

MONTANUNIVERSITÄT LEOBEN

DISSERTATION

**Rissfortschritt in duktilen Stählen unter zyklischer
Belastung: Einfluss des Herstellungsverfahrens und der
Lastgeschichte**

ZHOU XIANG

LEOBEN, OKTOBER 2015

Danksagung

Der österreichischen Bundesregierung (insbesondere dem Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie und dem Bundesministerium für Wissenschaft, Forschung und Wirtschaft) vertreten durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft mbH (FFG), und den Ländern Steiermark und Tirol, vertreten durch die Steirische Wirtschaftsförderungsgesellschaft mbH (SFG) sowie die Standortagentur Tirol wird für die Förderung im Rahmen des COMET Förderprogramms herzlich gedankt.

Für die Unterstützung während meiner Dissertation möchte ich mich bei folgenden Personen herzlich bedanken:

Meinem Betreuer Prof. Reinhard Pippan danke ich für die Betreuung und die immer neuen wegweisenden und konstruktiven Vorschläge. Herrn Hans-Peter Gänser bin ich für seine vielfältigen thematischen Anregungen und die Organisation des Projektes dankbar. Ohne die umfangreichen Diskussionen mit Euch hätte diese Arbeit nicht den Variantenreichtum entwickelt.

Diese Arbeit wurde im Rahmen des COMET K2 Projektes am Materials Center Leoben Forschung GmbH sowie am Erich Schmid Institut für Materialwissenschaften der österreichischen Akademie der Wissenschaften durchgeführt¹. Dafür bedanke ich mich bei Prof. Reinhold Ebner und Werner Ecker für die Vergabe dieser Dissertation.

Bei Herrn Matthias Gerhold, Gerhard Heck, Fritz Neumayer (ANDRITZ HYDRO GmbH) und Prof. Thomas Antretter (Institut für Mechanik) möchte ich für die Dienstleistung und Information bedanken.

Ein besonderer Dank gilt an den Verantwortlichen für die Werkstatt und Prüfhalle des Erich Schmid Instituts Franz Hubner für das Fertigen der Versuchsproben und Peter

¹©Erich Schmid Institut und Materials Center Leoben Forschung GmbH

Kutlesa für die Hilfsbereitschaft während der experimentellen Durchführung.

Des Weiteren möchte ich bei meinen sämtlichen Bürokollegen Jürgen Maierhofer, Walter Ochensberger, Masoud Sistaninia, Stefan Kolitsch und Michael Reisinger für das angenehme Arbeitsklima bedanken. Ganz besonderer Dank gilt meinen langjährigen Bürokollegen Peter Imrich, Karoline Kormout und Thomas Leitner für die freundschaftliche Umgebung und fachliche sowie moralische Unterstützung.

Ich möchte auch bei allen Kollegen im Erich Schmid Institut für die freundliche Arbeitsklima, die mich jahrelang motiviert hat, bedanken.

Schließlich gehört besonderer Dank meiner Familie, die zu jeder Zeit an mich geglaubt hat und mir Rückhalt während meines Studiums gegeben hat.

Eidesstattliche Erklärung:

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbständig verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfsmittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedingt habe.

Kurzfassung

Aufgrund der technischen Bedeutung und der Komplexität der Werkstoffermüdung beschäftigen sich zahlreiche Wissenschaftler mit diesem Thema. Sämtliche Berechnungen in der Praxis basieren auf den Ergebnissen aus Laborversuchen. Allerdings weichen die Laborergebnisse oft vom Verhalten realer Bauteile ab. Einer der Hauptgründe ist, dass der Rissfortschritt in realen Bauteilen von eigenspannungsbehafteten Herstellungsfehlern ausgeht. Die Eigenspannung lässt sich im Laborversuch schwierig nachzuweisen und in der Berechnung kaum berücksichtigt wird. Ein weiterer Grund ist die Lastgeschichte. Eine Änderung in der Lastamplitude ruft häufig eine Änderung in der Materialeigenschaft hervor, die das weitere Rissfortschrittsverhalten drastisch verändern kann.

Diese Arbeit beschäftigt sich mit diesen zwei Thematiken. Sämtliche Ermüdungsversuche wurden an tief gekerbten 8-Punkt-Biege Proben an fünf ähnlichen Stählen ausgeführt. An einem Werkstoff wurden der Einfluss der Anrisserzeugung und der Effekt einer Überlast untersucht. Die Untersuchung erfolgt durch die Aufnahmen der Risswiderstandskurve (R-Kurve) für den Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite und der Rissfortschrittsrate. Zur Aufnahme der R-Kurve wird das Stufenweise-Lasterhöhungsverfahren verwendet. Die Risslänge wurde mittels der Potential-Drop Methode bestimmt.

Die Ergebnisse der Ermüdungsrissfortschrittsversuche an ähnlichen Stählen mit Festigkeiten zwischen 500 und 100 MPa zeigen, dass die Fließspannung oder die Duktilität einen Einfluss auf das Rissfortschrittsverhalten haben. Die Werkstoffe mit hoher Festigkeit aber geringerer Duktilität weisen einen steilen Anstieg der R-Kurve für den Schwellwert und einen höheren Paris-Exponenten auf. Der Langrisschwellwert ändert sich aber kaum. Bei höheren Spannungsintensitätsschwingbreiten (ΔK) breitet der Riss sich in den Werkstoffen mit geringerer Duktilität schneller aus. Die Untersuchung des Einflusses der

Anriss erzeugung liefert die folgenden Schlussfolgerungen: Bei der Anriss erzeugung durch Druckanschwingen soll ΔK möglichst klein sein und mit einer ausreichenden Anzahl von Zyklen durchgeführt werden. Eine zu große Amplitude oder unzureichende Anzahl von Zyklen führen zu einer Verschiebung der Risswiderstandskurve (R-Kurve für ΔK_{th}) zu größerer Rissverlängerung. Um den Einfluss der Lastgeschichte auf den Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite zu verstehen, wurde der Einfluss von Überlasten auf das Risswachstumsverhalten an kurzen Anrissen studiert. Eine Zugüberlast hinterlässt eine plastisch verformte Zone, die den Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite unmittelbar danach erhöht. Nachdem der Riss durch die von der Überlast verursachte plastische Zone gewachsen ist, verursacht dieser Bereich eine weitere vorzeitige Berührung der Rissufer. Dieser Effekt kann mit anderen Riss schließmechanismen wie oxid-induziertes Riss schließen kombiniert werden und den Risswiderstand über eine längere Rissausbreitung erhöhen. Eine Drucküberlast hinterlässt hingegen eine plastisch verformte Zone, die die Rissausbreitung begünstigt. Die Risswiderstandskurve verschiebt sich zu größerer Rissverlängerung und resultiert in einer R-Kurve für den Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite mit einem flachen Anstieg.

Abstract

Due to its technical importance and complexity, numerous scientists are working on the field of fatigue of materials. Most of the estimations in practice are based on the results of laboratory tests. However, the laboratory results often significantly deviate from the real behaviour of components. One of the main reasons is that in most cases the fatigue crack emanates from flaws, for example a manufacturing defect, where certain residual stresses are present. The residual stresses are difficult to verify in laboratory tests and not considered in estimations. Another reason is the load history. A change in load amplitudes often causes a variation in the material properties, which can influence the following crack propagation behaviour drastically.

The current work is focused on these two topics. All fatigue tests were carried out on deep notched 8-point bending specimens. The fatigue crack growth behaviour was determined on five similar steels with ultimate tensile strengths between 500 and 1000 MPa. The investigation of the influence of the pre-cracking process and the overload effect are analysed in one material. The crack growth behaviour was investigated by the R-curve for the threshold of the stress intensity range and the fatigue crack propagation rate. The step-wise increasing constant load method was used to obtain the R-curve. The crack length was measured by the potential drop method.

The results of crack propagation in similar steels show that the flow stress or the ductility exhibits an influence on the crack propagation behaviour. The materials with higher ultimate tensile strength and lower ductility exhibit a steep rise in the R-curve for the threshold. However, the threshold remained almost unaffected. At higher range of stress intensity (ΔK), the materials with lower ductility show a faster crack propagation rate. The investigation of the effect of a pre-crack delivers the following results: To initiate a

pre-crack using compressive-compressive loading, it is recommended to keep the applied ΔK as small as possible but use a sufficiently large number of cycles. Large amplitudes and an insufficient number of cycles causes a shift of the crack resistance curve to longer crack extension. In order to understand the effect of load history, the effect of overload on short cracks was studied in the current research. Overload in tension leaves a plastically deformed zone, which increases the crack resistance immediately thereafter. After the crack has grown through the plastic zone produced by an overload, this deformed area is still causing a premature contact of crack faces, which favors the formation of other crack closure mechanisms such as oxide-induced crack closure and increases thereby the R-curve for ΔK_{th} over a long distance. On the other hand, the overload in compression leaves a plastically deformed zone, which favors the propagation of the fatigue crack. The crack growth resistance curve in this case is shifted to longer crack propagation, resulting in an R-curve for the threshold with a slow increase. However the long crack threshold is not affected.

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	1
2	Grundlagen	2
2.1	Der ideal spröde Bruch	2
2.2	Kleinbereichsfließen	4
2.3	Die plastische Zone beim Kleinbereichsfließen	7
2.3.1	Plastische Zone nach Irwin	9
2.3.2	Plastische Zone nach McClintock und Irwin	11
2.3.3	Dugdale-Modell	11
2.4	Plastische Verformung vor der Risspitze bei einer Entlastung	12
3	Effekt der Anschlagbedingungen auf Ermüdungsrissfortschritt	15
3.1	Das Lastverhältnis	15
3.2	Ausbreitung eines Ermüdungsrisses	16
3.2.1	Die Rissschließmechanismen	17
3.2.2	Das Kurzrissverhalten	19
3.2.3	Das Versetzungsmodell zur Erklärung des Ermüdungsrissfortschritts	20
3.2.4	Die Risswiderstandskurve für den Schwellwert der Spannungsintensitäts- schwingbreite (R-Kurve)	21
3.3	Experimentelle Methoden	22
3.3.1	Der Ausgangsriss	26
3.4	Anmerkung zur Charakterisierung des Rissfortschrittsverhaltens	36
3.4.1	Charakterisierung der Rissfortschrittsrate	36
3.4.2	Charakterisierung der R-Kurve	38
4	Rissfortschrittsverhalten in duktilen Stählen mit unterschiedlichen Festigkei- ten	40
4.1	Untersuchte Werkstoffe	40
4.2	Geprüfte Lastverhältnisse	42
4.3	Ergebnisse	43
4.3.1	Charakterisierung der Werkstoffe I-III	44
4.3.2	Charakterisierung der Werkstoffe IV-V	53
4.3.3	Analyse der Rissfortschrittsergebnisse der Stähle	61
5	Überlasteffekt	65
5.1	Einleitung	65
5.2	Experimente	66
5.3	Ergebnisse	69
5.4	Finite Elemente Analyse	77
5.5	Analyse der Überlastexperimente	81
5.5.1	Einfluss von Zugüberlasten	81
5.5.2	Die Überlast im Druck	86
5.6	Zusammenfassung der Überlastexperimente	93
6	Schlussfolgerungen	94
7	Literatur	96

1 Einleitung

Werkstoffermüdung ist eine der häufigsten Ursachen für den Ausfall eines dauerhaft belasteten Bauteils. Das Materialversagen durch Ermüdung könnte katastrophale Folgen haben (Flugzeugabstürze, Eisenbahnunglücke ...). Um solche Katastrophen möglichst auszuschließen, werden viele Servicearbeiten wie regelmäßige Inspektion, Reparatur oder Austausch von gefährdeten Bauteilen durchgeführt. Alle Maßnahmen basieren auf den Erkenntnissen über das Versagensverhalten des Werkstoffes bzw. die Lebensdauer unter Belastung.

Die gesamte Lebensdauer eines zyklisch belasteten Bauteils besteht aus der Rissentstehung und der Rissausbreitung. Die Einschätzung der Lebensdauer basiert oft auf traditionellen Laborversuchen. Anhand der Ergebnisse aus Laborversuchen wird das Verhalten eines rissbehafteten Materials mit bruchmechanischen Parametern charakterisiert. Der bruchmechanische Parameter beschreibt die Vorgänge um die Risspitze im Material und ermöglicht eine Vorhersage über das Materialverhalten während der weiteren Belastung. Allerdings sind die Laborversuche sehr kostspielig und aufwendig. Viele für die Lebensdauer entscheidenden Faktoren, wie das Herstellungsverfahren und das Materialverhalten unter variablen Lastamplituden, werden deswegen in den Ingenieurwissenschaften oft durch einen werkstoffabhängigen Sicherheitsfaktor oder eine einfache Abschätzung wie das Miner's Gesetz berücksichtigt. Die dadurch erhaltenen Ergebnisse sind oft für die Anwendung nicht präzise genug. Diese Arbeit beschäftigt sich mit der Untersuchung des Ermüdungsverhaltens in fünf verschiedenen Werkstoffen. Schwerpunkte dieser Arbeit sind das Ermüdungsverhalten hinsichtlich der unterschiedlichen Herstellungsverfahren und des Auftretens einer einzelnen großen Lastamplitude während einer Belastung mit einer ansonsten konstanten Lastamplitude besser zu verstehen. Die Ergebnisse wer-

den aus werkstoffwissenschaftlicher, bruchmechanischer und ingenieurwissenschaftlicher Sicht analysiert.

2 Grundlagen

Das Wissen über rissbehaftete Bauteile und sämtliche dazu gehörige experimentelle Untersuchungen werden allgemein in der Bruchmechanik zusammengefasst. Sie beschäftigt sich mit dem Verhalten des Risses im Material und gibt die Parameter vor, um den rissbehafteten Zustand zu beschreiben. Die Parameter sind direkt mit den kritischen Dimensionen korreliert. Typische kritische Dimensionen sind die kritische Fehlergröße und die kritische Belastung. Sie beschreiben, ab wann eine stabile oder instabile Rissausbreitung stattfindet und charakterisieren dadurch den Materialwiderstand gegen Rissausbreitung. Sie werden meistens direkt aus den Versuchen an rissbehafteten Proben bestimmt. Anhand der bruchmechanischen Parameter können folgende wichtige Aufgaben gelöst werden:

1. Bruchlastvorhersage von fehlerbehafteten Bauteilen
2. Lebensdauervorhersage
3. Beurteilung der Sicherheit von fehlerbehafteten Bauteilen.

2.1 Der ideal spröde Bruch

Die Grundidee der Bruchmechanik wurde von Griffith durch eine Energiebetrachtung im ideal elastischen Körper vorgestellt. **Die gesamte potentielle Energie U des Körpers muss bei instabiler Rivergrößerung abnehmen.:**

$$\frac{dU}{da} \leq 0 \quad (1)$$

Eine Rissverlängerung setzt im Körper gespeicherte elastische Verformungsenergie frei. Die gesamte potentielle Energie (U) besteht aus der gespeicherten elastischen Energie (U_{el}), der Arbeit der äußeren Kräfte (U_w) und der Oberflächenenergie (U_o):

$$U = U_{el} - U_w + U_o \quad (2)$$

Für die statische Betrachtung kann ein Instabilitätskriterium aus den vorigen Gleichungen (1) und (2) hergeleitet werden:

$$\frac{dU}{da} = \frac{d(U_{el} - U_w + U_o)}{da} \leq 0. \quad (3)$$

Diese Gleichung lässt sich auch in einer Energiebilanzgleichung darstellen:

$$-\frac{d(U_{el} - U_w)}{da} \geq \frac{dU_o}{da}. \quad (4)$$

Die vom elastischen Spannungsfeld und den äußeren Kräften für die Rissausbreitung zur Verfügung gestellte Energie muss größer oder gleich der Energie für die Erzeugung der neuen Oberfläche sein. Die linke Seite ist die Energiefreisetzungsrates, sie wird in der Literatur mit G bezeichnet und wird oft als die treibende Kraft für eine Rissausbreitung betrachtet. Die rechte Seite wird als Risswiderstand betrachtet und mit R bezeichnet. Damit lässt sich Gl.(4) wie folgt schreiben:

$$G \geq R. \quad (5)$$

Die Energiefreisetzungsrates G hängt von der Geometrie des Bauteils, der Risslänge und der Belastung ab. Der Risswiderstand R ist hingegen eine Materialkenngröße und hängt eventuell von der Umgebung ab.

2.2 Kleinbereichsfließen

Bei vielen Werkstoffen, speziell bei den metallischen Werkstoffen, tritt eine plastische Verformung vor einer Rissausbreitung auf. Solange der plastisch verformte Bereich im Vergleich zur Probengröße und Risslänge vernachlässigbar klein ist, ist die Energiebilanzbetrachtung vergleichbar zu der Energiebilanzbetrachtung im Fall eines ideal spröden Bruchs. In solchen Fällen spricht man von Kleinbereichsfließen. Die Energiefreisetzungsrates ist in erster Näherung gleich wie beim ideal spröden Bruch, wo die plastische Verformung vernachlässigt wird. Anders als die Energiefreisetzungsrates muss die plastische Verformung im Risswiderstand betrachtet werden. Der Risswiderstand besteht nicht mehr allein aus der Arbeit um neue Oberfläche zu erzeugen γ . Eine spezifische plastische Verformungsarbeit zur Erzeugung einer Bruchfläche γ_{pl} wird dazu addiert. Der neue Risswiderstand beträgt:

$$R = 2\gamma + 2\gamma_{pl} \quad (6)$$

Die spezifische plastische Verformungsarbeit ist oft viel größer als die Oberflächenenergie. Solange die einfache Bruchbedingung zwischen G und R gültig ist, spricht man von der linear elastischen Bruchmechanik (LEBM). Die Energiefreisetzungsrates hängt auch von der Art der Belastung ab. Je nach Art der Beanspruchung und Lage der Rissebene könnte der Riss gleichzeitig unter Zug-, Längsscher- und Querschermbelastung stehen. Mit diesen drei Grundbelastungsarten lassen sich alle Belastungen im Rahmen der Bruchmechanik beschreiben. Sie unterscheiden sich durch auftretende Spannungsarten: zugbelasteter Riss-Mode I, längsscherbelasteter Riss-Mode II und querschermbelasteter Riss-Mode III. Der jeweiligen Belastungsart wird eine Energiefreisetzungsrates (G_I, G_{II}, G_{III}) zugeteilt. Die gesamte Energiefreisetzungsrates ist eine einfache lineare Kombination der Einzelbei-

träge:

$$G = G_I + G_{II} + G_{III} \quad (7)$$

Im Gegensatz zu der Energiefreisetzungsrate ist der Risswiderstand beim ideal spröden Bruch unabhängig von den Belastungsarten konstant. Allerdings ist der Risswiderstand im Kleinbereichsfließen nicht mehr für alle drei Belastungsarten konstant, da die Verformungsarbeit von den Belastungsarten abhängt. Der Risswiderstand unter Mode-I Belastung R_I wird für die meisten technischen Konstruktionswerkstoffe angegeben. Ein wichtiger Grund ist, dass R_I im ebenen Dehnungszustand (EDZ) von der Probendicke und von der Risslänge unabhängig ist. Somit ist R_I eine wirkliche Werkstoffkenngröße. Wenn der Risswiderstand ein Funktion der Rissverlängerung ist, spricht man von einem R-Kurvenverhalten. Trägt man den Risswiderstand R als Funktion der Rissverlängerung auf, so spricht man von einer R-Kurve. Solch eine Risswiderstandskurve ist wieder nur im EDZ eine Werkstoffkenngröße. Im ebenen Spannungszustand (ESZ) ist die Risswiderstandskurve von der Probendicke abhängig. Um das Spannungsfeld vor der Risspitze zu beschreiben, wird oft das Polarkoordinatensystem als Ortskoordinatensystem verwendet. Der ortsabhängige Spannungstensor im Nahfeldbereich eines scharfen Risses lässt sich in folgender Form darstellen.

$$\sigma_{ij}(r,\theta) = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta) + O_{ns}, \quad (8)$$

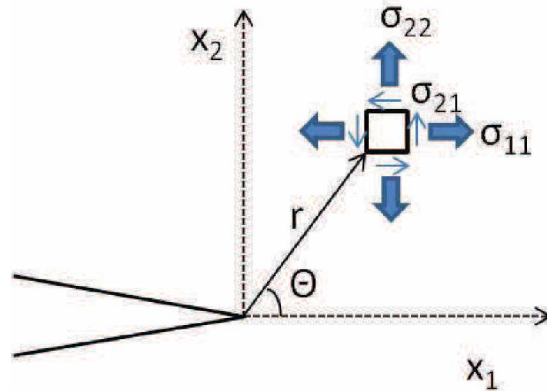


Abbildung 1: Die Spannungsverteilung vor der Rissspitze im Polarkoordinatensystem als Ortsdarstellung

wobei K der Spannungsintensitätsfaktor ist, der als Belastungsgröße in der LEBM verwendet wird. $f_{ij}(\theta)$ ist eine Funktion, die von der Belastungsart und vom Winkel θ abhängt. O_{ns} ist ein Spannungsterm, der im Nahfeld vernachlässigbar klein ist. Dieser Term hat eine Bedeutung im Fernfeld, er kann den Rissausbreitungsweg beeinflussen. Für eine unendliche große Platte lässt sich der Spannungsintensitätsfaktor K für die drei unterschiedlichen Belastungsarten wie folgt definieren.

$$K_I = \sigma_{22\infty} \cdot \sqrt{\pi a} \quad (9)$$

$$K_{II} = \sigma_{21\infty} \cdot \sqrt{\pi a} \quad (10)$$

$$K_{III} = \sigma_{23\infty} \cdot \sqrt{\pi a} \quad (11)$$

Für eine endlich große Probe bleibt die Nahfeldlösung (8) unverändert. Die Endlichkeit der Probe wird in Gl.(9)-(11) durch einen dimensionslosen Parameter $Y(\frac{a}{w})$ berücksichtigt. $Y(\frac{a}{w})$ ist eine Funktion, die vom Verhältnis zwischen der Risslänge a und der Probengröße w abhängt. $Y(\frac{a}{w})$ ist für die verschiedenen geometrischen Bedingungen in Lehrbüchern zu finden.

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi a} \cdot Y\left(\frac{a}{w}\right) \quad (12)$$

In der Energiebilanzgleichung Gl.(5) ist die treibende Kraft für eine Rissausbreitung als Energiefreisetzungsrate G definiert. In der LEBM wird der Spannungsintensitätsfaktor K auch häufig als risstreibende Kraft bezeichnet. Jetzt stellt man sich die Frage, ob ein Zusammenhang zwischen den zwei Größen existiert? Für einen Riss in einer unendlich großen Platte ist die Energiefreisetzungsrate G :

$$G = \frac{\sigma_{\infty}^2 \cdot \pi a}{E} \cdot (1 - \nu^2). \quad (13)$$

Im Fall des EDZ kann man durch Vergleich der Gl.(9) und Gl.(13) sehen, dass

$$G = \frac{K^2}{E} \cdot (1 - \nu^2). \quad (14)$$

Die Energiefreisetzungsrate hängt also quadratisch vom Spannungsintensitätsfaktor ab. Der gleiche Vorgang kann auch für die Werkstoffkenngröße R eingesetzt werden. In der Literatur wird die Werkstoffkenngröße auch mit dem Spannungsintensitätsfaktor angegeben. K_{IC} wird als kritische Spannungsintensität bezeichnet, sie charakterisiert die Spannungsintensität, ab der eine instabile Rissausbreitung stattfindet.

2.3 Die plastische Zone beim Kleinbereichsfließen

Das von Griffith angeführte Kriterium ist nur für den ideal spröden Bruch gültig. Im Fall eines elastisch-plastischen Materials wird der Risswiderstand viel zu niedrig abgeschätzt. Der Grund ist, dass die für eine Rissausbreitung notwendige plastische Verformung an der Risspitze nicht berücksichtigt wird. Im Kleinbereichsfließen ist die Energiebilanz nach der Einführung einer Arbeit der plastischen Verformung beim Risswachstum wieder im Gleichgewicht. Die Größe der plastisch verformten Zone spielt also eine wichtige Rolle.

Innerhalb des kleinen plastisch verformten Bereiches herrscht eine hohe Spannung (die Vergleichsspannung ist dort gleich der Fließspannung). Dieser Bereich wird als plastische Zone bezeichnet. Wegen der Anwesenheit der plastischen Zone ist die Wirkungslänge des vorhandenen Risses länger als die tatsächliche Risslänge. Der Verlauf von σ_y vor der Risspitze in einem ideal linear elastischen Feld ist in Abb.2 dargestellt.

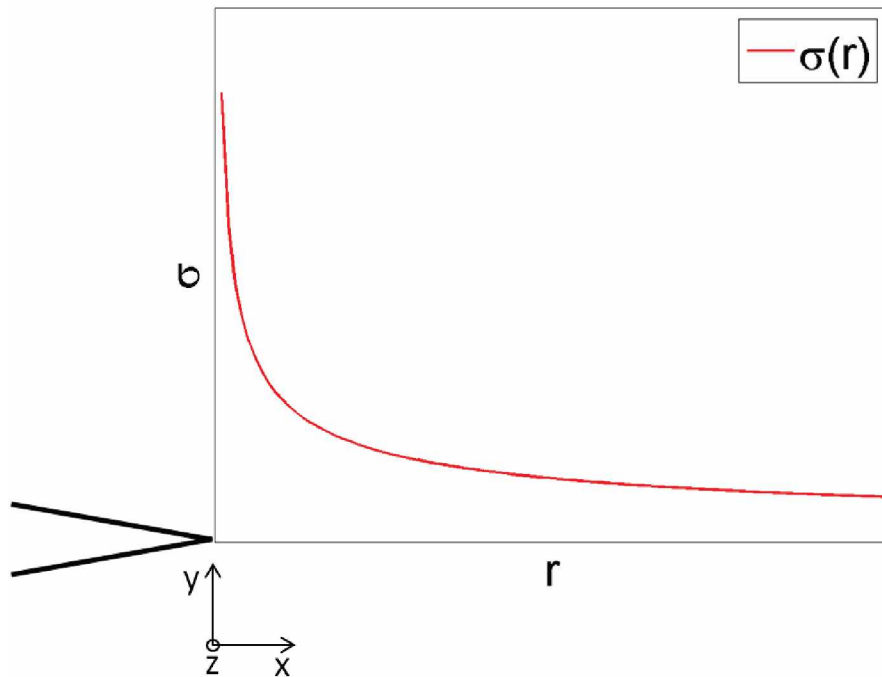


Abbildung 2: Die Spannungsverteilung vor der Risspitze in einem ideal elastischen Material

Die Spannung σ_y zeigt einen $\frac{1}{\sqrt{r}}$ Abfall. Allerdings weicht der Spannungsverlauf wegen der plastischen Verformung nahe der Risspitze von dem ideal linear elastischen Verhalten ab. Diese Abweichung lässt sich jedoch für den üblichen Fall einer Mode I Belastung nicht exakt analytisch ausdrücken. Nachfolgend werden einige Modelle vorgestellt, welche die Größe der plastisch verformten Zone abschätzen.

2.3.1 Plastische Zone nach Irwin

Eine einfache Abschätzung wurde von Irwin aufgestellt. Das elastische Spannungsfeld wird so lange verschoben, bis die durch die plastische Verformung verlorengegangenen Spannungen wieder ins Gleichgewicht gebracht worden sind (siehe Abb.3).

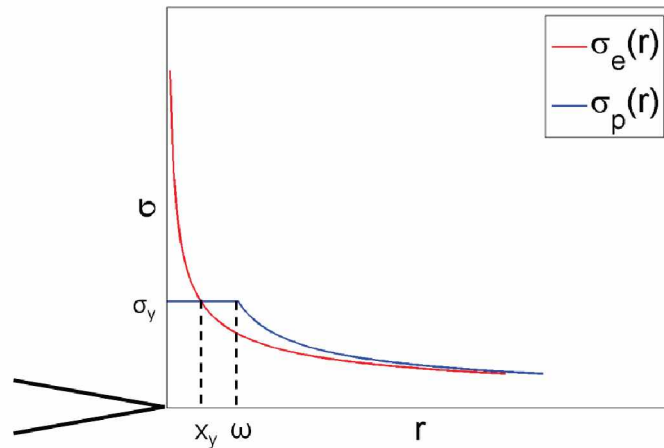


Abbildung 3: Die Spannungsverteilung vor der Rissspitze eines elastisch (rot) und eines elastisch ideal plastischen Materials (blau).

Für ein elastisch, ideal plastisches Material ist die Verschiebung näherungsweise gleich zwei mal so groß wie die Distanz x_y zu der Rissspitze, bei der die Vergleichsspannung gleich der Fließspannung (σ_y) ist:

$$\omega = 2x_y. \quad (15)$$

Für den Mode I muss man die Fälle des EDZ und ESZ separat betrachten. Für einen ESZ ($\sigma_z = 0$) sind die Spannungen am Ligament (entlang der x-Achse vor der Rissspitze) gleich:

$$\sigma_x = \sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}}. \quad (16)$$

Da keine Scherung am Ligament vorhanden ist, kann die Hauptspannung als Vergleichsspannung betrachtet werden:

$$\bar{\sigma} = \sigma_y = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \quad (17)$$

Setzt man die Fließspannung statt der Vergleichsspannung ein, erhält man die Größe der plastischen Zone (ω):

$$\omega = 2x_y = \frac{K^2}{\pi\sigma_y^2} \quad (18)$$

Die Vergleichsspannung im ebenen Dehnungszustand ist

$$\bar{\sigma} = \sigma_y - \sigma_z = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}}(1 - 2\nu) \quad (19)$$

und somit erhält man die Größe der plastischen Zone:

$$\omega = \frac{K^2}{\pi\sigma_y^2}(1 - 2\nu)^2 \quad (20)$$

Zunächst wird angenommen, dass die Gestalt der plastischen Zone kreisförmig ist. ω entspricht dem Durchmesser des Kreises. Im Fall eines metallischen Werkstoffes setzt man meist für $\nu = 0,3$. Die Gestalt der plastischen Zone nach der Erweiterung von Irwin im ESZ und EDZ ist in Abb.4 schematisch dargestellt.

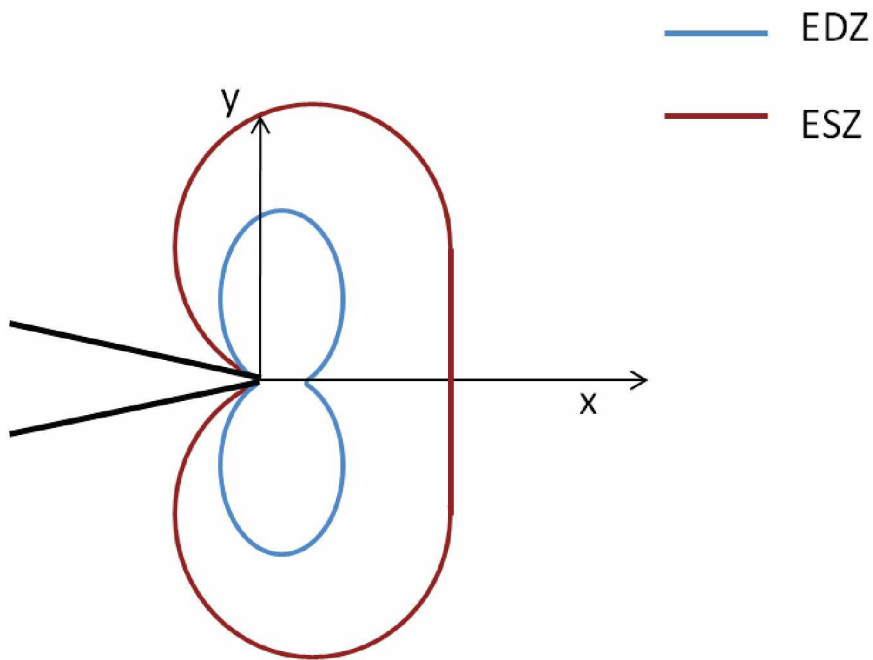


Abbildung 4: Abschätzung der plastischen Zone nach Irwin

2.3.2 Plastische Zone nach McClintock und Irwin

In diesem Modell wird die Grenzkurve berechnet, bei der die Spannung gerade die Fließspannung erreicht hat. Innerhalb dieser Grenzkurve liegt die plastische Zone. Der Einfluss des plastisch verformten Bereiches auf das elastische Spannungsfeld wird vernachlässigt. Die Gestalt der plastischen Zone erhält man für die Mises-Fließbedingung:

$$\bar{R}(\theta) = \frac{K^2}{2\pi\sigma_y^2} \cdot \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) [1 + 3 \cdot \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right) - 4\nu(1 - \nu)] \quad (\text{EDZ}) \quad (21)$$

$$\bar{R}(\theta) = \frac{K^2}{2\pi\sigma_y^2} \cdot \cos^2\left(\frac{\theta}{2}\right) [1 + 3 \cdot \sin^2\left(\frac{\theta}{2}\right)] \quad (\text{ESZ}). \quad (22)$$

2.3.3 Dugdale-Modell

Dieses Modell basiert auf einer rein linear elastischen Betrachtung. Die plastische Verformung wird durch eine äußere Spannung beschrieben. Diese Spannung wird gleich der

Fließspannung gesetzt und versucht den Riss zu schließen. Die plastische Zone ω wird so gewählt, dass innerhalb des Körpers die Spannung nicht die Fließspannung überschreitet, d.h. die Spannungssingularität an der Rissspitze verschwindet. Die Größe der plastischen Zone ist:

$$\omega = a \cdot \left[\sec \frac{\pi \sigma_\infty}{2\sigma_y} - 1 \right]. \quad (23)$$

Im Fall des Kleinbereichsfließens, wo die Fernfeldspannung (σ_∞) viel kleiner als die Fließspannung (σ_y) ist, wird der Ausdruck für die plastische Zone reduziert zu:

$$\omega = \frac{\pi \cdot K_I^2}{8\sigma_y^2}. \quad (24)$$

Mit dem Dugdale-Modell kann man die Rissöffnungsverschiebung (δ auch oft als COD bezeichnet) analytisch lösen. Die Rissöffnungsverschiebung an der Rissspitze (CTOD) ist:

$$\delta = \delta_0 \left[(1 - \eta)^{\frac{1}{2}} - \frac{\eta}{2} \ln \left| \frac{1 + (1 - \eta)^{\frac{1}{2}}}{1 - (1 - \eta)^{\frac{1}{2}}} \right| \right], \quad (25)$$

wobei

$$\eta = \frac{x}{\omega} \quad (26)$$

Diese Lösung gilt allerdings nur für den ESZ. Im Falle des Kleinbereichsfließens ist

$$\delta_0 = \frac{K^2}{E\sigma_y}. \quad (27)$$

2.4 Plastische Verformung vor der Rissspitze bei einer Entlastung

Im Fall eines ideal linear elastischen Körpers ist die Spannung beim Belasten durch

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta) \quad (28)$$

beschrieben. Eine elastische Entlastung um einem Betrag von ΔK ruft eine Spannungsänderung hervor:

$$\Delta\sigma_{ij} = \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta). \quad (29)$$

In einem rissbehafteten plastisch verformbaren Körper findet durch die Singularität der Spannung der die plastische Verformung an der Rissspitze schon bei sehr geringen Belastungen statt. Es bildet sich wie oben beschrieben eine plastische Zone aus. Der Einfachheit halber betrachten wir hier ein elastisch ideal plastisches Werkstoffverhalten, damit erhält man bei Maximallast die in Abb.5 dargestellte Spannungsverteilung (Vergleichsspannung). Die durch eine Belastung im Körper zugeführte Energie ist in der plastischen Zone gespeichert. Beim Entlasten nehmen wir an, dass der Körper ein elastisch ideal plastisches Werkstoffverhalten besitzt und die Fließspannung in beiden Richtungen (Zug und Druck) gleich ist. Die Spannungsverteilung kann wieder durch Gleichung (29) beschrieben werden. Nahe der Rissspitze befindet sich wegen der $\frac{1}{\sqrt{r}}$ Proportionalität wieder eine Singularität. Da die Spannung nicht größer als die Fließspannung sein kann, bekommt man wieder eine plastische Zone beim Entlasten vor der Rissspitze (siehe Abb.5). Diese Zone bezeichnet man als zyklisch plastische Zone, sie spielt eine wichtige Rolle bei Wechselbeanspruchung.

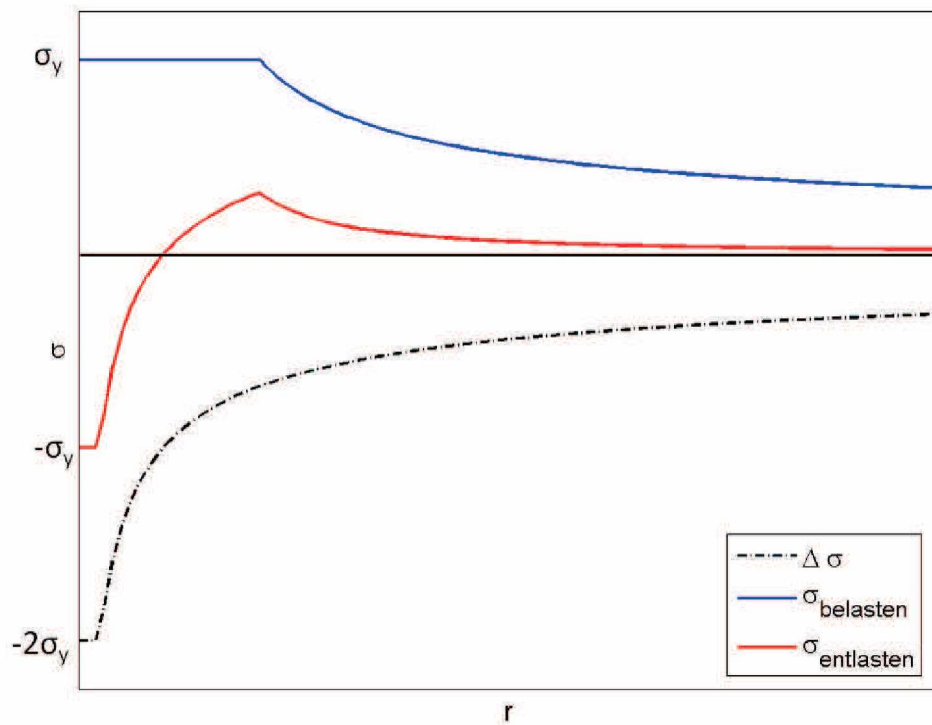


Abbildung 5: Schematische Darstellung der Spannungsverteilung entlang der Ligamente beim Belastungs- und Entlastungszustand

Somit ist eine direkte Übertragung von den statischen Größen in zyklische Größen möglich [Rice (1967)]:

$$\sigma_{ij} \rightarrow \Delta\sigma_{ij} \qquad \Delta\sigma_{ij} = \frac{\Delta K}{\sqrt{2\pi r}} \cdot f_{ij}(\theta) \qquad (30)$$

$$\omega \rightarrow \Delta\omega \qquad \Delta\omega = c_1 \frac{\Delta K^2}{4\sigma_y^2} \qquad (31)$$

$$COD \rightarrow \Delta COD \qquad \Delta COD = c_2 \frac{\Delta K^2}{E \cdot 2\sigma_y} \qquad (32)$$

$$\epsilon \rightarrow \Delta\epsilon \qquad \Delta\epsilon = 2\epsilon_y \frac{\Delta\omega}{r} \qquad (33)$$

3 Effekt der Anschlagbedingungen auf

Ermüdungsrisssfortschritt

Materialermüdung ist das Materialversagen aufgrund einer dauerhaften wechselnden Belastung. Oft haben die belasteten Bauteile dadurch eine begrenzte Lebensdauer. Die Lebensdauer richtig abzuschätzen ist eine der größten Herausforderungen in der Bruchmechanik. Die Abschätzung basiert auf Ergebnissen aus Laborversuchen. Dieses Kapitel befasst sich mit den relevanten Begriffen in der Materialermüdung, den auftretenden Mechanismen während der Ausbreitung eines Ermüdungsrissses und den experimentellen Methoden um die Ausbreitung eines Ermüdungsrissses zu bestimmen.

3.1 Das Lastverhältnis

Das Lastverhältnis spielt eine entscheidende Rolle in der Materialermüdung. Es ist durch die Relation zwischen der minimalen Spannung σ_{min} und der maximalen Spannung σ_{max} definiert:

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} \quad (34)$$

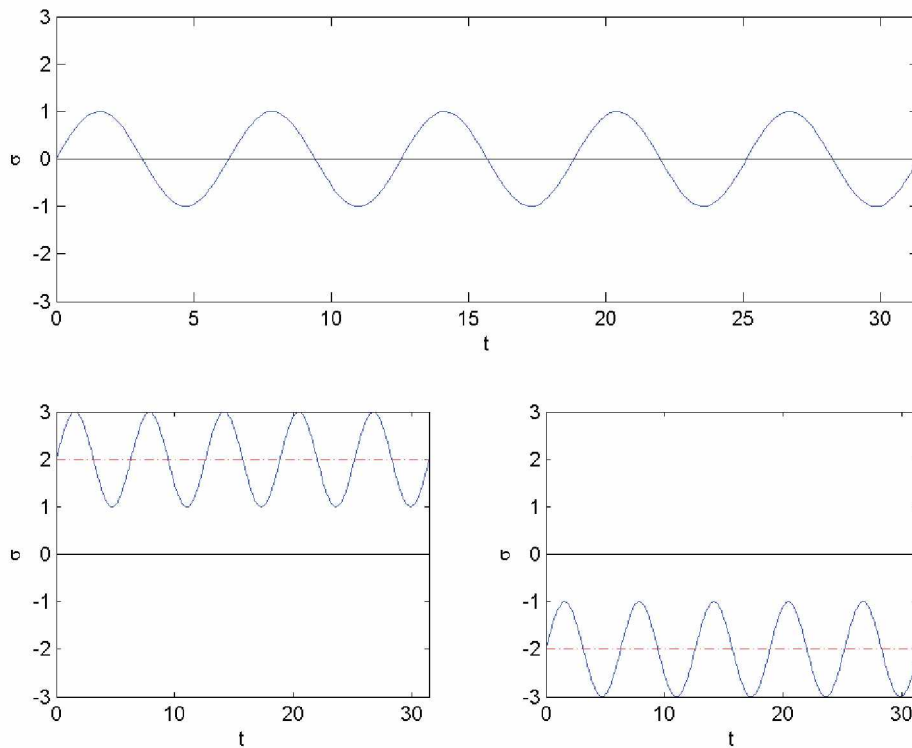


Abbildung 6: Die schematische Darstellung des Lastverhältnisses $R=-1, 0,33$ und 3 .

Wenn das Lastverhältnis R positiv ist und die mittlere Spannung sich auch im positiven Bereich befindet, liegt die Wechselbeanspruchung rein im Zugbereich. Wenn das Lastverhältnis R positiv ist und die mittlere Spannung sich hingegen im negativen Bereich befindet, liegt die Wechselbeanspruchung rein im Druckbereich. Ein negatives Lastverhältnis R bedeutet eine Zugdruckwechselbeanspruchung siehe Abb.6.

3.2 Ausbreitung eines Ermüdungsrisses

In der linear elastischen Bruchmechanik ist es ausreichend, mit der Spannungsbreite des Spannungsintensitätsfaktors ΔK und dem Lastverhältnis R das Verhalten eines Ermüdungsrisses zu beschreiben. ΔK ist in diesem Fall die treibende Kraft. Die Risswachstumsrate weist eine starke Abhängigkeit vom Lastverhältnis auf. Bei gleichem ΔK ist

die Risswachstumsrate bei einem hohen Lastverhältnis oft größer als bei einem niedrigen Lastverhältnis. Die sogenannten Rissschließmechanismen sind hauptverantwortlich für dieses Verhalten.

3.2.1 Die Rissschließmechanismen

Anfang 1970 hat Elber [1] festgestellt, dass Risse unter wechselnder Belastung nicht während der gesamten Lastamplitude geöffnet sind. Für den Rissfortschritt ist aber nur jener Anteil der Spannungsintensitätsschwingbreite ΔK verantwortlich, bei der der Riss geöffnet ist, ΔK_{eff} . Trägt man in duktilen Werkstoffen die Risswachstumsrate als Funktion von ΔK_{eff} auf, verschwindet der Mittelspannungseinfluss vielfach (außer nahe K_C). Daher bezeichnet man den unveränderten Betrag häufig auch als den intrinsischen Risswiderstand gegen Ermüdung. Neben dem intrinsischen Risswiderstand wird die Risswachstumsrate in metallischen Werkstoffen durch Rissschließmechanismen stark beeinflusst. Sie verursachen eine vorzeitige Berührung der Rissflanken, d.h. eine Berührung vor dem Erreichen der Minimallast. Sie hängen damit stark vom Lastverhältnis ab. Ein höheres Lastverhältnis bei gleicher Lastamplitude bedeutet eine höhere Rissöffnung, d.h. die Berührung der Rissflächen wird stark reduziert. Die wichtigsten Rissschließeffekte sind das plastizitätsinduzierte Riss schließen [1], das rauigkeitsinduzierte Riss schließen [2, 3] und das oxidinduzierte Riss schließen [4, 5]. Sie hängen von der Risslänge, Mikrostruktur und der Belastungsvorgeschichte bzw. eines Lastkollektivs ab.

1. Das plastizitätsinduzierte Riss schließen wird direkt durch die plastische Verformung verursacht [1]. In einem plastisch verformbaren Material erfolgt die Ausbreitung eines Ermüdungsrisses durch zyklische plastische Verformung. Der sich ausbreitende Riss lässt eine monoton und eine zyklisch plastische verformte Zone hinter sich.

Das entspricht der Vorstellung, dass das Material hinter der Rissspitze gedehnt ist. Im Falle des ESZ ist dies einfach vorzustellen. Im EDZ ist dies nicht ganz so naheliegend [6, 7]. Die notwendige Volumenzunahme an der Rissspitze kann als Materialtransport vom Bereich hinter der Rissspitze zur Rissspitze hin erklärt werden. Dieser Transport wird durch die Versetzungen hinter der Rissspitze, die während einer Rissausbreitung im Material erzeugt wurden, bestätigt [8].

2. Das rauigkeitsinduzierte Risssschließen ist eine von Unebenheiten verursachte vorzeitige Berührung der Bruchflächen [3, 9]. Relevante mikrostrukturelle Größen wie Korngrößen und die Belastung an sich sind die Hauptfaktoren, die das rauigkeitsinduzierten Risssschließen bestimmen.
3. Beim oxidinduzierten Risssschließen [10, 11] wird die vorzeitige Berührung durch die Bildung einer Oxidschicht auf den Rissoberflächen verursacht. Die Bildung einer Oxidschicht hängt vom Material an sich, von mikrostrukturellen Größen, von der Umgebung, der Temperatur, der Anzahl der Berührungen und den dabei auftretenden Belastungen ab.

Der Aufbau der Risssschließmechanismen benötigt eine bestimmte Rissausbreitung oder Lastspielzahl. Neben dem Risssschließen können auch andere Mechanismen zu einer Reduktion der risstreibenden Kraft führen. Der Riss kann auf mikroskopischer Ebene abzweigen oder abgelenkt werden. Dies führt lokal auch zur Reduktion der risstreibenden Kraft. Diese Mechanismen spielen jedoch in duktilen Stählen eher eine untergeordnete Rolle.

3.2.2 Das Kurzrisssverhalten

Kurze Risse zeigen ein ungewöhnliches Verhalten. Je nach Risslänge können beispielsweise folgende Phänomene auftreten:

1. Kurze Risse wachsen bei gleichen ΔK schneller als lange Risse und die Risse wachsen auch unter dem Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite ΔK_{th} .
2. Bei Rissen an der Oberfläche mit einer Risslänge kleiner als der Korngröße hängt die plastische Verformung nicht nur von ΔK ab. Relevante mikrostrukturelle Größen wie die Korngröße, die Distanz zwischen der Rissspitze und der nächsten Korngrenze haben auch einen unmittelbaren Einfluss auf die plastische Verformung [12–14].
3. Die Abweichung von der idealen Mode I Belastung führt zur einer Reduktion der Rissausbreitungsgeschwindigkeit. Der kurze Riss könnte abgezweigt oder abgelenkt werden und weicht damit von der Mode I Belastung ab, was zu einer Reduktion in der Rissausbreitungsgeschwindigkeit führen kann [15].

Das Verhalten eines kurzen Risses hängt stark von der Risslänge ab. In der Arbeit von Suresh, Ritchie 1984 werden die kurzen Risse nach ihrer Art klassifiziert:

1. Ein Riss mit einer Länge, die in der Größenordnung von charakteristischen mikrostrukturellen Größen wie Korngröße oder interpartikulären Abständen liegt, wird als mikrostrukturell kurzer Riss bezeichnet.
2. Ein Riss mit einer Länge, bei der die Größe des plastisch verformten Bereichs nicht mehr klein gegenüber der Risslänge ist, wird als mechanisch kurzer Riss bezeichnet.
3. Ein kurzer Riss, der deutlich länger als die charakteristische mikrostrukturelle Größe und die Größe des lokal plastisch verformten Bereichs ist, wird als physikalisch

kurzer Riss bezeichnet. Physikalisch kurze Risse besitzen wegen des unvollständigen Aufbaus des Risswiderstands eine hohe Fortschrittsrate. Solche Risse können eine Länge von 1 mm bis 2 mm erreichen. Sehr häufig können Herstellungsfehler (wie Poren, Einschlüsse) als physikalisch kurze Risse betrachtet werden. [16–19]

4. Kurze Risse, welche eine Abhängigkeit der Risswachstumsrate von der Umgebung besitzen, werden als chemisch kurze Risse bezeichnet.

3.2.3 Das Versetzungsmodell zur Erklärung des Ermüdungsrissfortschritts

Die Ausbreitung eines Ermüdungsrisses in duktilen Metallen erfolgt durch die zyklisch plastische Verformung an der Rissspitze. In einer Belastungsphase öffnet sich der Riss. Die plastische Verformung an der Rissspitze nimmt zu und resultiert in einem sogenannten „blunting“, wobei eine Ausrundung an der Rissspitze stattfindet. In der Entlastungsphase schließt der Riss sich. Das wird als „resharpening“ Prozess bezeichnet [20]. Die ausgerundete Rissspitze drückt sich zusammen und resultiert in einer hohen Druckspannung an der Rissspitze. Durch dieses „blunting“ und „resharpening“ breitet der Riss sich aus.

Der ganze Ablauf erfolgt unter mikromechanischer oder atomistischer Betrachtung von Versetzungsbewegungen. Während der Belastung werden die neu entstehenden Versetzungen unmittelbar vor der Rissspitze emittiert. Unter Mode I Belastung wird oft angenommen, dass die Versetzungen sich entlang der Richtung der maximalen Schubspannung 70.3° zur Rissausbreitungsrichtung bewegen. Die Versetzungen sind von der Ausgangsstelle bis zum Ende der plastischen Zone verteilt und reduzieren das Spannungsfeld an der Rissspitze. Während der Entlastung bewegen sich die Versetzungen entlang derselben Gleitebene zurück. Mit zunehmender Entlastung werden auch neue Versetzungen mit entgegengesetztem Burgers-Vektor an der Rissspitze emittiert [21]. Sie reduzieren

die auftretenden Druckspannungen. Versetzungen, die während einer Belastung entstehen, werden als „shielding“ Versetzungen bezeichnet. Versetzungen, die während einer Entlastung entstehen, werden als „anti-shielding“ Versetzungen bezeichnet. Nimmt man an, dass die bei der Belastung erzeugte neue Oberfläche beim Zurücklaufen der Versetzungen nicht wieder verschweißen kann, wächst der Riss proportional zu der Anzahl der emittierten Versetzungen.

3.2.4 Die Risswiderstandskurve für den Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite (R-Kurve)

Die Lebensdauer eines zyklisch belasteten Bauteils setzt sich aus der Zeit (Lastspielzahl) um einen Riss zu initialisieren und der Zeit, welche ein vorhandener Riss benötigt, um sich bis zu einem bruchgefährdeten Riss auszubreiten zusammen. Allerdings muss in der Praxis oft angenommen werden, dass das Bauteil nach der Herstellung bereits fehlerbehaftet ist. Die Lebensdauer eines solchen Bauteils besteht nur noch aus dem zweiten Teil. Die Lebensdauer ist definiert durch die Anzahl der Zyklen oder Zeit, welche ein Riss mit typischer Größe des Materialfehlers braucht, um eine kritische Länge zu erreichen. Die Charakterisierung des Rissfortschrittsverhaltens basiert üblicherweise auf Laborversuchen. Mit der Risswiderstandskurve für ΔK_{th} (R-Kurve) wird versucht, das Verhalten eines kurzen Risses zu berücksichtigen. Dabei wird der Risswiderstand ΔK_{th} als Funktion der Rissverlängerung Δa aufgetragen. Für duktile Werkstoffe, wo die Belastungsbedingungen dem Kleinbereichsfließen entsprechen, wird ΔK als treibende Kraft verwendet. ΔK_{th} kann als Risswiderstand gegen Ermüdungsrissfortschritt bezeichnet werden. Wenn $\Delta K < \Delta K_{th}$ ist, findet keine Rissausbreitung statt. Wenn $\Delta K > \Delta K_{th}$ ist und die maximale Spannungsintensität (K_{max}) noch unterhalb der kritischen Spannungsintensität K_C liegt, findet stabile Rissausbreitung statt. Wenn K_{max} die kritische Spannungsintensität

K_C überschreitet, findet instabile Rissausbreitung statt. Die R-Kurve für ΔK_{th} und der Bereich des stabilen Ermüdungsrissfortschritts sind in Abb.7 schematisch dargestellt.

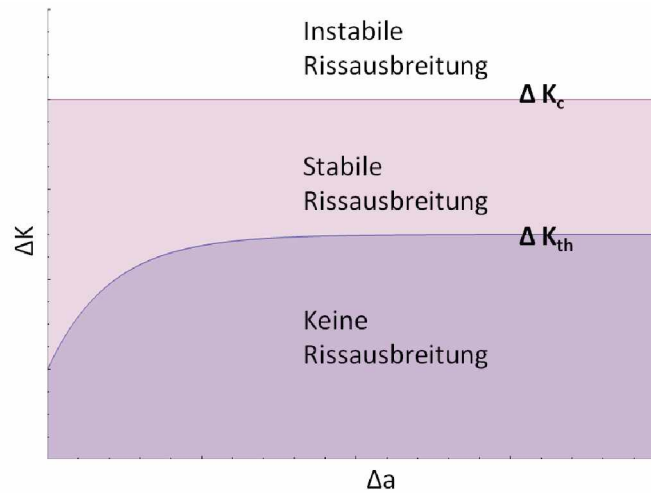


Abbildung 7: Schematische Darstellung der R-Kurve für ΔK_{th} in einem duktilen Stahl:

Die Änderung des Schwellwerts ΔK_{th} wird als Funktion der Rissverlängerung Δa aufgetragen: ist $\Delta K < \Delta K_{th}$, findet keine Rissausbreitung statt, ist $\Delta K > \Delta K_{th}$ und $K_{max} < K_c$, findet stabile Rissausbreitung statt, ist $K_{max} > K_c$, tritt instabile Rissausbreitung auf. In Stählen ist bei $R=0$ $\Delta K_C \sim 10 - 50 \Delta K_{th}$ für einen langen Riss.

R-Kurven werden verwendet, um stabile Rissausbreitung zu charakterisieren. Die treibende Kraft (in diesem Fall ΔK) wird auf der x-Achse und die dazugehörige Rissfortschrittsrate auf der y-Achse aufgetragen. Die Kombination der R-Kurve und des Rissfortschrittsdiagramms wird verwendet, um den Zustand eines Ermüdungsrisses zu erkennen und dessen Verhalten während der Belastung vorherzusagen.

3.3 Experimentelle Methoden

Die Rissfortschrittsversuche werden in dieser Arbeit mit 8-Punkte-Biege Proben ausgeführt (Abb.8). In der Mitte der Probe wird ein 4 mm tiefer Schnitt angefertigt. Der

Schnitt wird noch zusätzlich mit einer Rasierklinge mit $1\ \mu\text{m}$ -Poliermittel geschärft. Der Kerbradius liegt nach der Verfeinerung zwischen $10 - 20\ \mu\text{m}$. Da das Rissfortschrittsverhalten eines bestehenden rissähnlichen Fehlers untersucht werden soll, wird ein scharfer Ausgangsriss benötigt. Ein möglichst kleiner Kerbradius ist erforderlich, damit ein Riss mit möglichst kleiner Wechsellast erzeugt werden kann. Eine hohe Belastung bei der Erzeugung des Anrisses hat einen unmittelbaren Einfluss auf das folgende Rissfortschrittsverhalten. Um diesen Effekt genauer zu untersuchen, wurde im Rahmen dieser Arbeit eine große Anzahl von Experimenten mit unterschiedlichen Belastungen für die Erzeugung des Anrisses durchgeführt. Die Rissausbreitung wurde mit der Potential-Drop-Methode gemessen. Ein konstanter Strom wird von einer Seite der Probe zur anderen Seite der Probe geleitet. Eine Rissausbreitung schafft neue Oberfläche in der Probe und verursacht eine Steigerung des elektrischen Widerstands. An den zwei Kontaktstellen zwischen der Kerbe wird das elektrische Potential mit einem Nanovoltmeter gemessen. Das erhaltene elektrische Potential wird mit Hilfe der Johnson-Relation auf Risslängenänderung umgerechnet. Die 8-Punkte-Biege Probe ist in Abb.8 und 9 dargestellt. Der Versuch wurde kraftgesteuert durchgeführt.

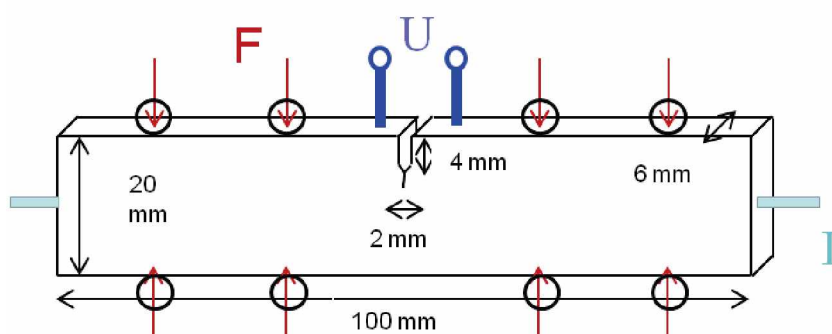


Abbildung 8: Schematische Darstellung der Potential-Drop-Methode in der verwendeten Versuchsanordnung.

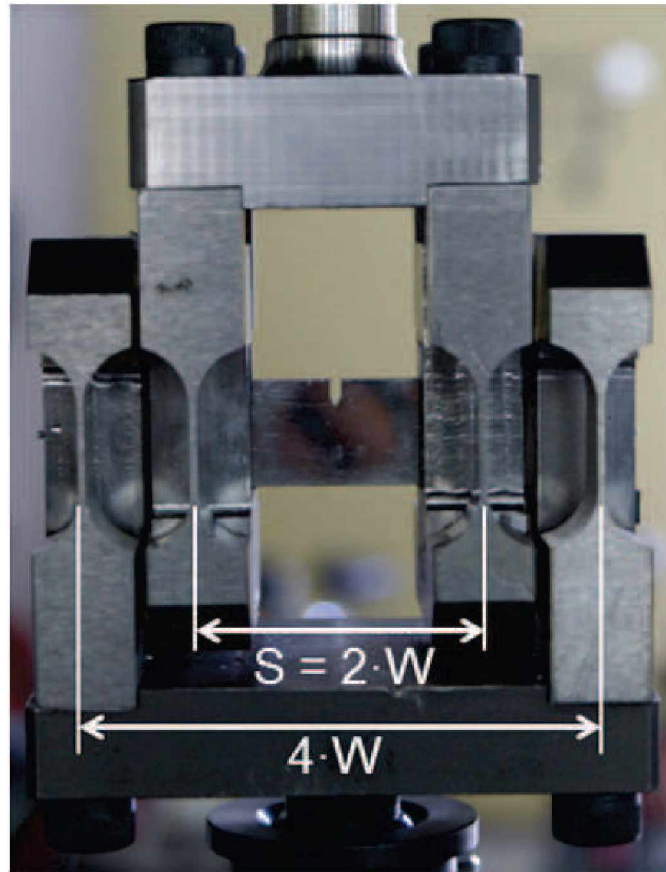


Abbildung 9: Die eingespannte 8-Punkte-Biege Probe.

Zur Aufnahme einer Rissausbreitungswiderstandskurve (R-Kurve für ΔK_{th}) wird das in Abb.10 dargestellte Stufenweise-Lasterhöhungsverfahren verwendet [22]. Man startet mit einer Lastamplitude, die dem intrinsischen Rissausbreitungswiderstand ($\Delta_{eff,th}K = 2,5 \text{ MPa}\sqrt{m}$ für Stahl) entspricht. Die Lastamplitude wird stufenweise erhöht und zwar solange, bis die erste Rissausbreitung zu beobachten ist. Wenn die Rissausbreitung statt findet, dann wird die Lastamplitude konstant gehalten. Aufgrund des Aufbaus von Risschließeffekten mit zunehmender Risslänge [18, 19, 23, 24] kann das Risswachstum zum Stillstand kommen. Dann wird die Lastamplitude stufenweise erhöht, bis die nächste Rissausbreitung auftritt. Ab einer bestimmten Lastamplitude können die aufgebauten Risschließeffekte die Rissausbreitung nicht mehr aufhalten (der Risschließbeitrag

nimmt nicht mehr zu), der Riss wächst durch die Probe. Diese Grenzamplitude ist der Langrisswellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite, im Weiteren nur mehr kurz Langrisswellwert bezeichnet. Ab dem Langrisswellwert findet das stabile Risswachstum statt und die Rissfortschrittsrate geht nach kurzer Distanz in die Paris-Gerade über. Da die Amplitude stufenweise erhöht wird, liegt der wahre Langrisswellwert zwischen den letzten beiden Stufen. In dieser Arbeit wird die letzte Stufe als der Langrisswellwert betrachtet. Die Spannungsintensität in jeder Stufe, bei der die Rissausbreitung stoppt, und der Langrisswellwert mit der dazugehörigen Rissausbreitung werden in einem Diagramm aufgetragen. Die durch die Punkte laufende Kurve ist die gesuchte Risswiderstandskurve für ΔK_{th} . Sie wird in der Literatur oft nur kurz als „R-Kurve“ bezeichnet. Der Langrisswellwert liegt zwischen den letzten zwei registrierten Punkten (Punkt 3 und Punkt 4 in Abb.10). Das Inkrement der Spannungsintensität soll nicht kleiner als 10% der aktuellen ΔK sein, um einen möglichen Einfluss durch zu starken Aufbau des oxidinduzierten Rissschließens der letzten Laststufe zu vermeiden.

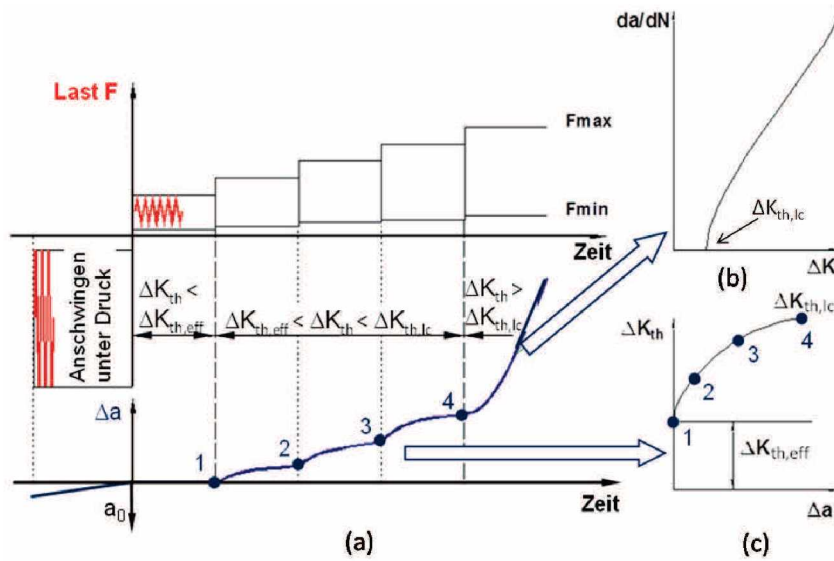


Abbildung 10: Schematische Darstellung des Stufenweise-Lasterhöhungsverfahrens. Die Probe mit einem Anschwingriss wird mit einer konstanten Lastamplitude belastet. Die Lastamplitude wird stufenweise erhöht. (a) Schematische Darstellung des Belastungsverfahrens. Wenn die Rissausbreitung stoppt, wird die Lastamplitude zur nächsten Stufe erhöht. Die jeweilige maximale Rissausbreitungslänge Δa und die entsprechende Spannungintensitätsschwingbreite ΔK werden im Diagramm (c) R-Kurve für ΔK_{th} aufgetragen. Bei der letzten Stufe, bei der noch stabile Rissausbreitung stattfindet, wird die Rissfortschrittsrate als eine Funktion von ΔK in (b) das Rissfortschrittsdiagramm aufgetragen.

3.3.1 Der Ausgangsriss

In realen Bauteilen setzt das Risswachstum an den größten Materialfehlern in dem hochbeanspruchten Bereich ein. Allerdings sind die Ergebnisse aus den Standardlaborversuchen (übliche Versuche der Langrissfortschritte) oft nicht ausreichend, da das Kurzrissverhalten und die Eigenspannungen an den Materialfehlern nicht berücksichtigt werden. Mit

Hilfe des R-Kurvenkonzepts kann man diese Probleme teilweise umgehen. Um möglichst konservativ zu bleiben, wird der Ausgangsriss in den Versuchen mit Druckanschwingen initialisiert. Der dadurch entstehende Riss besitzt eine zugbeanspruchte plastische Zone vor der Rissspitze. Die Zugeigenspannung innerhalb der Zone hält den Riss offen. Um andererseits nicht zu konservativ zu sein, wird die Druckanschwinglast möglichst klein gewählt, damit der Ausgangsriss auch kurz gehalten werden kann. Die Länge soll im Bereich eines physikalisch kurzen Risses bleiben und etwas größer als der Kerbradius sein. Die Anwendung von solchen Ausgangsrissen berücksichtigt die ungünstige Zugeigenspannung im Material und auch das Verhalten eines kurzen Risses. In dieser Arbeit wurde auch der Einfluss der Anschlagbedingungen auf die R-Kurve für ΔK_{th} untersucht. Die gewählten Anschlagbedingungen sind in Tabelle 1 aufgelistet. Ein Vergleich zwischen der R-Kurve mit Druckanschwingriss als Ausgangsriss und einer R-Kurve mit einem Focused Ion Beam (FIB) Schnitt als Ausgangsriss ist in Abb.11 dargestellt. Der FIB Schnitt mit einer Tiefe von $5 \mu m$ hat keine makroskopische plastische Verformung in der Umgebung zur Folge und ist damit nicht eigenspannungsbefahet. In der Anfangsphase der R-Kurve ($\Delta a < 0,5 mm$) sind deutliche Unterschiede zu erkennen. Niedrigere K_{min} bringen mehr Zugeigenspannung an der Rissspitze. Der Risswiderstand sinkt dabei und benötigt auch eine längere Distanz um sich aufzubauen.

Precrack	Load ratio(R)	$\Delta K [MPa\sqrt{m}]$	Cycles	$\Delta a_{pre} [mm]$
Type A	10	18	20000	0.030
Type B	10	13	70000	0.015
Type C	-3.6	11.5	10000	0.002
Type D	FIB cut			0.005

Tabelle 1: Liste untersuchter Anschwingbedingungen, als Material wurde Werkstoff III-Somplago (Tabelle 2. siehe Kapitel 4.1) verwendet.

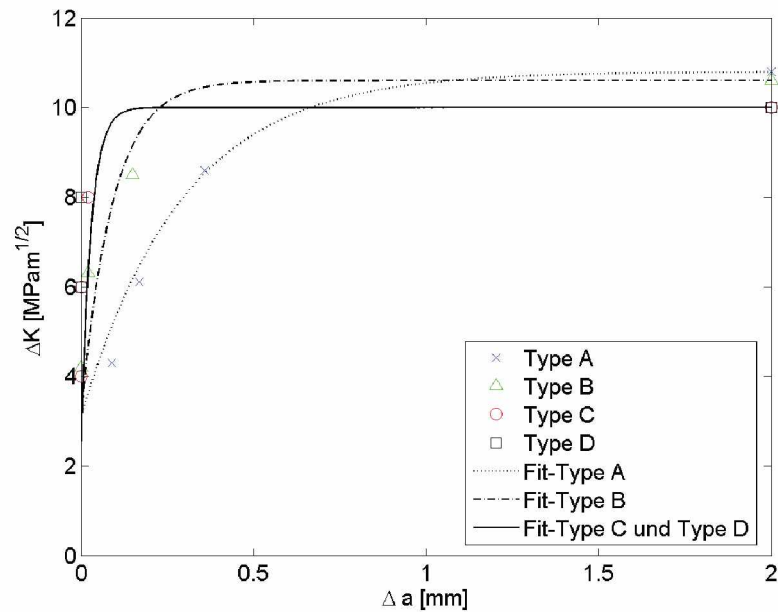


Abbildung 11: Der Vergleich zwischen den R-Kurven mit unterschiedlichen Ausgangsrisen bei einem Lastverhältnis von $R=-1$. Der Unterschied in der Anfangsphase ($\Delta a < 0,5\mu m$) wird von den unterschiedlichen Eigenspannungszuständen verursacht.

Die verwendete Lastamplitude und Anzahl der Lastzyklen entscheiden den Eigenspannungszustand an der Spitze des Druckanschwingrisses. Die Rissausbreitung Δa unter

zyklischer Druckbelastung weist einen S-förmigen Verlauf mit der Anzahl der Lastzyklen auf (Abb.12) . Die geringe Risswachstumsrate am Beginn wird durch Kerbeffekte und die Initialisierung eines durchgehenden Anrisses verursacht. Die Abnahme im zweiten Bereich wird durch die Abnahme der effektiven Amplitude durch Riss schließen bewirkt. Die Länge eines Druckermüdungsrisses könnte etwa die Größe der plastischen Zone erreichen [19, 25, 26]. Eine Rissausbreitung unter reiner Druckwechsellast kann die Zugeigenspannung nicht vollständig abbauen, weil es einen effektiven Schwellwert gibt. Selbst wenn man eine sehr hohe Lastspielzahl anwendet, bleibt noch ein Bereich mit Zugeigenspannungen erhalten. Die verwendete Lastamplitude hat auch einen großen Einfluss auf die Endrisslänge. Hohe Lastamplituden verursachen eine größere plastische Zone, was auch einen größeren zugeigenspannungsbehafteten Bereich an der Risspitze verursacht. Aus diesem Grund steigt die Rissausbreitungslänge Δa mit steigender Lastamplitude (Abb.13). Der Abstand zwischen der Rissausbreitungslänge Δa und der Größe der plastischen Zone (r_{pl}) verringert sich auch mit zunehmendem ΔK .

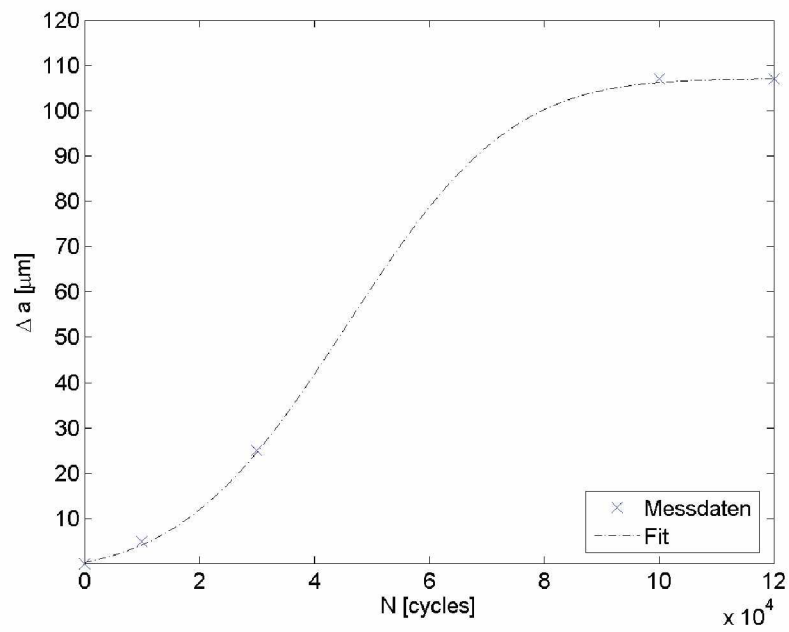


Abbildung 12: Die Entwicklung der Rissausbreitung bei einer Belastungsamplitude von $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei einem Lastverhältnis von $R=10$ (Druck). Die Messdaten sind mit dem Kreuzsymbol gekennzeichnet. Der Verlauf ist durch eine Fit-Kurve dargestellt.

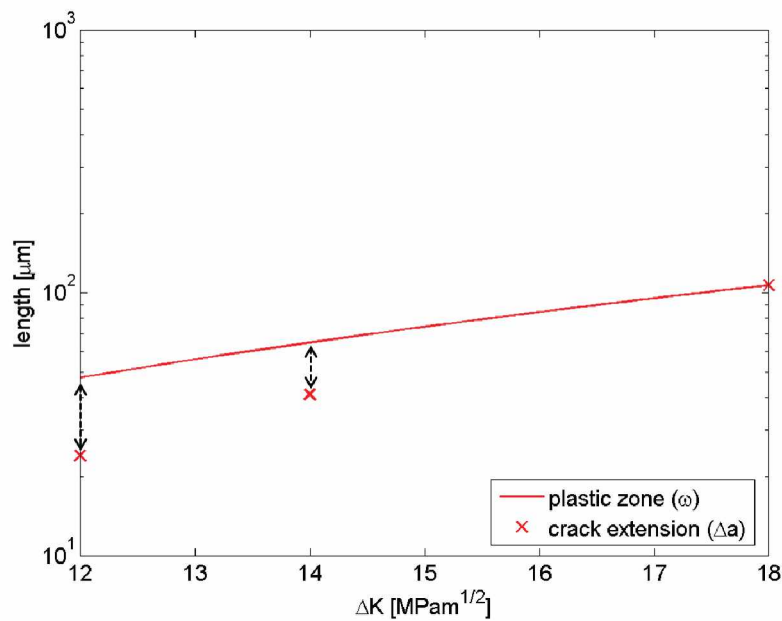


Abbildung 13: Der Verlauf der Risslänge bei unterschiedlichen ΔK nach 100000 Zyklen bei einem Lastverhältnis von $R=10$ (Druck). Die Messdaten sind mit einem Kreuzsymbol gekennzeichnet. Die von Irwin abgeschätzte plastische Zone (Gl.(18)) ist als Linie eingetragen. Mit steigendem ΔK nähert sich Δa an die Größe der plastischen Zone an.

Die Verringerung der Risswachstumsrate wird durch die Abnahme des effektiven ΔK verursacht. Bei Rissstillstand ist das effektive ΔK gleich dem intrinsischen Risswiderstand $3 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Der Spannungsintensitätsfaktor für die Rissöffnung ΔK_{op} steigt mit zunehmender Rissverlängerung. Wenn die Differenz zwischen K_{max} und K_{op} nicht mehr größer als $\Delta K_{eff,th}$ ist, wird die Rissausbreitung aufgehalten. Dieser Effekt ist in Abb.14 schematisch dargestellt. Während die Endrisslänge (Δa) unter einer Belastung von $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{m}$ etwa die Hälfte der Größe der plastischen Zone erreicht, beträgt die Endrisslänge bei $\Delta K = 14 \text{ MPa}\sqrt{m}$ schon etwa das 0,6-fache der Größe der plastischen Zone.

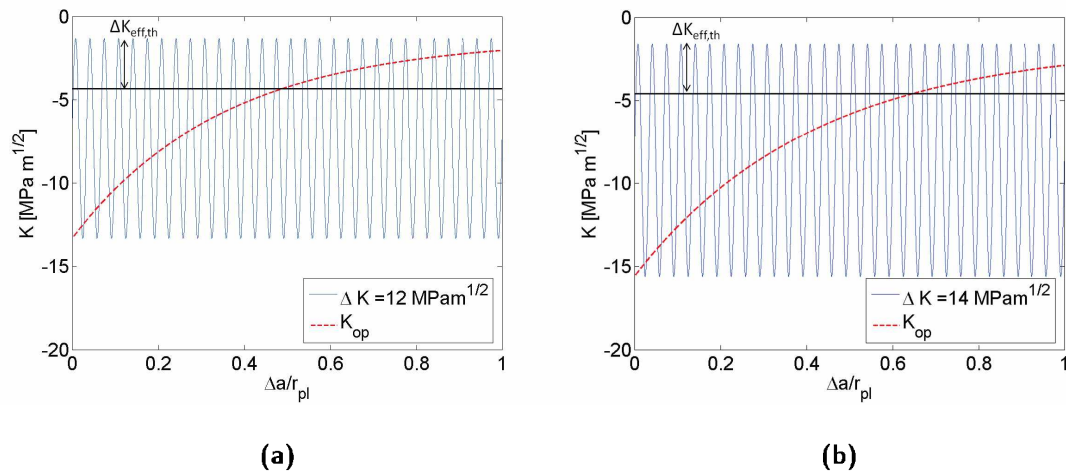


Abbildung 14: Schematische Darstellung der Endrisslänge in Abhängigkeit von ΔK . (a) Bei $\Delta K = 12 MPa\sqrt{m}$ erreicht die Endrisslänge etwa die Hälfte der Größe der plastischen Zone. (b) Bei $\Delta K = 14 MPa\sqrt{m}$ steigt die Endrisslänge auf das 0,6-fache der Größe der plastischen Zone.

Allerdings ist die Risslänge nur optisch an der Oberfläche der Probeseite gemessen worden. Die Rasterelektronenmikroskopie an der Bruchfläche (Abb.15) zeigt, dass ein deutlicher Unterschied in der Tiefe des Rasierklingschnitts zwischen der Außenseite und der Innenseite des Probe existiert. Dieser Unterschied könnte zu einem Fehler in der optisch gemessenen Endrisslänge (Δa) führen, wodurch die großen Abweichungen von der einfachen Abschätzung bezüglich der maximalen Länge des Anrisses auch erklärbar wären.



Abbildung 15: In der Rasterelektronenmikroskopie der Bruchfläche ist ein um $18 \mu m$ tieferer Rasierklingschnitt an der Außenseite zu beobachten. Dieser Unterschied könnte zu einem Fehler in der optischen Messung der Endrislänge nach dem Druckanspringen führen, vor allem bei kleinen Rissverlängerungen.

In Abb.16 und Abb.17 wird der Effekt der Amplitude und der unvollständigen Rissausbreitung dargestellt. Die Größe des Bereichs, in dem die R-Kurve von ΔK_{th} von den Anschlagbedingungen abhängen sollte, wird von der Anschlaglast und der verwendeten Lastzyklenzahl bestimmt. Je kleiner die verwendete Zyklenzahl und je größer die Belastung, umso stärker wird die R-Kurve zu größeren Rissverlängerungen verschoben.

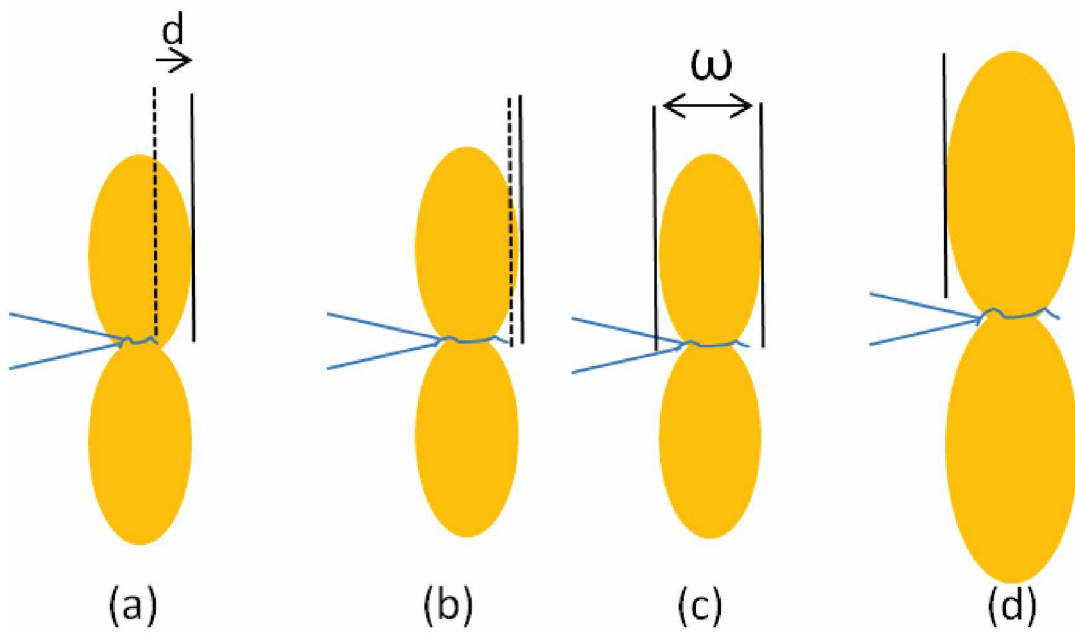


Abbildung 16: Einfluss der Belastungsbedingungen auf die plastischen Zone. Die unvollständige Rissausbreitung weist im Fall (a) eine längere Distanz (d) zwischen der Rissspitze und der Grenze der plastischen Zone auf als die vollständige Rissausbreitung im Fall (b). Eine höhere Lastamplitude (d) hinterlässt eine größere plastische Zone (ω) als die niedrige Lastamplitude (c).

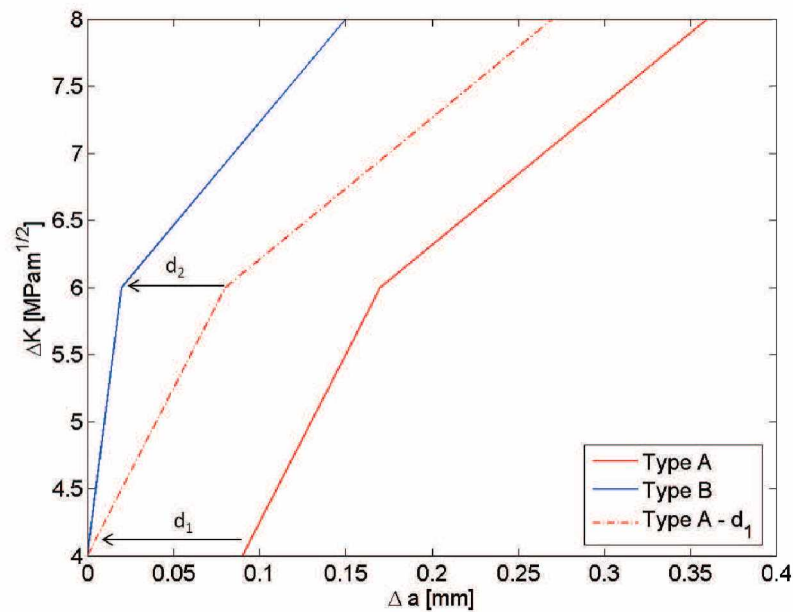


Abbildung 17: Darstellung des Einflusses der Lastzyklen und der verwendeten Lastamplitude beim Druckanschwingen auf die R-Kurve in einer vereinfachten bilinearen Näherung. Der Unterschied in $\Delta K = 4 \text{ MPa}\sqrt{m}$ wird verursacht durch eine nicht ausreichende Anzahl an Zyklen und der Unterschied in $\Delta K = 6 \text{ MPa}\sqrt{m}$ wird verursacht von der großen Lastamplitude im Versuch 2.

Aufgrund der Erkenntnisse über den Druckanschwingriss wird in weiterer Folge für alle Werkstoffe mit einer Startlastamplitude von $\Delta K = 14 \text{ MPa}\sqrt{m}$ angeschwungen. Nach je 10000 Zyklen wird die Risslänge mit einem optischen Mikroskop bestimmt. Wenn nach 30000 Zyklen noch immer kein Riss vorhanden ist, wird ΔK um $2 \text{ MPa}\sqrt{m}$ erhöht. Das Ziel ist es, einen physikalisch kurzen Riss zu erzeugen, dessen Zugeigenspannungszone vor der Risspitze möglichst klein bleibt. Der Druckanriss soll vollständig ausgebreitet sein. Alle Proben eines Werkstoffs wurden in weiterer Folge mit denselben Bedingungen angeschwungen.

3.4 Anmerkung zur Charakterisierung des Rissfortschrittsverhaltens

Die Charakterisierung des Rissfortschrittsverhaltens erfolgt durch ein modifiziertes NAS-GRO Model [27], welches auf der bekannten Paris Beziehung basiert. Mit den unterschiedlichen Parametern werden die Übergänge vom Schwellwert zum Parisbereich, vom Parisbereich zum Gewaltbruch sowie die Mittelspannungsabhängigkeit, die vorwiegend vom Riss schließen verursacht wird, berücksichtigt.

3.4.1 Charakterisierung der Rissfortschrittsrate

Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit für einen langen Riss lässt sich über einen großen Bereich nach der Paris Gleichung beschreiben:

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m, \quad (35)$$

C und m sind werkstoffspezifische Parameter. In den vorherigen Kapiteln wurde schon erwähnt, dass zwei Grenzwerte (der Langrisschwellwert ΔK_{th} und die Bruchzähigkeit K_C) für die Rissausbreitung entscheidend sind. Für jene ΔK , die kleiner als der Langrisschwellwert ΔK_{th} sind, findet noch keine stabile Rissausbreitung statt. Für jene K_{max} , die größer oder gleich der Bruchzähigkeit K_C sind, findet instabile Rissausbreitung statt. Um diese zwei Grenzwerte zu berücksichtigen, wird eine Erweiterung von Forman und Mettu [28] eingeführt:

$$\frac{da}{dN} = C \left(\frac{1-f}{1-R} \right)^m \cdot \Delta K^{m-p} K_C^q \frac{(\Delta K - \Delta K_{th})^p}{(K_C - K_{max})^q}. \quad (36)$$

Die Rissfortschrittskurve wird dadurch S-förmig.

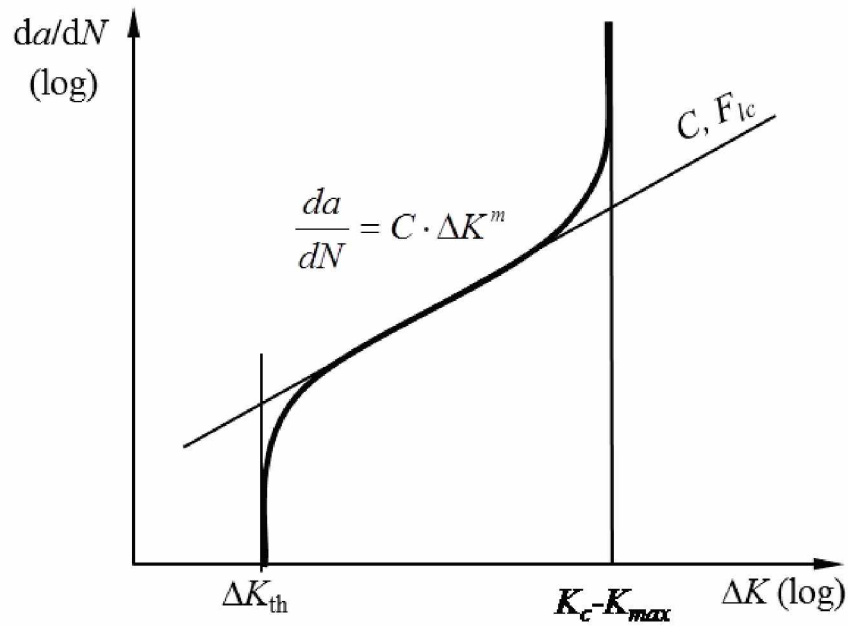


Abbildung 18: Schematische Darstellung der analytischen Beschreibung des Rissfortschrittsverhaltens von Forman/Mettu.

Die neu eingeführten Terme beschreiben den Übergang von nahe dem Langrisssschwellwert (ΔK_{th}) zur Paris-Geraden und auch den Übergang von der Paris-Geraden zur instabilen Rissausbreitung (K_C). Die Koeffizienten p und q bestimmen die Krümmung der Übergänge. Der Risschließeffect in Abhängigkeit vom Lastverhältnis (R) wird durch eine von Newman angeführte Rissöffnungsfunktion f [29] berücksichtigt. Die Rissöffnungsfunktion f ist definiert durch:

$$R \geq 0, : \quad f = \max(R; A_0 + A_1R + A_2R^2 + A_3R^3) \quad (37)$$

$$0 > R \geq -2, : \quad f = A_0 + A_{-1}R \quad (38)$$

$$R < -2, : \quad f = A_0 - 2A_1 \quad (39)$$

wobei

$$A_0 = (0,825 - 0,34\alpha + 0,05\alpha^2) \left[\cos\left(\frac{\pi \cdot \sigma_{max}}{2\sigma_F}\right) \right]^{\frac{1}{\alpha}}, \quad (40)$$

$$A_1 = (0,415 - 0,071\alpha) \frac{\sigma_{max}}{\sigma_F}, \quad (41)$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3, \quad (42)$$

$$A_3 = 2A_0 + A_1 - 1. \quad (43)$$

σ_F ist die Fließspannung. Eine weitere Vereinfachung wird noch eingeführt, indem man $p=m$ und $q=1$ setzt. Dann erhält man

$$\frac{da}{dN} = C \cdot K_C \cdot F_{lc} \cdot \frac{(\Delta K - \Delta K_{th})^m}{(1-R)K_C - \Delta K}. \quad (44)$$

Die Rissschließeffekte im Langrissbereich unter Berücksichtigung des Lastverhältnisses sind in der Funktion F_{lc} zusammengefasst:

$$F_{lc} = \frac{(1-f)^m}{(1-R)^{m-1}}. \quad (45)$$

3.4.2 Charakterisierung der R-Kurve

Der Langrisswellwert in Abhängigkeit des Lastverhältnisses R wird mit einem empirischen Ansatz approximiert:

$$\Delta K_{th,lc} = \Delta K_0 \left[\frac{1-f}{(1-A_0)(1-R)} \right]^{-(1+C_{th}R)}. \quad (46)$$

ΔK_0 ist der Langrisswellwert beim Lastverhältnis $R=0$. C_{th} ist ein Materialparameter, der die Abhängigkeit zwischen dem Lastverhältnis und dem Langrisswellwert beschreibt. Der Aufbau des Risswiderstands erfolgt durch einen weiteren empirischen Ansatz:

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th,eff} + (\Delta K_{th,lc} - \Delta K_{th,eff}) \left[1 - \sum_{i=1}^n \nu_i \cdot \exp\left(-\frac{\Delta a}{l_i}\right) \right] \quad (47)$$

Das Auftreten der verschiedenen Rissschließmechanismen wird in dem Summenterm berücksichtigt. Der Index i bezeichnet die Art des Rissschließmechanismus, 1 steht für plastizitätsinduziertes Rissschließen, 2 für rauigkeitsinduziertes Rissschließen und 3 für oxidinduziertes Rissschließen. Jeder Mechanismus ist durch eine charakteristische Risslänge definiert, die notwendig ist, um den Aufbau des entsprechenden Rissschließmechanismus zu vervollständigen. Alle Rissschließmechanismen werden zusammengezählt und normiert. Jedem Rissschließmechanismus wird noch ein Gewichtungsfaktor ν_i zugewiesen, um den Beitrag zum gesamten Rissausbreitungswiderstand bei ΔK_{th} zu spezifizieren.

$$\sum_{i=1}^n \nu_i = 1. \quad (48)$$

4 Rissfortschrittsverhalten in duktilen Stählen mit unterschiedlichen Festigkeiten

Je nach chemischer Zusammensetzung und dem Herstellungsverfahren kann eine unterschiedliche Mikrostruktur und damit unterschiedliche Festigkeit und Duktilität erzielt werden. Man kann vermuten, dass die Fließgrenze eine enorm wichtige Rolle in der Ermüdungsrissausbreitung spielt. Da die Ausbreitung eines Ermüdungsrisses von der plastischen Verformung an der Rissspitze verursacht wird, hängt das Rissfortschrittsverhalten sowohl von der monotonen als auch von der zyklischen plastischen Zone ab. Beide Größen sind von der Fließgrenze (Gl.(18),(20),(30)) abhängig. Während die monotone plastische Zone den Beitrag des plastizitätsinduzierten Risssschließens beeinflusst, ist die zyklische plastische Zone eine risstreibende Größe. Die chemische Zusammensetzung und die Korngröße spielen ebenfalls eine wichtige Rolle. Sie beeinflussen den Beitrag des rauigkeitsinduzierten Risssschließens und des oxidinduzierten Risssschließens. Dieses Kapitel befasst sich mit den Untersuchungen an fünf Werkstoffen, die häufig für die gleiche Anwendung eingesetzt werden. Das Ziel ist es herauszufinden, wie die Festigkeit und die Duktilität unter Berücksichtigung des Herstellungsverfahrens das Ermüdungsverhalten beeinflussen.

4.1 Untersuchte Werkstoffe

Die Basisinformation der untersuchten Werkstoffe ist in Tab.2 aufgelistet. $R_{p0,2}$ ist die Spannung bei der 0,2 %-Dehngrenze, R_m die Zugfestigkeit. A_5 ist die Bruchdehnung bei einer geprüften Länge, welche dem Fünffachen des Durchmessers entspricht. Werkstoff I ist ein geschmiedeter Stahl. Die Fließspannung und die Zugfestigkeit liegen bei 870 MPa und 970 MPa. Trotz der hohen Festigkeit besitzt der Werkstoff I eine relativ gu-

te Duktilität. Die Bruchdehnung A5 liegt bei 17%. Werkstoff II und Werkstoff III sind thermisch behandelte Gussstähle. Werkstoff II ist ein kaltzäher Stahl und wurde vor der thermischen Behandlung noch zusätzlich gewalzt. Werkstoff II und Werkstoff III zeigen ähnliche mechanische Eigenschaften. Die Fließgrenze und die Zugfestigkeit der beiden Werkstoffe sind um etwa 200 MPa niedriger als die des Werkstoff I. Alle drei Werkstoffe zeigen eine ähnliche Duktilität. Werkstoff IV und Werkstoff V haben dieselbe chemische Zusammensetzung. Werkstoff V wurde weichgeglüht. Werkstoff IV hat die höchste Festigkeit ($R_{p0,2} = 1010 \text{ MPa}$ und $R_m = 1109 \text{ MPa}$) und gleichzeitig die niedrigste Duktilität. Werkstoff V besitzt hingegen die niedrigste Festigkeit ($R_{p0,2} = 570 \text{ MPa}$ und $R_m = 740 \text{ MPa}$) und die höchste Duktilität (A5=21,5%).

Die verwendeten Ermüdungsrissfortschrittsproben von Werkstoff IV und Werkstoff V haben eine Kerbtiefe von 5,7 mm und sind damit tiefer als die zuvor verwendeten 4 mm. Diese Änderung hat jedoch keinen Einfluss auf das Ermüdungsverhalten. Das Kurzurissverhalten lässt sich von der Kerbtiefe nicht beeinflussen, und für einen langen Riss ist die Kerbtiefe nicht von Bedeutung.

Werkstoff	I-Nestil neu	II-Dillimax 690T	III-Somplago	IV Reisseck TB1	V-Reisseck TB2
Zusammen- setzung	27NiCrMo V 11-6	1.8931 -S690QL	G18NiMo Cr3-6	26NiCrMoV 14-5	26NiCrMoV 14-5
$R_{p0,2}$	870 MPa	670 MPa	630 MPa	1010 MPa	570 MPa
R_m	970 MPa	770 MPa	760 MPa	1109 MPa	740 MPa
A5	17%	16%	14%	12%	21,5%

Tabelle 2: Basisinformation der untersuchten Werkstoffe

4.2 Geprüfte Lastverhältnisse

Die Rissfortschrittsmessungen wurden bei den Lastverhältnissen $R=-1$, $R=0,1$ und $R=0,7$ ausgeführt. Bei einem Lastverhältnis von $R=-1$ befindet sich die Hälfte der Schwingung von ΔK im Druckbereich. Während einer Belastung im Druckbereich findet eine starke Kontaktbelastung der Rissoberflächen statt. Alle drei Rissschließmechanismen (oxidinduziertes Riss schließen, rauigkeitsinduziertes Riss schließen und plastizitätsinduziertes Riss schließen) können bei diesem Lastverhältnis zum Risswiderstand beitragen. Bei einem Lastverhältnis von $R=0,1$ steht die Probe unter reiner Zugbelastung. Die Riss schließmechanismen, die auf einer Berührung der Riss oberflächen basieren, wirken in stark reduzierter Weise. Bei einem Lastverhältnis von $R=0,7$ tritt wegen der hohen mittleren Spannung kein oder nur sehr geringes Riss schließen auf. Die Untersuchungen bei diesen drei Lastverhältnissen sind ausreichend, um das Ermüdungsverhalten eines Werkstoffes zu charakterisieren. Die Anzahl der geprüften Proben, bei den jeweiligen Lastverhältnissen, ist in Tabelle.3 aufgelistet.

Material	Lastverhältnis	Anzahl der Proben
Werkstoff I	R=-1	2
	R=0,1	1
	R=0,7	2
Werkstoff II	R=-1	4
	R=0,1	4
	R=0,7	2
Werkstoff III	R=-1	3
	R=0,1	4
	R=0,7	4
Werkstoff IV	R=-1	2
	R=0,1	2
	R=0,7	1
Werkstoff V	R=-1	2
	R=0,1	2
	R=0,7	1

Tabelle 3: Liste der Versuche und Anzahl der geprüften Proben.

4.3 Ergebnisse

Die Werkstoffe I, II und III zeigen ein identisches Ermüdungsverhalten. Sie werden im ersten Unterkapitel erfasst. Da Werkstoff IV und Werkstoff V aus demselben Material stammen, werden sie im zweiten Unterkapitel zusammengefasst. Die Anschlagbedingungen des jeweiligen Werkstoffes sind in Tab.4 aufgelistet.

Werkstoff	Lastverhältnis	$\Delta K [MPa\sqrt{m}]$	Anzahl der Zyklen (N)
Werkstoff I	10	20	10000
Werkstoff II	10	18	10000
Werkstoff III	10	18	10000
Werkstoff IV	10	20	20000
Werkstoff V	10	18	20000

Tabelle 4: Liste der Anschlagbedingungen für die unterschiedlichen Werkstoffe.

4.3.1 Charakterisierung der Werkstoffe I-III

Die R-Kurven der Werkstoffe I, II und III bei den drei geprüften Lastverhältnissen sind in den Abbildungen Abb.19, Abb.20 und Abb.21 dargestellt. Die Messdaten sind mit unterschiedlichen Farben und Symbolen gekennzeichnet. Die Symbole charakterisieren die Werkstoffe, jede Farbe entspricht den Messdaten einer Einzelprobe. Der Langrisschwellwert wird bei einer Rissausbreitung von 2 mm dargestellt. Die Messung der R-Kurve kann durch die Umgebung und den Versuchsverlauf teilweise beeinflusst werden. Eine zu hohe Anzahl der Belastungszyklen, bei der der Riss nicht wächst, z.B. bei Versuchen die über Nacht durchgelaufen sind und die Laststufe nicht rechtzeitig erhöht wurde, oder unterschiedliche Luftfeuchtigkeit während des Versuches, beeinflussen die Ausbildung der Oxidschicht auf der Rissoberfläche und ändern somit den Beitrag des oxidinduzierten Riss-schließens [30]. Aus diesem Grund zeigen die Messdaten beim Lastverhältnis von $R=-1$ die größte Streuung, da bei diesem Lastverhältnis der Beitrag des oxidinduzierten Riss-schließens am größten ist. Weiteres zeigen die Werkstoffe II und III auch eine längere Rissausbreitung (Δa) bei der ersten Belastungsstufe. Diese relativ große Verlängerung stammt von der unvollständigen Rissausbreitung des Druckanrisses, siehe Kapitel 3. Bei

den anderen Lastverhältnissen ($R=0,1$ und $R=0,7$) ist dieser Effekt nicht so ausgeprägt, da die Lastamplitude ausschließlich im Zugbelastungsbereich liegt. Beim Lastverhältnis $R=0,7$ liegt der Langrisssschwellwert bei allen Materialien bei $3 MP\alpha\sqrt{m}$. Wie aus Abb.21 zu sehen ist, ist es bei einzelnen Proben bei $3 MP\alpha\sqrt{m}$ zu einem Rissstillstand gekommen. Bei den anderen setzte jedoch das stabile Risswachstum ein. $3 MP\alpha\sqrt{m}$ scheint also genau der Schwellwert zu sein. In der Literatur [29] wird berichtet, dass der Risschließmechanismus bei hohen Lastverhältnissen ($R>0,5$) nicht mehr auftritt. Das Verhalten wird bei den untersuchten Werkstoffen bestätigt. Der intrinsische Risswiderstand $\Delta K_{eff,th}$ in den Werkstoffen I, II und III beträgt somit $3 MP\alpha\sqrt{m}$.

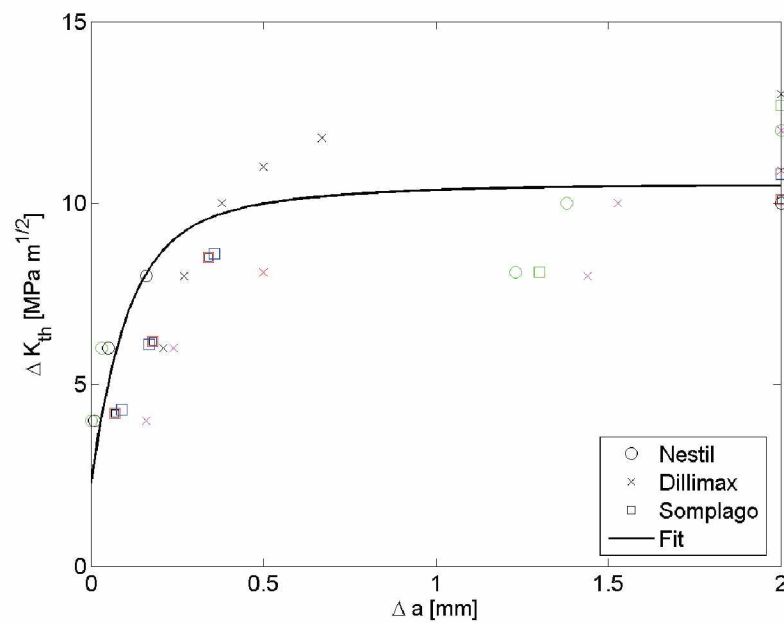


Abbildung 19: Messdaten und die gemittelte Fitkurve unter Einbeziehung der Werkstoffe I, II, III nach Gl.(47) bei einem Lastverhältnis von $R=1$. Der Langrisssschwellwert wird bei $\Delta a = 2mm$ festgelegt.

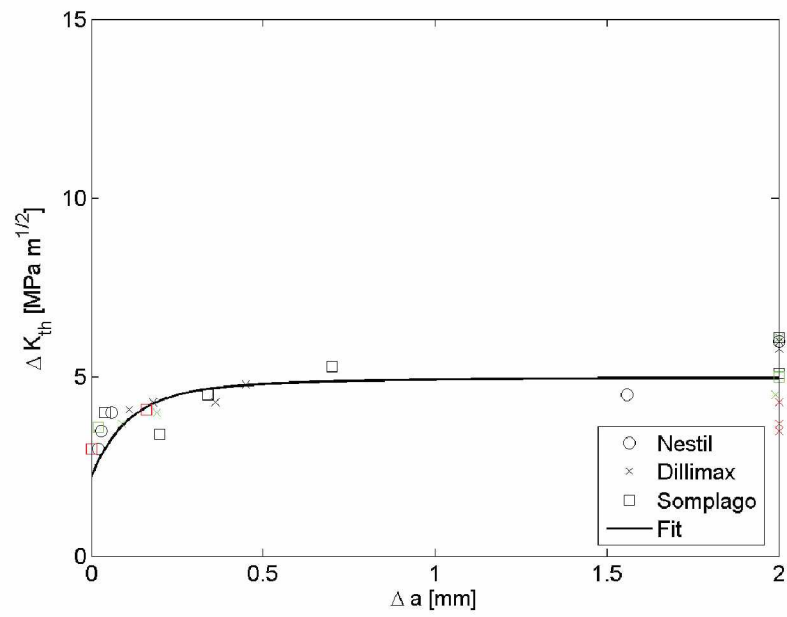


Abbildung 20: Messdaten und die gemittelte Fitkurve unter Einbeziehung der Werkstoffe I, II, III nach Gl.(47) bei einem Lastverhältnis von $R=0,1$. Der Langrissschwellwert wird bei $\Delta a = 2\text{mm}$ festgelegt.

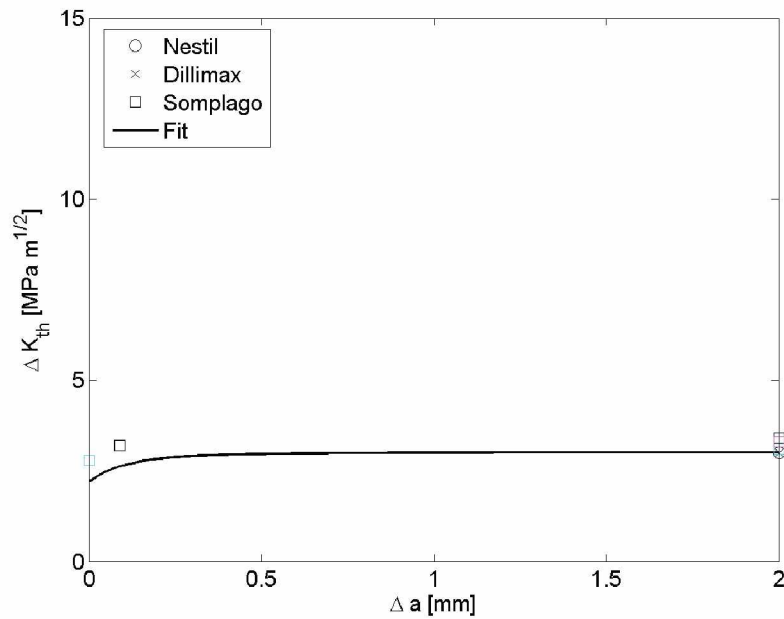


Abbildung 21: Messdaten und die gemittelte Fitkurve unter Einbeziehung der Werkstoffe I, II, III nach der NASGRO-Gleichung bei einem Lastverhältnis von $R=0,7$. Der Langrisssschwellwert wird bei $\Delta a = 2\text{mm}$ festgelegt.

Die Charakterisierung des Ermüdungsverhaltens erfolgt durch die Anwendung der NASGRO-Gleichung. Allerdings ist der Langrisssschwellwert nach der Gleichung (47) im Bereich $R < 0$ zu konservativ (Abb.22 (a)). Um das Problem zu beheben, wird ein zusätzlicher Parameter β eingeführt. Für $R \geq 0$ ist $\beta=1$, damit bleibt die Gleichung unverändert. Für $R < 0$, wird β als 0,02 für alle Werkstoffe gesetzt.

$$\Delta K_{th,le} = \Delta K_0 \left| \frac{1-f}{(1-A_0)(1-R)} \right|^{1+C_{th}R\beta}. \quad (49)$$

Dadurch kommt es bei der Näherung zu einer Erhöhung des Langrisssschwellwerts gegenüber den experimentellen Ergebnissen (Abb.22).

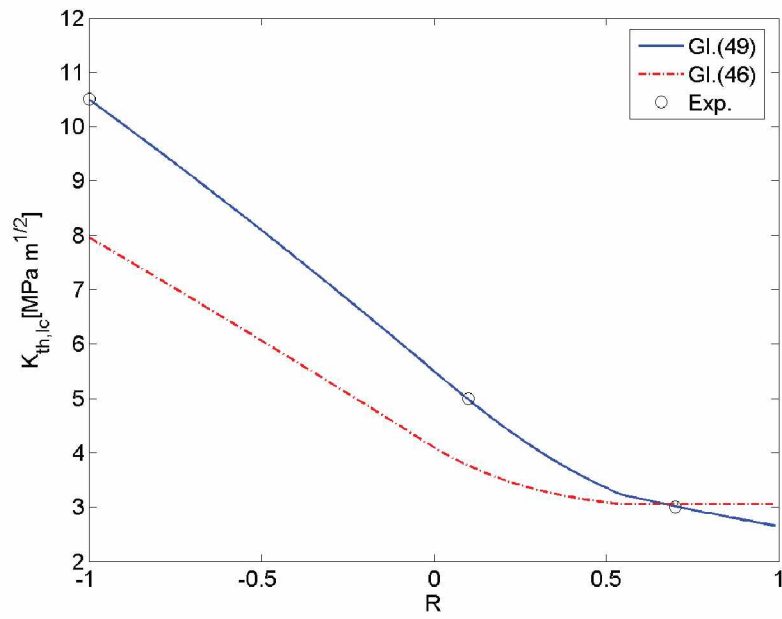


Abbildung 22: Vergleich der Langrisschwellwerte in Abhängigkeit vom Lastverhältnis nach Gl.(46) und Gl.(49) mit den experimentellen Werten.

Die R-Kurven bei allen drei Lastverhältnissen sind in Abb.23 dargestellt.

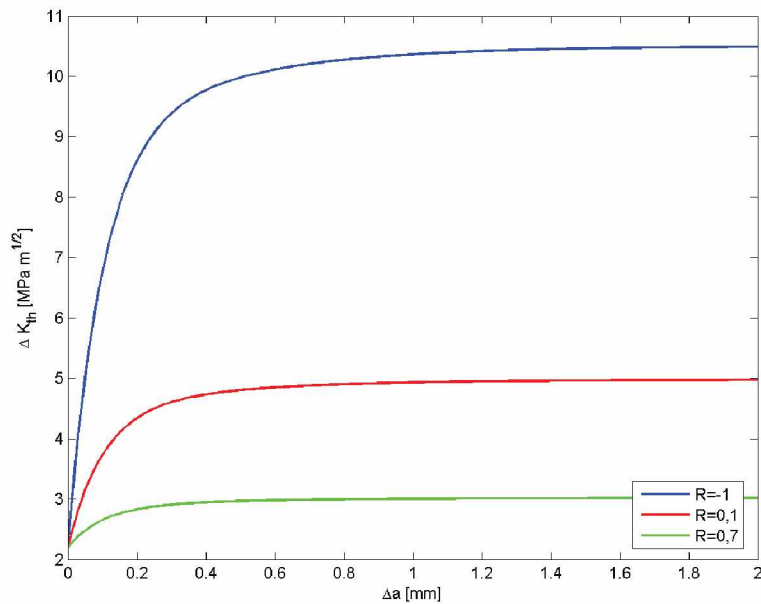


Abbildung 23: Die gemittelten R-Kurven für alle untersuchten Lastverhältnisse für die Werkstoffe I-III.

Die Rissfortschrittsdiagramme der Werkstoffe I bis III sind in den Abb.24, Abb.25 und Abb.26 dargestellt. Die Messdaten zeigen eine deutliche Streuung in der Nähe des Langrisswellenwerts. In diesem Bereich reagiert die Rissausbreitung empfindlich auf das rauigkeitsinduzierte Riss schließen und das oxidinduzierte Riss schließen sowie auf die in Kapitel 3 beschriebenen Einflüsse der Anschlagbedingungen. Im Paris-Bereich zeigen die Messdaten eine geringe Streuung. Trotz der Unterschiede in der Festigkeit ist ein Unterschied in der Risswachstumsrate nicht feststellbar. Dieses häufig beobachtete Verhalten bei Stählen ist bis heute noch nicht geklärt. Wegen der ähnlichen Duktilität der Werkstoffe ist vermutlich die Rissausbreitung im oberen Paris Bereich identisch.

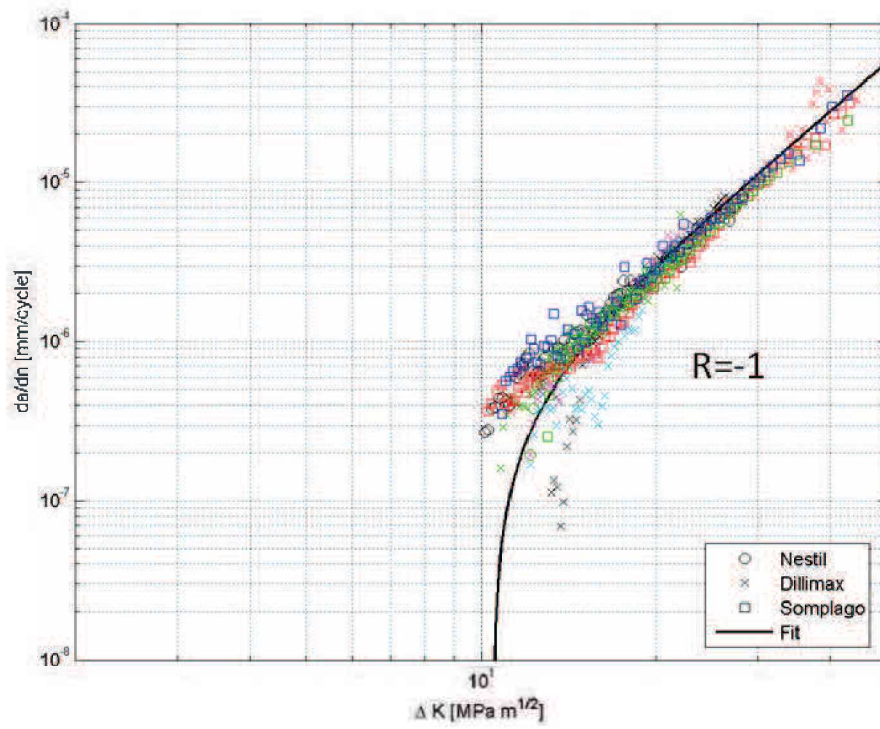


Abbildung 24: Das Rissfortschrittsergebniss (da/dN) als Funktion von ΔK und die gemittelte Fitkurve für die Werkstoffe I-III nach der NASGRO-Gleichung bei einem Lastverhältnis von $R=-1$.

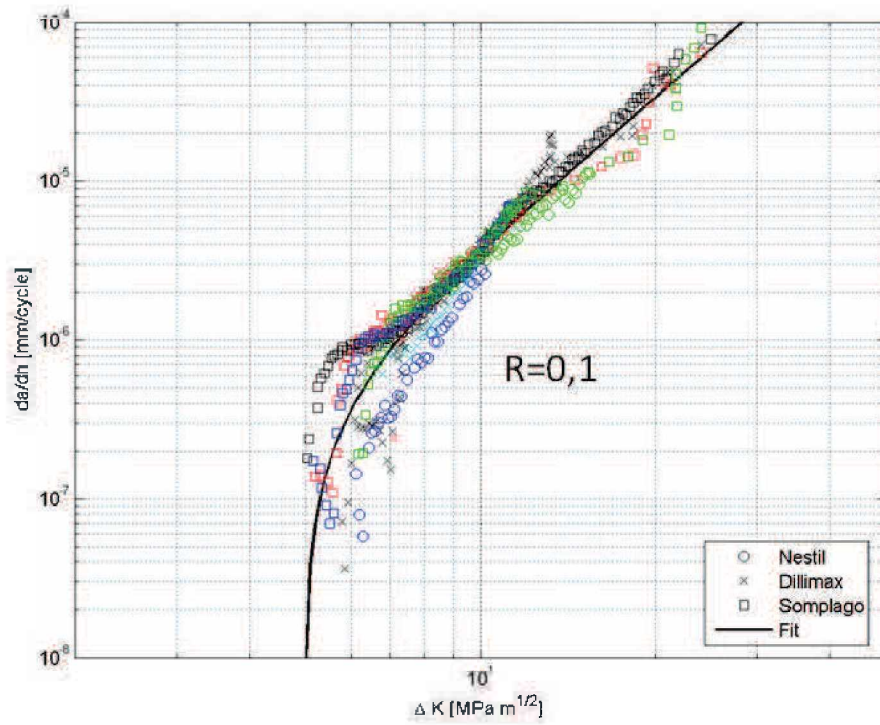


Abbildung 25: Das Rissfortschrittsergebniss (da/dN) als Funktion von ΔK und die gemittelte Fitkurve für die Werkstoffe I-III nach der NASGRO-Gleichung bei einem Lastverhältnis von $R=0,1$.

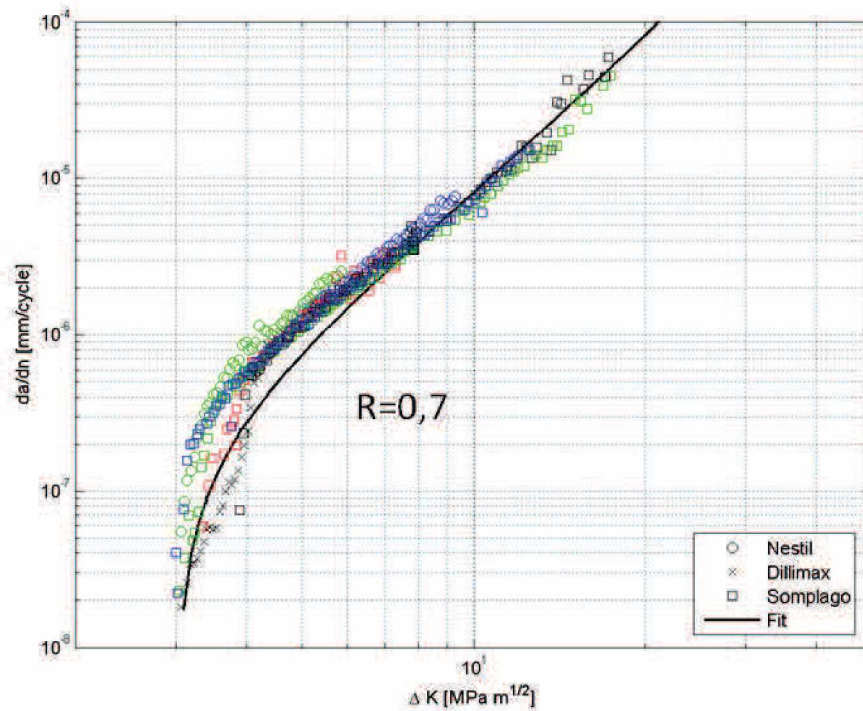


Abbildung 26: Das Rissfortschrittsergebniss (da/dN) als Funktion von ΔK und die gemittelte Fitkurve für die Werkstoffe I-III nach der NASGRO-Gleichung bei einem Lastverhältnis von $R=0,7$.

Die ermittelten Parameter der NASGRO-Gleichung sind in Tab.5 aufgelistet. Wie aus den Abb.24 bis 26 zu sehen ist, beschreibt eine einzige NASGRO-Gleichung das Werkstoffverhalten für $R=-1$ und $0,1$, der Werkstoffe I-III sehr gut. Bei $R=0,7$ liefert die NASGRO-Gleichung bei sonst gleichen Parametern jedoch etwas zu geringe Risswachstumsraten.

Parameter	Wert	Einheit
C	7	$\text{nm}/\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
K_C	209	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
m	3	-
α	3	-
σ_{max}/σ_F	0,1	-
$\Delta K_{th,eff}$	2,2	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
ΔK_0	5,5	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
C_{th}	1,5	-
l_1	0,1	mm
l_2	0,4	mm
ν_1	0,8	-
ν_2	0,2	-
β (für $R < 0$)	0,02	-
β (für $R \geq 0$)	1	-

Tabelle 5: Liste der NASGRO-Parameter für die Werkstoffe I, II und III (Gl.(44), Gl.(49) und Gl.(47)).

4.3.2 Charakterisierung der Werkstoffe IV-V

Anders als die Werkstoffe I-III unterscheiden sich die Ergebnisse der Werkstoffe IV und V deutlich voneinander und auch deutlich von den Werkstoffen I-III. Daher werden sie hier getrennt betrachtet. Die R-Kurven der Werkstoffe IV und V sind in Abb.27 und Abb.28 dargestellt.

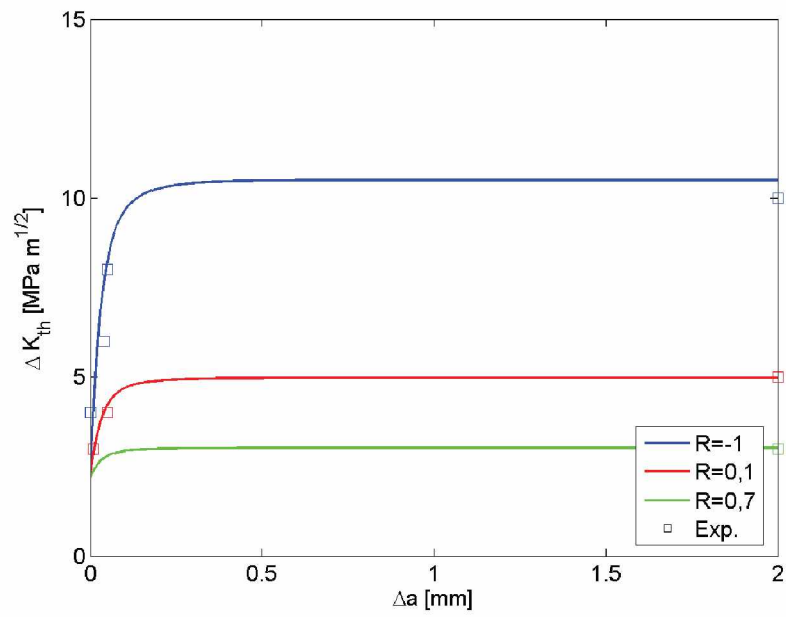


Abbildung 27: Experimentell ermittelte R-Kurven des Werkstoffes IV und die Fit-Kurve nach der NASGRO-Gleichung (Gl.(47)).

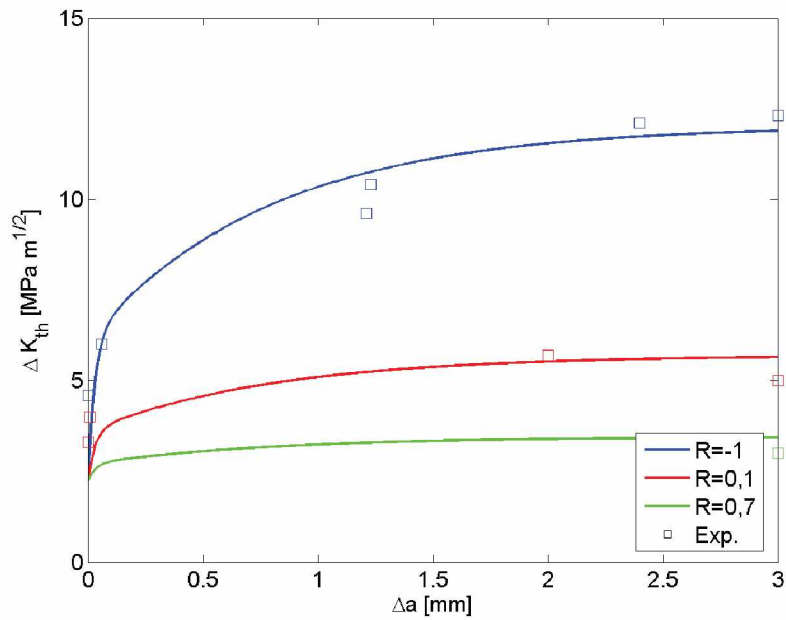


Abbildung 28: Experimentell ermittelte R-Kurven des Werkstoffes V und die Fit-Kurve nach der NASGRO-Gleichung (Gl.(47)).

Da der Werkstoff IV eine geringere Duktilität (12%) und eine hohe Fließspannung ($R_{p0,2} = 1010$ MPa) besitzt, baut sich das plastizitätsinduzierte Riss-schließen rasch auf und führt zu einem steilen Anstieg in der R-Kurve für ΔK_{th} . Werkstoff V besitzt hingegen eine höhere Duktilität (A5=21,5%) und eine niedrige Fließspannung ($R_{p0,2} = 570$ MPa). Nach dem ersten Anstieg in der Anfangsphase zeigt die R-Kurve durch die größere Rissverlängerung einen weiteren Anstieg an. Die zweite Phase stammt vermutlich aus einem stärker ausgeprägten rauigkeitsinduzierten Riss-schließen. Der Langriss-schwellwert liegt leicht höher als bei den restlichen Werkstoffen.

Das Rissfortschrittsdiagramm (da/dN als Funktion von ΔK) des Werkstoffes IV und die nach der NASGRO-Gleichung Gl.(44) ermittelte Fit-Kurve wird in Abb.29 dargestellt. Die Messdaten beim Lastverhältnis von $R=0,1$ stammen von zwei Proben. Die erste Probe wurde standardmäßig mit dem Stufenweise-Lasterhöhungsverfahren geprüft. Der Versuch wurde allerdings bei $\Delta K = 7 \text{ MPa}\sqrt{m}$ unterbrochen. Eine weitere Probe wurde mit $\Delta K = 8 \text{ MPa}\sqrt{m}$ gestartet. Aus diesem Grund gibt es eine Lücke zwischen 7 und $8 \text{ MPa}\sqrt{m}$.

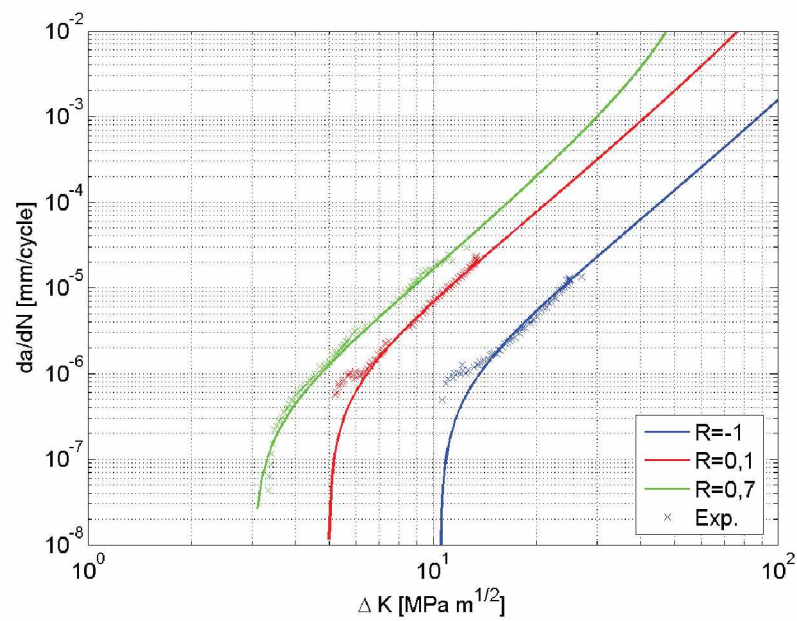


Abbildung 29: Risswachstumsrate als Funktion von ΔK des Werkstoffes IV von langen Rissen.

Der Vergleich der Rissfortschrittsrate zwischen Werkstoff IV und Werkstoff III ist in Abb.30 dargestellt. Der Werkstoff IV besitzt eine höhere Festigkeit und eine geringere Duktilität, was in einer größeren Steigung der Paris-Gerade ($m=3,3$) resultiert. Der Riss breitet sich schneller aus. Die Langrisssschwellwerte des Werkstoffes bleiben weitgehend unverändert.

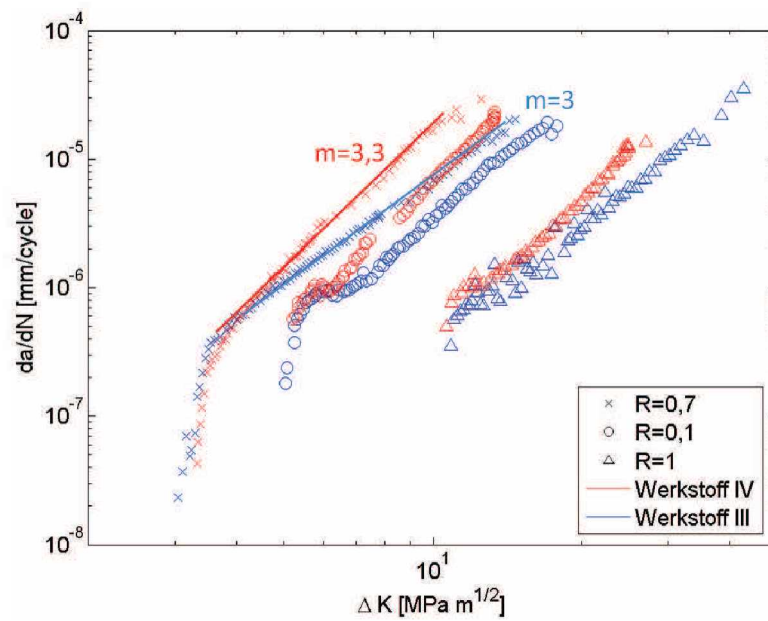


Abbildung 30: Der Vergleich der Rissfortschrittsrate von Werkstoff IV und Werkstoff III.

Die Messdaten der beiden Werkstoffe unterscheiden sich besonders stark im oberen Paris-Bereich.

Das Rissfortschrittsdiagramm des Werkstoffes V ist in Abb.31 dargestellt. Die Fit-Kurve für die Rissfortschrittsrate beim Lastverhältnis von $R=-1$ ist konservativ konstruiert. Im Vergleich mit Werkstoff III (Abb.32) ist die Fortschrittsrate etwas niedriger bei Lastverhältnissen von $R=0,1$ und $R=-1$. Die leichte Erhöhung des Langrisssschwellwerts ist auch im Rissfortschrittsdiagramm zu erkennen.

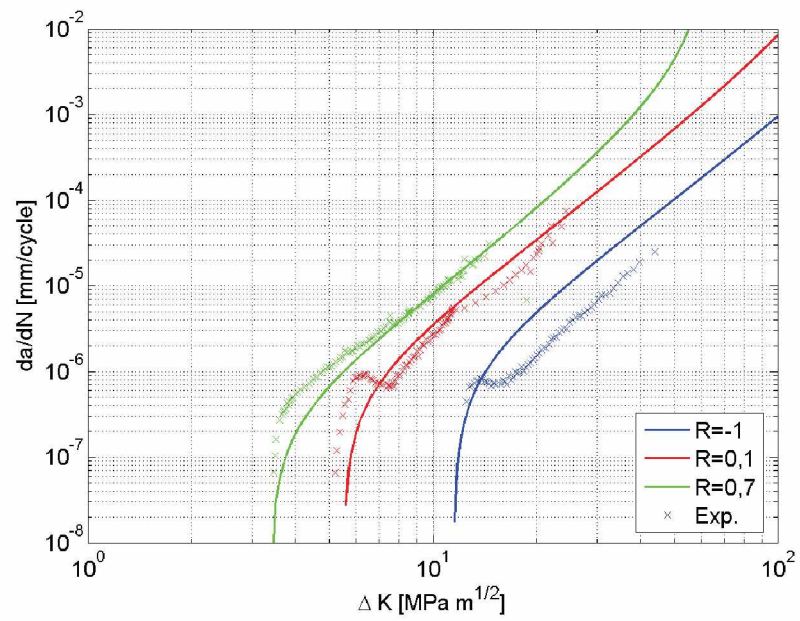


Abbildung 31: Das Rissfortschrittsdiagramm (da/dN als Funktion von ΔK) des Werkstoffes V. Die konstante Fortschrittsrate nahe dem Langrisswellwert bei $R=0,1$ und $R=-1$ sind auf das ausgeprägter raugkeitsinduzierte Riss-schließen zurückzuführen.

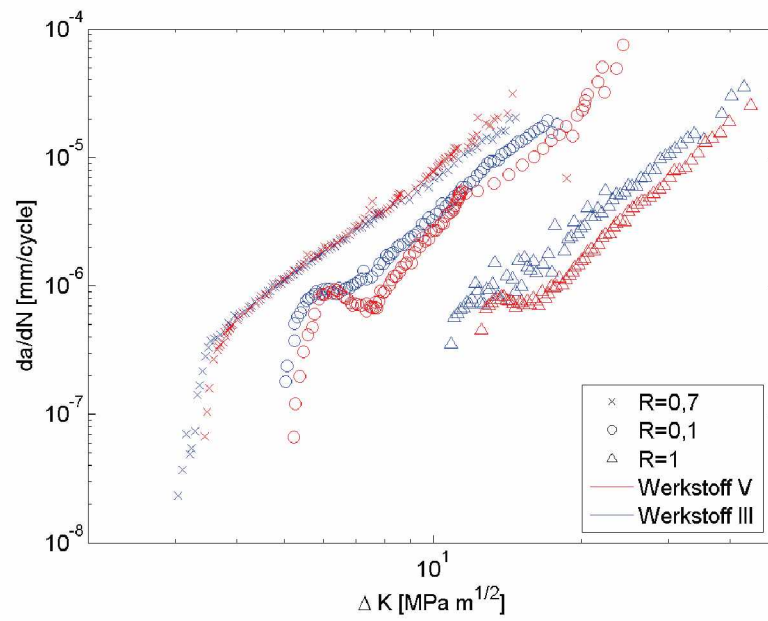


Abbildung 32: Das Rissfortschrittsdiagramm (da/dN als Funktion von ΔK) des Werkstoffes V im Vergleich mit Werkstoff III. Die Fortschrittsrate bei Lastverhältnissen von $R=0,1$ und $R=-1$ ist in Werkstoff V geringer.

Die Parameter der NASGRO-Gleichung für die beiden Werkstoffe sind in Tab. 6 und Tab.7 aufgelistet.

Parameter	Wert	Einheit
C	7	$\text{nm}/\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
K_C	209	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
m	3,3	-
α	3	-
σ_{max}/σ_F	0,1	-
$\Delta K_{th,eff}$	2,2	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
ΔK_0	5,5	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
C_{th}	1,5	-
l_1	0,03	mm
l_2	0,1	mm
ν_1	0,8	-
ν_2	0,2	-
β (für $R < 0$)	0,02	-
β (für $R \geq 0$)	1	-

Tabelle 6: Liste der NASGRO-Parameter (Gl.(44), Gl.(49) und Gl.(47)) für den IV.

Parameter	Wert	Einheit
C	7	$\text{nm}/\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
K_C	209	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
m	3	-
α	3	-
σ_{max}/σ_F	0,1	-
$\Delta K_{th,eff}$	2,2	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
ΔK_0	6,3	$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
C_{th}	1,5	-
l_1	0,03	mm
l_2	0,8	mm
ν_1	0,4	-
ν_2	0,6	-
β (für $R < 0$)	0,02	-
β (für $R \geq 0$)	1	-

Tabelle 7: Liste der NASGRO-Parameter (Gl.(44), Gl.(49) und Gl.(47)) für den Werkstoff V

4.3.3 Analyse der Rissfortschrittsergebnisse der Stähle

Die Werkstoffe I, II und III zeigen ein identisches Verhalten in der R-Kurve für ΔK_{th} . Ähnliche plastische Eigenschaften (Fließgrenze und Duktilität) führen zu einem ähnlichen Aufbau des plastizitätsinduzierten Risssschließens, was in einer ähnlichen Steigung der R-Kurve resultiert. Die Tatsache, dass die anfängliche Steigung der R-Kurve vom pla-

stizitätsinduzierten Risssschließen bestimmt ist und auch die Langrisssschwellwerte der drei Werkstoffe kaum Unterschiede aufweisen, lässt vermuten, dass die restlichen Risssschließeffekte nur einen verhältnismäßig geringen Beitrag zum Risswiderstand leisten. Die charakteristische Risssschließlänge l_1 und dessen Anteil ν_1 sind zuständig für den Aufbau des plastizitätsinduzierten Risssschließens in der NASGRO-Gleichung (Gl.(47)). Der Gewichtungsfaktor ν_1 ist gleich 0,8. Aufgrund der hohen Fließspannung des Werkstoffes IV zeigt die R-Kurve den steilsten Anstieg. Die geringe Größe der monotonen plastischen Zone ist der Hauptgrund für dieses Verhalten. Der Aufbau des plastizitätsinduzierten Risssschließens hängt von der plastischen Verformung ab, welche innerhalb der plastischen Zone auftritt. Eine kleinere plastische Zone bewirkt damit eine kürzere Distanz, um das plastizitätsinduzierte Risssschließen aufzubauen. Aus diesem Grund wird l_1 kleiner (0,03 mm) und dessen Anteil bleibt unverändert. Werkstoff V zeigt neben dem raschen Anstieg noch eine zweite Aufbauphase in der R-Kurve. Der Anteil des plastizitätsinduzierten Risssschließens ist auf 40% ($\nu_1 = 0,4$) reduziert. Der dadurch erhöhte Anteil der anderen Risssschließeffekten resultiert auch in höheren Langrisssschwellwerten. Während die Werkstoffe I-IV identische Langrisssschwellwerte besitzen, ist der Langrisssschwellwert in Werkstoff V geringfügig höher (Tabelle.8).

Werkstoff	R=0,7	R=0,1	R=-1
Werkstoff I	3 $MPa\sqrt{m}$	5 $MPa\sqrt{m}$	10,5 $MPa\sqrt{m}$
Werkstoff II	3 $MPa\sqrt{m}$	5 $MPa\sqrt{m}$	10,5 $MPa\sqrt{m}$
Werkstoff III	3 $MPa\sqrt{m}$	5 $MPa\sqrt{m}$	10,5 $MPa\sqrt{m}$
Werkstoff IV	3 $MPa\sqrt{m}$	5 $MPa\sqrt{m}$	10,5 $MPa\sqrt{m}$
Werkstoff V	3 $MPa\sqrt{m}$	5,5 $MPa\sqrt{m}$	12 $MPa\sqrt{m}$

Tabelle 8: Liste der Langrisssschwellwerte ΔK_{th} für die unterschiedlichen Spannungsverhältnisse R.

Die Rissfortschrittsrate des Werkstoff V ist verglichen mit den Werkstoffen I-IV in der Nähe des Langrisssschwellwerts bei Lastverhältnissen von R=0,1 und R=-1 etwas geringer. In diesem Bereich ist das Rissausbreitungsverhalten stark vom rauigkeitsinduzierten Riss schließen beeinflusst. Wie bereits anhand der R-Kurve gezeigt, besitzt der Werkstoff V einen größeren Anteil des rauigkeitsinduzierten Riss schließen. Die höhere Duktilität könnte die Ursache für das stärker ausgeprägte rauigkeitsinduzierte Riss schließen sein. Ein solches Verhalten wird umso öfters beobachtet, je duktiler das Material ist.

Die vorliegende Analyse zeigt, in welchem Ausmaß das Rissfortschrittsverhalten ähnlicher Stähle von der Fließspannung und der Duktilität beeinflusst wird. Niedrigere Fließspannungen führen zu einer längeren Aufbauänge des plastizitätsinduzierten Riss schließen. In Materialien mit geringerer Duktilität breitet der Riss sich bei höheren ΔK schneller aus. Weiteres zeigt sich, dass höhere Duktilität den Beitrag des rauigkeitsinduzierten Riss schließen erhöhen kann. Das hier beschriebene Verhalten wird in mehreren duktilen Werkstoffen beobachtet, trotzdem gibt es keine allgemein anerkannte Erklärung. Auch der Parisexponent von etwa 3 bedarf einer weiteren Analyse. Nimmt man an,

dass der Rissfortschritt proportional zur zyklischen Rissöffnungsverschiebung ist, wird ein Exponent von 2 erwartet. Auch die Fließspannung sollte dann einen Einfluss haben. Mögliche Ursachen für den nicht vorhandenen Fließspannungseinfluss auf den Paris Exponenten könnten sein, dass weiche Stähle eher zyklisch verfestigen, während höherfeste eher entfestigen. Der höhere Parisexponent könnte durch eine Mischung aus „blunting“ und „resharpening“ und einem lokalen Brechen der spröderen Gefügebestandteile, das mit zunehmendem ΔK immer häufiger vorkommt, verursacht werden. Eine detaillierte Erklärung dieser Effekte ist jedoch nicht Ziel dieser Arbeit.

5 Überlasteffekt

5.1 Einleitung

Die Quantifizierung des Reihenfolgeeffekts während einer Belastung mit variablen Lastamplituden ist eine der größten Herausforderung in der Bruchmechanik. Zahlreiche Arbeiten beschäftigten sich mit dieser Thematik. Die Arbeiten von [9, 31–33] fokussieren auf den Effekt im Paris Bereich, während die Arbeiten von [34, 35] sich auf kurze Risse in der Nähe des Langrisschwellwerts konzentrieren. Viele verschiedene Modelle wurden aufgestellt, um die Wechselwirkung zwischen den unterschiedlichen Lastamplituden auf unterschiedliche Weise zu berücksichtigen. Eine Änderung in der Lastamplitude ist oft begleitet von einem abnormalen Rissausbreitungsverhalten in den darauf folgenden Belastungszyklen, [36–40]. Ein Zyklus hoher Zugbelastung verursacht eine höhere plastische Verformung an der Risspitze oder auch eine geometrische Änderung der Risspitze und eine Änderung der Rissbrücken [41, 42]. Solche Änderungen im Material haben einen unmittelbaren Einfluss auf das weitere Rissausbreitungsverhalten. In den duktilen Stählen ist der Beitrag des plastizitätsinduzierten Risssschließens direkt mit der Lastamplitude gekoppelt. Das Auftreten einer einzelnen Zugüberlast während einer Belastung mit konstanter Amplitude ruft eine Änderung im Betrag des plastizitätsinduzierten Risssschließens hervor, was wieder einen unmittelbaren Einfluss auf das raugkeitsinduzierte Risssschließen und das oxidinduzierte Risssschließen hat. Wenn die Amplitude der Überlast in Zugrichtung ausreichend hoch ist, folgt zuerst eine kurze Rissausbreitung ohne Risssschließen [43], da der Riss durch die Überlast geöffnet wird. Danach sinkt die Rissfortschrittsrate rasch ab. Die Rissfortschrittsrate könnte eventuell soweit abnehmen, dass sie in die Nähe des Schwellwertbereichs kommt und das raugkeitsinduzierte Risssschließen und das oxidinduzierte Risssschließen wieder verstärkt auftreten. In anderen Werkstoffen könnte sogar

eine geometrische Änderung wie Rissüberbrückung von einer Überlast ausgelöst werden. Aufgrund dieser Komplexität sind die meisten in der Praxis verwendeten Einschätzungen empirisch. Blocklasten sind ein typisches Schema, welches häufig in Labortests verwendet wird. Die getestete Blocklast entspricht oft dem tatsächlichen Belastungsspektrum in der Praxis. Es wurden auch viele Modelle aufgestellt, wobei die plastische Verformung oft als Hauptfaktor des Überlasteffekts betrachtet wird. Manche Modelle betrachten die plastische Verformung an der Rissspitze und führen den Reihenfolgeeffekt auf die dadurch hervorgerufene Eigenspannung zurück [37, 44–46]. Sie wird der global angelegten Spannung überlagert, wodurch sich ein neuer Schwellwert für eine Rissausbreitung ergibt. Andere Modelle basieren auf der Annahme von Elber [1, 47]. Erst wenn der Riss völlig offen ist, setzt sich die Rissausbreitung fort [31, 33, 48–50]. Die verwendeten Näherungen liefern jedoch nicht immer zufriedenstellende Ergebnisse. Nur ein tiefes Verständnis über das Geschehen nach der Überlast kann helfen, die Lebensdauer genauer abzuschätzen. Zu diesem Zweck befasst sich dieses Kapitel mit dem Effekt einer einzelnen Überlast auf physikalisch kurze Risse nahe dem Schwellwert. Anhand der Ergebnisse werden die auftretenden Mechanismen nach der Überlast analysiert, um ein tieferes Verständnis zu erlangen.

5.2 Experimente

Um den Effekt der einzelnen Überlast auf den Schwellwert zu bestimmen, werden in den Experimenten 8-Punkt-Biege Proben verwendet. Die Versuche werden am Werkstoff III durchgeführt. Die Streckgrenze und die Zugfestigkeit liegen bei 630 MPa bzw. 760 MPa . Wie in den vorigen Versuchen wird ein Ausgangsriss durch zyklische Drucklast eingebracht. Die R-Kurve wird mit dem zuvor beschriebenen Stufenweise-Lasterhöhungsverfahren bestimmt. Die Rissfortschrittsrate wird aufgenommen, um das Verhalten der Rissaus-

breitung nach dem Erreichen des Langrisswellenwerts weiter zu verfolgen. Die Überlastzyklen werden bei einem Lastverhältnis von $R=0$ aufgebracht, d.h. die Probe wird nach der Überlast vollständig entlastet ($K=0 \text{ MPa}\sqrt{m}$). Damit ist der mögliche Unterschied in der Entlastungsamplitude wegen des geprüften Lastverhältnisses ausgeschlossen (Abb 33). Die Versuche werden für die Lastverhältnisse $R=-1$, $R=0,1$ und $R=0,7$ ausgeführt. Eine schematische Darstellung des Belastungsspektrums zur Bestimmung des Einflusses der Überlast $K_{ov} = 30 \text{ MPa}\sqrt{m}$ bei einem Lastverhältnis von $R=-1$ ist in Abb.33 dargestellt. Vier verschiedene Überlasten im Zug und 2 verschiedene Überlasten im Druckbereich wurden geprüft. Sie sind in Tabelle.9 aufgelistet. Für die Überlasten im Druck werden nur 2 unterschiedliche Amplituden verwendet, da beim Druckanschwingen das Minimum des Spannungsintensitätsfaktors K_{min} den $-20 \text{ MPa}\sqrt{m}$ bereits erreicht wurde. Jeder Spannungsausschlag, der zu $K_{min} > -20 \text{ MPa}\sqrt{m}$ führt, wird nicht als Überlast im Druck betrachtet. Um im Kleinbereichsfließen zu bleiben, werden nur Überlastamplituden kleiner als $50 \text{ MPa}\sqrt{m}$ verwendet.

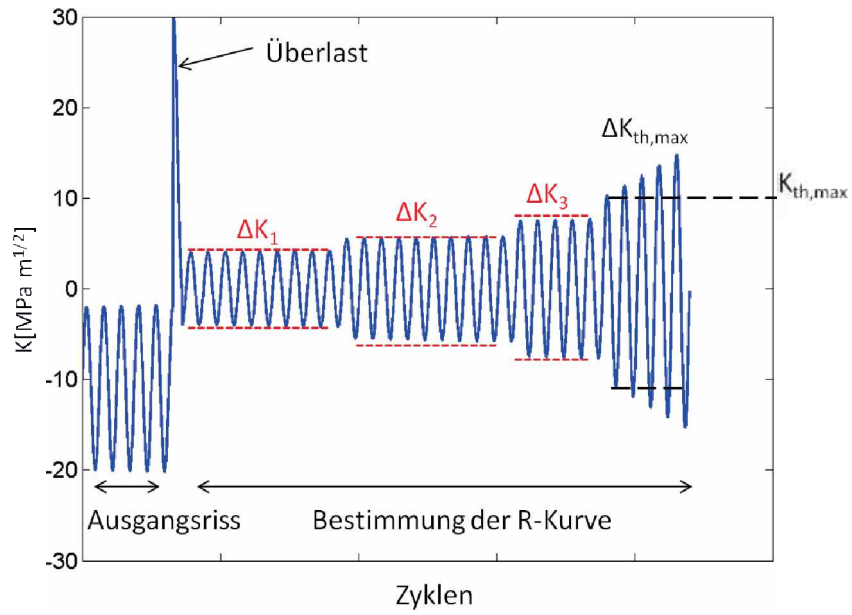


Abbildung 33: Die schematische Darstellung des Belastungsspektrums der Überlast für

$$K_{ov} = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \text{ bei einem Lastverhältnis von } R=-1.$$

Überlast $K_{max} [\text{MPa}\sqrt{\text{m}}]$	R=-1	R=0,1	R=0,7
10	G16	G13	-
20	G14	G12	-
30	G1C4	G17	G15
45	G1C1	G1D4	-
-30	G5	-	-
-40	G3	-	-

Tabelle 9: Liste der ausgeführten Überlastversuche

5.3 Ergebnisse

Die R-Kurve nach einer Überlast, beim Lastverhältnis von $R=-1$, ist in Abb.34 dargestellt. Die „Kreuz“ Symbole sind die gemessenen Belastungsstufen, bei der entweder keine nachweisbare Rissausbreitung stattgefunden hat oder die Rissausbreitung wieder gestoppt hat. Die „Kreis“ Symbole kennzeichnen jene Belastungsstufe, bei der es zu Rissausbreitung bis zum Bruch kommt. Die Rissausbreitung Δa an dieser Stufe ist dennoch kein Messwert, bei dem das Risswachstum gestoppt wurde. In Abb.34 ist zu erkennen, dass nach der Überlast die R-Kurve steiler wird. Der Langrisschwellwert ist dabei deutlich erhöht worden. Eine höhere Überlast verursacht einen steileren Anstieg in der R-Kurve und einen Anstieg des Langrisschwellwerts, ist also risswachstumshemmend.

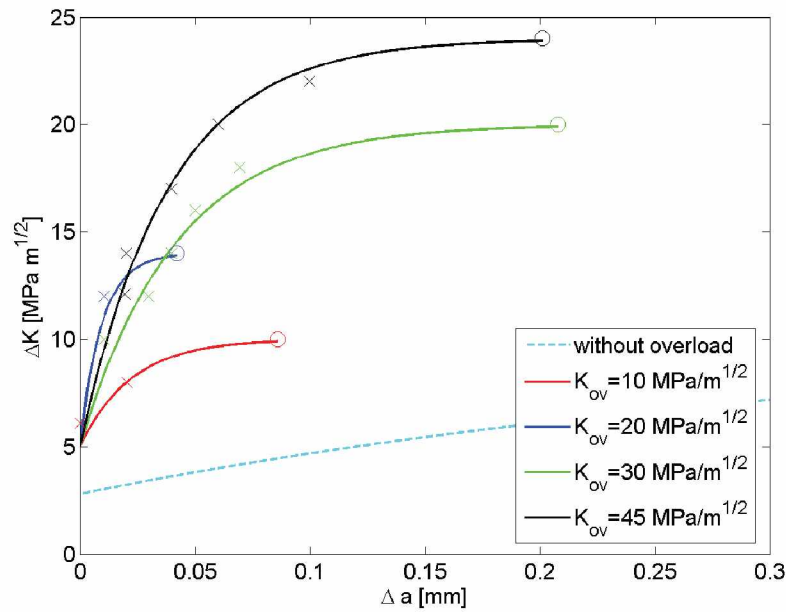


Abbildung 34: Die experimentell erhaltene R-Kurve bei einem Lastverhältnis von $R=-1$.

Die „Kreuz“ Symbole kennzeichnen die Belastungsstufen, bei der entweder die Rissausbreitung nicht stattgefunden hat oder das Risswachstum nach einer Verlängerung Δa gestoppt hat. Die „Kreis“ Symbole kennzeichnen jene Belastungsstufe, bei der sich die Rissausbreitung stabil bis zu einer kritischen Länge fortsetzt. Die Abszissenwerte Δa der „Kreis“ Symbole sind nicht messbar, dh. mit einer angenommenen Wert um einen realistischen Aufbau des Risswiderstands herzustellen.

Bei den anderen Lastverhältnissen $R=0,1$ und $R=0,7$ ist die Aufnahme einer R-Kurve nicht möglich, da die „Potential Drop“ Methode keine Rissausbreitung unter dem Langriss-schwellwert detektiert. Mit der „Potential Drop“ Methode können nur Rissverlängerungen größer als $10\mu m$ mit Sicherheit ermittelt werden. Bei $R=0,1$ wurde die Probe vom Start $\Delta K = 3 MPa\sqrt{m}$ mit einem Inkrement von $1 MPa\sqrt{m}$ bis zum Langriss-schwellwert getestet. Da die Rissverlängerung beim Langriss-schwellwert sehr gering ist (inner-

halb von $100 \mu m$), ist es durchaus möglich, dass die Rissverlängerung bei vielen Stufen kleiner als das Detektionslimit ($10 \mu m$) ist. Die akkumulierte Rissverlängerung überschritt jedoch deutlich die $10 \mu m$. Aus diesem Grund wurden zwei Proben nach Überlasten von $20 MPa\sqrt{m}$ und $30 MPa\sqrt{m}$ direkt mit einem ΔK , welches nur knapp unterhalb der Endstufe liegt ($\Delta K = 7MPa\sqrt{m}$ und $\Delta K = 11MPa\sqrt{m}$), getestet. Die „Potential Drop“ Methode liefert dazu eine Rissverlängerung von $12 \mu m$ bzw. $21 \mu m$. Die Risslängen wurden mit Hilfe der Rasterelektronenmikroskopie der Bruchflächen nachgeprüft (Abb.35). Sie zeigen eine gute Übereinstimmung mit den detektierten Längen aus der „Potential Drop“ Methode. Die approximierten R-Kurven sind in Abb.36 dargestellt.

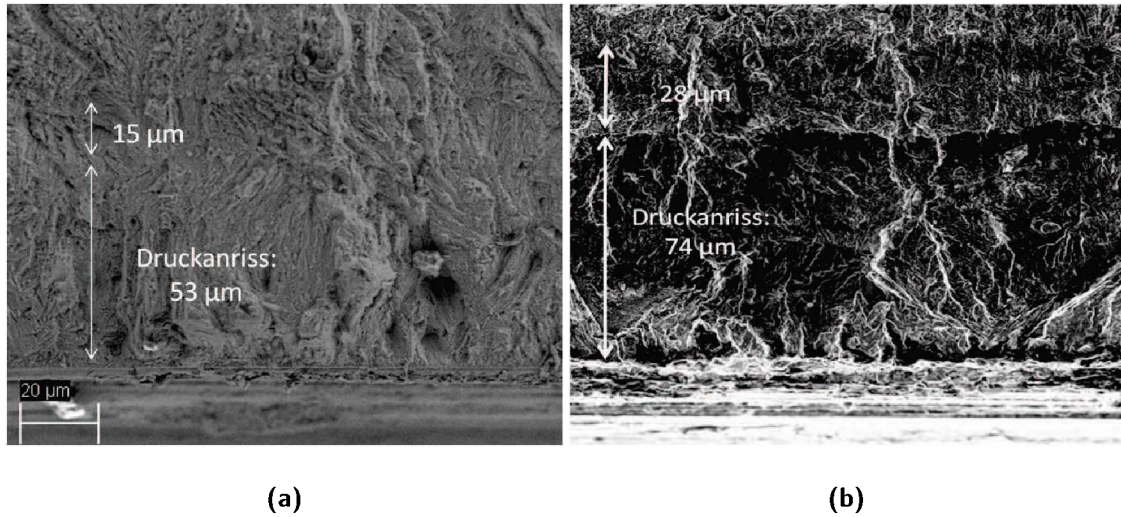


Abbildung 35: Bruchflächen nach Überlasten von $20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ zur Überprüfung der Rissverlängerung knapp unter dem von der Überlast verursachten Langrisswellwert aufgenommen im Rasterelektronenmikroskop. (a) Nach der Überlast von $K_{ov}=20\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ist eine Rissverlängerung von $15\ \mu\text{m}$ bei $\Delta K = 7\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ im Rasterelektronenmikroskop zu beobachten. (b) Nach der Überlast von $K_{ov}=30\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ist eine Rissverlängerung von $28\ \mu\text{m}$ bei $\Delta K = 11\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ im Rasterelektronenmikroskop zu beobachten.

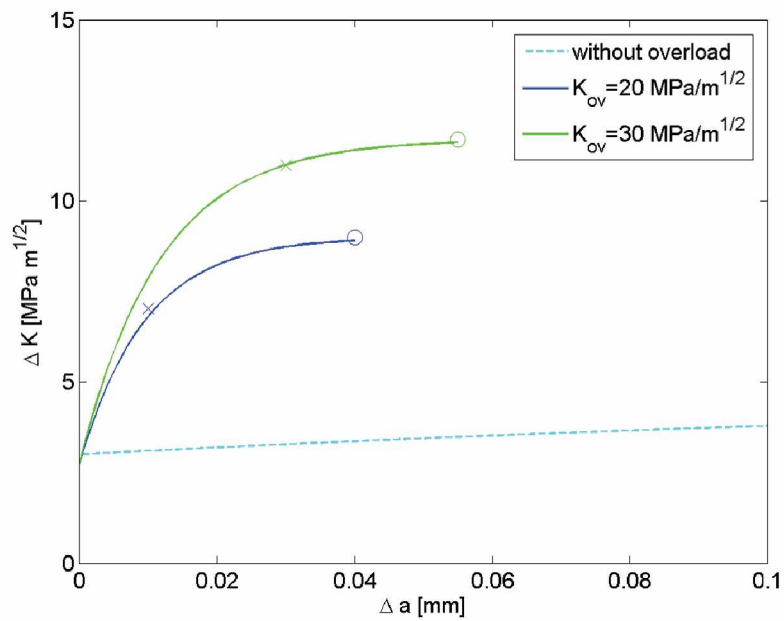


Abbildung 36: Die experimentell erhaltene R-Kurve bei einem Lastverhältnis von $R=0,1$.

Die „Kreuz“ Symbole kennzeichnen die Belastungsstufen ($\Delta K = 7$ bzw. $\Delta K = 11 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$), bei der die Rissausbreitung aufgehoben wurde. Die „Kreis“ Symbole kennzeichnen die Belastungsstufe $\Delta K = 9$ bzw. $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, bei der sich die Rissausbreitung stabil bis zu einer kritischen Länge fortsetzt.

Im Rissfortschrittsdiagramm vereinigen sich die Messdaten für alle Überlasten nach den verschiedenen Startpunkten ΔK_{th} wieder im Paris Bereich (siehe Abb.37, 38 und 39).

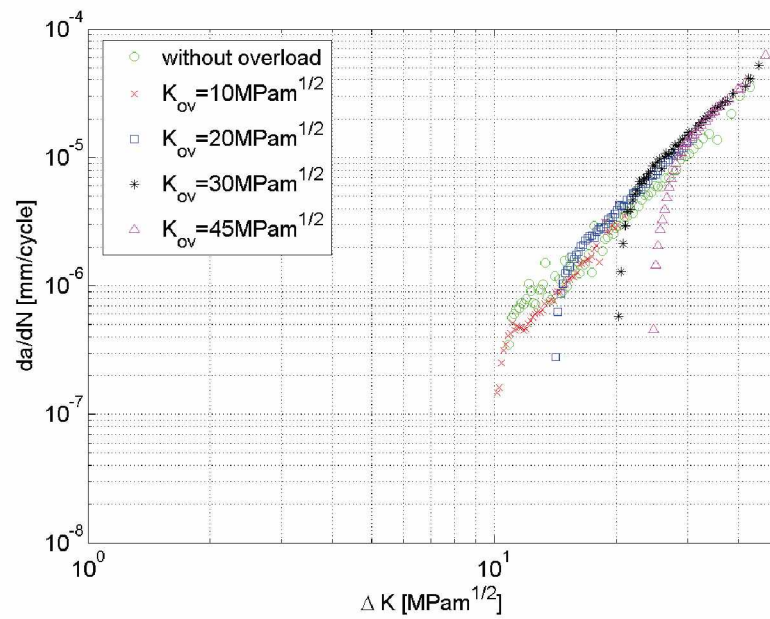


Abbildung 37: Die Rissfortschrittsrate als Funktion von ΔK bei einem Lastverhältnis von $R=-1$, ohne und nach Überlasten.

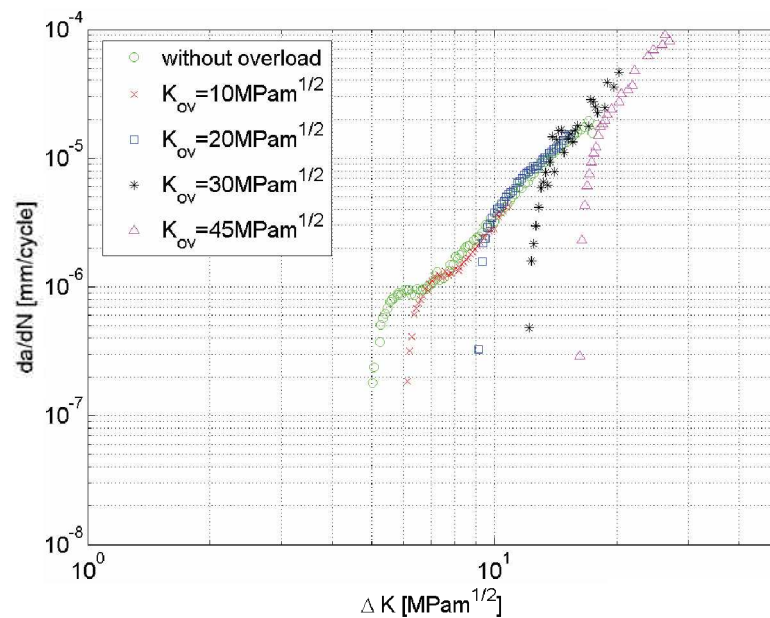


Abbildung 38: Die Rissfortschrittsrate als Funktion von ΔK bei einem Lastverhältnis von $R=0,1$, ohne und nach Überlasten.

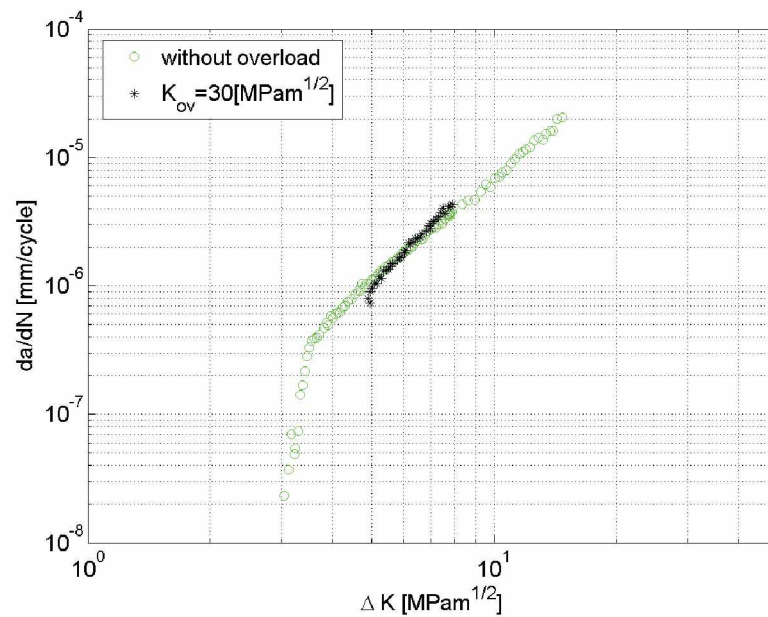


Abbildung 39: Die Rissfortschrittsrate als Funktion von ΔK bei einem Lastverhältnis von $R=0,7$, nach einer Überlast mit $K_{ov} = 30 \text{ MPa}\sqrt{m}$ und ohne Überlast.

Die R-Kurve nach einer Überlast im Druck zeigt ein invertiertes Verhalten. Die R-Kurve wird am Anfang flacher und steigt danach schnell mit zunehmender Rissausbreitung. Nach einer gewissen Rissausbreitung vereinigt sie sich wieder mit der werkstoffcharakteristischen R-Kurve des Materials ohne Überlast (Abb.40). Die Größe der Zone in der ein Riss einen erhöhten Risswiderstand erfährt, entspricht der Größe der plastischen Zone, welche die Überlast hinter sich lässt. Die Rissfortschrittsrate zeigt ein abnormales Verhalten. Nach der Überlast im Druck liegen die Rissfortschrittsraten etwas niedriger als die für den Werkstoff charakteristische Rate. Sie zeigen ein Minimum bei einer Rissausbreitung von $\Delta a \approx 2,8 \text{ mm}$ und steigen danach wieder zur werkstoffcharakteristischen Rate bei konstanter Amplitude an (Abb.41).

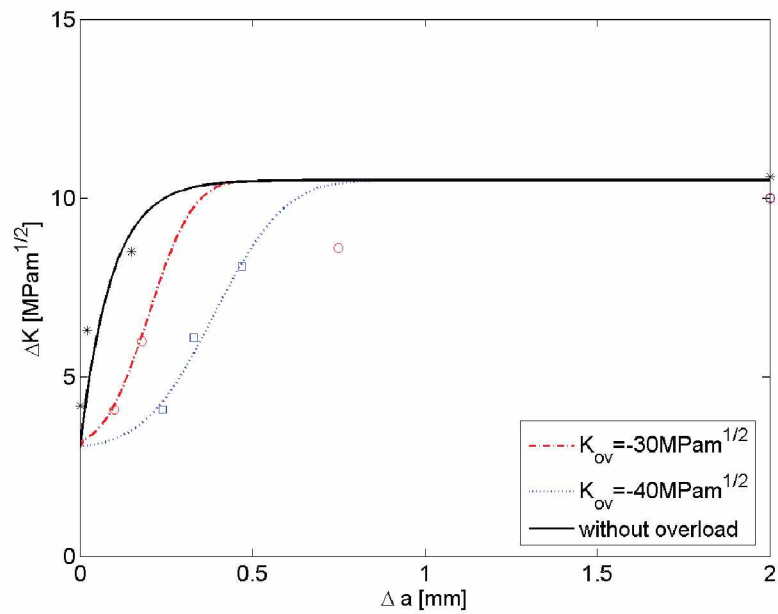


Abbildung 40: Die R-Kurven für ΔK_{th} bei einem Lastverhältnis von $R=-1$ nach unterschiedlichen Drucküberlasten. Die Linien zeigen gefittete Funktionen der Messdaten. Eine Verschiebung der R-Kurve zu größerer Rissverlängerung und ein flacherer Anstieg in den beiden durch Überlasten beeinflussten R-Kurven ist zu beobachten.

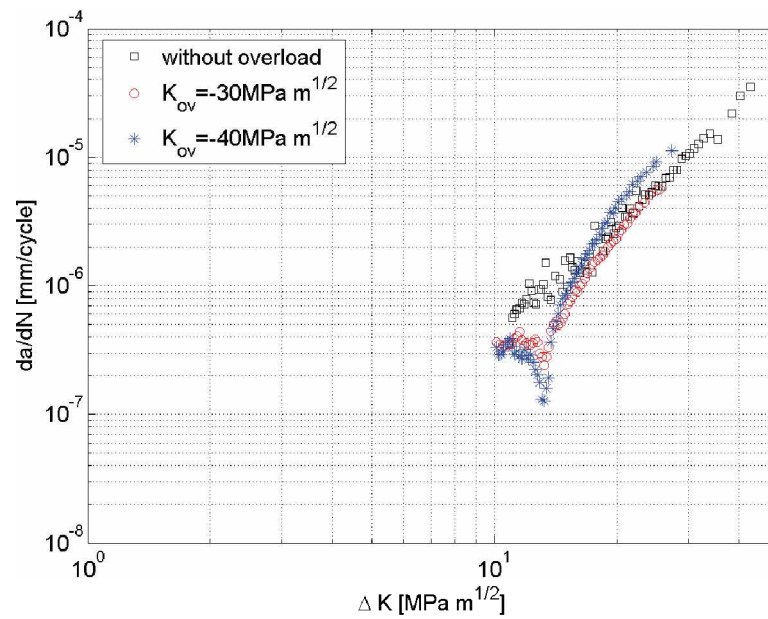


Abbildung 41: Rissfortschrittsdiagramm von Proben, die zuerst mit einer Drucküberlast und anschließend zyklisch bei $R=-1$ belastet wurden. Die Proben zeigen nach der Überlast eine reduzierte Rissfortschrittsrate und ein Minimum nach einer Verlängerung von $\Delta a \approx 2,8 \text{ mm}$. Danach steigt die Rissfortschrittsrate wieder an zu einer für den Werkstoff charakteristischen Rate bei konstanter Lastamplitude.

5.4 Finite Elemente Analyse

In vielen Arbeiten wird angenommen, dass das plastizitätsinduzierte Risssschließen eine bedeutende Rolle beim Überlasteffekt spielt [37, 44–46]. Dieser Effekt sollte auch ohne große empirische Annahme beschreibbar sein. Aus diesem Grund wird hier auch eine Finite Elemente (FE) Analyse durchgeführt, um die Entwicklung des plastizitätsinduzierten Risssschließens zu verfolgen. Dafür wird ein linear elastisch-plastisches 2D Modell implementiert. Aus Symmetriegründen wird nur die Hälfte der 8-Punkte-Biege Probe

mit CPE4 (Four-node plane strain element) modelliert. Die Elementkante am Ligament (entlang der symmetrischer Grenzlinie ($y=0$)) ist keine Verschiebung erlaubt. Die Elementkante am Rissufer ist hingegen nur die Verschiebung in den negativen Y-Bereich gesperrt. Ein Kontakt zwischen dem Rissufer und der symmetrischer Grenzlinie ($y=0$) wird definiert. Um die plastische Verformung während der Rissausbreitung zu verfolgen, wird vor der Rissspitze eine fein vernetzte Zone definiert. Die Größe der Elemente innerhalb dieser Zone ist durch die Größe der zyklischen plastischen Zone bestimmt [51–53]. Die Höhe der Zone ist durch die von der Überlast verursachte plastische Zone festgelegt, sodass der Großteil der plastischen Verformung sich während der Rissausbreitung innerhalb der fein vernetzten Zone befindet. Die Größe der plastischen Zone wird nach Irwin abgeschätzt:

$$r_p = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{K}{\sigma_y} \right)^2 \quad (50)$$

$$r_{p,r} = \frac{1}{3\pi} \left(\frac{\Delta K}{2\sigma_y} \right)^2 \quad (51)$$

Daraus ergibt sich eine Elementlänge von $2 \mu\text{m}$ in dieser fein vernetzten Zone. Diese Zone hat eine Höhe von $54 \mu\text{m}$ und eine Länge von $150 \mu\text{m}$ (Abb.42).

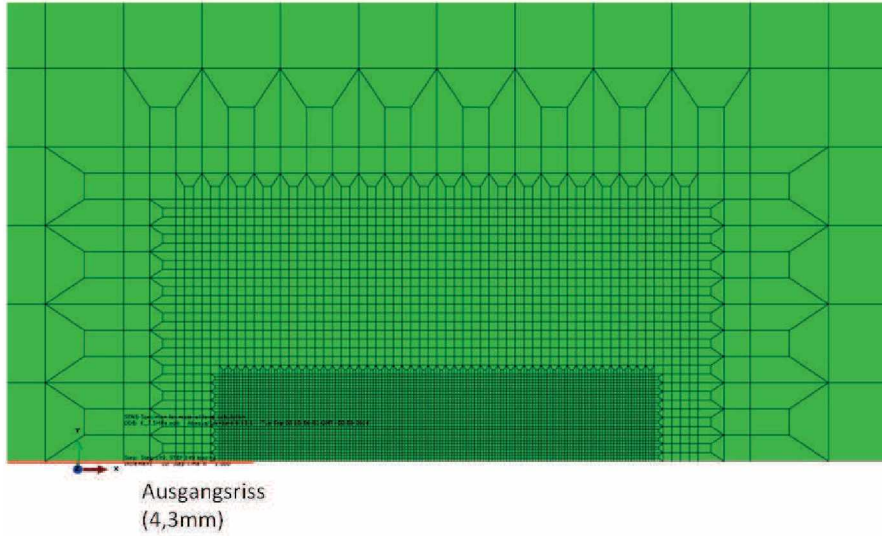
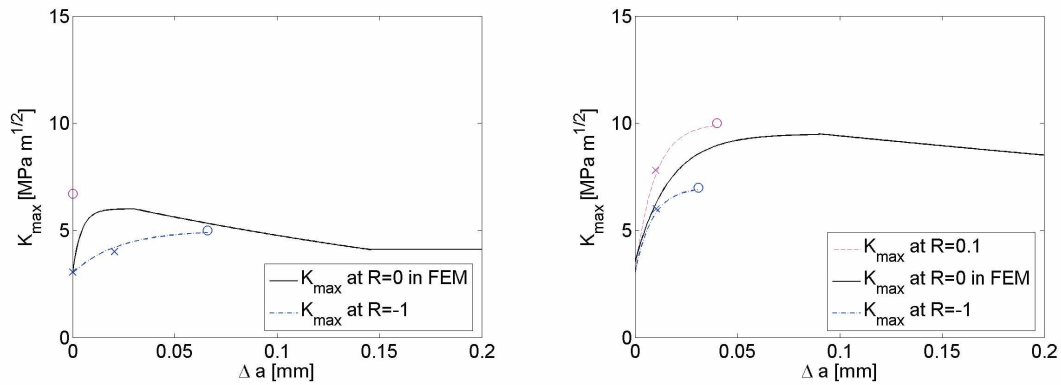


Abbildung 42: Das verwendete Finite-Elemente-Netz im 2D Modell.

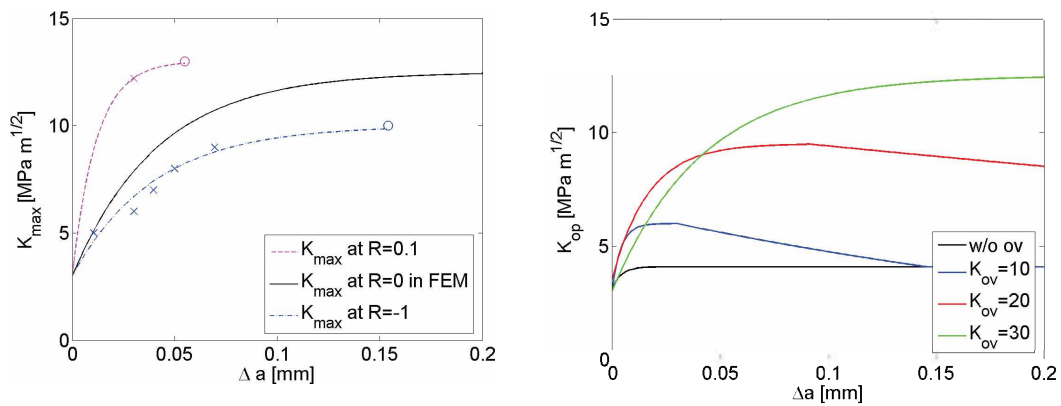
Aus Konvergenzgründen wurde die Finite Elemente Analyse für das Lastverhältnis $R=0$ durchgeführt. Die Überlast wird zuerst auf die Probe aufgebracht. Danach wird die Probe mit $\Delta K = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, der dem Langrisschwellwert im Versuch bei $R=0,1$ entspricht, zyklisch belastet. Nach jedem Zyklus wird der Knoten vor der Risspitze gelöst. Jeder Belastungszyklus wird in zehn gleichmäßige Stufen geteilt. Der Kontaktdruck (CPRESS) zwischen dem Rissufer und der symmetrischen Grenzfläche wurde als Indikator verwendet. Nach der Rissfortschrittsbedingung von Elber [1, 47], kann sich der Riss nur dann ausbreiten, wenn er vollständig offen ist. Der Riss ist nur dann offen, wenn der Kontaktdruck vollständig verschwindet. Die Spannungsintensität, ab der der Kontaktdruck verschwindet, wird zu $\Delta K_{eff,th}$ addiert und als die Spannungsintensität der Rissöffnung (K_{op}) betrachtet. Dadurch erhält man eine R-Kurve, die nur das plastizitätsinduzierte Riss schließen berücksichtigt. Die Untersuchungen werden für die Überlasten $K_{ov}=10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $K_{ov}=20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, $K_{ov}=30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und für den Fall, bei dem keine Überlast auftritt, durchgeführt. Die Ergebnisse sind in Abb.43 dargestellt und zeigen eine gute Übereinstimmung mit den experimentellen Ergebnissen mit Berücksichtigung

des intrinsischen Risswiderstands $3 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. In den Fällen des $K_{ov}=10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $K_{ov}=20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ zeigt der Risswiderstand eine Abnahme nach dem Langrisswellwert. Sobald der Riss die überlastinduzierte plastische Zone verlässt, nimmt die R-Kurve (die Risschließlast) ab und sinkt nach einer gewissen Rissausbreitung (in der Größenordnung der plastischen Zone) wieder auf den Langrisswellwert für den Fall ohne Überlast.



(a) $K_{ov} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

(b) $K_{ov} = 20 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$



(c) $K_{ov} = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$

(d) Vergleich aller K_{op} ohne Überlast und nach einer Überlast mit 10, 20, 30 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Abbildung 43: Vergleich der numerisch berechneten R-Kurven für $K_{max,th}$ mit den experimentellen Ergebnissen. Die für $R=0$ berechneten R-Kurven für ΔK_{th} liegen zwischen den experimentellen Messdaten aus den Lastverhältnissen von $R=-1$ und $R=0,1$.

Bei der letzten Laststufe, bei der der Kontaktdruck noch vorhanden ist, ist der Kontaktdruck auf zwei Bereiche konzentriert. Eine Stelle liegt direkt vor dem Ausgangsriss (a_0), die andere Stelle befindet sich unmittelbar hinter der aktuellen Rissspitze. Der Bereich vor dem Ausgangsriss (nach der Überlast) ist jener (siehe Abb.44), bei dem die maximale plastische Verformung nach der Überlast auftritt. Ein Aufeinandertreffen der Rissufer an der aktuellen Rissspitze wird von der plastischen Verformung direkt hinter der Rissspitze verursacht. Die beide tragen gemeinsam zum plastizitätsinduzierten Riss schließen bei.

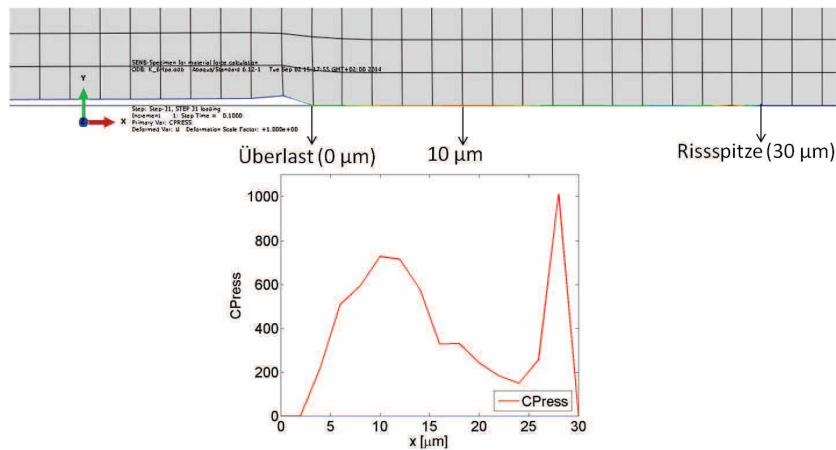


Abbildung 44: Der Verlauf des Kontaktdruckes vor dem Ausgangsriss nach einer Rissverlängerung von $30 \mu m$ ($K_{ov} = 10 MPa\sqrt{m}$, $\Delta K = 6 MPa\sqrt{m}$).

5.5 Analyse der Überlastexperimente

5.5.1 Einfluss von Zugüberlasten

Anhand der Ergebnisse wird der Effekt von Zugüberlasten in zwei Teile untergliedert. Der erste Teil beschäftigt sich mit dem Anstieg des Risswiderstands bis zum Erreichen des Langrisssschwellwerts. Der zweite Teil erklärt den Verlauf des Risswiderstands nach Erreichen des Langrisssschwellwerts, d.h. nach Erreichen des Maximalwertes für das Riss schließen.

ßen.

Der Anstieg des Risswiderstands bis zum Langrisswellwert ($\Delta K_{th,max}$):

Die R-Kurve zeigt den Anstieg des Risswiderstands. Die maximale Spannungsintensität $K_{th,max}$ beim Langrisswellwert $\Delta K_{th,max}$ zeigt eine lineare Abhängigkeit von der Überlast K_{ov} (Abb.45). Wegen des vernachlässigbaren Unterschiedes in der Mittelspannung zwischen den Lastverhältnissen $R=0$ und $R=0,1$, wird angenommen, dass die R-Kurve bei den zwei Lastverhältnissen nahezu identisch sind. Das „Least-squares“ Verfahren wird angewandt um die Parameter dieser linearen Relation zu ermitteln. Erhält man für $R=0,1$

$$K_{th,max} = 0,32 \cdot K_{ov} + 3,6 \quad (52)$$

und für $R=-1$

$$K_{th,max} = 0,21 \cdot K_{ov} + 3,1. \quad (53)$$

Der konstante Beitrag von $3,6 \text{ MPa}\sqrt{m}$ entspricht dem intrinsischen Anteil des Risswiderstandes, was sehr gut mit dem experimentell ermittelten effektiven Schwellwert von $3,0 \text{ MPa}\sqrt{m}$ übereinstimmt. Der von der Überlast abhängige Beitrag stellt den Einfluss des Risschließens dar. Mit dem Fit kann gezeigt werden, dass sich der Risswiderstand um ca. 32% (0,32) von der eingebrachten Überlast K_{ov} erhöht. Es ist mehrfach bestätigt, dass das plastizitätsinduzierte Risschließen im ebenen Dehnungszustand bei konstanter Lastamplitude zwischen 20 % -25 % des angewandten K_{max} beträgt [54–56]. Die erhaltenen 32 % (0,32) sind dennoch nur geringfügig höher als die Werte in der Literatur. Die gute Übereinstimmung führt zu dem Schluss, dass in diesem Fall die Überlast als Beitrag des plastizitätsinduzierten Risschließens ausreicht, um die Erhöhung des Schwellwertes zu erklären.

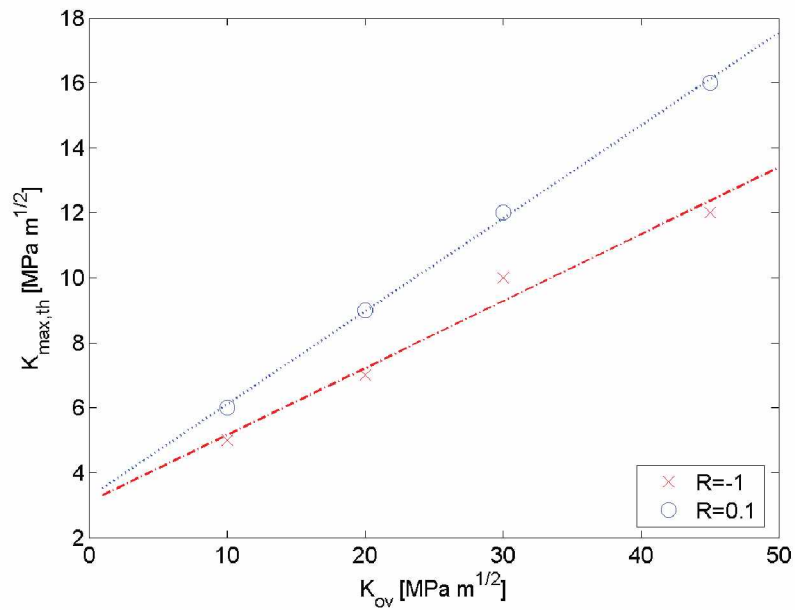


Abbildung 45: Die maximale Spannungintensität K_{max} zeigt bei Erreichen des Langrisssschwellwertes einen linearen Zusammenhang mit der Überlast K_{ov} .

Unter der Annahme, dass das Rissfortschrittsverhalten bei einem Lastverhältnis von $R=0,1$ und $R=0$ identisch ist, ist die erhaltene Rissausbreitung bei Langrisssschwellwert in der Simulation jedoch deutlich länger als die experimentell bestimmte Länge ($< 10\mu m$) (Abb.433). Die Überlast induziert eine große plastische Zone vor der Risspitze. Innerhalb dieser Zone wurde das Material durch die plastische Verformung ausgedehnt. Diese Änderung des Volumens vor der Risspitze, in die der Riss hinein wächst, verursacht dadurch einen steilen Anstieg der R-Kurve und eine Erhöhung des Langrisssschwellwertes. Im Gegensatz zu der R-Kurve bei einem Lastverhältnis von $R=0,1$ zeigt die R-Kurve bei einem Lastverhältnis von $R=-1$ eine deutliche Rissausbreitung, bevor der Langrisssschwellwert erreicht wird. Die Langrisssschwellwerte bei den unterschiedlich hohen Überlasten sind für $R=-1$ Versuche niedriger als für $R=0,1$. Um den Einfluss des Lastverhältnis-

ses genauer zu untersuchen, wurden 3 Proben nach einer Überlast von $30 \text{ MPa}\sqrt{m}$ bei unterschiedlichen Lastverhältnissen geprüft ($R=0,1$, $R=0,7$ und $R=-1$). Das Belastungsspektrum ist in Abb.46 schematisch dargestellt. Es ist leicht zu erkennen, dass die absolute minimale Spannungsintensität (das globale Minimum, inkl. des Überlastzyklus) bei $R=-1$ ($K_{min} = -10 \text{ MPa}\sqrt{m}$) tiefer liegt als bei den beiden anderen Lastverhältnissen ($K_{min} = 0 \text{ MPa}\sqrt{m}$). In der Arbeit von Führinger und Seeger [57] wurde bereits erwähnt, dass eine Rückverformung während der Entlastung stattfindet. Die Stärke der Rückverformung hängt von der Entlastungsamplitude ab. Im Fall des Lastverhältnisses $R=-1$ ist die Rückverformung stärker wegen des niedrigeren K_{min} . Eine stärkere Rückverformung führt zu einer Abnahme des plastizitätsinduzierten Risschließens. Dadurch nimmt die Rissöffnungsspannungsintensität ab.

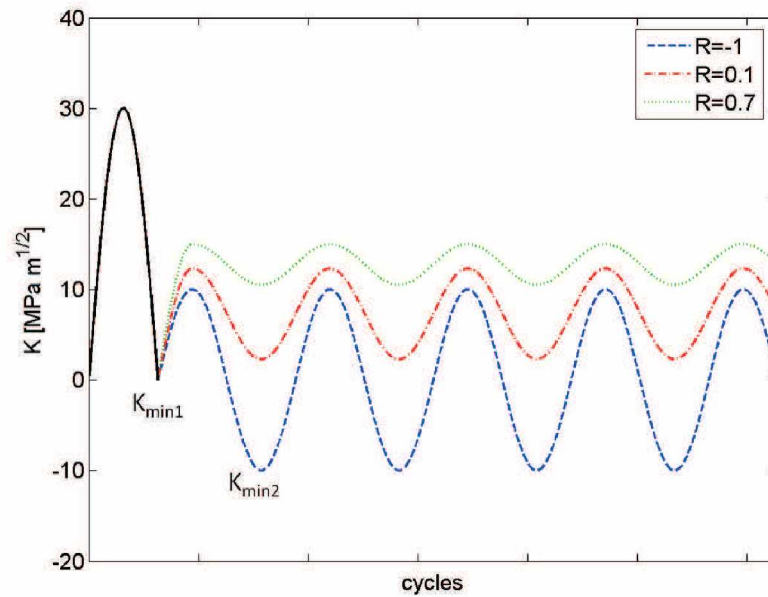


Abbildung 46: Die schematische Darstellung des Belastungsverlaufes nahe des Langrisschwelwerts nach einer Überlast von $K_{ov} = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ bei den 3 geprüften Lastverhältnissen: K_{min} beim Lastverhältnis vom $R=-1$ liegt tiefer als K_{min} bei den anderen zwei Lastverhältnissen.

Die Absenkung des Risswiderstands nach dem Langrisschwelwert ($\Delta K_{th,max}$):

Die Simulation für eine einzelne Überlast von $K_{ov} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ zeigt eine kontinuierliche Absenkung des Risswiderstands nachdem der Langrisschwelwert erreicht wurde (Abb.43), oder anders gesagt, das Maximum der Risschließlast überschritten ist. Die Verformung vor dem Ausgangsriss ist die Ursache für den kontinuierlichen Abfall. Diese Verformung verursacht ein vorzeitiges Berühren der Rissoberflächen über eine lange Strecke der Rissausbreitung. Nach der Simulation bei einem Lastverhältnis von $R=0$ nach $K_{ov} = 10 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ soll diese von der Überlast verursachte Erhöhung des Risswiderstands, nach einer Rissausbreitung von 0,1 mm, wieder vollständig verschwinden. Jedoch zeigt das experimentell ermittelte Rissfortschrittsdiagramm über eine Länge von 0,5 mm

eine reduzierter Rate (Abb.47). Die von der Überlast verursachte Risswiderstandserhöhung wirkt also länger als in der FE-Simulation ermittelt. Da in der Simulation nur die plastische Verformung betrachtet wird, lässt sich schließen, dass der zusätzliche Beitrag des Risswiderstands von anderen Riss-schließmechanismen stammt (dem raugkeitsinduzierten Riss-schließen und dem oxidinduzierten Riss-schließen). Die von Überlasten verursachte Änderung des Rissausbreitung-verhaltens wird hingegen hauptsächlich durch das plastizitätsinduzierte Riss-schließen verursacht.

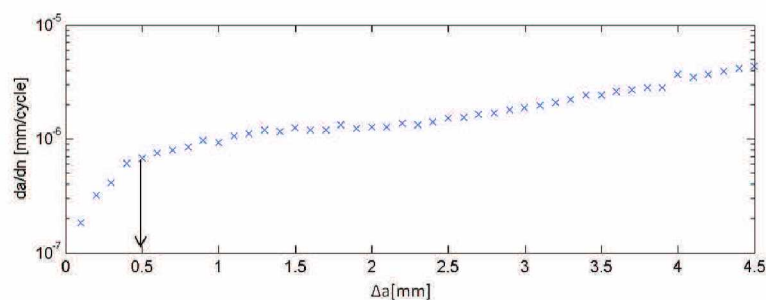


Abbildung 47: Das Rissfortschrittsdiagramm bei $R=0,1$ nach einer Überlast von $K_{ov} = 10 \text{ MPa}\sqrt{m}$ zeigt über 0,5 mm eine Rissausbreitung mit reduzierter Risswachstumsrate. Die reduzierte Rate über einen derart langen Bereich ergibt sich zufolge der gemeinsamen Wirkung des plastizitätsinduzierten Riss-schließens, des raugkeitsinduzierten Riss-schließens und des oxidinduzierten Riss-schließens.

5.5.2 Die Überlast im Druck

Wenn Zugüberlasten eine steilere und höhere R-Kurve bewirken, ist es nicht überraschend, dass Drucküberlasten eine flachere R-Kurve zur Folge haben. In der Einflusszone der Drucküberlast ist das Material nach der Drucküberlast gestaucht. Das führt zu Zugspannungen vor der Risspitze. Wenn der Riss in diese Zone hinein wächst, überlagert

Überlast $K_{ov}[MPa\sqrt{m}]$	R=-1	R=0,1	R=0,7
10	$K_{th,max} = 10MPa\sqrt{m}$	$K_{th,max} = 6MPa\sqrt{m}$	-
20	$K_{th,max} = 14MPa\sqrt{m}$	$K_{th,max} = 9MPa\sqrt{m}$	-
30	$K_{th,max} = 20MPa\sqrt{m}$	$K_{th,max} = 12MPa\sqrt{m}$	$K_{th,max} = 4,5MPa\sqrt{m}$
45	$K_{th,max} = 24MPa\sqrt{m}$	$K_{th,max} = 16MPa\sqrt{m}$	-

Tabelle 10: Zusammenfassung der maximalen Langrisschwellwerte nach jeweiliger Überlast.

sich diese Zugeigenspannung mit der globalen Spannung an der Riss Spitze und führt zu einem geringeren Schwellwert. Nachdem der Riss die Einflusszone verlässt, kehrt er wieder zurück zum ursprünglichen Verhalten (Abb.40). Allerdings zeigt das Rissfortschrittsdiagramm bis zu einer Risslänge von $\Delta a \approx 2,8 \text{ mm}$ eine reduzierte Rate (Abb.41). Diese Ausbreitungslänge ist ein Vielfaches der Größe der durch die Überlast verursachten plastischen Zone. Die große Wirkungsweite der Überlast im Druck kann man anhand des Spannungsfelds, ausgeübt von einer Versetzung erklären. Die Versetzungsbetrachtung ist auch gut geeignet um den Überlasteffekt und vor allem die Reichweite des Überlasteffekts zu beschreiben. Während des Überlastzyklus werden etliche shielding Versetzungen an der Riss Spitze und weitere Versetzungsquellen nahe der Riss Spitze erzeugt. Sie werden ins Material entlang der Richtung der maximalen Schubspannung emittiert und üben ein Kraftfeld aus, das gegen eine Rissausbreitung wirkt. Während des Entlastungszyklus findet das Zurücklaufen der shielding Versetzungen statt. Ein Teil davon erreicht die Riss Spitze und resultiert in einer Rissausbreitung. Anti-shielding Versetzungen werden auch während des Entlastens von der Riss Spitze emittiert. Die Größe dieser zyklischen Verformung führt zum Rissfortschritt. Die Reichweite der shielding Versetzungen hängt

von der Größe der monoton plastischen Zone und damit von der Überlastamplitude ab, die Reichweite der anti-shielding Versetzungen hängt von der Entlastungsamplitude ab (Abb.48). Bei einer größeren Entlastungsamplitude werden auch mehrere „anti-shielding“ Versetzungen an der Rissspitze generiert, was zu einer größeren Rissausbreitung führt. Das erklärt, warum beim Lastverhältnis $R=-1$ eine längere Rissausbreitung bis zum Rissstillstand beobachtet wird.

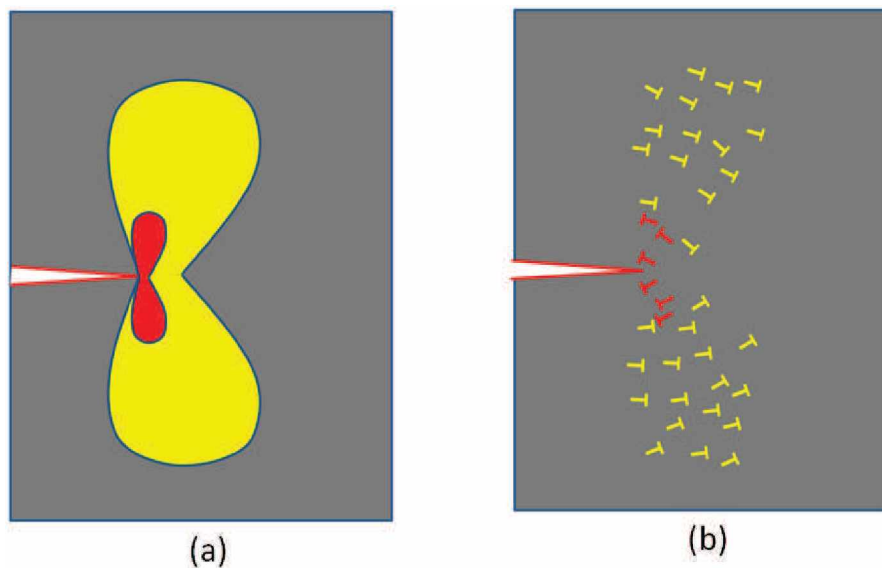


Abbildung 48: Schematische Darstellung der monotonen plastischen Zone und der zyklischen plastischen Zone (a). In (b) sind die geometrisch notwendigen Versetzungen im entlasteten Zustand einer Probe schematisch dargestellt. Die „shielding“ Versetzungen (gelb) sind innerhalb der monoton plastischen Zone verteilt. Sie reduzieren das Spannungsfeld an der Rissspitze beim Entlasten. Die „anti-shielding“ Versetzungen (rot) sind innerhalb der zyklischen plastischen Zone im entlasteten Zustand verteilt.

Es wird angenommen, dass die Versetzungen unter Mode I 70° zur Rissausbreitungsrichtung von der Rissspitze emittiert werden. Nun betrachten wir eine „anti-shielding“

Versetzung (im Gegensatz zum beschriebenen Verhalten bei Zugüberlasten), die von der Überlast im Druck emittiert und sich an der Grenze der plastischen Zone hinter der bereits weitergewachsenen Riss Spitze befindet (Abb.49). Der zugehörige Burgersvektor wird in zwei Teile unterteilt:

Der Anteil parallel zur Rissausbreitungsrichtung:

$$b_x = b \cdot \cos(\alpha) \quad (54)$$

Der Anteil normal zur Rissausbreitungsrichtung:

$$b_y = b \cdot \sin(\alpha). \quad (55)$$

Die Spannungsintensität als Funktion der Position hinter der Riss Spitze kann nach folgender Gleichung [58] ermittelt werden:

$$K = -\frac{b_x G}{2(1-\nu)\sqrt{\pi}} \sqrt{\frac{1}{2r}} \sin\theta \cdot \cos\frac{3}{2}\theta - \frac{b_y G}{2(1-\nu)\sqrt{\pi}} \sqrt{\frac{1}{2r}} (2\cos\frac{1}{2}\theta + \sin\theta \cdot \sin\frac{3}{2}\theta), \quad (56)$$

G ist der Schubmodul, r die Distanz von der Riss Spitze zur Versetzung und ν die Querkontraktionszahl. θ ist der Winkel zwischen der Verbindungslinie von der Riss Spitze zur Versetzung und der Rissfortschrittsrichtung. Die betrachtete Versetzung mit der größten Reichweite liegt an der Grenze der plastische Zone. α ist die Neigungswinkel zwischen der Orientierung der Versetzung und der Rissausbreitungsrichtung (70°) (Abb.49). Für eine Überlast von $K_{ov} = -30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ist $r_{pl} = 241 \mu\text{m}$. Die Größe der Spannungsintensität als Funktion der durch eine einzelne Versetzung hervorgerufene Rissverlängerung ist in Abb.50 für $G=80 \text{ GPa}$ und $b=0,3 \text{ nm}$ ermittelt worden. Innerhalb einer Zone von etwa $0,4 \text{ mm}$ (Einflusszone) liegt hohes „anti-shielding“ (hohe Zugspannung) vor, welche die Rissausbreitung begünstigt. Außerhalb dieser Zone von $0,5\text{-}2 \text{ mm}$ liefert diese Versetzung

einen sehr kleinen „shielding“ Beitrag (eine niedrige Druckspannung). Diese „Druckspannung“ ist die Ursache für die experimentell beobachtete niedrige Rissfortschrittsrate über lange Δa . Der „anti-shielding“ Beitrag innerhalb der ersten 0,4 mm ist für die Verschiebung der R-Kurve für den Schwellwert verantwortlich. Um die tatsächlichen „shielding“ und „anti-shielding“ Spannungsintensitäten, verursacht durch die Überlasten, zu ermitteln, muss nur die Wirkung aller dabei erzeugten Versetzungen aufsummiert werden. Man ermittelt aus der Änderung der Rissöffnungsverschiebung die Anzahl geometrisch notwendiger Versetzungen. Bei $K = 30 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $K = 40 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ sind etwa 11000 bzw. 21000 Versetzungen notwendig. Die Ergebnisse in Abb.51 zeigen eine gute Übereinstimmung mit der erhaltenen R-Kurve für ΔK_{th} .

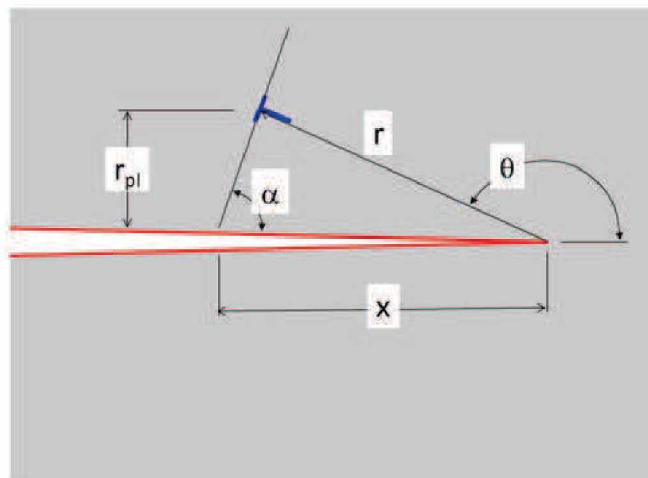


Abbildung 49: Darstellung der geometrischen Parametern zur Beschreibung des „shielding“ und „ant-shielding“ Beitrags als Funktion der Rissverlängerung einer Versetzung, die während einer Drucküberlast emittiert wurde.

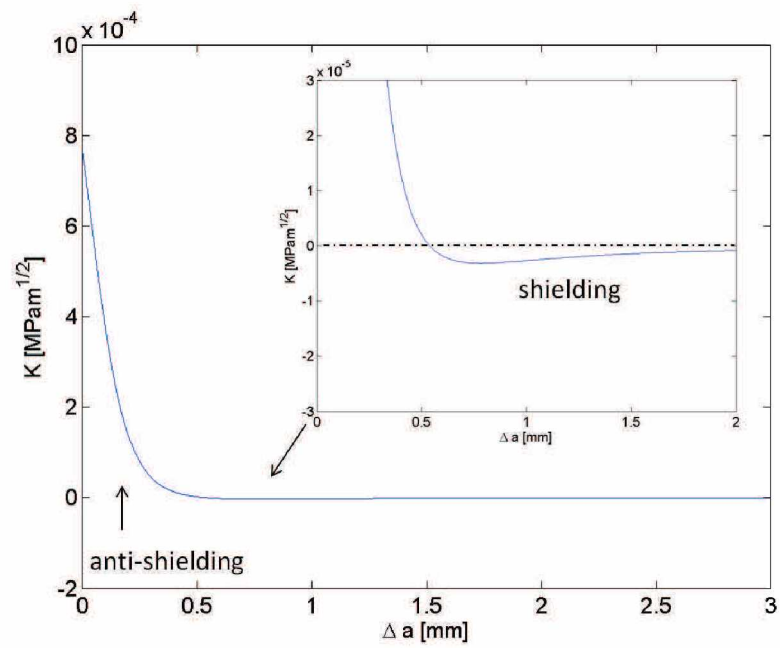


Abbildung 50: Die Verteilung der Spannungsintensität an der Rissspitze, erzeugt von einer anti-shielding Versetzung an der Grenze der plastischen Zone ($241 \mu\text{m}$).

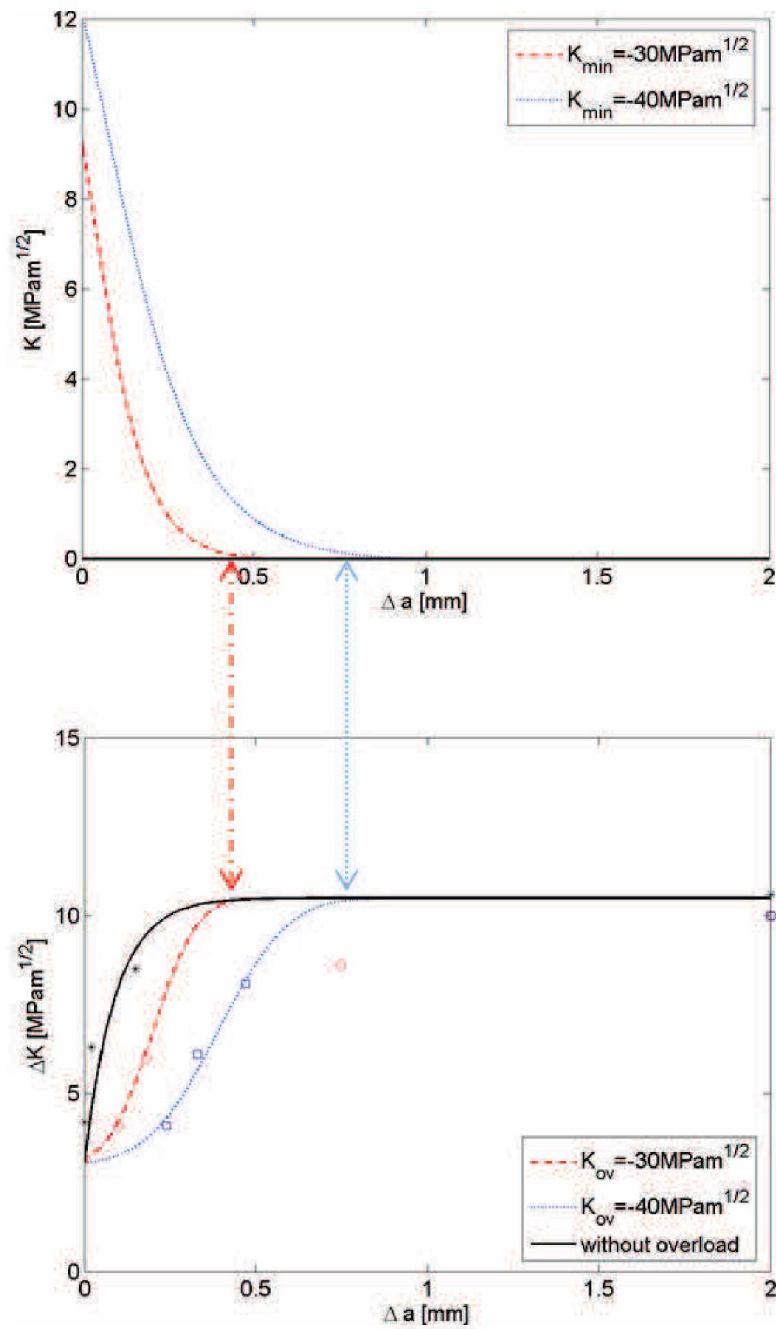


Abbildung 51: Der „anti-shielding“ Spannungsintensitätsverlauf nach Drucküberlasten zeigt eine gute Übereinstimmung mit der experimentell erhaltenen Verschiebung der R-Kurve.

5.6 Zusammenfassung der Überlastexperimente

Durch Beobachtung der Auswirkungen einer einzelnen Überlast auf kurze Risse lässt sich feststellen, dass die Änderung des Risswiderstands von der plastischen Verformung abhängt. Je nach Art der Überlast (im Druck- oder im Zugbereich) und der Lastamplitude wird eine unterschiedliche plastische Verformung an der Rissspitze verursacht.

1. Im Fall einer Zugüberlast wird das Material vor der Rissspitze ausgedehnt. Die dadurch entstehenden Druckeigenspannungen verursachen eine Erhöhung der Riss-schließspannungsintensität und verhindern, dass der Riss in den plastisch verformten Bereich hinein wächst. Nachdem der Riss den plastisch verformten Bereich hinter sich lässt, verursacht der verformte Bereich noch eine vorzeitige Berührung der Rissoberflächen. Diese vorzeitige Berührung erhöht weiter den Risswiderstand. Dieser Anteil des Risswiderstands nimmt jedoch mit zunehmender Risslänge ab und erreicht dann den Risswiderstand, den man bei konstanter Lastamplitude erhält. Andere Riss-schließmechanismen können sich während des Auf- und Abbaus des durch die Überlast verursachten plastizitätsinduzierten Riss-schließens aufbauen. Somit ist die experimentell erhaltene Länge mit erhöhtem Risswiderstand länger als in der Simulation berechnet.
2. Eine Drucküberlast bewirkt Zugeigenspannungen innerhalb der Einflusszone. Diese Eigenspannungen führen zu einem Abfall des Risswiderstands. Außerhalb dieser Zugeinflusszone wirkt eine leichte Druckeigenspannung über längere Distanz. Diese Druckeigenspannung stammt vom Spannungsfeld von Versetzungen, die während der Drucküberlast ins Material emittiert wurden.

6 Schlussfolgerungen

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen lassen sich 3 Themenbereichen zuordnen.

1. Einfluss der Anriss erzeugung auf den gemessenen Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite.
2. Das Ermüdungsrissfortschrittsverhalten in duktilen Stählen mit unterschiedlichen Fließspannungen.
3. Einfluss von Überlasten auf den Schwellwert der Spannungsintensitätsschwingbreite.

Im Folgenden werden die wesentlichen Ergebnisse nochmals kurz zusammengefasst:

1. Beim Erzeugen eines Druckanschwingrisses ist es notwendig, die verwendete Amplitude möglichst klein zu wählen, um die dadurch entstehende Zugeigenspannung gering zu halten. Die Lastspielzahl soll auch ausreichend sein, um eine vollständige Ausbreitung des Anrisses zu gewährleisten. Durch diese beiden Maßnahmen kann der Einfluss des Druckanschwingens minimiert werden.
2. Die Rissfortschrittsuntersuchungen der ähnlichen Stähle zeigen, welchen Einfluss die Fließspannung und die Duktilität auf das Rissfortschrittsverhalten besitzen. Eine niedrigere Fließspannung führt zu einer längeren Aufbaulänge in der R-Kurve für ΔK_{th} . Bei höheren ΔK breitet sich der Riss in einem Material mit geringerer Duktilität schneller aus.
3. Eine Überlast hinterlässt eine Einflusszone vor der Rissspitze und beeinflusst damit das weitere Rissfortschrittsverhalten. Eine Zugüberlast hinterlässt eine Einflusszone

mit Druckspannung. Diese Zone behindert zuerst den Riss daran weiter zu wachsen. Nachdem der Riss diese Zone durchläuft, verursacht diese Zone eine vorzeitige Berührung der Rissoberflächen, welche wieder zu einer Reduktion der risstreibenden Kraft an der Rissspitze führt. Eine Drucküberlast hinterlässt eine Einflusszone mit Zugspannung, welche die lokale Spannung an der Rissspitze erhöht und das Risswachstum unterstützt. Aus diesen Gründen zeigt die R-Kurve für ΔK_{th} einen steilen Anstieg nach einer Zugüberlast und einen flachen Anstieg (aufgrund des fehlenden Risswiderstands) nach einer Drucküberlast.

Der aus der Arbeit erhaltene Fortschritt ermöglicht eine präzisere Charakterisierung über das Rissfortschrittsverhalten und eröffnet neue Möglichkeiten den Effekt der Lastgeschichte in der Praxis zu berücksichtigen.

7 Literatur

Literatur

- [1] W. Elber. Fatigue crack closure under cyclic tension. *Eng. Fract. Mech.*, 2(1):37–45, 1970.
- [2] M.R. Parry, S. Syngellakis, and I. Sinclair. Numerical modelling of combined roughness and plasticity induced crack closure effects in fatigue. *Mat. Sci. Eng. A.*, 291(1-2):224–234, 2000.
- [3] W.L. Morris, M.R. James, and O. Buck. A simple model of stress intensity range threshold and crack closure stress. *Eng. Fract. Mech.*, 18:871–77, 1983.
- [4] R.O. Ritchie and W. Yu. Short crack effects in fatigue: A consequence of crack tip shielding. eds R.O. Ritchie and J.Landford, *TMS. Warrendale, PA*, pages 167–189, 1986.
- [5] G.T. Gray III, J.C. Williams, and A.W. Thompson. Roughness-induced crack closure: An explanation for microstructurally sensitive fatigue crack growth. *Metall. Trans. A*, 14 A(3):421–433, 1983.
- [6] F.O. Riemelmoser and R. Pippan. Discussion of reconsideration of error in the analysis of the wake dislocation problem. *Metall. Trans. A*, 30:1452, 1999.
- [7] K. Sadananda and A.K. Vasudevan. Authors' response: Discussion of reconsideration of error in the analysis of the wake dislocation problem. *Metall. Trans. A*, 30:1457, 1999.

- [8] R. Phippan and F.O. Riemelmoser. Visualization of the plasticity-induced crack closure under plane strain conditions. *Eng. Fract. Mech.*, 60(3):315 – 322, 1998.
- [9] S. Suresh. *Fatigue of materials*. Cambridge university press, 1998.
- [10] R.O. Ritchie. *Fatigue Thresholds, Proceedings, Stockholm*, I:503–26, 1981.
- [11] S. Suresh, G.F. Zaminski, and R.O. Ritchie. Oxide-induced crack closure: An explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior. *Metall. Trans. A*, 12A:1435–43, 1981.
- [12] E.R. de Los Rios, Z. Tang, and K.J. Miller. Short crack fatigue behaviour in a medium carbon steel. *Fat. Engng. Mat. Struct.*, 7:97–108, 1984.
- [13] J. Lankford, D.L. Davidson, and K.S. Chan. Influence of crack tip plasticity in the growth of small fatigue cracks. *Metall. Trans. A*, 15A:1579–88, 1984.
- [14] W.L. Morris and O. Buck. The noncontinuum crack tip deformation behaviour of surface microcracks. *Metall. Trans. A*, 11A:1117–23, 1980.
- [15] H. Kitagawa, R. Yuuki, and T. Ohira. Crack morphological aspects in fracture mechanics. *Eng. Fract. Mech.*, 7:515–29, 1975.
- [16] Y. Murakami and M. Endo. Effects of defects, inclusions and inhomogeneities on fatigue strength. *Int. J. Fatigue*, 16(3):163–182, 1994.
- [17] B. Tabernig, P. Powell, and R. Phippan. Resistance curves for the threshold of fatigue crack propagation in particle reinforced aluminum alloys. *ASTM Special Technical Publication*, (1372):96–108, 2000.
- [18] K. Tanaka and Y. Akiniwa. Resistance-curve method for predicting propagation threshold of short fatigue cracks at notches. *Eng. Fract. Mech.*, 30(6):863–876, 1988.

- [19] R. Pippan, M. Berger, and H.P. Stuewe. Influence of crack length on fatigue crack growth in deep sharp notches. *Metall. Trans. A*, 18 A(3):429–435, 1987.
- [20] F.O. Riemelmoser, P. Gumbsch, and R. Pippan. Dislocation modelling of fatigue cracks: An overview. *Mater. Trans.*, 42(1):2–13, 2001.
- [21] F.O. Riemelmoser, R. Pippan, and O. Kolednik. Cyclic crack growth in elastic plastic solids: A description in terms of dislocation theory. *Comput. Mech.*, 20(1-2):139–144, 1997.
- [22] R. Pippan, L. Plochl, F. Klanner, and H.P. Stuewe. Use of fatigue specimens pre-cracked in compression for measuring threshold values and crack growth. *J. Test Eval.*, 22(2):98–103, 1994.
- [23] A. Pineau. Short fatigue crack behavior in relation to three dimensional aspects and crack closure effect. *R.O Ritchie, J Lankford (Eds.), Small cracks, AIME*, pages 191–211, 1986.
- [24] O.N. Romaniv, V.N. Simin’kovich, and A.N. Tkach. Near-threshold growth of short fatigue cracks. *Soviet materials science : a transl. of Fiziko-khimicheskaya mekhanika materialov / Academy of Sciences of the Ukrainian SSR*, 18(3):234–239, 1982.
- [25] S. Suresh. Crack initiation in cyclic compression and its applications. *Eng. Fract. Mech.*, 21(3):453–463, 1985.
- [26] D.K. Holm, A.F. Blom, and S. Suresh. Growth of cracks under far-field cyclic compressive loads: Numerical and experimental results. *Eng. Fract. Mech.*, 23(6):1097–1106, 1986.

- [27] J. Maierhofer, R. Pippan, and H.-P. Gaenser. Modified nasgro equation for physically short cracks. *Int. J. Fatigue*, 59:200–207, 2014.
- [28] RG. Forman and SR. Mettu. Behavior of surface and corner cracks subjected to tensile and bending loads in ti 6 al 4 v alloy. *ASTM STP 1131, American Society for Testing and Materials, Philadelphia*, Vol. 1 (Eds H.A. Ernst, A. Saxena, D.L. McDowell):519–546, 1992.
- [29] JC. Newman. A crack opening stress equation for fatigue crack growth. *Int. J. Fract.*, 24(R131-5), 1984.
- [30] W.V. Vaidya. Hysteresis in near-threshold fatigue crack propagation: A reconsideration. *Scripta Metall. Mater*, 23(6):859–864, 1989.
- [31] M. Skorupa, J. Schijve, A. Skorupa, and A. Zachwieja. Experimental results and predictions on crack growth in a structural steel under periodically applied single and multiple overloads. *Proceedings of the International Conference on Offshore Mechanics and Arctic Engineering - OMAE*, page 9pp, 1998.
- [32] J. Schijve. Fatigue crack propagation in light alloy sheet material and structures. *NRL Report MP 195, National Aeronautical Research Institute, Amsterdam, Holland*, 1960.
- [33] A.U. de Koning. Simple crack closure model for prediction for fatigue crack growth rates under variable-amplitude loading. *NLR MP 8006 U, Amsterdam*, pages 63–85, 1981.
- [34] T.H. Topper and M.T. Yu. The effect of overloads on threshold and crack closure. *Int. J. Fatigue*, 7(3):159–164, 1985.

- [35] A. Tougui, F. Lacroix, and J. Petit. Overload effects in aluminum alloys: Influence of plasticity and environment. *ASTM Special Technical Publication*, (1439):468–481, 2003.
- [36] W. Geary. A review of some aspects of fatigue crack growth under variable amplitude loading. *Int. J. Fatigue*, 14(6):377–386, 1992.
- [37] H.S. Goel and Satish Chand. Fatigue crack growth model for single overload tests. *Journal of Engineering Materials and Technology, Transactions of the ASME*, 116(2):168–172, 1994.
- [38] R. Kumar, A. Kumar, and S. Kumar. Delay effects in fatigue crack propagation. *Int. J. Pres. Ves. Pip.*, 67(1):1–5, 1996.
- [39] L.P. Borrego, J.M. Ferreira, J.M. Pinho da Cruz, and J.M. Costa. Evaluation of overload effects on fatigue crack growth and closure. *Eng. Fract. Mech.*, 70(11):1379–1397, 2003.
- [40] A.K. Vasudevan, K. Sadananda, and K. Rajan. Role of microstructures on the growth of long fatigue cracks. *Int. J. Fatigue*, 19(SUPPL.1):S151–S159, 1997.
- [41] K.T. Venkateswara Rao and R.O. Ritchie. Mechanisms for the retardation of fatigue cracks following single tensile overloads: behavior in aluminum-lithium alloys. *Acta Metall. Mater*, 36(10):2849–2862, 1988.
- [42] S. Suresh. Micromechanisms of fatigue crack growth retardation following overloads. *Eng. Fract. Mech.*, 18(3):577–593, 1983.
- [43] Ch. Bichler and R. Pippan. Effect of single overloads in ductile metals: A reconsideration. *Eng. Fract. Mech.*, 74(8):1344–1359, 2007.

- [44] O.E. Wheeler. Spectrum loading and crack growth. *J. Basic Eng. Trans. ASME*, 94 Ser D(1):181–186, 1972.
- [45] K.S. Kim, S.C. Kim, C.S. Shim, and J.Y. Park. A study on the effect of overload ratio on fatigue crack growth. *Key Eng. Mat.*, 261-263(II):1159–1168, 2004.
- [46] K.S. Kim, K.S. Kim, C.S. Shim, and H.M. Cho. A study on evaluation of overload effects on fatigue crack growth. *Key Eng. Mat.*, 261-263(II):1169–1178, 2004.
- [47] W. Elber. The significance of fatigue crack closure. *ASTM Special Technical Publication*, pages 230–242, 1971.
- [48] R.J. Dexter, S.J. Hudak Jr., and D.L. Davidson. Modelling and measurement of crack closure and crack growth following overloads and underloads. *Eng. Fract. Mech.*, 33(6):855–870, 1989.
- [49] R. Patankar, A. Ray, and A. Lakhtakia. A state-space model of fatigue crack growth. *Int. J. Fracture*, 90(3):235–249, 1998.
- [50] A. Ray and R. Patankar. A stochastic model of fatigue crack propagation under variable-amplitude loading. *Eng. Fract. Mech.*, 62(4-5):477–493, 1999.
- [51] J.D. Dougherty, T.S. Srivatsan, and J. Padovan. Fatigue crack propagation and closure behavior of modified 1070 steel: Experimental results. *Eng. Fract. Mech.*, 56(2):167–187, 1997.
- [52] McClung R.C. and Sehitoglu H. On the finite element analysis of fatigue crack closure 1. basic modeling issues. *Eng. Fract. Mech.*, 33(2):237–252, 1989.
- [53] McClung R.C. and Sehitoglu H. On the finite element analysis of fatigue crack closure 2. numerical results. *Eng. Fract. Mech.*, 33(2):253 – 272, 1989.

- [54] N.A. Fleck. Finite element analysis of plasticity-induced crack closure under plane strain conditions. *Eng. Fract. Mech.*, 25(4):441–449, 1986.
- [55] H. Sehitoglu and W. Sun. Mechanisms of crack closure in plane strain and in plane stress. In *ICBMFF3*, 1989.
- [56] R.C. McClung. The influence of applied stress, crack length, and stress intensity factor on crack closure. *Metall. Trans. A*, 22(7):1559–1571, 1991.
- [57] H. Fuehring and T. Seeger. Dugdale crack closure analysis of fatigue cracks under constant amplitude loading. *Eng. Fract. Mech.*, 11(1):99–122, 1979.
- [58] J. Weertman. *Dislocation based fracture mechanics*. World Scientific, 1996.