochene, eisenhaltige Primärphase) mit einer prinzipiell unterschiedlichen Ausdehnung in  $x$ - und  $z$ -Richtung wurde für ein bestimmtes, festes Schwingspielintervall die Rissausbreitung in die jeweilige Richtung berechnet. Die neuen Halbachsenlängen der vergrößerten Viertelellipse wurden dann genutzt, um für das nächste Schwingspielintervall die Rissverlängerung in die beiden Ausbreitungsrichtungen zu bestimmen. Diese Abfolge wurde wiederholt, bis in  $z$ -Richtung mindestens die halbe Probendicke erreicht wurde. In beide Rissausbreitungsrichtungen wurde die geometrische Korrekturfunktion einer SEN-Probe nach Gleichung (4-1) verwendet, aufgrund der Symmetriebedingungen wurde allerdings in  $z$ -Richtung die halbe Probendicke als Probenbreite angesetzt.

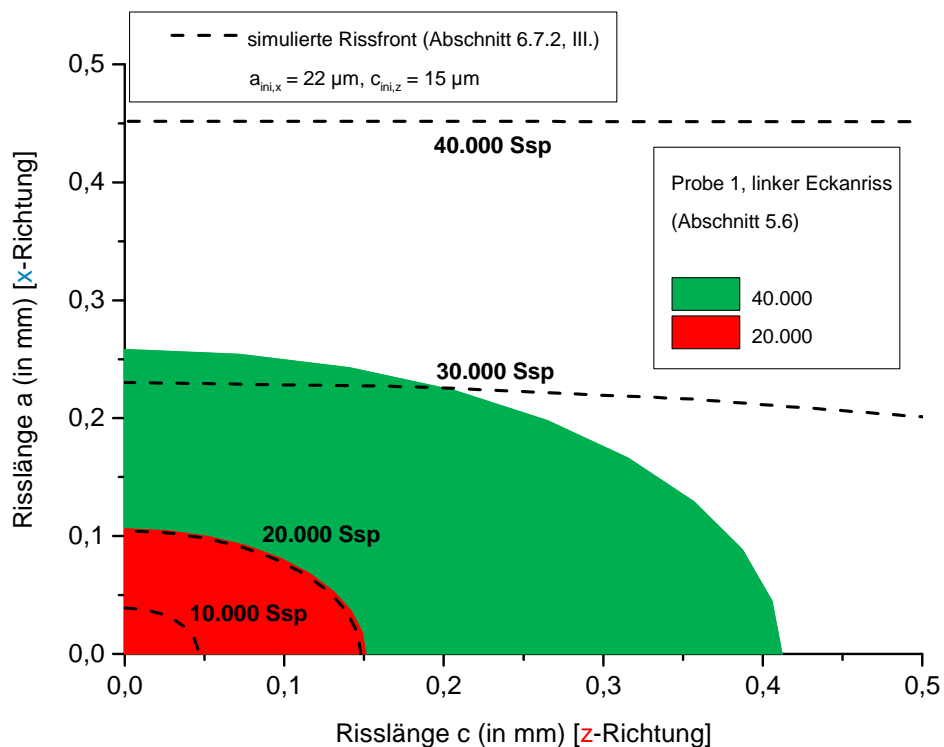


Abbildung 6.39 - Unabhängige Rissausbreitung in  $x$ - und  $z$ -Richtung

Die simulierte Rissfront für ein Intervall von 10.000 Schwingspielen wurde in Abbildung 6.39, wie auch in der Bewertung der folgenden Berechnungsalternativen, mit dem linken, viertelelliptischen Eckanriss der Probe 1 aus Abschnitt 5.6 verglichen. Hierbei stellt die Auswahl dieses speziellen Eckanrisses als experimenteller Referenzriss lediglich eine subjektive Auswahl zur qualitativen Analyse der wesentlichen Zusammenhänge dar.

Über die beiden Parameter  $a_{ini,x}$  und  $c_{ini,z}$  der initialen Defektgröße wurde die Rissfront an die erste experimentell ermittelte Rissfront nach 20.000 Schwingspielen angepasst. Schon die folgende simulierte Rissfront nach 30.000 Schwingspielen weicht erheblich von der experimentellen Referenz ab. Auch wenn die Anpassung in ihrer Güte abhängig ist von den Längenwerten des Ausgangsdefekts und dem Schwingspielintervall zur Berechnung der Rissausbreitung, lässt sich dennoch bereits schlussfolgern, dass die Rissausbreitung in  $x$ - und  $z$ -Richtung nicht unabhängig voneinander ist und die geometrische Form des viertelelliptischen Eckanrisse kein bloßes Resultat zweier unabhängiger, unterschiedlich schneller Ausbreitungsvorgänge darstellt.

#### IV. Konstantes Halbachsenverhältnis

Aufbauend auf die experimentellen Befunde wurde die bisherige Rissausbreitungssimulation derart abgewandelt, dass die viertelelliptische Risskontur stets an ein festes Halbachsenverhältnis gebunden ist. Schon Johnson (Johnson 1977) bestätigt die Beobachtung, dass sich die Rissfront von Oberflächenrissen in der Regel bei einem festen Verhältnis der Halbachsen stabilisiert. Er gibt für das Verhältnis von  $a : c$  (kleine Halbachse : große Halbachse) einen Wertebereich von 1:1 - 1:1,32 an. Bei den in Abschnitt 5.6 bestimmten Rissfronten ergab sich ein durchschnittliches Halbachsenverhältnis von 1:1,5, welches im Folgenden verwendet wird.

##### a) *Berechnung von $c$ und Bestimmung von $a$ durch das feste Achsenverhältnis*

In der ersten Variante wurde ausgehend von einer initialen Defektlänge  $c_{ini,z}$  die Rissverlängerung in  $z$ -Richtung unter der Wirkung der Maximalspannung im Kerbgrund berechnet und im Anschluss durch das feste Achsenverhältnis die Rissverlängerung in  $x$ -Richtung abgeleitet. Die initiale Risslänge  $c_{ini,z}$  wurde auch hier so gewählt, dass die simulierte Rissfront möglichst kongruent mit der ersten experimentell bestimmten Rissfront nach 20.000 Schwingspielen war.

In Abbildung 6.40 ist zu erkennen, dass die nächste, berechnete Rissfront nach 30.000 Schwingspielen im Vergleich zu Abbildung 6.39 nun auch in  $x$ -Richtung viel stärker von der experimentellen Rissfront abweicht. Dies deutet daraufhin, dass die Rissausbreitung in  $z$ -Richtung nicht voll der Maximalspannung unterliegt, sondern in ihrer Ausbreitung verzögert wird.

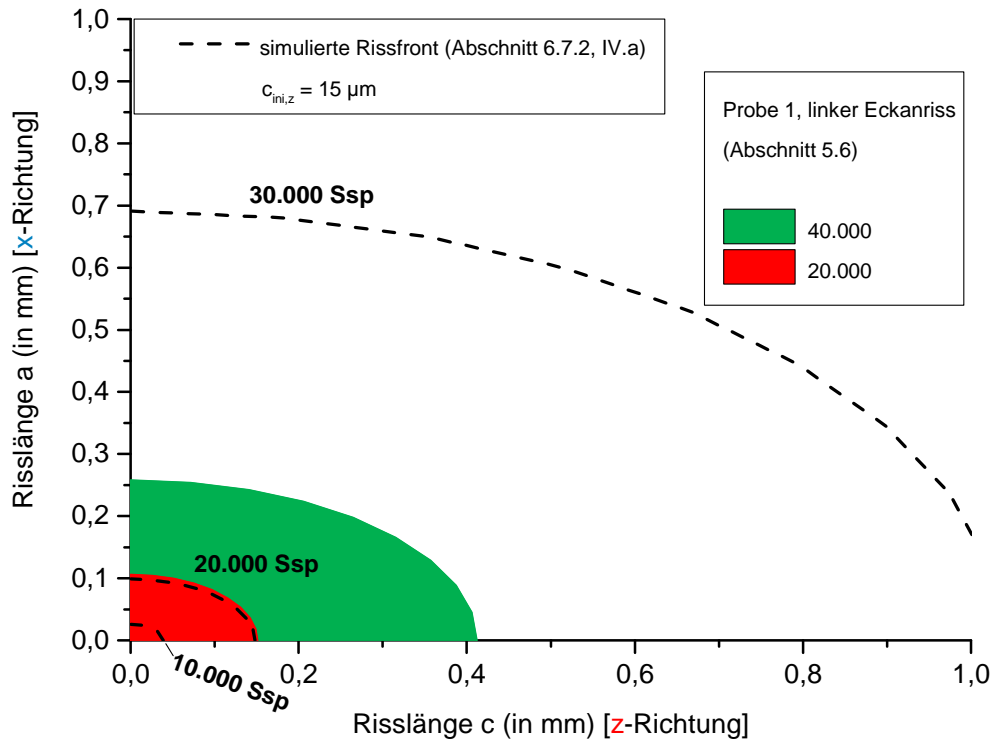


Abbildung 6.40 - Berechnete Risslänge  $c$  und Bestimmung der Risslänge  $a$  durch ein festes Achsenverhältnis

b) Berechnung von  $a$  und Bestimmung von  $c$  durch das feste Achsenverhältnis

Das feste Halbachsenverhältnis wurde als logische Fortführung der Untersuchungsreihe in einer weiteren simulierten Rissausbreitung beibehalten. Nun wurde zunächst die Rissausbreitung in  $x$ -Richtung unter dem Einfluss des Kerbspannungsgradienten bestimmt und darauf folgend die Rissverlängerung in  $z$ -Richtung unter Zuhilfenahme des festgelegten Achsenverhältnisses abgeleitet. Diese Berechnungsreihenfolge bzw. Richtung der Abhängigkeit „hemmt“ die Rissausbreitung in  $z$ -Richtung durch die Koppelung an den statischen Spannungsgradienten in  $x$ -Richtung.

Als Ergebnis ist in Abbildung 6.41 zu sehen, dass in dieser Simulationsreihenfolge der Unterschied zwischen der berechneten Rissfront und der experimentell gemessenen Ausdehnung des Eckanrisses nach 40.000 Schwingspielen geringer ausfällt, als bei den beiden zuvor vorgestellten Varianten. Die wahren Risslängen werden hier nur noch um einen Faktor von 1,6-1,8 überschätzt. Außerdem wird in der Simulation erreicht, dass sich im Intervall von 40.000-60.000 Schwingspielen eine geschlossene Rissfront über die Probendicke ausbildet, was dem Ergebnis der Probe 1 in Abbildung 5.27 entspricht.

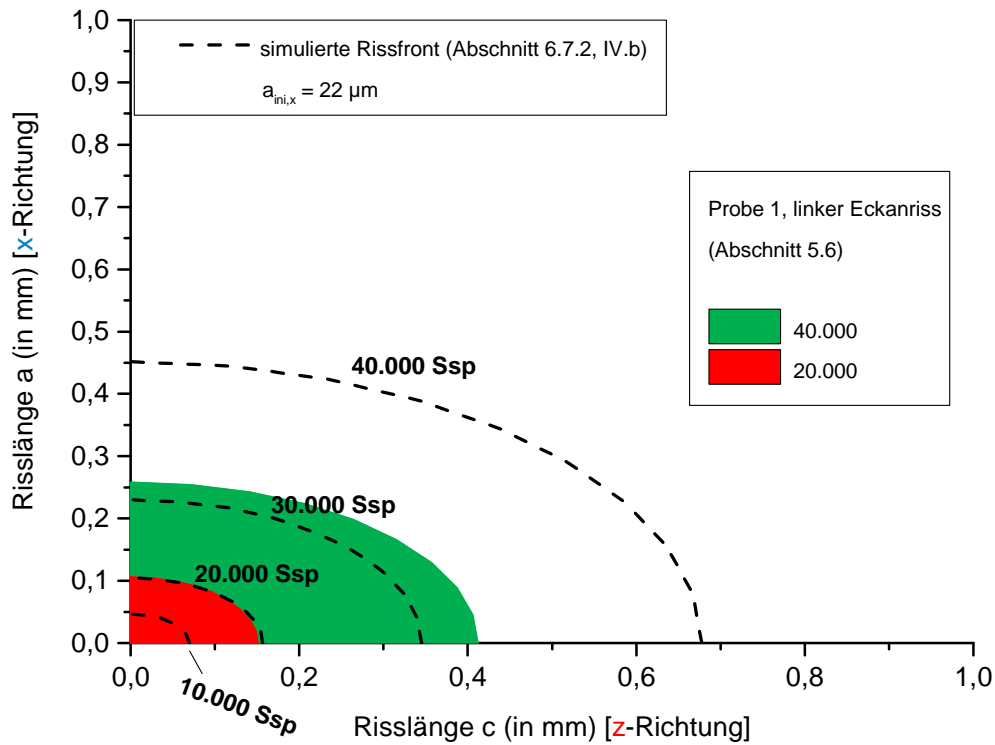


Abbildung 6.41 - Berechnete Risslänge a und Bestimmung der Risslänge c durch ein festes Achsenverhältnis

Die vorgenommene Rissausbreitungssimulation mit einem festen Halbachsenverhältnis macht deutlich, dass die Ausbreitung in  $x$ - und  $z$ -Richtung definitiv ein gekoppelter Vorgang ist. Zudem deutet die Variante IV.b (Abbildung 6.41) an, dass im Ausbreitungsprozess eine Verzögerungskomponente existiert, wie im Fall der Variante IV.b der angesetzte Spannungsabfall in  $x$ -Richtung. Die Kopplung der beiden Ausbreitungsrichtungen über ein festes Halbachsenverhältnis darf letztlich aber nur als ein Hilfsmittel zur Simulation der Rissausbreitung verstanden werden.



### V. Viertelelliptische Rissausbreitung unter Berücksichtigung der wechselseitigen Beeinflussung der Rissausbreitungsrichtungen

Für die komplexe, viertelelliptische Ausbreitung eines Eckanrisses wurden bereits Simulationsansätze vorgeschlagen, die aufwendig aus einer großen Ergebnisdatenmenge numerischer Berechnungen hergeleitet wurden, wie u.a. in Gleichung (3-13) und (3-14). Jedoch sind dies ausschließlich empirische Ansätze, die eine Vielzahl von Anpassungsparameter beinhalten. Durch die daraus resultierende, hohe Anzahl an Freiheitsgraden wird eine gute Korrelation zwischen der Simulation und den numerischen Ergebnissen erreicht. Auch wenn sich gewisse Parameter einzelnen materialphysikalischen Aspekten zuordnen lassen und man insgesamt mit den empirischen Ansätzen in der Lage ist, einen Spannungsintensitätsfaktor an jeder Stelle der Rissfront anzugeben, lässt sich dies jedoch vorerst nicht experimentell verifizieren. Der eigentliche Ausbreitungsprozess konnte bisher nicht abgebildet werden. Ohne gezielte Markierung des Rissfortschritts auf der Bruchfläche und der damit verbundenen Einflussnahme auf die Rissausbreitung lässt sich der Rissfortschritt in der Kurzrissphase bei konstanter Belastung experimentell nur über die Probenoberfläche nachverfolgen.

Durch die Erkenntnisse aus den bisher vorgestellten zweidimensionalen Berechnungsvarianten III bis IV.b und den experimentellen Ergebnissen der vorliegenden Arbeit wird im Folgenden eine neue Modellvorstellung der Kurzrissausbreitung präsentiert, welche die Entstehung von Eckanrisse ausgehend von Kerben in elliptischer Form begründet und den Prozess der viertelelliptischen Rissausbreitung erläutert.

Es wird zunächst vorausgesetzt, dass bezüglich der Spannungsverteilung an der Kerbspitze weiterhin in  $x$ -Richtung zu Versuchsbeginn der in Abschnitt 5.1 bestimmte Spannungsgradient und in  $z$ -Richtung konstant die maximale Spannung durch die kerbbedingte Spannungsüberhöhung gilt.

Den Ausgangspunkt der Modellvorstellung bildet ein initialer Defekt im Eckbereich der Kerbwurzel, von dem aus sich innerhalb weniger Schwingspiele ein Riss ausbreitet. Abbildung 6.32 hat anhand der Schwingspielstreifen gezeigt, dass die dominante Ausbreitungsrichtung im Anrissstadium die  $z$ -Richtung ist, was auf die Wirklinie der Maximalspannung entlang der Kerbwurzel zurückgeführt wird. Der Riss breitet sich also vom initialen Defekt ausgehend in  $z$ -Richtung aus, d.h. in Richtung der größten Spannung und erzwingt dabei zugleich einen Rissfortschritt in  $x$ -Richtung. Die Ausbreitung in  $x$ -Richtung ist damit im Anrissstadium eine bloße Folge der Rissausbreitung in  $z$ -Richtung. Die erzwungene Ausbreitung des Risses in  $x$ -Richtung bewirkt eine Entlastung der Kerbe. Diese Entlastung führt dazu, dass sich der eingangs angesetzte Spannungsgradient der Versuchsstartkonfiguration ohne Riss nicht auswirkt. Da die beiden Hauptausbreitungsrichtungen  $x$  und  $z$  aber nicht unabhängig voneinander sind, sondern durch die gemeinsame Rissfront miteinander gekoppelt sind, hemmt die Entlastung der Kerbe in  $x$ -Richtung auch die dominante Ausbreitung des

Eckanrisses in  $z$ -Richtung. Die Rissausbreitung in  $z$ -Richtung sinkt in Folge aber nicht auf das Niveau der Rissfortschrittsrate in  $x$ -Richtung, da die Überhöhung der Spannung entlang der Kerbwurzel bei sich ausbreitenden Eckanrissen steigt, wie Tabelle 6.7 zeigt. Dieser Anstieg der Spannungsüberhöhung infolge der Querschnittsabnahme kompensiert dementsprechend einen Teil der induzierten Verzögerung. Aus der Dominanz der Rissausbreitung in  $z$ -Richtung folgt die Einnahme einer viertelelliptischen Eckanrissgeometrie, die in Abschnitt 5.6 eindeutig nachgewiesen wurde.

Ab dem Zeitpunkt der vollständigen Kerbentlastung in  $x$ -Richtung ist es notwendig, die Kerbtiefe für die Bestimmung einer Spannungsintensität einzubeziehen. Die Kerbe wird ab diesem Moment im Sinne der LEBM einer Ausgangsrisslänge gleichgesetzt und zu der aktuellen Rissverlängerung in  $x$ -Richtung addiert.

Der Nachweis für die Modellvorstellung der viertelelliptischen Rissausbreitung lässt sich erbringen, indem man anhand der in Abschnitt 5.6 ermittelten Risslänge auf die lokale Spannung  $\sigma_{\text{lokal}}$  zurückrechnet. Es wird dafür angenommen, dass sich die viertelelliptische Rissausbreitung entlang der Oberfläche in  $x$ - und  $z$ -Richtung lokal in erster Näherung mit der LEBM beschreiben lässt.

Mit den Rissinkrementen  $\Delta a$  und den zugehörigen Schwingspielintervallen  $\Delta N$  aus Abschnitt 5.6, sowie den ermittelten Anpassungsparametern  $C$  und  $m$  der Rissausbreitungskurve nach Paris und Erdogan (siehe Abbildung 5.9) lässt sich der Spannungsintensitätsfaktor in  $x$ -Richtung  $K_x$  bestimmen (Gleichung (6-19)).

$$\frac{\Delta a}{\Delta N} = C \cdot K_x^m \quad \Rightarrow \quad K_x = \left[ \frac{(\Delta a / \Delta N)}{C} \right]^{1/m} \quad (6-19)$$

Für den Spannungsintensitätsfaktor gilt  $K = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f(a/W)$ , wodurch man schließlich den Wert der lokalen Spannung  $\sigma_{\text{lokal}}$  erhält (Gleichung (6-20)). Da  $a$  als jeweilige Ausgangsrisslänge des Berechnungsintervalls, die Korrekturfunktion  $f(a/W)$  und  $K_x$  gemäß Gleichung (6-19) bekannt sind, kann auf die ortsabhängige Spannung  $\sigma_{\text{lokal},x}$  zurückgerechnet werden.

$$\sigma_{\text{lokal},x} = \frac{K_x}{\sqrt{\pi \cdot a} \cdot f} \quad \Rightarrow \quad \sigma_{\text{lokal},x} = \frac{\left[ \frac{(\Delta a / \Delta N)}{C} \right]^{1/m}}{\sqrt{\pi \cdot a} \cdot f} \quad (6-20)$$

Für die Rissinkremente  $\Delta c$  in  $z$ -Richtung erfolgt die Berechnung der lokalen Spannungen  $\sigma_{\text{lokal},z}$  analog.

Die Rückrechnung auf die lokalen Spannungswerte  $\sigma_{\text{lokal},x}$  und  $\sigma_{\text{lokal},z}$  wurde für drei SEN-Proben mit  $a_k = 1$  mm, die mit einer Nennspannung von 80 MPa ermüdet wurden, durchgeführt (u.a. Proben 1 und 2 aus Abschnitt 5.6). Dabei wurde das erste Schwingspielintervall bewusst nicht berücksichtigt, um bei der Interpretation der Ergebnisse unabhängig zu sein von der unbekannt initialen Defektgröße  $a_{\text{ini}}$ .

Die Ergebnisse der Bestimmung der lokalen Spannungen  $\sigma_{\text{lokal},x}$  und  $\sigma_{\text{lokal},z}$  sind in Abbildung 6.42 bzw. 6.43 den statischen Kerbspannungswerten aus der Kontinuumsmechanik, d.h. ohne Riss gegenübergestellt. Es ist für beide Ausbreitungsrichtungen ersichtlich, dass mit Einsetzen der Rissausbreitung des kurzen Risses die dazu nötige Spannung  $\sigma_{\text{lokal}}$  immer kleiner ist als der statische Spannungswert, der sich aus der Kontinuumsmechanik ergibt.

Aus dem Absinken der lokalen Spannung in Abbildung 6.42 folgt eine Abnahme der Rissfortschrittsrate, da  $\sigma_{\text{lokal}}$  proportional zu  $(\Delta a / \Delta N)^{1/m}$  ist (siehe Gleichung (6-20)). Der Rissfortschritt wird also in  $z$ -Richtung verzögert, was sich bereits durch die Ergebnisse der Berechnungsvarianten III bis IV.b angedeutet hat (Abbildung 6.39 bis 6.41).

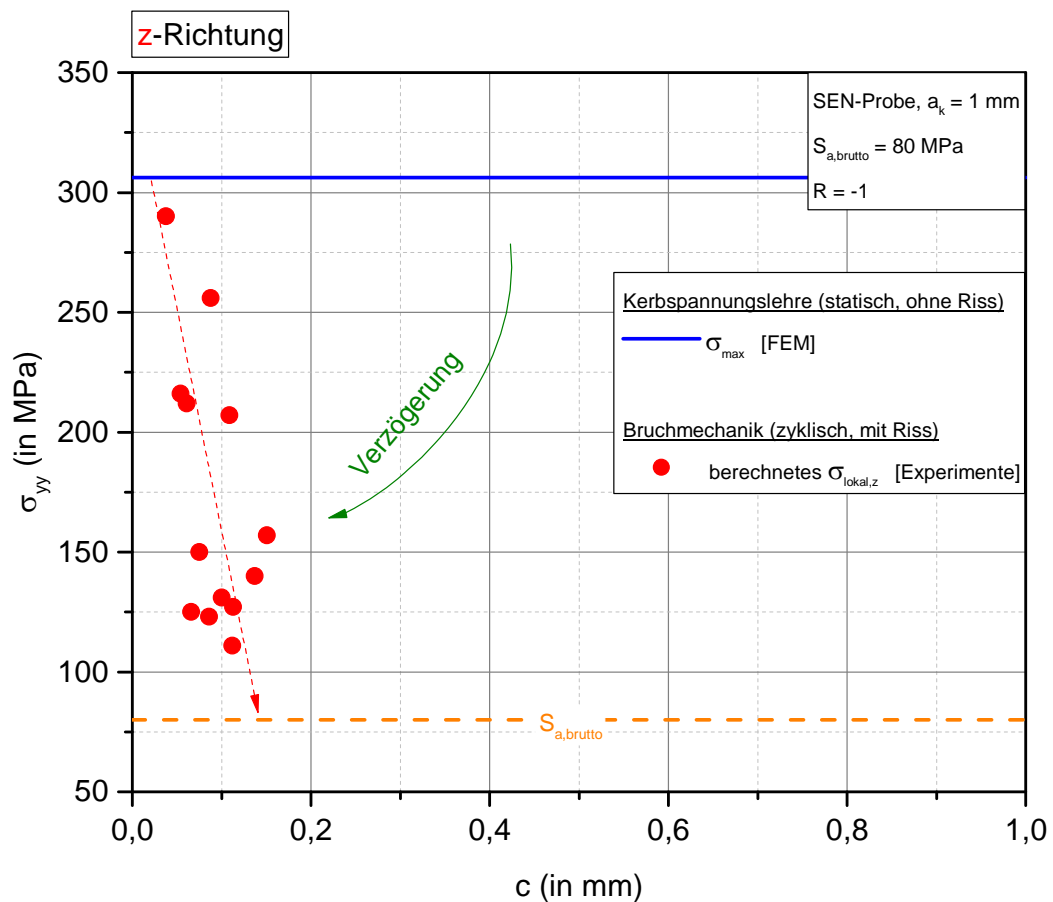


Abbildung 6.42 - Lokale  $\sigma_{yy}$ -Spannungswerte entlang der  $z$ -Richtung auf der Probenoberfläche

Entsprechend der neuen Modellvorstellung sinkt die Spannung in  $x$ -Richtung mit dem Einsetzen der Rissausbreitung auf den Nennwert ab. In Abbildung 6.43 ist auch zu erkennen, dass das sofortige Absinken durch die gekoppelte Ausbreitung beider Oberflächenrichtungen verzögert wird und die Nennspannung erst in einem Risslängenbereich von  $a = 150 \mu\text{m}$  erreicht wird. Dieser Bereich markiert durch die vollständige Entlastung der Kerbe in  $x$ -Richtung den frühesten Zeitpunkt, ab dem eine Bruchmechanik angewandt werden kann. Im Risslängenbereich von  $a = 500 \mu\text{m}$  hat sich bereits eine durchgehende Rissfront über die Probendicke gebildet, so dass ab hier spätestens die Bedingungen für die reine LEBM erfüllt sind.

Die Streuung der lokalen Spannungswerte wird auf den unterschiedlichen Grad der Plastifizierung in Abhängigkeit der örtlichen Kornorientierung zurückgeführt.

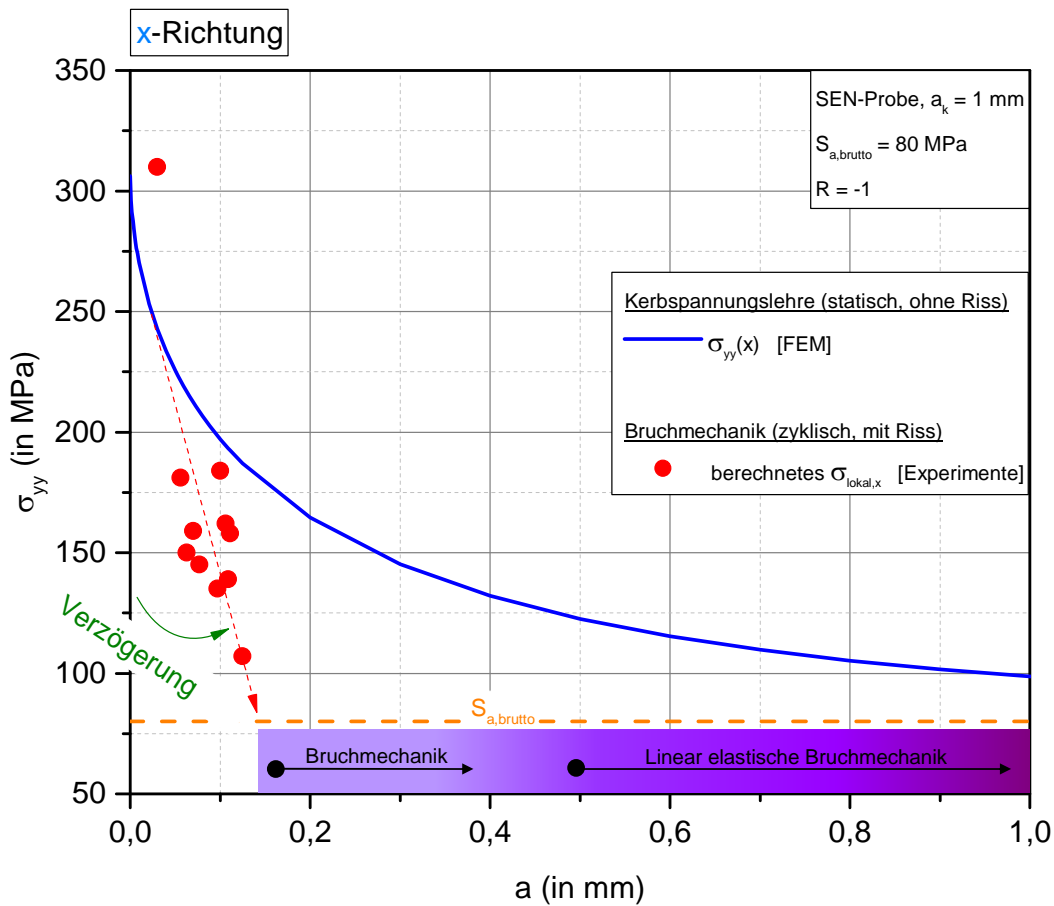


Abbildung 6.43 - Lokale  $\sigma_{yy}$ -Spannungswerte entlang der  $x$ -Richtung auf der Probenoberfläche

Eine Erweiterung des Modells in Bezug auf die eigentliche Verzögerungsgröße ist in Abbildung 6.44 skizziert. Im linken Teilbild ist der Bereich des viertelelliptischen Eckanrisses markiert, der im rechten Teilbild vergrößert dargestellt wurde. Im rechten Bild ist in  $x$ -Richtung der Gradient der Spannung und die Maximalspannung im Kerbgrund  $\sigma_{max}$  in  $z$ -Richtung der

rein statischen Spannungsverteilung zu Versuchsbeginn nochmals in Diagrammform ergänzt. Die Ausbreitung des viertelelliptischen Eckanrisses ist mit den Rissfronten 1 und 2 angedeutet.

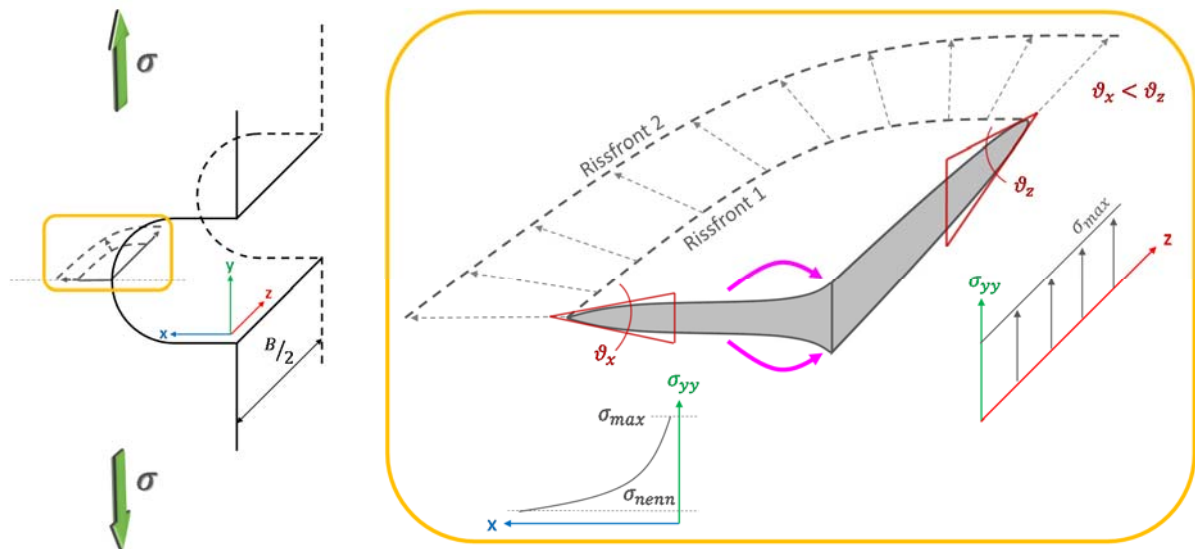


Abbildung 6.44 - Wechselseitige Beeinflussung der Rissausbreitungsrichtungen

Es wird nun für die Ausbreitung eines Risses ein minimaler Öffnungswinkel der Risspitze  $\vartheta$  im Sinne eines CTOD-Konzepts vorausgesetzt. Durch die höhere Spannung in  $z$ -Richtung ( $y$ - $z$ -Ebene) breitet sich der Riss dominant in diese Richtung aus, da jedoch in  $x$ -Richtung die Spannungsüberhöhung mit beginnender Rissausbreitung auf die Nennspannung absinkt, wirkt sich ein Zwang in Abhängigkeit der Materialsteifigkeit in  $z$ -Richtung aus. Dieser Zwang ist in Abbildung 6.44 durch die beiden pinkfarbenen Pfeile angedeutet. Die Wölbung im Bereich der Pfeilspitzen soll darauf hinweisen, dass das Material am Übergang der beiden unterschiedlichen Spannungsverteilungen sich nicht beliebig anpasst, sondern den Ausgleich an einer „schwächeren“ Stelle vornimmt. Dieser Ausgleich wird durch die Minimierung des Öffnungswinkels der Risspitze  $\vartheta_z$  erreicht, wodurch die Ausbreitung in  $z$ -Richtung gehemmt wird.

Die Modellierung der zweidimensionalen Rissausbreitung an Kerben hat insgesamt unterstrichen, dass die Gesamtlebensdauer durch das Kurzrischwachstum bestimmt wird und dass dabei die Entwicklung des Anrisses in Verbindung mit der Entlastung der Kerbe im Fokus steht. Die neue Modellvorstellung der viertelelliptischen Rissausbreitung (Variante V) liefert hierzu einen Erklärungsansatz für die experimentellen Befunde, wodurch schließlich in der Lebensdauervorhersage nicht mehr die Anrisslebensdauer, sondern im Zuge einer mathematische Beschreibung des gesamten Prozesses die lokale Mikrostruktur zum streuenden Merkmal wird.



## 7 Zusammenfassung und Ausblick

Eine Optimierung der Lebensdauervorhersage an gekerbten Strukturen gemäß des Untertitels der vorliegenden Arbeit ist nicht allein in einer exakten Vorhersage der Anzahl an Schwingspielen bis zum Probenbruch zu sehen, sondern vielmehr in einer Erhöhung des Verständnisses des gesamten Rissausbreitungsprozesses. Hierbei stellt sich vor allem die Frage, wo infolge der Rissbildung die Beschreibung einer zyklischen belasteten Kerbe mit der Kerbspannungslehre endet und eine Beschreibung des Rissfortschritts im kernnahen Bereich im Sinne der Bruchmechanik beginnt.

Zur Untersuchung des Einflusses der Kerbspannung auf die Rissausbreitung und dadurch auch auf die Gesamtlebensdauer, sowie zur Bestimmung des Augenblicks der Kerbentlastung wurden SEN-Proben mit drei unterschiedlichen Kerbtiefen ( $a_k = 1, 2$  und  $3$  mm) aus der Luftfahrt-Legierung EN AW 7475-T761 in Einstufenversuchen ermüdet. Der Schwerpunkt lag dabei auf der Analyse des zweidimensionalen Kurzrischwachstums.

Als die geeignetste Messmethode zur Detektion der Rissinitiierung und In-situ-Messung der Rissausbreitung wurde eine Gleichstrompotentialsonde verwendet. Durch die hohe Auflösung der verwendeten Potentialsonde konnte gezeigt werden, dass der Beginn der Rissausbreitung im untersuchten Zeitfestigkeitsbereich sicher innerhalb der ersten 20 % der Gesamtlebensdauer nachgewiesen werden kann, oft sogar schon nach wenigen hundert Schwingspielen. Die sogenannte Anrisslebensdauer wird dadurch vernachlässigbar und demzufolge wird die Gesamtlebensdauer durch reine Rissausbreitung bestimmt.

Hinsichtlich der Umwandlung von Potentialsondendaten in Risslängen im Kurzrisstadium, d.h. bis spätestens zur Bildung einer geschlossenen Rissfront über die gesamte Probendicke, wurde demonstriert, dass der Absolutwert der Risslänge neben der Kerbgeometrie vor allem von der Geometrie der Anrisse abhängt. Eine präzise Kalibrierung der Potentialsonde für die zweidimensionale Ausbreitung kurzer Risse ist folglich erst nach einem Experiment möglich. Es bleibt zudem stets zu berücksichtigen, dass die Anrisse von Probe zu Probe aufgrund von Unterschieden in der Mikrostruktur voneinander abweichen können, wodurch die Kalibrierung genau genommen für den Einzelfall erfolgen muss.

An den untersuchten SEN-Proben bildeten sich überwiegend zwei viertelelliptische Eckanrisse, u.a. bedingt durch die beidseitig aufgewalzte Plattierschicht, so dass eine neue, spezielle Kalibrierfunktion, die den Einfluss der Kerbe und die durchschnittliche Anrissgeometrie berücksichtigt, vorgeschlagen und mit der Kalibrierfunktion nach Johnson verglichen wurde.

Vor dem Hintergrund der Lebensdauervorhersage auf Grundlage von Wöhler-Kurven wurden sowohl kontinuumsmechanische, als auch bruchmechanische Spannungstransformationen diskutiert. Seitens der Kontinuumsmechanik wurde zum einen die Maximalspannung im Kerbgrund bzw. das höchst belastete Volumen an der Kerbspitze

genutzt, um die Wöhler-Kurven der SEN-Proben mit den Kerbtiefen  $a_k$  von 2 und 3 mm auf das Niveau der Kurve der Proben mit einer 1 mm tiefen Kerbe zu transformieren. Zum anderen ließen sich die Wöhler-Kurven auch durch die Verhältnissbildung der Kerbfaktoren ineinander überführen. Demgegenüber wurde auf Seiten der Bruchmechanik einerseits das Prinzip angewandt, dass gleiche Spannungsintensitätsfaktoren zu gleichen Rissfortschrittsraten führen, wodurch sich bei je zwei unterschiedlichen Kerbtiefen im Wesentlichen eine Transformation der Spannung über das Verhältnis der Quadratwurzeln der Kerbtiefen ergibt. Andererseits wurde ein Ansatz über den Rissfortschritt verfolgt, wonach die Anzahl der Schwingspiele trotz unterschiedlicher Kerbtiefen bis zu einer definierten Gesamtrisslänge gleich sein sollte.

Alle vier Transformationsvarianten lieferten im Rahmen der statistischen Streuung der experimentell ermittelten Wöhler-Kurven im Zeitfestigkeitsbereich ähnlich gute Ergebnisse, so dass keiner Variante zwingend der Vorzug zu geben ist. Aus Sicht des Anwenders wurde damit ein bekanntes Dilemma betont, denn in der Praxis lassen sich mit den Transformationsfaktoren überschlägig Lebensdauern für unterschiedliche Kerbkonfigurationen aus nur einer experimentell ermittelten Referenzkurve ableiten, ohne dass der eigentliche Rissausbreitungsvorgang verstanden wurde.

Eine Modellierung der Rissausbreitung erfolgte zunächst nur in die Ausbreitungsrichtung des Langrisswachstums. Hierbei wurde die rein bruchmechanische Rissausbreitung, bei der die Kerbtiefe als Ausgangsrisslänge in die Berechnung eingeht, einer Variante auf Basis eines örtlichen Konzepts gegenübergestellt. In der Variante des örtlichen Konzepts wurde für den Verlauf der kerbbedingten Spannungsüberhöhung ein Spannungsgradient, der aus FEM-Ergebnissen hergeleitet wurde, angesetzt und eine initiale Defektgröße eingeführt, die den Beginn der kontinuierlichen Rissausbreitung darstellt. Die durch die beiden Berechnungsvarianten bestimmten Lebensdauern wurden mit den experimentell ermittelten Wöhler-Kurven verglichen. Dabei stellte sich für die bruchmechanische Variante heraus, dass im Fall der tieferen Kerben die besseren Ergebnisse erzielt wurden, d.h. die berechneten entsprachen den experimentell ermittelten Lebensdauern. Die Lebensdauern der Proben mit einer 1 mm tiefen Kerbe wurden hingegen stark unterschätzt. Die Begründung wird darin gesehen, dass auf dem gleichen Belastungsniveau bei der Probe mit einer höheren Kerbtiefe weniger Schwingspiele zur Bildung einer durchgehenden Rissfront benötigt werden, wodurch die Kerbtiefe deutlich früher als Risslänge eingeht.

Im Vergleich dazu ergab das örtliche Konzept für die flacheren Kerbtiefen eine höhere Übereinstimmung zwischen Rechnung und Experiment. Hier wurde nur der Gradient der Spannung berücksichtigt, was zu einer Überschätzung der Lebensdauern der Proben mit den tieferen Kerben führte. Dies wurde als Indiz dafür gewertet, dass die Kerben schon deutlich vor dem Erreichen einer durchgehenden Rissfront entlastet sind und eine Beschreibung des Rissfortschritts mit Hilfe des kontinuumsmechanischen Spannungsgradienten, der – entsprechend der betrachteten Literatur – statisch und vielfach für ideal elastisches



Materialverhalten hergeleitet wurde, den wahren Prozess der Rissausbreitung nicht wiedergibt.

Eine detaillierte Analyse der zweidimensionalen Kurzrissausbreitung erfolgte schließlich dadurch, dass die Rissverlängerung nach definierten Schwingspielintervallen auf der Probenoberfläche vermessen wurde. Zum einen, weil gezeigt werden konnte, dass eine Markierung des Rissfortschritts auf der Bruchfläche mittels Überlasten überlasteigenen Effekten unterliegt, wodurch Rückschlüsse auf den Rissfortschritt eines Einstufenversuchs verwehrt bleiben. Und zum anderen, weil die Potentialsondenwerte als integrale Messmethode keine Auskunft über die Anrissgeometrie und ihre Entwicklung liefern.

Die Längen der Eckanrisse auf den Seitenflächen und im Kerbgrund wurden im REM bestimmt und ergaben Viertelellipsen, bei denen die große Halbachse entlang des Kerbgrunds verlief. Hierauf aufbauend wurde die zweidimensionale Rissausbreitung modelliert. Es konnte sukzessive gezeigt werden, dass die Ausbreitung der kurzen Risse in die beiden Oberflächenrichtungen nicht unabhängig voneinander ist und dass die Rissverlängerung entlang des Kerbgrundes zunächst die dominante Größe ist.

Unter der Voraussetzung, dass die Beschreibung des Fortschritts der Eckanrisse in einer ersten Näherung lokal mit der Bruchmechanik möglich ist, wurde auf die entsprechenden Spannungen zurückgerechnet, die lokal den gemessenen Rissfortschritt bedingt haben müssen. Die berechneten, lokalen Spannungen fielen ausgehend von dem Maximalwert der kerbdingten Spannungsüberhöhung in beide Ausbreitungsrichtungen bereits nach etwa 150  $\mu\text{m}$  auf die Nennspannung ab und lagen stets unterhalb der theoretischen Spannungswerte der Kerbspannungslehre.

Als Erklärung wurde postuliert, dass ein ausbreitungsfähiger Defekt im Eckbereich des Kerbgrundes mit Einsetzen des Rissfortschritts in die Langriss-Ausbreitungsrichtung nicht mehr der Kerbspannungsüberhöhung unterliegt. Entlang des Kerbgrunds jedoch bleibt die Wirkung der Kerbe erhalten, so dass durch die Rissfront-Koppelung der oberflächlichen Ausbreitungsrichtungen der Spannungswert in die Langriss-Richtung nicht sofort auf die Nennspannung absinkt und die Spannungsüberhöhung entlang des Kerbgrundes andersherum verringert wird.

Neben einer geeigneten mathematischen Beschreibung der wechselseitigen Beeinflussung der Ausbreitungsrichtungen im kernnahen Bereich ist dieses Postulat durch gleichartige Versuche an SEN-Proben aus einem anderen Werkstoff abzusichern, wie z.B. einem Stahl, um einen Einfluss des E-Moduls berücksichtigen zu können.

Erste weiterführende Experimente durch gelaserte Mikrokerben im Kerbgrund haben bereits gezeigt, dass sich definierte Anrisse lokal erzwingen lassen, wodurch sich die zweidimensionale Modellierung der Kurzrissausbreitung im Kerbgrund weiter systematisieren ließe.



## 8 Anhang

Anhang 1.....	137
Anhang 2.....	137
Anhang 3.....	138
Anhang 4.....	140
Anhang 5.....	140
Anhang 6.....	142
Anhang 7.....	143

### Anhang 1

Gross et al. (Gross et al. 1964):

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = 1,12 - 0,231 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) + 10,55 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2 - 21,72 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^3 + 30,39 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^4$$

Fedderson (Isida 1973; Irwin et al. 1968):

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \sqrt{\sec\left(\frac{\pi \cdot a/W}{2}\right)}$$

### Anhang 2

#### Formeln zur Bestimmung der linear-elastischen Kerbfaktoren

Dubbel (Fjeldstad 2007)

$$K_t = 1 + \left[ \frac{0,1}{a_k/\rho} + \frac{0,13}{(a_k/\rho)^{1,25}} \right]^{-0,5}$$

Baratta / Neil (Härkegård 1982)

$$K_t = 0,780 + 2,243 \cdot \sqrt{\frac{a_k}{\rho}}$$

Peterson (Pilkey et al. 2008)

$$K_t = 0,855 + 2,21 \cdot \sqrt{\frac{a_k}{\rho}}$$

### Anhang 3

#### Formeln zur Bestimmung des Kerbspannungsgradienten $\sigma_y(x)$

Für  $\sigma_{max}$  gilt:  $\sigma_{max} = K_{t,brutto} \cdot \sigma_{nenn} = K_{t,netto} \cdot \sigma_{netto}$

(1) Usami (Usami 1987)

$$\sigma_{yy}(x) = \frac{\sigma_{max}}{3} \cdot \left[ 1 + \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{1}{1 + \frac{x}{\rho}} \right)^2 + \frac{3}{2} \cdot \left( \frac{1}{1 + \frac{x}{\rho}} \right)^4 \right]$$

(2) Neuber (Shin et al. 1994)

$$\sigma_{yy}(x) = \sigma_{max} \cdot \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 4 \cdot x}}$$

(3) Creager-Paris nach Glinka für  $y = 0$

(Creager und Paris 1967; Glinka und Newport 1987)

$$\sigma_{yy}(x) = \frac{\sigma_{max}}{2 \cdot \sqrt{2}} \cdot \left[ \left( \frac{x}{\rho} + \frac{1}{2} \right)^{-0,5} + \frac{1}{2} \cdot \left( \frac{x}{\rho} + \frac{1}{2} \right)^{-1,5} \right]$$

(4) Chen-Pan (Shin et al. 1994)

$$\sigma_{yy}(x) = \sigma_{max} \cdot \sqrt{\frac{\rho}{\rho + 8 \cdot x}}$$

(5) Kujawski (Kujawski 1991)

$$\sigma_{yy}(x) = \sigma_{max} \cdot \frac{1}{2} \cdot f \cdot \left[ \left( 1 + 2 \cdot \frac{x}{\rho} \right)^{-0,5} + \left( 1 + 2 \cdot \frac{x}{\rho} \right)^{-1,5} \right]$$

$$f \text{ für } \frac{x}{\rho} \geq 0,2 \quad f = 1 + \frac{\tan\left(\frac{\pi}{2 \cdot K_t}\right)}{2,8} \cdot \left( \frac{x}{\rho} - 0,2 \right)$$

(6) Sähn-Göldner (Sähn 1993)

$$\sigma_{yy}(x) = \sigma_{nenn} \cdot \left[ \frac{\left( \frac{x}{a_k} \right)^2 + \left( \frac{x}{a_k} \right) \cdot Z + \frac{\rho}{a_k}}{Z \cdot \left( \frac{x}{a_k} + Z \right)} + \frac{\rho}{a_k} \cdot \frac{\left( 1 + \sqrt{\frac{\rho}{a_k}} \right) \cdot \left( \frac{x}{a_k} + 2 \cdot Z \right)}{Z^3 \cdot \left( \frac{x}{a_k} + Z \right)^2} \right]$$

$$\text{mit } Z = \sqrt{\left( \frac{x}{a_k} \right)^2 - 1 + \frac{\rho}{a_k}}$$

(7) Glinka-Newport (stumpfe Kerbe:  $K_t \leq 4,5$ ) (Glinka und Newport 1987)

$$\sigma_{yy}(x) = \sigma_{max} \cdot \left[ 1 - 2,33 \cdot \left( \frac{x}{\rho} \right) + 2,59 \cdot \left( \frac{x}{\rho} \right)^{1,5} - 0,907 \cdot \left( \frac{x}{\rho} \right)^2 + 0,037 \cdot \left( \frac{x}{\rho} \right)^3 \right]$$

### Anhang 4

#### 2-Parameter-Exponential-Fit

Für  $a_k = 1$  mm:

$$\zeta(\sigma_{nenn}) = -2,24478 \cdot 10^{-5} \cdot \sigma_{nenn}^2 + 2,63888$$

$$\xi(\sigma_{nenn}) = 2,65504 \cdot 10^{-10} \cdot \sigma_{nenn}^4 + 0,56935$$

Für  $a_k = 2$  mm:

$$\zeta(\sigma_{nenn}) = -3,55597 \cdot 10^{-5} \cdot \sigma_{nenn}^2 + 2,28441$$

$$\xi(\sigma_{nenn}) = 6,5716 \cdot 10^{-10} \cdot \sigma_{nenn}^4 + 0,5397$$

Für  $a_k = 3$  mm:

$$\zeta(\sigma_{nenn}) = -5,16557 \cdot 10^{-5} \cdot \sigma_{nenn}^2 + 2,12346$$

$$\xi(\sigma_{nenn}) = 1,22531 \cdot 10^{-9} \cdot \sigma_{nenn}^4 + 0,5135$$

### Anhang 5

In Abbildung 8.1 bis 8.3 sind die Ergebnisse der Versuchsreihen der mit periodischen Überlasten ermüdeten SEN-Proben dargestellt. Die jeweiligen Experimente wurden in das Wöhler-Diagramm entsprechend des Lasthorizontes ihrer Grundlast eingetragen. Der in Abschnitt 5.4 erwähnte diametrale Effekt der kerbdingten Lebensdauerverkürzung (Lebensdauer im Streubereich der Versuchsreihe mit konstanter Belastungsamplitude) und der Lebensdauerverlängerung durch Überlasten ist im Vergleich zur Lebensdauer einer Uhrglas-Probe (keine signifikante Kerbwirkung) besonders bei den reinen Zug-Überlasten gut zu erkennen. Die Ergebnisse der Uhrglas-Proben sind Brucksch (Brucksch 2009) entnommen. Die lebensdauerverkürzende Wirkung der Kerbe wird besonders im Fall der Zug-Überlasten mit Überlasthöhen von 200 % stark kompensiert. Tendenziell lässt sich festhalten, dass je tiefer die Kerbe der SEN-Probe, desto größer wird Anteil der Lebensdauerverlängerung durch die periodischen Überlasten und dies umso ausgeprägter bei reinen Zug-Überlasten.

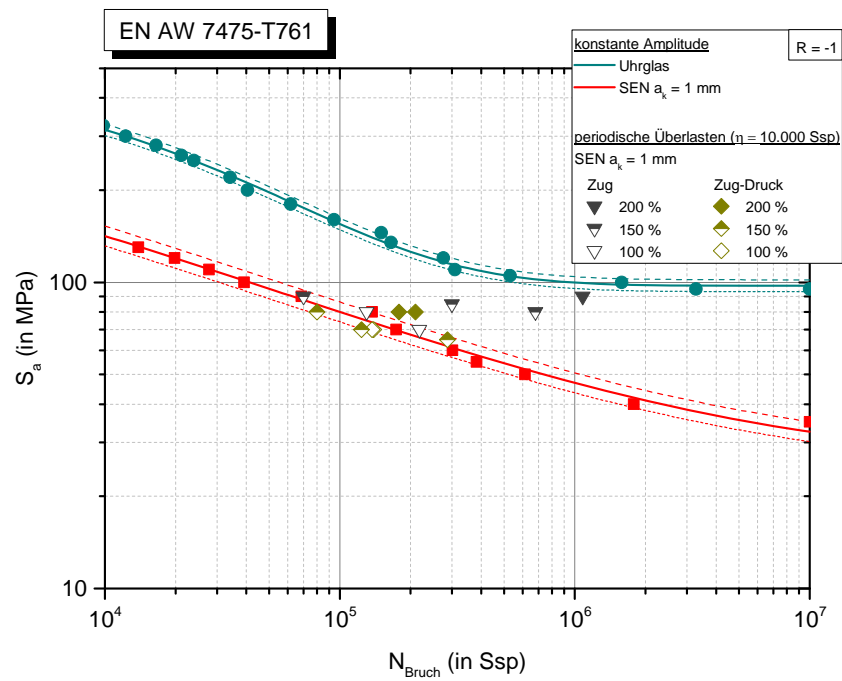


Abbildung 8.1 - Auswirkungen periodischer Überlasten bei einer Kerbtiefe von 1 mm

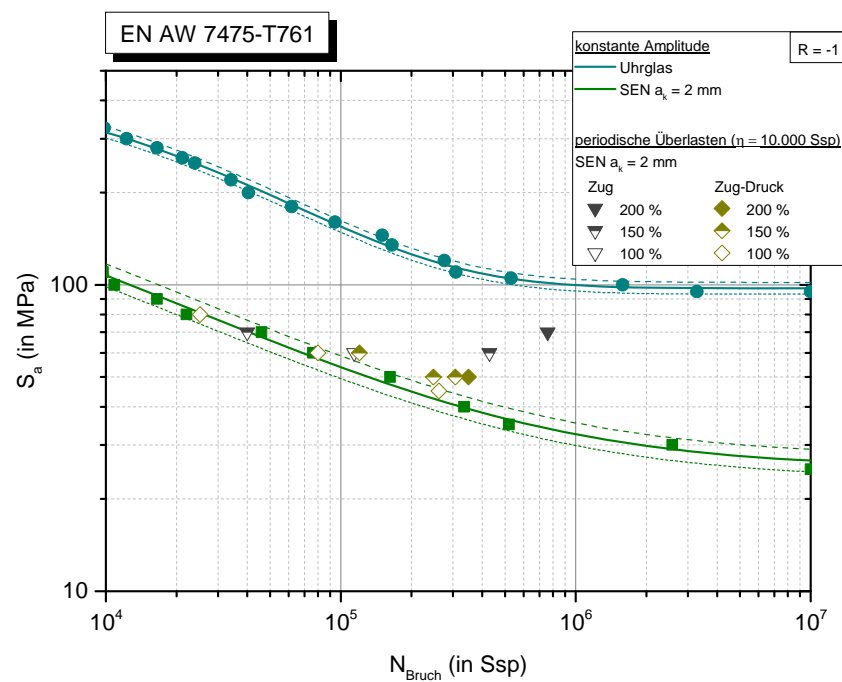


Abbildung 8.2 - Auswirkungen periodischer Überlasten bei einer Kerbtiefe von 2 mm

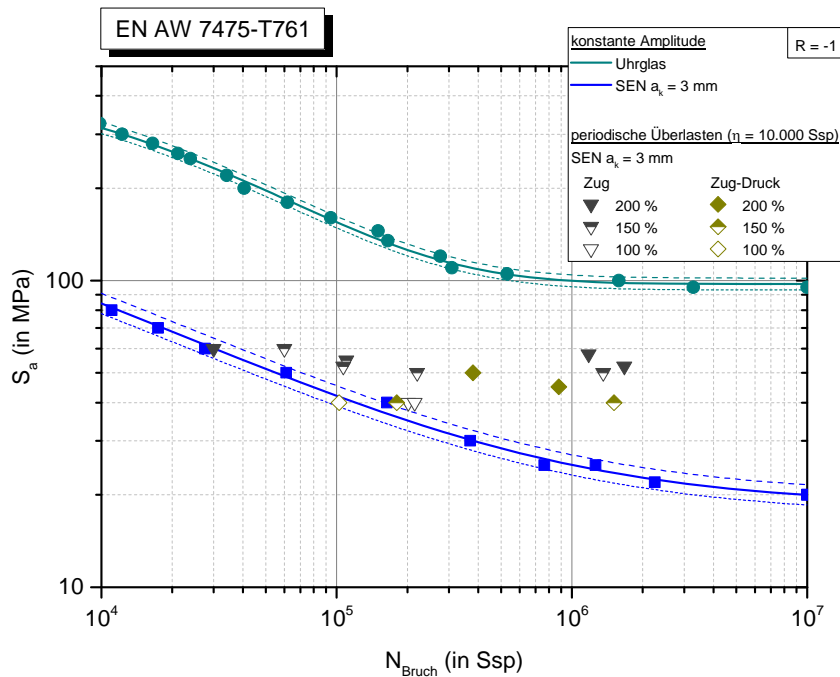


Abbildung 8.3 - Auswirkungen periodischer Überlasten bei einer Kerbtiefe von 3 mm

## Anhang 6

Zur Verdeutlichung des sich ergebenden Unterschiedes aufgrund unterschiedlicher Anrissgeometrien wurde in Abbildung 8.4 ein Vergleich über die Flächenänderungsrate (in  $\mu\text{m}^2/\text{Zyklus}$ ) der Anrisse gewählt. Es wurde hierzu die Annahme getroffen, dass ein Riss sich innerhalb von 10.000 Schwingspielen um  $1 \mu\text{m}$  in  $x$ -Richtung ausbreitet. Es wurden vier Anrissstypen gegenübergestellt: ein Viertelkreis, eine Viertelellipse, zwei Viertelellipsen und ein Riss mit durchgehender Rissfront. Grau hinterlegt ist in Abbildung 8.4 der Endzustand der Anrisse nach dem Belastungsintervall. Vom Endzustand ausgehend gibt es nun zwei Wege, um einen flächenbedingten Unterschied in der Risslänge zu beschreiben. Die Umrechnung (A) transformiert die Eckanrisse bei gleicher Flächenänderungsrate in die flächenäquivalente Risslänge eines kerbparallelen Risses mit durchgehender Rissfront. Vergleicht man in diesem Fall z.B. zwei viertelelliptische Eckanrisse (grau hinterlegte, orangefarbene Raute) mit dem Riss mit einer durchgehenden Rissfront, so hat bei gleicher Flächenänderungsrate der durchgehende Riss eine um fast drei Größenordnungen kleinere Ausdehnung in  $x$ -Richtung. Die Potentialsonde würde diesbezüglich die gleiche Potentialänderung anzeigen, während die in der Literatur dominierende Betrachtung der Rissausbreitung in  $x$ -Richtung sich stark unterscheidet. Zur gleichen Schlussfolgerung gelangt man, wenn man bei dem exemplarischen Endzustand des durchgehenden Risses (grau hinterlegtes, rotes Quadrat) mit der Umrechnung (B) ansetzt. Die hier erreichte Risstiefe in  $x$ -Richtung ist deutlich geringer, als die Risstiefe der flächenäquivalenten Eckanrisse.



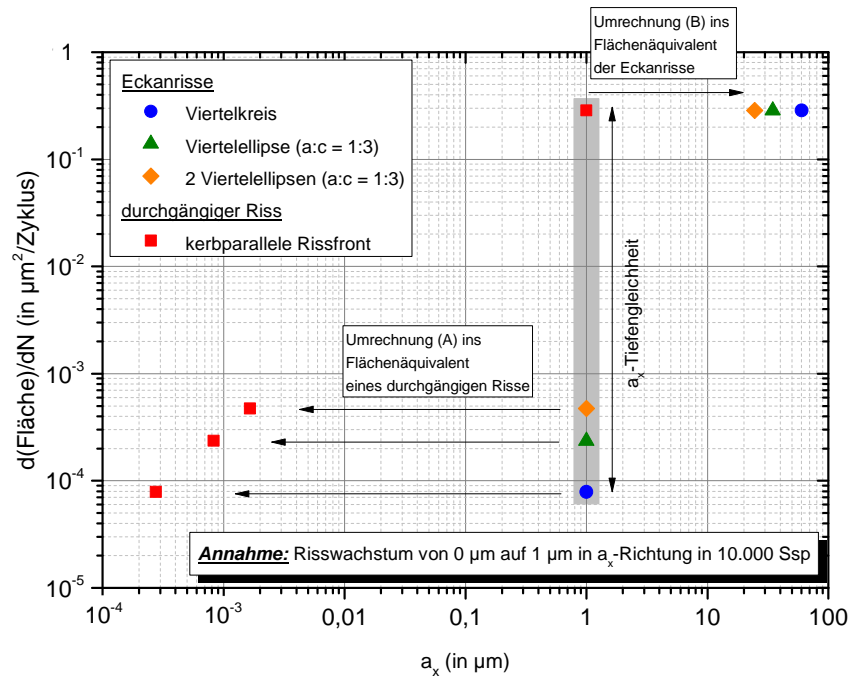


Abbildung 8.4 - Flächenäquivalente Umrechnung von Rissen an einer SEN-Probe

## Anhang 7

Lukas/Newman (Lukáš et al. 1986; Lukáš 1987)

$$K = \frac{1,12 \cdot K_t \cdot \sqrt{\pi \cdot \Delta a}}{\sqrt{1 + 4,5 \cdot (\Delta a / \rho)}}$$

Kujawski (Kujawski 1991)

$$K = 1,122 \cdot \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a_k} \cdot \left( \frac{f}{1 - 1/K_t} \right) \cdot \left[ \left( 1 + 2 \cdot \frac{\Delta a}{\rho} \right)^{-1/2} + \left( 1 + 2 \cdot \frac{\Delta a}{\rho} \right)^{-3/2} \right] \cdot \sqrt{\frac{\Delta a}{\rho}}$$

$$f = 1 \quad \text{für} \quad \Delta a / \rho < 0,2$$

$$f = 1 + \frac{\tan\left(\frac{\pi}{2 \cdot K_t}\right)}{2,8} \cdot \left( \frac{\Delta a}{\rho} - 0,2 \right) \quad \text{für} \quad \Delta a / \rho \geq 0,2$$



## 9 Literaturverzeichnis

- AMS 4100, 1979: Aluminum Alloy Sheet, Alclad (7475-T761).
- ASTM E647, 2000: Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates.
- Albert, W. A. J. (1837): Über Treibseile am Harz. In: Archiv für Mineralogie, Geognosie, Bergbau und Hüttenwesen. Berlin: G. Reimer (10), S. 215–234.
- Alcoa: Alloy 2024 Sheet and Plate. Excellent Fatigue Properties-Consistent Performance. Alcoa Mill Products, Inc. Online verfügbar unter [https://www.alcoa.com/mill\\_products/catalog/pdf/alloy2024techsheet.pdf](https://www.alcoa.com/mill_products/catalog/pdf/alloy2024techsheet.pdf), zuletzt geprüft am 10.05.2015.
- Alcoa Europe (2001): Certificate of Conformity No FM 11595. Dolgarrog.
- Aliabadi, M. H.; Rooke, D. P. (1991): Numerical fracture mechanics. Southampton, UK, Boston, Dordrecht, Boston: Computational Mechanics Publications; Kluwer Academic Publishers (Solid mechanics and its applications, v. 8).
- Allery, M.B.P.; Birkbeck, G. (1972): Effect of notch root radius on the initiation and propagation of fatigue cracks. In: *Engineering Fracture Mechanics* 4, S. 325–331.
- Al-Rubaie, K. S.; Barroso, E. K. L.; Godefroid, L. B. (2006): Fatigue crack growth analysis of pre-strained 7475-T7351 aluminum alloy. In: *International Journal of Fatigue* 28, S. 934–942.
- ASM Aerospace Specification Inc. (2015a): Aluminum 2024-T351. Online verfügbar unter <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MA2024T4>, zuletzt geprüft am 10.05.2015.
- ASM Aerospace Specification Inc. (2015b): Aluminum 7475-T761. Online verfügbar unter <http://asm.matweb.com/search/SpecificMaterial.asp?bassnum=MA7475T761>, zuletzt geprüft am 10.05.2015.
- Austen, I. M. (1980): Measurement of Crack Length and Data Analysis in Corrosion Fatigue. In: C. J. Beevers (Hg.): The Measurement of crack length and shape during fracture and fatigue. Warley: Engineering Materials Advisory Services Ltd., S. 165–189.
- Bakker, A. (1985): A DC Potential Drop Procedure for Crack Initiation and R-Curve Measurements During Ductile Fracture Tests. In: E. T. Wessel und F. J. Loss (Hg.): Elastic-plastic fracture test methods. The user's experience. Symposium on User's Experience with Elastic-Plastic Fracture Toughness Test Methods. Louisville, 20-22 April 1983. Philadelphia: American Society for Testing and Materials (ASTM STP 856), S. 394–410.
- Bär, J. (1992): Einfluss von Temperatur und Mikrostruktur auf die Ausbreitung von Ermüdungsrissen in einer faserverstärkten Aluminiumlegierung. Dissertation. Universität Stuttgart, Stuttgart. Institut für Materialwissenschaft.
- Bär, J.; Volpp, T. (2001): Vollautomatische Experimente zur Ermüdungsrissausbreitung. In: *Materialprüfung* 43 (6), S. 242–247.

- Bär, J.; Wilhelm, G. (2013): Propagation of Fatigue Cracks in Notched Specimens of EN AW 7475-T761. In: *KEM* 592-593, S. 789–792. DOI: 10.4028/www.scientific.net/KEM.592-593.789.
- Barter, S. A.; Molent, L.; Wanhill, R. J. H. (2012): Typical fatigue-initiating discontinuities in metallic aircraft structures. In: *International Journal of Fatigue* 41, S. 11–22.
- Basquin, O. H. (1910): The Exponential Law of Endurance Tests. In: *Proceedings of the Annual Meeting, ASTM* 10, S. 625–630.
- Bauschke, H.-M.; Schwalbe, K.-H. (1985): Measurement of the Depth of Surface Cracks Using the Direct Current Potential Drop Method. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 16 (5), S. 156–165.
- Benedictus-de Vries, S.; Horn, C.H.L.J. ten; Ament, P.C.H.; Bakker, A. (2004): The adaptive da/dN method: a solution to the problem of processing crack growth data. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 27, S. 585–594.
- Benthem, J. P.; Koiter, W. T. (1973): Asymptotic approximations to crack problems. In: G. C. Sih (Hg.): *Mechanics of fracture. Methods of analysis and solutions of crack problems. Recent developments in fracture mechanics. Theory and methods of solving crack problems.* Leyden: Noordhoff International Publishing (1), S. 131–178.
- Bittel, H.; Storm, L. (1971): *Rauschen. Eine Einf. z. Verständnis elektr. Schwankungserscheinungen.* Berlin, New York: Heidelberg; Springer.
- Bowie, O. L.; Freese, C. E. (1978): Analysis of notches using conformal mapping. In: G. C. Sih (Hg.): *Mechanics of fracture. Stress analysis of notch problems. Stress solutions to a variety of notch geometries used in engineering design.* Alphen aan den Rijn: Noordhoff International Publishing (5), S. 69–134.
- Broek, D. (1982): *Elementary engineering fracture mechanics.* 3rd rev. ed. The Hague, Boston, Hingham, Mass: Martinus Nijhoff; Distributed by Kluwer Boston.
- Broll, M. (2006): *Charakterisierung des Rißausbreitungsverhaltens unter betriebsnaher Beanspruchung.* Dissertation. Universität der Bundeswehr München, Neubiberg. Institut für Werkstoffkunde.
- Brucksch, R. (2009): *Betriebsfestigkeits- und Ermüdungsrißausbreitungsuntersuchungen an einer hochfesten Aluminiumknetlegierung aus der Luftfahrt.* Dissertation. Universität der Bundeswehr München, Neubiberg. Institut für Werkstoffkunde.
- Cieslak, S. J.; Mehr, P. L. (1985): *Alcoa 7475 Sheet and Plate.* 4. Aufl. Aluminum Company of America. Pennsylvania.
- Clark, G.; Knott, J. F. (1975): Measurement of fatigue cracks in notched specimens by means of theoretical electrical potential calibrations. In: *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 23, S. 265–276.
- Cleveland, W. S. (1979): Robust Locally Weighted Regression and Smoothing Scatterplots. In: *Journal of the American Statistical Association* 74 (368), S. 829–836.
- Creager, M.; Paris, P. C. (1967): Elastic field equations for blunt cracks with reference to stress corrosion cracking. In: *International Journal of Fracture* 3 (2), S. 247–252.

- Dankert, M.; Amstutz, H.; Greuling, S.; Seeger, T. (1996): Spannungsintensitätsfaktoren für Risse in Kerben. FE-Analysen und Näherungsformeln. Darmstadt.
- Davidson, D.; Chan, K.; McClung, R.; Hudak Jr., S. J. (2003): Small Fatigue Cracks. In: I. Milne, R. O. Ritchie und B. Karihaloo (Hg.): *Comprehensive structural integrity*, Bd. 4. Amsterdam, Boston: Elsevier/Pergamon, S. 129–164.
- Donnelly, E.; Nelson, D. (2002): A study of small crack growth in aluminum alloy 7075-T6. In: *International Journal of Fatigue* 24, S. 1175–1189.
- Doremus, L.; Nadot, Y.; Henaff, G.; Mary, C.; Pierret, S. (2015): Calibration of the potential drop method for monitoring small crack growth from surface anomalies – Crack front marking technique and finite element simulations. In: *International Journal of Fatigue* 70, S. 178–185. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2014.09.003.
- Dowling, N. E. (1978): Fatigue at Notches and the Local Strain and Fracture Mechanics Approaches. In: C. W. Smith (Hg.): *Fracture Mechanics. Proceedings of the Eleventh National Symposium on Fracture Mechanics. Part I. Blacksburg, 12-14 June. Philadelphia: American Society for Testing and Materials*, S. 247–273.
- Dowling, N. E.; Begley, J. A. (1976): Fatigue Crack Growth during Gross Plasticity and the J-Integral. In: *Mechanics of crack growth. Proceedings of the eighth National Symposium on Fracture Mechanics, a symposium. Philadelphia: ASTM (ASTM special technical publication, 590)*, S. 82–103.
- Druce, S. G.; Booth, G. S. (1980): The Effect of Errors in the Geometric and Electrical Measurements on Crack Length Monitoring by the Potential Drop Technique. In: C. J. Beevers (Hg.): *The Measurement of crack length and shape during fracture and fatigue. Warley: Engineering Materials Advisory Services Ltd.*, S. 136–163.
- DuQuesnay, D. L.; MacDougall, C.; Dabayeh, A.; Topper, T. H. (1995): Notch fatigue behaviour as influenced by periodic overloads. In: *International Journal of Fatigue* 17 (2), S. 91–99.
- Eastin, R. G.; Mowery, J. B. (2009): 30 years of damage tolerance - Have we got it right? In: M. J. Bos (Hg.): *ICAF 2009. Bridging the gap between theory and operational practice : proceedings of the 25th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue, Rotterdam, the Netherlands, 27-29 May 2009. Dordrecht: Springer*, S. 169–186.
- El Haddad, M. H.; Topper, T. H.; Smith, K. N. (1979): Prediction of non propagating cracks. In: *Engineering Fracture Mechanics* 11, S. 573–584.
- Elber, W. (1970): Fatigue crack closure under cyclic tension. In: *Engineering Fracture Mechanics* 2, S. 37–45.
- Felsner, T. (2011): Lebensdauervorhersage für geschweißte Bauteile unter Betriebsbelastung am Beispiel einer Aluminiumlegierung. Dissertation. Universität der Bundeswehr München, Neubiberg. Institut für Werkstoffkunde.
- Fjeldstad, A. (2007): Modelling of Fatigue Crack Growth at Notches and Other Stress Raisers. Dissertation. Norwegian University of Science and Technology, Trondheim. Department of Engineering Design and Materials.
- Gangloff, R. P. (1981): Electrical potential monitoring of crack formation and subcritical growth from small defects. In: *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 4 (1), S. 15–33.

- Gecks, M.; Och, F. (1977): Ermittlung dynamischer Festigkeitskennlinien durch nichtlineare Regressionsanalyse. Messerschmitt-Bölkow-Blohm. Ottobrunn (MBB-Bericht UD-208-77).
- Gilbey, D. M.; Pearson, S. (1966): Measurement of the length of a central or edge crack in a sheet of metal by an electrical resistance method. In: *RAE - Technical Report No.66402*.
- Glinka, G.; Newport, A. (1987): Universal features of elastic notch-tip stress fields. In: *International Journal of Fatigue* 9 (3), S. 143–150.
- Griffith, A. A. (1920): The Phenomena of Rupture and Flow in Solids. In: *Philosophical Transactions of the Royal Society of London A* 221, S. 163–198.
- Gross, B.; Srawley, J. E.; Brown, W. F. (1964): Stress-intensity factors for a single-edge-notch tension specimen by boundary collocation of a stress function. NASA. Cleveland (Technical Note D-2395).
- Gross, D.; Seelig, T. (2011): Bruchmechanik. Mit einer Einführung in die Mikromechanik. 5., erw. Aufl. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag Berlin Heidelberg.
- Gudladt, H.-J.; Kosche, K.; Petit, J. (1993): Microstructural Aspects of Fatigue Crack Propagation in Al-Zn-Mg Alloys. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 84 (5), S. 301–306.
- Haibach, E. (2006): Betriebsfestigkeit. Verfahren und daten zur bauteilberechnung. Berlin: Springer (VDI-Buch).
- Halliday, M. D.; Beevers, C. J. (1980): The d.c. Electrical Potential Method for Crack Length Measurement. In: C. J. Beevers (Hg.): The Measurement of crack length and shape during fracture and fatigue. Warley: Engineering Materials Advisory Services Ltd., S. 85–112.
- Härkegård, G. (1982): An Effective Stress Intensity Factor and the Determination of the Notched Fatigue Limit. In: Jan Bäcklund, A. F. Blom und C. J. Beevers (Hg.): Fatigue thresholds. Fundamentals and engineering applications : the proceedings of an international conference held in Stockholm, June 1-3, 1981, Vol. II. Warley [England]: Engineering Materials Advisory Services, S. 867–879.
- Harris, D. O. (1967): Stress Intensity Factors for Hollow Circumferentially Notched Round Bars. In: *Journal of Basic Engineering* 89 (1), S. 49–54.
- Hartman, G. A.; Johnson, D. A. (1987): D-C Electric-Potential Method Applied to Thermal/Mechanical Fatigue Crack Growth. In: *Experimental Mechanics* 27 (1), S. 106–112.
- Hicks, M. A.; Pickard, A. C. (1982): A comparison of theoretical and experimental methods of calibrating the electrical potential drop technique for crack length determination. In: *International Journal of Fracture* 20, S. 91–101.
- Hu, W.; Liu, Q.; Barter, S. A. (2009): A study of interaction and coalescence of micro surface fatigue cracks in aluminium 7050. In: M. J. Bos (Hg.): ICAF 2009. Bridging the gap between theory and operational practice : proceedings of the 25th Symposium of the International Committee on Aeronautical Fatigue, Rotterdam, the Netherlands, 27-29 May 2009. Dordrecht: Springer, S. 643–659.
- Ilshner, B.; Eggeler, G. (1990): Schädigung und Lebensdauer als wichtige Begriffe der modernen Werkstofftechnik. In: *Zeitschrift für Metallkunde* 81 (10), S. 693–701.
- Inglis, C. E. (1913): Stresses in a plate due to the presence of cracks and sharp corners. In: *Transactions of the Royal Institute of Naval Architectes* 60, S. 219–241.

- Irwin, G. R. (1957): Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate. In: *Journal of Applied Mechanics* 24, S. 361–364.
- Irwin, G. R. (1958): Fracture. In: S. Flügge (Hg.): *Handbuch der Physik. Elastizität und Plastizität*. Berlin, Göttingen, Heidelberg: Springer-Verlag (4), S. 551–590.
- Irwin, G. R.; Liebowitz, H.; Paris, P. C. (1968): A mystery of fracture mechanics. In: *Engineering Fracture Mechanics* 1, S. 235–236.
- Isida, M. (1973): Analysis of stress intensity factors for the tension of a centrally cracked strip with stiffened edges. In: *Engineering Fracture Mechanics* 5, S. 647–665.
- Izquierdo, B.; Plaza, S.; Sánchez, J. A.; Pombo, I.; Ortega, N. (2012): Numerical prediction of heat affected layer in the EDM of aeronautical alloys. In: *Applied Surface Science* 259, S. 780–790.
- Jergéus, H. Å. (1978): A simple formula for the stress intensity factors of cracks in side notches. In: *International Journal of Fracture* 14, S. R113-R116.
- Johnson, H. H. (1965): Calibrating the Electric Potential Method for Studying Slow Crack Growth. In: *Materials Research & Standards*, S. 442–445.
- Johnson, W. S. (1977): Prediction of Constant Amplitude Fatigue Crack Propagation in Surface Flaws. In: J. B. Chang (Hg.): *Part-through crack fatigue life prediction*. San Diego, 13-14 Oct. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, S. 143–155.
- Ke, Y.; Stähle, P. (1993): Crack Length Measurement with a Potential Drop Method: A Finite Element Simulation. In: *International Journal for Numeric Methods in Engineering* 36, S. 3205–3220.
- Kendall, J. M.; King, J. E. (1988): Short fatigue crack growth behaviour: data analysis effects. In: *International Journal of Fatigue* 10 (3), S. 163–170.
- Kirsch, E. G. (1898): Die Theorie der Elastizität und die Bedürfnisse der Festigkeitslehre. In: *Zeitschrift des Vereins deutscher Ingenieure* 42, S. 797–807.
- Kitagawa, H.; Takahashi, S. (1976): Applicability of fracture mechanics to very small cracks or the cracks in the early stage. In: Federation of Materials Societies (Hg.): *Proceedings of the Second International Conference on Mechanical Behavior of Materials*. Boston, 16-20 August, S. 627–631.
- Klesnil, M.; Lukáš, P. (1972): Influence of strength and stress history on growth and stabilisation of fatigue cracks. In: *Engineering Fracture Mechanics* 4, S. 77–92.
- Kloth, W.; Stroppel, Th. (1936): Kräfte, Beanspruchungen und Sicherheiten in den Landmaschinen. In: *VDI-Zeitschrift* 80, S. 85–92.
- Knott, J. F. (1980): The Use of Analogue and Mapping Techniques with Particular Reference to Detection of Short Cracks. In: C. J. Beevers (Hg.): *The Measurement of crack length and shape during fracture and fatigue*. Warley: Engineering Materials Advisory Services Ltd., S. 113–135.
- Kohout, J. (1999): A new function describing fatigue crack growth curves. In: *International Journal of Fatigue* 21, S. 813–821.
- Krä, C.; Heckel, K. (1989): Übertragung von Schwingfestigkeitswerten mit dem statistischen Größeneinfluss. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 20, S. 255–261.

- Krüger, A. E. F. (1996): Bedeutung des Spannungsgradienten für den statistischen Größeneinfluß bei Schwingbeanspruchung. Dissertation. Universität der Bundeswehr München, Neubiberg. Institut für Werkstoffkunde.
- Krupp, U. (2004): Mikrostrukturelle Aspekte der Rissinitiierung und -ausbreitung in metallischen Werkstoffen. Habilitationsschrift. Universität Siegen, Siegen. Fachbereich Maschinentechnik.
- Krupp, U.; Alvarez-Armas, I. (2014): Short fatigue crack propagation during low-cycle, high cycle and very-high-cycle fatigue of duplex steel – An unified approach. In: *International Journal of Fatigue* 65, S. 78–85. DOI: 10.1016/j.ijfatigue.2013.06.018.
- Kujawski, D. (1991): Estimations of stress intensity factors for small cracks at notches. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 14 (10), S. 953–965.
- Kujawski, D. (2001): A new  $(\Delta K^+ K_{\max})^{0.5}$  driving force parameter for crack growth in aluminum alloys. In: *International Journal of Fatigue* 23 (733-740).
- Lankford, J. (1982): The growth of small fatigue cracks in 7075-T6 aluminum. In: *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 5 (3), S. 233–248.
- Lazzarin, P.; Tovo, R. (1996): A unified approach to the evaluation of linear elastic stress fields in the neighborhood of cracks and notches. In: *International Journal of Fracture* 78, S. 3–19.
- Leis, B. N.; Hopper, A. T.; Ahmad, J.; Broek, D.; Kanninen, M. F. (1986): Critical review of the fatigue growth of short cracks. In: *Engineering Fracture Mechanics* 23 (5), S. 883–898.
- Liu, A. F. (1972): Stress intensity factor for a corner flaw. In: *Engineering Fracture Mechanics* 4, S. 175–179.
- Liu, Y.; Mahadevan, S. (2009): Fatigue limit prediction of notched components using short crack growth theory and an asymptotic interpolation method. In: *Engineering Fracture Mechanics* 76 (15), S. 2317–2331. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2008.06.006.
- Livesey, V. B.; Knott, J. F. (1979): The Initiation of Fatigue Cracks at Notches. In: P. Haasen, V. Gerold und G. Kostorz (Hg.): *Strength of Metals and Alloys*. Proceedings of the 5th International Conference, Bd.2. Aachen, Federal Republic of Germany, August 27-31. 3 Bände: Pergamon Press (Deformation of Polycrystals, Solid Solution Hardening, Fatigue, In-Situ Electron Microscopy during Deformation, Combination of Elementary Hardening Mechanisms, 2), S. 1137–1144.
- Ljustell, P. (2013): Fatigue crack growth experiments and analyses - from small scale to large scale yielding at constant and variable amplitude loading. Dissertation. KTH School of Engineering Sciences, Stockholm. Royal Institute of Technology.
- Lukáš, P. (1987): Stress intensity factor for small notch-emanated cracks. In: *Engineering Fracture Mechanics* 26 (3), S. 471–473.
- Lukáš, P.; Kunz, L. (2003): Small cracks - nucleation, growth and implication to fatigue life. In: *International Journal of Fatigue* 25 (9-11), S. 855–862. DOI: 10.1016/S0142-1123(03)00133-6.
- Lukáš, P.; Kunz, L.; Weiss, B.; Stickler, R. (1986): Non-damaging notches in fatigue. In: *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 9 (3), S. 195–204.



- Lund, J. R.; Byrne, J. P. (2001): Leonardo da Vinci's tensile strength tests: Implications for the discovery of engineering mechanics. In: *Civil Engineering and Environmental Systems* 18 (3), S. 243–250. DOI: 10.1080/02630250108970302.
- Merati, A.; Eastaugh, G. (2007): Determination of fatigue related discontinuity state of 7000 series of aerospace aluminum alloys. In: *Engineering Failure Analysis* 14 (4), S. 673–685. DOI: 10.1016/j.engfailanal.2006.02.016.
- MIL-H-6088G (1991): Heat Treatment of Aluminum Alloys. US Department of Defense.
- MIL-HDBK-5J (2003): Metallic Materials and Elements for Aerospace Vehicle Structures. US Department of Defense.
- Miller, K. J. (1993): Materials science perspective of metal fatigue resistance. In: *Materials Science and Technology* 9, S. 453–462.
- Mohanty, J. R.; Verma, B. B.; Ray, P. K. (2010): Determination of fatigue crack growth rate from experimental data: A new approach. In: *International Journal of Microstructure and Materials Properties* 5 (1), S. 79–87.
- Müller, M. T. (1989): Untersuchungen zur Haftfestigkeit und Bruchzähigkeit der Grenzschicht eines Schichtverbundes aus einer AgPd-Einbrennlegierung und einer  $A_2O_3$ -Substratkeramik. Dissertation. Universität Stuttgart, Stuttgart. Institut für Metallkunde.
- Müller, R. (1979): Rauschen. Berlin, New York: Springer-Verlag (Halbleiter-Elektronik, Bd. 15).
- Murakami, Y. (Hg.) (1990): Stress intensity factors handbook. Oxford: Pergamon Pr. (1).
- Murakami, Y.; Endo, M. (1983): Quantitative evaluation of fatigue strength of metals containing various small defects or cracks. In: *Engineering Fracture Mechanics* 17 (1), S. 1–15.
- Murray, J. W. (2012): Repair of EDM induced surface cracks by pulsed electron beam irradiation. In: *Journal of Materials Processing Technology* 212, S. 2642–2651.
- Muschelischwili, N. I. (1977): Some basic problems of the mathematical theory of elasticity. Fundamental equations, plane theory of elasticity, torsion and bending. 4th ed., corr. and augm. Leyden: Noordhoff International.
- Nalpantidis, K. (2009): Qualitative und quantitative Bestimmung von Rußaerosolen und anderen Feinstäuben auf Basis der Raman-Spektroskopie. Dissertation. Ruhr-Universität Bochum, Bochum. Fakultät für Maschinenbau.
- Neuber, H. (1985): Kerbspannungslehre. Theorie der Spannungskonzentration Genaue Berechnung der Festigkeit. 3e, völlig neubearbeitete und erw. Aufl. Berlin, New York: Springer-Verlag.
- Newman, J. C. (1977): A Review and Assessment of the Stress-Intensity Factors for Surface Cracks. In: J. B. Chang (Hg.): Part-through crack fatigue life prediction. San Diego, 13-14 Oct. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, S. 16–46.
- Newman, J. C. (1998): The merging of fatigue and fracture mechanics concepts: a historical perspective. In: *Progress in Aerospace Sciences* 34, S. 347–390.
- Newman, J. C.; Philips, E. P.; Swain, M. H. (1999): Fatigue life prediction methodology using small-crack theory. In: *International Journal of Fatigue* 21, S. 109–119.

- Newman, J. C.; Raju, I. S. (1981): An empirical stress-intensity factor equation for the surface crack. In: *Engineering Fracture Mechanics* 15 (1-2), S. 185–192.
- Newman, J. C.; Raju, I. S. (1984): Stress-intensity factor equations for cracks in three-dimensional finite bodies subjected to tension and bending loads. Technical Memorandum 85793. NASA.
- Nisitani, H. (1978): Solutions of notch problems by body force method. In: G. C. Sih (Hg.): *Mechanics of fracture. Stress analysis of notch problems. Stress solutions to a variety of notch geometries used in engineering design.* Alphen aan den Rijn: Noordhoff International Publishing (5), S. 1–68.
- Nisitani, H.; Chen, D. H. (1997): Body force method and its applications to numerical and theoretical problems in fracture and damage. In: *Computational Mechanics* 19 (6), S. 470–480.
- Ostergaard, D. F.; Thomas, J. R.; Hillbery, B. M. (1979): Effect of  $\Delta a$ -Increment on Calculating  $da/dN$  from a versus N Data. In: Hudak Jr., S. J. und R. J. Bucci (Hg.): *Fatigue crack growth measurement and data analysis.* ASTM STP 738. Pittsburgh, Oct. 29-30. American Society for Testing Materials. Philadelphia, S. 194–204.
- Parida, B. K.; Manjunatha, C. M.; Dash, P. K. (1998): Fatigue crack growth behavior of small cracks emanating from a corner notch. In: K. S. Ravichandran, R. O. Ritchie und Y. Murakami (Hg.): *Small Fatigue Cracks: Mechanics, Mechanisms and Applications.* Proceedings of the Third Engineering Foundation International Conference. Oahu, Hawaii, December 6-11: Elsevier, S. 475–482.
- Paris, P. C.; Erdogan, F. (1963): A Critical Analysis of Crack Propagation Laws. In: *Journal of Basic Engineering* 85, S. 528–533.
- Pearson, S. (1975): Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks. In: *Engineering Fracture Mechanics* 7, S. 235–247.
- Pilkey, Walter D.; Pilkey, Deborah F.; Peterson, Rudolph Earl (2008): *Peterson's stress concentration factors.* 3rd ed. Hoboken, N.J: John Wiley.
- Pluvinage, G. (2003): *Fracture and fatigue emanating from stress concentrators.* Dordrecht, Boston: Kluwer Academic Publishers.
- Radaj, D.; Vormwald, M. (2007): *Ermüdungsfestigkeit. Grundlagen für Ingenieure.* 3., neubearb. und erw. Aufl. Berlin [u.a.]: Springer.
- Raju, I. S.; Newman, J. C. (1978): Stress Intensity Factors for Two Symmetric Corner Cracks. In: C. W. Smith (Hg.): *Fracture Mechanics. Proceedings of the Eleventh National Symposium on Fracture Mechanics. Part I.* Blacksburg, 12-14 June. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, S. 411–430.
- Ranganathan, N.; Leroy, R.; Tougui, A. (2009): A Comparison of Conventional Local Approach and the Short Crack Approach to Fatigue Crack Initiation at a Notch. In: *Adv. Eng. Mater.* 11 (9), S. 742–745. DOI: 10.1002/adem.200900043.
- Rice, J. R. (1968): A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks. In: *Journal of Applied Mechanics* 35 (6), S. 379–386.
- Richard, H. A.; Sander, M. (2009): *Ermüdungsrisse. Erkennen, sicher beurteilen, vermeiden.* 1. Aufl. Wiesbaden: Vieweg + Teubner (Praxis).
- Richard Stenzhorn GmbH (2013): *Konformitätserklärung.* Velbert.

- Riemelmoser, F. O.; Pippan, R.; Weinhandl, H.; Kolednik, O. (1999): The Influence of Irregularities in the Crack Shape on the Crack Extension Measurement by Means of the Direct-Current-Potential-Drop-Method. In: *Journal of Testing and Evaluation* 27 (1), S. 42–46.
- Risse, A. (2012): *Fertigungsverfahren der Mechatronik, Feinwerk- und Präzisionsgerätetechnik*. Wiesbaden: Springer Vieweg.
- Ritchie, R. O.; Bathe, K. J. (1979): On the calibration of the electrical potential technique for monitoring crack growth using finite element methods. In: *International Journal of Fracture* 15 (1), S. 47–55.
- Ritchie, R. O.; Garrett, G. G.; Knott, J. F. (1971): Crack-growth monitoring: Optimisation of the electrical potential technique using analogue method. In: *International Journal of Fracture Mechanics* 7, S. 462–467.
- Rödling, S. (2003): Einfluss von Überlasten auf das Rissausbreitungsverhalten von Aluminiumlegierungen aus dem Bereich der Luft- und Raumfahrt. Dissertation. Universität der Bundeswehr München, Neubiberg. Institut für Werkstoffkunde.
- Rudd, J. L.; Hsu, T. M.; Wood, H. A. (1977): Part-Through Crack Problems in Aircraft Structures. In: J. B. Chang (Hg.): *Part-through crack fatigue life prediction*. San Diego, 13-14 Oct. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, S. 168–194.
- Sadananda, K.; Vasudevan, A. K. (1998): Analysis of small crack growth behavior using unified approach. In: K. S. Ravichandran, R. O. Ritchie und Y. Murakami (Hg.): *Small Fatigue Cracks: Mechanics, Mechanisms and Applications*. Proceedings of the Third Engineering Foundation International Conference. Oahu, Hawaii, December 6-11: Elsevier, S. 73–83.
- Sähn, S. (1993): *Bruch- und Beurteilungskriterien in der Festigkeitslehre*. Mit 40 Tabellen. 2., verb. Aufl. Leipzig: Fachbuchverl.
- Schijve, J. (1961): Fatigue crack propagation in light alloy sheet material and structures. In: *Advances in Aeronautical Sciences* 3, S. 387–408.
- Schijve, J. (1980): Stress gradients around notches. In: *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 3 (4), S. 325–338.
- Schijve, J. (2003): Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art. In: *International Journal of Fatigue* 25, S. 679–702.
- Schijve, J. (1982): The stress intensity factor of small cracks at notches. In: *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 5 (1), S. 77–90.
- Schütz, D. (1981): Fatigue Properties of Unnotched, Notched, and Jointed Specimens of a Graphite/Epoxy Composite. In: K. N. Lauritis (Hg.): *Fatigue of Fibrous Composite Materials*. West Conshohocken: ASTM International (STP723), S. 31–47.
- Schütz, W. (1993): Zur Geschichte der Schwingfestigkeit. In: *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 24, S. 203–232.
- Schwalbe, K.-H.; Hellmann, D. (1981): Application of the Electrical Potential Method to Crack Length Measurements Using Johnson's Formula. In: *Journal of Testing and Evaluation* 9 (3), S. 218–221.
- Seika, M. (1960): Stresses in a Semi-Infinite Plate Containing a U-type Notch Under Uniform Tension. In: *Ingenieur-Archiv* 27 (5), S. 285–294.

- Shin, C. S.; Man, K. C.; Wang, C. M. (1994): A practical method to estimate the stress concentration of notches. In: *Fatigue* 16, S. 243–256.
- Smith, F. W.; Sorensen, D. R. (1976): The semi-elliptical surface crack - A solution by the alternating method. In: *International Journal of Fracture* 12 (1), S. 47–57.
- Smith, R. A. (1982): Short Fatigue Cracks. In: J. Lankford, D. L. Davidson, W. L. Morris und R. P. Wei (Hg.): *Fatigue Mechanisms. Advances in Quantitative Measurement of Physical Damage*. Dearborn, Michigan, 10-11 May. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, S. 264–279.
- Smith, R. A.; Miller, K. J. (1977): Fatigue cracks at notches. In: *International Journal of mechanical sciences* 19, S. 11–22.
- Sneddon, I. N. (1946): The distribution of stress in the neighbourhood of a crack in an elastic solid. In: *Proceedings of the Royal Society of London. Series A, Mathematical and Physical* 187 (1009), S. 229–260.
- Soboyejo, W. O.; Reed, R. C.; Knott, J. F. (1990): On the calibration of the direct current potential difference method for the determination of semi-elliptical crack lengths. In: *International Journal of Fracture* 44, S. 27–41.
- Sposito, G. (2009): *Advances in Potential Drop Techniques for Non-Destructive Testing*. Dissertation. Imperial College London, London. Department of Mechanical Engineering.
- Steinbock, J.; Gudladt, H.-J. (2011): More insights into fatigue crack growth from experiments on steels and aluminium alloys-Thresholds. In: *Materials Science and Engineering A* 528, S. 1296–1301.
- Steinbock, J. (2008): Einfluss unterschiedlicher mechanischer Belastungen auf das Ermüdungsrisswachstum in Stählen und Aluminiumlegierungen. Dissertation. Universität der Bundeswehr München, Neubiberg. Institut für Werkstoffkunde.
- Suo, Z. (2015): The Griffith Paper. Harvard School of Engineering and Applied Sciences. Online verfügbar unter <http://imechanica.org/node/7448>, zuletzt geprüft am 17.05.2015.
- Suresh, S. (1998): *Fatigue of materials*. 2nd ed. Cambridge, New York: Cambridge University Press.
- Suresh, S.; Ritchie, R. O. (1984): Propagation of short fatigue cracks. In: *International Metals Reviews* 29 (6), S. 445–475.
- Tada, H.; Paris, P. C.; Irwin, G. R. (2000): *The stress analysis of cracks handbook*. 3rd ed. New York: ASME Press.
- Takahashi, Y.; Shikama, T.; Yoshihara, S.; Aiura, T.; Noguchi, H. (2012): Study on dominant mechanism of high-cycle fatigue life in 6061-T6 aluminum alloy through microanalyses of microstructurally small cracks. In: *Acta Materialia* 60, S. 2554–2567.
- Tanaka, K.; Nakai, Y.; Yamashita, M. (1981): Fatigue growth threshold of small cracks. In: *International Journal of Fracture* 17 (5), S. 519–533.
- Tiedemann, D.; Bär, J.; Gudladt, H.-J. (2014): The Crack Propagation Rate According to Notches and Overload Levels. In: *Procedia Materials Science* 3, S. 1359–1364. DOI: 10.1016/j.mspro.2014.06.219.
- Usami, S. (1987): Short Crack Fatigue Properties and Component Life Estimation. In: Tsuneshichi Tanaka, Masahiro Jōno und Kenjirō Komai (Hg.): *Current research on fatigue cracks*. London, New

- York, New York, NY, USA: Elsevier Applied Science; Sole distributor in the USA and Canada, Elsevier Science Pub. Co. (Current Japanese materials research, vol. 1), S. 119–147.
- Vasudevan, A. K.; Sadananda, K.; Glinka, G. (2001): Critical parameters for fatigue damage. In: *International Journal of Fatigue* 23, S. S39-S53.
- Verreman, Yves; Limodin, Nathalie (2008): Fatigue notch factor and short crack propagation. In: *Engineering Fracture Mechanics* 75 (6), S. 1320–1335. DOI: 10.1016/j.engfracmech.2007.07.005.
- Wanhill, R. J. H. (1988): Low stress intensity fatigue crack growth in 2024-T3 and T351. In: *Engineering Fracture Mechanics* 30 (2), S. 233–260.
- Weiland, H.; Nardiello, J.; Zaefferer, S.; Cheong, S.; Papazian, J.; Raabe, D. (2009): Microstructural aspects of crack nucleation during cyclic loading of AA7075-T651. In: *Engineering Fracture Mechanics* 76, S. 709–714.
- Weixing, Y.; Kaiquan, X.; Yi, G. (1995): On the fatigue notch factor, K<sub>f</sub>. In: *International Journal of Fatigue* 17 (4), S. 245–251.
- Westergaard, H. M. (1939): Bearing Pressures and Cracks. In: *Journal of Applied Mechanics* 6, S. A49-A53.
- Wheeler, O. E. (1972): Spectrum Loading and Crack Growth. In: *Journal of Basic Engineering* 94 (1), S. 181–186.
- Williams, M. L. (1957): On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack. In: *Journal of Applied Mechanics* 24, S. 109–114.
- Wilrich, P. T.; Henning, H.-J. (Hg.) (1987): Formeln und Tabellen der angewandten mathematischen Statistik. 3., völlig neu bearb. Aufl. von P.-Th. Wilrich und H.-J. Henning. Berlin, New York: Springer.
- Wöhler, A. (1870): Über die Festigkeits-Versuche mit Eisen und Stahl. In: *Zeitschrift für Bauwesen* XX.
- Yoder, G. R.; Cooley, L. A.; Crooker, T. W. (1982): On microstructural control of near-threshold fatigue crack growth in 7000-series aluminum alloys. In: *Scripta Metallurgica* 16, S. 1021–1025.



## 10 Formel- und Abkürzungsverzeichnis

### Lateinische Formelzeichen

$a, a_{gesamt}$	Risslänge in x-Richtung, mm
$a_{ini,x}, c_{ini,z}$	initiale Defektgröße, mm
$a_k$	Kerbtiefe, mm
$a_{min}$	Risslänge bis zur minimalen Rissfortschrittsrate, mm
$a_{tech}$	technische Anrisslänge, mm
$a_0$	Übergangsrisslänge im Kitagawa-Takahashi-Diagramm, mm
$\bar{a}_{gekerbt}, \bar{a}_{ungekerbt}$	Risslänge bei gleicher Rissfortschrittsrate, mm
$a^*$	Schnittpunkt der Kurz- und Langrissausbreitung bei der asymptotischen Herleitung, mm
$\Delta a$	Rissfortschritt in x-Richtung, mm
$da/dN$	Rissfortschrittsrate, m/Zyklus
$\Delta a/\Delta N$	durchschnittliche Rissfortschrittsrate, m/Zyklus
$A$	Bruchdehnung, %
$b$	Basquin-Exponent
$B$	Probendicke, mm
$c$	Risslänge in z-Richtung, mm
$c_1, c_2$	Anpassungsparameter von $\zeta(\sigma_{nenn})$
$C$	werkstoffabhängige Konstante der Rissausbreitung, Lageparameter
$d$	Strukturlänge nach Miller, $\mu\text{m}$
$d_1, d_2$	Anpassungsparameter von $\xi(\sigma_{nenn})$
$D$	Gleichung 3-11
$e$	Beitrag der Kerbe zum Rissfortschritt nach Smith/Miller, mm
$E$	Elastizitätsmodul, GPa
$f$	Versuchsfrequenz, Hz
$f$	Korrekturterm nach Kujawski für $x > 0,2 \cdot \rho$
$f_s$	Beschreibung des Unterschiedes zwischen einem einzelnen Riss und zwei symmetrischen Rissen
$f_w$	Berücksichtigung des Randeinflusses
$f_\theta$	Beschreibung der Risskontur
$f\left(\frac{a}{w}\right), Y\left(\frac{a}{w}\right)$	Geometrische Korrekturfunktion
$F$	Korrekturfaktor für die viertelelliptische Rissausbreitung in einer Außenkreiskerbe
$F_{Kerbe}/q_{Eckriss}$	Korrekturfaktor für die Abnahme der Kerbspannung in x-Richtung und der fiktiven Verkürzung der Risstiefe entlang der Rissfront bei zunehmendem Winkel $\theta$
$g_1, g_3$	Feinabstimmung der Näherungsformel nach Dankert et al.
$g_2, g_4$	Kerbeinfluss der Innen- bzw. Außenkerbe
$G$	Schubmodul, GPa
$HBW$	Brinellhärte
$\vec{I}$	elektrischer Gleichstrom, A
$\Im$	Imaginärteil

$K, K_I$	Spannungsintensitätsfaktor, MPa $\sqrt{m}$
$K_a$	Integrationskonstante der Lösung der Laplace-Gleichung
$K_f$	zyklischer Kerbfaktor
$K_{max,th,krit}$	kritischer maximaler Spannungsintensitätsfaktor, MPa $\sqrt{m}$
$K_{max,th}$	Schwellenwert des maximalen Spannungsintensitätsfaktors, MPa $\sqrt{m}$
$K_{max}$	maximaler Spannungsintensitätsfaktor, MPa $\sqrt{m}$
$K_t, K_{t,brutto}$	Kerbfaktor
$\Delta K$	zyklischer Spannungsintensitätsfaktor, MPa $\sqrt{m}$
$\Delta K_c$	Bruchzähigkeit, MPa $\sqrt{m}$
$\Delta K_{th,krit}$	kritischer zyklischer Schwellenwert, MPa $\sqrt{m}$
$\Delta K_{th}$	zyklischer Schwellenwert Rissausbreitung, MPa $\sqrt{m}$
$L$	Walzlängsrichtung
$L$	Probenlänge, mm
$m$	Werkstoffabhängiger Exponent der Rissausbreitung, Steigung
$M_1, M_2, M_3$	Beschreibung des Einflusses des Riss-Halbachsenverhältnisses
$N_{Anriss}, N_{Initiierung}$	Anrisslebensdauer, Lebensdauer bis zur Risseinleitung, Zyklen
$N_{Bruch}$	Gesamtlebensdauer bis zum Probenbruch, Zyklen
$N_i, N_{i+1}$	Lebensdauerstelle bei der iterativen Glättung
$\Delta N$	Rissfortschrittslebensdauer, Zyklen
$p_1, p_2, p_3$	Konstanten zur Berechnung des Transformationsfaktors der Variante 2
$q, r$	Anpassungsparameter der Wurzel-Funktion
$\sqrt{Q}$	Formfaktor für die Ellipse, vollständiges Integral 2.Art
$r$	Abstand zur Rissspitze
$r_p$	Ausdehnung der plastischen Zone vor der Rissspitze, mm
$R$	Spannungsverhältnis
$R_{korr.}^2$	korrigiertes Bestimmtheitsmaß (Berücksichtigung der Freiheitsgrade)
$R_m$	Zugfestigkeit, MPa
$R_{p0,01}$	0,01 %-Dehngrenze, MPa
$R_{p0,2}$	0,2 %-Dehngrenze, MPa
$S_B$	Zugfestigkeit, MPa
$S'_B$	Ermüdungskoeffizient
$S_{a,D}$	Spannungsamplitude der Dauerfestigkeit, MPa
$S_a, S_{a,brutto}$	Spannungsamplitude, MPa
$S_m$	Mittelspannung, MPa
$S_{o,max}$	maximale Oberspannung durch den Kerbeinfluss, MPa
$S_o$	Oberspannung, MPa
$S_u$	Unterspannung, MPa
$T$	Walzquerrichtung
$U$	elektrisches Potential, mV
$\overline{\Delta U}$	Abweichung des elektrischen Potentials, mV
$V^1$	Transformationsfaktor der bruchmechanischen Variante 1
$V^2$	Transformationsfaktor der bruchmechanischen Variante 1
$V^{KM}$	Transformationsfaktor der kontinuumsmechanischen Variante
$W$	Probenbreite, mm
$x_{max}, y_{max}$	maximale Ausdehnung des höchstbelasteten Volumens, mm
$y_0$	halber Potentialabgriffabstand, mm



## Griechische Formelzeichen

$\alpha, \beta$	Regressionsbeiwerte der Gecks-Och-Funktion
$\gamma$	Überhöhungsfaktor der Überlast
$\Delta\varepsilon_{pl}$	Zyklische, plastische Dehnung
$\zeta, \xi$	Anpassungsparameter des 2-Parameter-Exponential-Fits
$\eta$	Schwingspielintervall
$\vartheta_x, \vartheta_z$	Öffnungswinkel der Rissspitze, rad
$\theta$	Winkel zwischen Rissebene und Volumenelement, rad
$\kappa$	elektrische Leitfähigkeit, MS/m
$\nu$	Poissonzahl, Querkontraktion
$\rho$	Dichte, g/cm <sup>3</sup>
$\rho$	Kerbradius, mm
$\rho_{elektrisch}$	spezifischer elektrischer Widerstand, $\Omega\text{m}$
$\Delta\sigma$	zyklische Spannung
$\sigma_{D,gekerbt}$	Dauerfestigkeit einer gekerbten Probe; MPa
$\sigma_{D,ungekerbt}$	Dauerfestigkeit einer ungekerbten Probe, MPa
$\sigma_{max}$	Maximalspannung im Kerbgrund, MPa
$\sigma_{nenn}$	Nennspannung, MPa
$\sigma_{trans}$	auf eine Referenz transformierte Spannung, MPa
$\sigma_x, \sigma_y, \tau_{xy}, \sigma_z$	Spannungskomponenten vor der Rissspitze, MPa
$\sigma_{ys}$	Fließspannung, MPa
$\sigma_{yy}(x)$	Gradient der Kerbspannung, MPa
$\Phi$	skalare, zweifach stetig differenzierbare (harmonische) Funktion
$\Psi$	Airy'sche Spannungsfunktion

## Abkürzungen

ASTM	American Standard of Testing Materials
CC	Crack Closure, Riss schließen
CCT	Center Cracked Tension, mittig gerissen unter Zug
const.	konstant
CTOD	Crack-Tip-Opening Displacement, Risspitzenöffnung, mm
D	Dimension
DCPD	Direct Current Potential Drop, Gleichstrompotentialsonde
EPBM	Elastisch-plastische Bruchmechanik
ERIKA	Prüfanlage für Ermüdungsrissausbreitung in korrosiver Atmosphäre
FAA	Federal Aviation Administration, amerikanische Luftfahrtbehörde
FEM	Finite-Elemente-Methode
HCF	High Cycle Fatigue, Zeitfestigkeitsbereich
KL	Klesnil und Lukáš
LC	Long Crack, Langriss

LEBM	Linear elastische Bruchmechanik
LOESS	Robust Locally Weighted Regression
MBM	Mikrostrukturelle Bruchmechanik
NDT	Non-Destructive Testing, zerstörungsfreie Werkstoffprüfung
PE	Paris und Erdogan
PSB	persistentes Gleitband
RAR	Rissausbreitungsrichtung
REM	Rasterelektronenmikroskop
SC	Short Crack, Kurzriss
SEN	Single Edge Notched, einseitig gekerbt

## 11 Abbildungsverzeichnis

Abbildung 2.1 - Da Vincis Versuchsaufbau .....	5
Abbildung 2.2 - Spannungskomponenten vor der Rissspitze.....	8
Abbildung 2.3 - Rissöffnungsarten (Gross und Seelig 2011) .....	9
Abbildung 2.4 - Grenzen der LEBM .....	10
Abbildung 2.5 - Beanspruchungskennwerte .....	14
Abbildung 2.6 - Lebensdauer und Rissfortschritt (Diagramm nach (Richard und Sander 2009; Schijve 2003)) .....	15
Abbildung 2.7 - Langrissausbreitung .....	16
Abbildung 3.1 - Kurzrisswachstum nach Suresh (Suresh und Ritchie 1984) .....	21
Abbildung 3.2 - Varianten der Bruchmechanik nach Miller (Davidson et al. 2003).....	21
Abbildung 3.3 - Kitagawa-Takahashi-Diagramm .....	22
Abbildung 3.4 - Asymptotische Methode (angepasste Darstellung nach (Fjeldstad 2007))....	26
Abbildung 3.5 - Schnittebene des Penny-shaped-Risses.....	29
Abbildung 3.6 - Viertelelliptischer Riss an Außenkerbe .....	30
Abbildung 4.1 - SEN-Probengeometrie (Bemaßung in mm) .....	36
Abbildung 4.2 - Probenkammer ERIKA.....	37
Abbildung 4.3 - Servohydraulische Versuchsanlage mit Regelelektronik.....	38
Abbildung 4.4 - Korrekturfunktion für eine SEN-Probe.....	39
Abbildung 4.5 - Schematische Ansicht des DCPD-Verfahrens.....	40
Abbildung 4.6 - Auflösungsvermögen der Johnson-Funktion (vgl. (Bär 1992)) .....	45
Abbildung 4.7 - Bruchfläche mit Überlast-Schwingstreifen .....	46
Abbildung 4.8 - Kalibrierung der Potentialsonde .....	47
Abbildung 4.9 - da/dN über a (lineare Auftragung) .....	50
Abbildung 4.10 - da/dN über a (einfach logarithmische Auftragung).....	50
Abbildung 5.1 - Spannungsgradient vor der Kerbwurzel I .....	52
Abbildung 5.2 - Spannungsgradient vor der Kerbwurzel II .....	53
Abbildung 5.3 - 2-Parameter-Exponential-Fit für den Spannungsverlauf vor der Kerbwurzel	54
Abbildung 5.4 - Kerbfaktorverlauf x-y-Ebene, $a_k = 1$ mm.....	55
Abbildung 5.5 - Kerbfaktorverlauf x-y-Ebene, $a_k = 2$ mm.....	55
Abbildung 5.6 - Kerbfaktorverlauf x-y-Ebene, $a_k = 3$ mm.....	55
Abbildung 5.7 - Max. Ausdehnung in Abhängigkeit von $K_t$ bei $\sigma_{\text{nenn}} = \text{const.}$ .....	55
Abbildung 5.8 - Maße der maximalen Ausdehnung.....	56
Abbildung 5.9 - Load-Shedding-Kurve bei $R = -1$ .....	57
Abbildung 5.10 - Wöhler-Kurven der SEN- und CCT-Proben.....	59
Abbildung 5.11 - Kennwerte und Bereiche einer Wöhler-Kurve (vgl. (Haibach 2006)) .....	60
Abbildung 5.12 - Wöhler-Kurven gefräster und drahterodierter Kerben im Vergleich .....	61
Abbildung 5.13 - Zug-Druck-Überlasten .....	63
Abbildung 5.14 - Zug-Überlasten.....	63

Abbildung 5.15 - Typische Bruchfläche einer Probe ermüdet mit periodischen Überlasten..	65
Abbildung 5.16 - Zug-Druck-Überlasten .....	66
Abbildung 5.17 - Zug-Überlasten .....	67
Abbildung 5.18 - Letztes Minimum vor einem kontinuierlichen Anstieg .....	69
Abbildung 5.19 - Anriss gemäß der Kriterien $a_{tech} = 250 \mu m$ und 2 %-Kriterium.....	69
Abbildung 5.20 – Normierte Anrisslebensdauer als Funktion von $S_a$ für gefräste Kerben.....	71
Abbildung 5.21 - Normierte Anrisslebensdauer als Funktion von $S_a$ für drahterodierte Kerben .....	71
Abbildung 5.22 - Rissausbreitungsrichtungen .....	72
Abbildung 5.23 - Wöhlerkurven - REM-Untersuchung .....	74
Abbildung 5.24 - REM-Aufnahme des Kerbgrundes .....	75
Abbildung 5.25 - REM-Aufnahme einer Probe mit massiver Plastifizierung im Bereich des Kerbgrundes.....	75
Abbildung 5.26 - Fertigungsbedingte Abwandlung der höchst belasteten Fläche.....	76
Abbildung 5.27 - 2D-Rissausbreitung auf der Bruchfläche, Probe 1 .....	77
Abbildung 5.28 - 2D-Rissausbreitung auf der Bruchfläche, Probe 2 .....	78
Abbildung 5.29 - 2D-Rissausbreitung auf der Bruchfläche, Probe 3 .....	78
Abbildung 5.30 - 2D-Rissausbreitung auf der Bruchfläche, Probe 4 .....	78
Abbildung 5.31 - 2D-Rissausbreitung auf der Bruchfläche, Probe 5 .....	79
Abbildung 6.1 - Auswirkungen der Anpassung des Potentialabgriffabstandes.....	83
Abbildung 6.2 - Einseitig angerissene Probe.....	84
Abbildung 6.3 - SEN-Probe mit Riss .....	84
Abbildung 6.4 - Differenz der elektrischen Potentiale einer angerissenen Probe mit und ohne Kerbe .....	84
Abbildung 6.5 - Vergleich der Kalibrierfunktionen nach Johnson und Knott an einer SEN-Probe .....	85
Abbildung 6.6 - Ein viertelelliptischer Eckanriss im Kerbgrund .....	86
Abbildung 6.7 - Signifikanter Potentialanstieg als Reaktion auf den einzelnen Eckanriss .....	86
Abbildung 6.8 - Transformation der Johnson-Risslänge in viertelelliptische Anrisse.....	87
Abbildung 6.9 - Grenzfälle möglicher Anrisse und die mittlere Risslänge.....	88
Abbildung 6.10 - Kalibrierung zweier viertelelliptischer Anrisse .....	89
Abbildung 6.11 - Wurzelfit für unterschiedliche Risstypen .....	90
Abbildung 6.12 - Wurzelfit für zwei unterschiedliche $y_0$ .....	91
Abbildung 6.13 - Kurve einer DCPD-Messung .....	92
Abbildung 6.14 - Vergleich der ermittelten Rissfortschrittsrate .....	93
Abbildung 6.15 – $\sigma_{max}$ -transformierte Wöhler-Kurven im Zeitfestigkeitsbereich .....	94
Abbildung 6.16 - Ausschnitt aus einem drahterodierten Kerbgrund (REM) .....	95
Abbildung 6.17 - Ausschnitt aus einem gefrästen Kerbgrund (REM) .....	95
Abbildung 6.18 - Wöhler-Kurven für einen ausgewählten Belastungsbereich für $R = 0,7$ .....	97
Abbildung 6.19 - Normierte Wöhler-Kurven für $R = 0,7$ .....	97
Abbildung 6.20 - Potentialverlauf der SEN-Proben bei $\sigma_{max}$ von 280 MPa, gesamt.....	100

Abbildung 6.21 - Potentialverlauf der SEN-Proben bei $\sigma_{\max}$ von 280 MPa, Teilbereich .....	101
Abbildung 6.22 - Potentialverlauf der SEN-Proben bei $\sigma_{\max}$ von 350 MPa, gesamt .....	101
Abbildung 6.23 - Potentialverlauf der SEN-Proben bei $\sigma_{\max}$ von 350 MPa, Teilbereich .....	102
Abbildung 6.24 - Entwicklung des Verzögerungsbereichs mit zunehmender Spannung bei $a_k = 1$ mm .....	103
Abbildung 6.25 - Entwicklung des Verzögerungsbereichs mit zunehmender Spannung bei $a_k = 2$ mm .....	104
Abbildung 6.26 - Entwicklung des Verzögerungsbereichs mit zunehmender Spannung bei $a_k = 3$ mm .....	104
Abbildung 6.27 - Bruchmechanische Transformation der Spannungswerte gem. Variante 1 .....	106
Abbildung 6.28 - Kontinuumsmechanische Transformation der Spannungswerte durch Verhältnisbildung der $K_t$ .....	107
Abbildung 6.29 - Prinzipskizze zur Spannungsanpassung mit dem Ziel gleicher Lebensdauern (in mm) .....	108
Abbildung 6.30 - Bruchmechanische Transformation der Spannungswerte gem. Variante 3 .....	111
Abbildung 6.31 - Merkmale lokaler Spannungskonzentrationen einer technischen Legierung (nach (Vasudevan et al. 2001)) .....	112
Abbildung 6.32 - Rissausbreitung ausgehend von der Plattierschicht in z-Richtung .....	114
Abbildung 6.33 - Bruchmechanisch simulierte Rissausbreitung bei einer Belastung von $S_{a,\text{brutto}} = 60$ MPa .....	117
Abbildung 6.34 - Bruchmechanisch simulierte Rissausbreitung bei einer Belastung von $S_{a,\text{brutto}} = 80$ MPa .....	117
Abbildung 6.35 - Bruchmechanisch simulierte Lebensdauern .....	118
Abbildung 6.36 - Vergleich der Rissfortschrittsrate auf Grundlage eines örtlichen Konzepts .....	119
Abbildung 6.37 - Simulierte Rissausbreitung nach dem örtlichen Konzept bei einer Belastung von $S_{a,\text{brutto}} = 80$ MPa .....	120
Abbildung 6.38 - Lebensdauervorhersage nach dem örtlichen Konzept .....	121
Abbildung 6.39 - Unabhängige Rissausbreitung in x- und z-Richtung .....	123
Abbildung 6.40 - Berechnete Risslänge c und Bestimmung der Risslänge a durch ein festes Achsenverhältnis .....	125
Abbildung 6.41 - Berechnete Risslänge a und Bestimmung der Risslänge c durch ein festes Achsenverhältnis .....	126
Abbildung 6.42 - Lokale $\sigma_{yy}$ -Spannungswerte entlang der z-Richtung auf der Probenoberfläche .....	129
Abbildung 6.43 - Lokale $\sigma_{yy}$ -Spannungswerte entlang der x-Richtung auf der Probenoberfläche .....	130
Abbildung 6.44 - Wechselseitige Beeinflussung der Rissausbreitungsrichtungen .....	131
Abbildung 8.1 - Auswirkungen periodischer Überlasten bei einer Kerbtiefe von 1 mm .....	141

Abbildung 8.2 - Auswirkungen periodischer Überlasten bei einer Kerbtiefe von 2 mm.....	141
Abbildung 8.3 - Auswirkungen periodischer Überlasten bei einer Kerbtiefe von 3 mm.....	142
Abbildung 8.4 - Flächenäquivalente Umrechnung von Rissen an einer SEN-Probe.....	143

## 12 Tabellenverzeichnis

Tabelle 1.1 - Liste von Flugzeugabstürzen aufgrund von Materialermüdung seit 1953 (nach (Vasudevan et al. 2001), erweitert und korrigiert gem. <a href="http://aviation-safety.net">http://aviation-safety.net</a> ).....	2
Tabelle 3.1 - Faktoren der Geometriekorrekturfunktion und ihre Bedeutung.....	30
Tabelle 4.1 - Chemische Werkstoffzusammensetzung nach (Alcoa Europe 2001; ASM Aerospace Specification Inc. 2015a, 2015b; Brucksch 2009).....	34
Tabelle 4.2 - Werkstoffgrößen EN AW 7475-T761 nach (Brucksch 2009; Alcoa Europe 2001; ASM Aerospace Specification Inc. 2015b; MIL-HDBK-5J 2003).....	34
Tabelle 4.3 - Werkstoffgrößen EN AW 2024-T351 nach (ASM Aerospace Specification Inc. 2015a).....	35
Tabelle 4.4 - Kerbtiefen $a_k$ .....	36
Tabelle 5.1 - Linear elastische Kerbfaktoren.....	51
Tabelle 5.2 - Fläche $K_t \geq 3,4$ bei $\sigma_{\text{nenn}} = \text{const.}$ .....	56
Tabelle 5.3 - Schwellenwerte.....	58
Tabelle 5.4 - Probendatenübersicht der 2D-Rissausbreitung.....	77
Tabelle 6.1 - Ergebnisse der Anpassung der Wurzelfunktion.....	89
Tabelle 6.2 - Zugehörige Bruttospannung für gleiche Maximalwerte im Kerbgrund.....	99
Tabelle 6.3 - Transformationsfaktoren der Variante 1.....	106
Tabelle 6.4 - Transformationsfaktoren durch Verhältnisbildung der $K_t$ .....	108
Tabelle 6.5 - Korrekturfunktionswerte.....	109
Tabelle 6.6 - Transformationsfaktoren der Variante 3.....	110
Tabelle 6.7 - Entwicklung des Kerbfaktors während der Ausbreitung zweier viertelelliptischer Ecknarisse.....	122