Einfluss unterschiedlicher mechanischer Belastungen auf das Ermüdungsrisswachstum in Stählen und Aluminiumlegierungen

Dipl.-Ing. Johanna Steinbock

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

Einfluss unterschiedlicher mechanischer Belastungen auf das Ermüdungsrisswachstum in Stählen und Aluminiumlegierungen

Dipl.-Ing. Johanna Steinbock

Vollständiger Abdruck der bei der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik der Universität der Bundeswehr München zur Erlangung des akademischen Grades eines Doktor-Ingenieurs (Dr.-Ing.) eingereichten Dissertation.

Vorsitzender:	Prof. Dr.-Ing. H. Rapp
1. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. H.-J. Gudladt
2. Berichterstatter:	Prof. Dr.-Ing. H.-J. Christ

Die Dissertation wurde am 21.05.2008 bei der Universität der Bundeswehr München eingereicht und durch die Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik am 28.05.2008 angenommen.

Tag der Prüfung: 3. September 2008

DANKSAGUNG

Die vorliegende Doktorarbeit fertigte ich, als wissenschaftliche Mitarbeiterin am Institut für Werkstoffkunde der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik an der Universität der Bundeswehr München, in der Zeit vom Juni 2005 bis zum Mai 2008 an.

Mein besonderer Dank gilt Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-J. Gudladt für die Betreuung der Arbeit, die ausführlichen Diskussionen und Anregungen sowie dem notwendigen Freiraum.

Bei Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-J. Christ möchte ich mich für die Durchsicht meiner Arbeit und die Anfertigung des Gutachtens bedanken.

Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Rapp sei Dank für den Vorsitz im Prüfungsausschuss.

Bei meinen Kollegen Herrn Dr. rer. nat. J. Bär, Herrn Dr.-Ing. M. Broll, Herrn Dipl.-Ing. R. Brucksch und Herrn Dipl.-Ing. T. Felsner möchte ich mich für ihre offenen Ohren, die guten Ratschläge und Diskussionen sowie die experimentelle Unterstützung bedanken. Mein besonderer Dank gilt Herrn Dr.-Ing. M. Broll und Herrn Dr.-Ing. S. Rödling. Auf ihre Messergebnisse wurde im Rahmen der Arbeit oftmals zurückgegriffen.

Herrn G. Semmelmann danke ich für die Herstellung der Proben, die praktischen Ratschläge sowie die Betreuung der Versuchsanlage. Bei den Metallographen Herrn J. Neumann und Herrn C. Kröber möchte ich mich für die fachmännische Probenpräparation und die Analyse der Werkstoffstruktur bedanken.

Für ihre Hilfsbereitschaft sei Frau E. Friebel und Herrn D. Krause gedankt. Bei Frau W. Müller möchte ich mich für die Unterstützung bei allen administrativen Aufgaben bedanken.

Die gute Zusammenarbeit und die angenehme Atmosphäre am Institut für Werkstoffkunde trug entscheidend zum Gelingen dieser Arbeit bei, ich möchte mich daher geschlossen bei allen Mitarbeitern bedanken.

Des Weiteren bedanke ich mich bei allen Studenten der Universität, die durch die Erstellung von Studien- und Diplomarbeiten ein Beitrag zur vorliegenden Arbeit geleistet haben.

Letztlich möchte ich mich bei meinen Eltern, meiner Schwester Franziska und meinem Mann Robert bedanken, sie haben mir in der Zeit den Rücken frei gehalten und mich durch motivierende Worte unterstützt.

Neubiberg, im September 2008

Johanna Steinbock

Was wir wissen ist ein Tropfen.

Was wir nicht wissen ein Ozean.

Isaac Newton

KURZFASSUNG

Die vorliegende Arbeit setzt sich basierend auf Ermüdungsexperimenten grundlegend mit dem Einfluss unterschiedlicher mechanischer Belastungen auf das Ermüdungsrisswachstum in Stählen und Aluminiumlegierungen auseinander.

Die Ermüdungsrissausbreitung wurde hierzu in dem Austenit X5CrNi18-10 und dem Ferrit C45E bei konstanter (einstufiger) Belastung für unterschiedliche R-Werte und Spannungsintensitäten analysiert und zudem der Einfluss von Überlasten eingehend untersucht. Zum Aluminium liegen experimentelle Untersuchungen aus den Arbeiten von Broll und Rödling vor.

Die Versuche wurden an einer speziell für Ermüdungsrissausbreitung konzipierten Versuchsanlage durchgeführt. Diese ermöglicht mit der hochauflösenden Gleichstrompotentialsonde das Risswachstum zyklenweise mit einer Messgenauigkeit von ca. einem Mikrometer aufzulösen.

Die Experimente haben gezeigt, dass die Rissfortschrittsrate vom Spannungsverhältnis R und von der maximalen Spannungsintensität K_{max} abhängig ist. Durch die Einführung einer 3D-Darstellung konnte die Rissausbreitung dieser Abhängigkeit gerecht wiedergegeben werden. Die Diskussion verschiedener Rissfortschrittsmodelle mit dem Ziel, eine geschlossene Funktion für $da/dN(R,K_{max})$ zu finden, führt u. a. zu einem neuen Ansatz für den Schwellenwert $K_{max,th}(R)$. Mit diesem kann der Schwellenwert eines Werkstoffes für alle R-Werte angegeben werden kann. Des Weiteren wurde das Berechnungskonzept zur Vorhersage von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten weiterentwickelt. Das neue Berechnungskonzept konnte erfolgreich sowohl bei den Stählen, als auch bei der Aluminiumlegierung 6013 angewendet werden. Es ermöglicht, basierend auf zwei Rissausbreitungskurven, die Berechnung der materialspezifischen Rissfortschrittsrate für beliebige R- und K_{max}-Werte.

In den Überlastexperimenten lässt sich erkennen, dass sich der Riss während der Überlast entsprechend der Überlasthöhe um einige Mikrometer $\Delta a_{ÜL}$ verlängert. Im Anschluss wächst der Riss noch einige Zyklen gegenüber der Ausgangsgeschwindigkeit beschleunigt, erst dann kommt es zur sogenannten Verzögerung. Die Rissverlängerung $\Delta a_{ÜL}$ ist im Stahl und im Aluminium 100-mal größer als infolge der Rissausbreitungskurven bei entsprechender Belastung erwartet. Dieser Unterschied, der im Widerspruch zur LEBM steht, wird darauf zurückgeführt, dass während der Überlast die Rissausbreitung der Rissöffungsverschiebung (COD) entspricht, unter konstanter zyklischer Belastung jedoch von der Mikrostruktur bzw. Versetzungsemission und -bewegung an der Rissspitze dominiert wird.

ABSTRACT

Influence of different loads on fatigue crack growth in steels and aluminium alloys

The fatigue crack growth in the austenite X5CrNi18-10 and the ferrite C45E was analysed under constant (single-level) loading for variable R-ratios and stress intensities as well as under single and multiple overloads. The experiments were compared with those ones carried out by Rödling and Broll on aluminium alloys. All experiments were carried out with a special test-equipment specifically designed for fatigue crack propagation experiments. The high-resolution potential drop method of the machine enables to measure the crack growth cycle by cycle with a measuring accuracy of approximatly one micrometer.

The experiments showed that the crack growth rate da/dN is influenced by two quantities, the cyclic stess intensity ΔK as well as the maximum stress intensity $K_{max.}$ To plot the experiments in reference to this dependence a 3D-presentation was introduced. It was found that the plot of da/dN vs. R (the R-ratio) and K_{max} is more informative than the plot of da/dN vs. ΔK and K_{max} but as $\Delta K = K_{max} \cdot (1\text{-}R)$ of coarse both presentations are possible. Therefore, the aim has been developed to find a global function for da/dN(R,K_{max}) for stress intensities starting form threshold level K_{th} up to K-levels of the upper Paris range. Consequently, different crack growth models were discussed. As a first result, a new basic approach for the threshold behaviour $K_{max,th}$(R) was developed to express its behaviour for steels and aluminium alloys for all R-ratios in the light of micro-structural aspects. Furthermore, the concept for the prediction of crack propagation curves for variable R-ratios has been improved. The new concept works very well for both steels and the aluminium alloy 6013. A successful prediction of the crack growth rate for any R-ratio and K_{max} could be stated.

The single overload tests have shown that the crack propagates some micrometers during the cycle of the overload Δa_{OL}. Thereafter, the crack grows for some cycles faster than before the overload and then develops the well-known effect of retardation.

The crack propagation, Δa_{OL}, is in steel as well as in aluminium approximatly 100 times greater than the expected one, taking the cyclic crack growth rate of the crack propagation curves at an adequate stress intensity into account. This difference cannot be explained by the linear elastic fracture mechanics and is attributed to the dependence of crack propagation during the overload on the crack tip opening displacement, whereas under cyclic loading the crack propagation is controlled by the microstructure and dislocation emission as well as dislocation movement at the crack-tip, respectively.

INHALTSVERZEICHNIS

1 EINLEITUNG

Seit dem frühen 19. Jahrhundert werden Schadensfälle, deren Ursache nachweislich auf die Materialermüdung zurückgeführt werden kann, dokumentiert. Zum Teil hatten diese Schadensfälle katastrophale Folgen. Allein in Deutschland wurden von 1875 bis 1905 ca. 500 Dampfkesselexplosionen mit insgesamt 300 Toten registriert. Weitere schockierende Ereignisse waren der Einsturz der Point Pleasant Bridge im Jahre 1967, bei dem alleine 46 Menschen umgekommen sind, sowie der Untergang der Bohrplattform „Alexander L. Kielland“ 1980 infolge eines Ermüdungsrisses an einer Schweißverbindung. Mit der Bohrplattform versanken 123 Arbeiter im Meer [Blumenauer'93]. Die Liste der Schadensfälle wird auch heute noch immer länger. Um zu verdeutlichen, zu welchen katastrophalen Folgen es infolge der Materialermüdung und der mit ihr einhergehenden Rissbildung sowie Rissausbreitung kommen kann, sind in Tabelle 1−1 beispielsweise einige aktuellere Schadensfälle zusammengestellt.

Katastrophe	im Jahre	Schaden	Tote	Quelle
Markham Mine Disaster, Derbyshire England	1973	Ermüdungsriss führt zum Versagen der Bremsvorrichtung der Aufzugskabine	18	[Demaid'86]
Platzen der Druckleitung in dem Kernkraftwerk Candu, Ontario	1983	Ermüdungsriss in einer Druckleitung	keine	[Chow'86]
Propan Tank Explosion	1986	Ermüdungsrisse, Überfüllung und Hitze	1	[Pearson'86]

Aloha Airlines Boeing 737-297	1988	Materialermüdung - Wartungsfehler	1	[Wikipedia'88]
Flugzeug Moravan Zlin 142, Neustadt am Kulm	1992	Schwingungsrisse in den Untergurtbeschlägen des linken Tragflächenholms führen zum Ablösen von der linken Tragfläche, dem Höhenleitwerk und dem Propeller	1	[BFU'92]
Cessna A 185 F, Trossingen	1996	Schwingungsrisse am Abgasbehälter unterhalb von aufgeschweißten Verstärkungsblechen, Kohlenmonoxidvergiftung des Flugzeugführers	2	[BFU'96]
ICE-Unglück von Eschede	1998	Ermüdungsrisse im Radreifen infolge von Spannungsspitzen	101	[Wikipedia'98]
Ocean Airways Grumman G-73T vor der Küste Floridas	2005	Langer Ermüdungsriss im rechten Flügel	19	[Grumman G-73T'05]

Tabelle 1−1: Schadensfälle infolge Materialermüdung

Obwohl sich die Wissenschaft vor allem im letzten Jahrhundert intensiv mit dem Problem der Materialermüdung auseinandergesetzt hat, welches durch die große Anzahl von Veröffentlichung (mehr als 100.000) auf diesem Gebiet bestätigt wird [Schijve'03], sind hier längst noch nicht alle Fragestellungen geklärt. Die Liste der Schadensfälle reißt daher immer noch nicht ab.

Die Lebensdauer eines Bauteils unter schwingender Belastung besteht aus zwei Phasen: Der Rissbildung und der Rissausbreitung. Nach dem Prinzip der Schadenstoleranz bei der Bemessung von Bauteilen, welches sich mittlerweile vor allem aufgrund des verstärkten Leichtbaus immer mehr durchsetzt, wird davon ausgegangen, dass ein Bauteil grundsätzlich defektbehaftet ist. Unter diesen Umständen muss die Lebensdauer bei der Bemessung von Bauteilen unter Berücksichtigung des Ermüdungsrisswachstums abgeschätzt werden.

Eine verlässliche Vorhersage der Ermüdungsrissausbreitung und somit der Restlebensdauer insbesondere unter Betriebslast ist selbst bei entsprechend hohem experimentellem Aufwand nicht möglich. Eine Wartung des Bauteiles wird somit unerlässlich. Während auf der einen Seite versucht wird, über die Entwicklung von sogenannten Fatigue-Life-Monitoring-Systemen die Ermüdung von Bauteilen zu beobachten, beschäftigt sich die Wissenschaft weiterhin grundlegend mit dem Problem des Ermüdungsrisswachstums.

Im Rahmen der experimentellen Arbeiten von Rödling und Broll, die sich mit der Ermüdungsrissausbreitung in Aluminiumlegierungen befasst haben, konnte der Kenntnisstand über die Ermüdungsrissausbreitung am Institut für Werkstoffkunde deutlich erweitert werden. Die Einflüsse vom Spannungsverhältnis R, der Spannungsintensität K und von Überlasten auf das Ermüdungsrisswachstum konnten exakt analysiert werden. Durch die Verbesserung der experimentellen Methodik konnten vor allem die Auswirkungen von Überlasten detailliert beschrieben und der Stand der Technik unter anderem um ein Berechungskonzept zur Vorhersage von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten erweitert werden [Broll'06, Rödling'03].

Die vorliegende Arbeit knüpft an diese Untersuchungen an und setzt sich damit auseinander, wie unterschiedliche mechanische Belastungen das Ermüdungsrisswachstum in Stählen beeinflussen. Zusätzlich werden vergleichend die experimentellen Daten zur Ermüdungsrissausbreitung in Aluminiumlegegierungen von Rödling und Broll betrachtet.

In Ermüdungsexperimenten wird hierzu experimentell das Ermüdungsrisswachstum in den Stählen X5CrNi18-10 und C45E simuliert. Die Experimente werden mit einer am Institut für Werkstoffkunde entwickelten Versuchsanlage durchgeführt. Diese ermöglicht mittels Gleichstrompotentialsonde eine sehr genaue und kontinuierliche Bestimmung der Risslänge während des Ermüdungsversuches.

Der Einfluss einer Belastung auf die Ermüdungsrissausbreitung wird vergleichend in Ferrit und Austenit (kubisch-raum- und kubisch-flächenzentriertem Stahl) sowie verschiedenen Aluminiumlegierungen analysiert. Es gilt herauszuarbeiten, welche der bestehenden Ansätze zur Beschreibung des Ermüdungsrisswachstums für alle untersuchten Werkstoffe anhand der Experimente verifiziert werden können. In der Diskussion werden anhand der Ergebnisse die vorhandenen Ansätze zur Beschreibung der Ermüdungsrissausbreitung erörtert, ihre Grenzen aufgezeigt und durch eigene Ansätze ergänzt bzw. verbessert. Auf diese Weise soll es gelingen, den Wissensstand zur Ermüdungsrissausbreitung in metallischen Werkstoffen zu erweitern.

2 STAND DER TECHNIK

In diesem Kapitel werden die benötigten Grundlagen der Bruchmechanik sowie der Stand der Technik bezüglich des Ermüdungsrisswachstums in metallischen Werkstoffen zusammengefasst. Die Grundlagen der linear elastischen Bruchmechanik (Kapitel 2.1) werden im Rahmen dieser Arbeit nur kurz erläutert, für eine ausführlichere Betrachtung sei auf entsprechende Lehrbücher [Blumenauer'93, Broek'78, Haibach'89, Heckel'91, Miannay'98, Schwalbe'77, Suresh'98] verwiesen. Bei den Erläuterungen zur Rissausbreitung unter schwingender Belastung in Kapitel 2.2 wird darauf eingegangen, wie unterschiedliche mechanische Belastungen das Risswachstum beeinflussen und die entsprechenden Modellvorstellungen zur Ermüdungsrissausbreitung dargestellt.

2.1 Grundlagen der linear elastischen Bruchmechanik

Die Erkenntnisse der linear elastischen Bruchmechanik (LEBM) sind im Wesentlichen darauf zurück zu führen, dass zunächst von Griffith 1921 das Sprödbruchkriterium in Form eines Energiekonzeptes formuliert wurde. Dieses korrelierte dann G.R. Irwin 1957 mit dem Spannungsfeld vor der Rissspritze, welches zu dem sogenannten K-Konzept führte (nach [Heckel'91]) [Irwin'57].

2.1.1 Spannungsfeld vor der Rissspitze

Um das Spannungsfeld vor einer Rissspitze über mathematisch handhabbare Gleichungen beschreiben zu können, vereinfachten Sneddon, Irwin und Williams die von Westerngaard für eine unendlich schmale Ellipse im elastischen Kontinuum formulierten Spannungsgleichungen. Anstatt der unendlich schmalen Ellipse betrachteten sie den ideal scharfen Riss [Schwalbe'80]. In Abbildung 2.1-1 sind die drei Rissöffungsarten der Bruchmechanik Modus I, II und III infolge der drei Beanspruchungen Zug, Längsschub und Querschub dargestellt. Diese drei Beanspruchungsarten können bei der Formulierung des Spannungszustandes vor der Rissspitze einzeln betrachtet werden. Im Rahmen dieser Arbeit wird experimentell nur die für den Rissfortschritt primär verantwortliche Modus I-Belastung simuliert, in den folgenden Erläuterungen wird daher nur auf diese Belastung eingegangen.

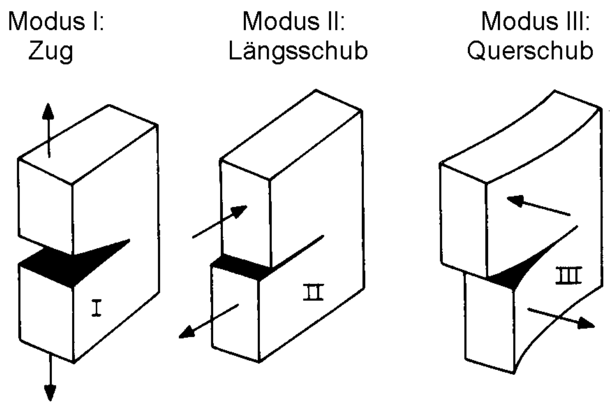


Abbildung 2.1-1: Rissöffungsarten nach [Broek'78]

Bei reiner Zugbelastung (Modus I) lassen sich die Komponenten des Spannungszustandes vor der Rissspitze über die im Allgemeinen als Sneddon-Gleichung bekannte Funktion **(2.1-1)** berechnen.

$$\begin{pmatrix} \sigma_x \\ \sigma_y \\ \tau_{xy} \end{pmatrix} = \frac{K_I}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot \cos\left(\frac{\Theta}{2}\right) \cdot \begin{pmatrix} 1 - \sin\left(\frac{\Theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3}{2} \cdot \Theta\right) \\ 1 + \sin\left(\frac{\Theta}{2}\right) \cdot \sin\left(\frac{3}{2} \cdot \Theta\right) \\ \sin\left(\frac{\Theta}{2}\right) \cdot \cos\left(\frac{3}{2} \cdot \Theta\right) \end{pmatrix} . \qquad \textbf{(2.1-1)}$$

In Abbildung 2.1-2 ist der zur Herleitung der Gleichung **(2.1-1)** verwendete ideal scharfe Riss zu sehen.

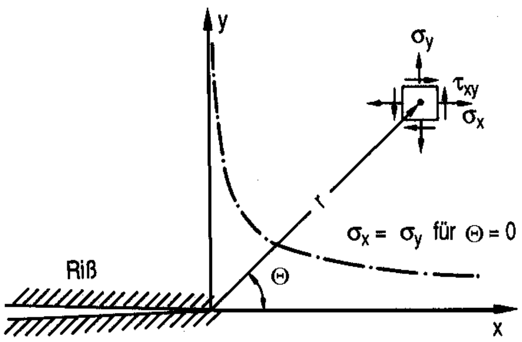


Abbildung 2.1-2: Koordinatensystem vor der Rissspitze und Verlauf der Spannungskomponenten σ_x und σ_y auf dem Ligament (nach [Haibach'89])

Die äußere Belastung wird in Gleichung **(2.1-1)** über den von Irwin eingeführten Spannungsintensitätsfaktor K berücksichtigt. Der Spannungsintensitätsfaktor bzw. die Spannungsintensität K ist die Größe der Bruchmechanik, über die der Belastungszustand an der Rissspitze beschrieben werden kann. Die Spannungsintensität K ist neben der äußeren Belastung σ auch von der Risslänge a, der Geometrie des Bauteils und der Rissöffungsart abhängig und kann über die Gleichung

$$K_I = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) = \sigma \cdot \sqrt{a} \cdot Y\left(\frac{a}{W}\right) \qquad \textbf{(2.1-2)}$$

berechnet werden. Über den Korrekturterm $f\left(\frac{a}{W}\right)$ bzw. $Y\left(\frac{a}{W}\right)$ wird der Einfluss der Bauteilgeometrie (mit W als Probenbreite) bei der Berechnung der Spannungsintensität berücksichtigt. Berechnet man die Spannungskomponenten σ_x und σ_y auf dem Ligament ($\theta = 0$), so ergibt sich die in Abbildung 2.1-2 skizzierte Spannungsverteilung. Unmittelbar an der Rissspitze (für $r = 0$) nehmen σ_x und σ_y unendlich große Werte an, in einem großen Abstand von der Rissspitze ($r \rightarrow \infty$) verringern sich σ_x und σ_y wegen der Proportionalität zu $1/\sqrt{r}$ bis auf den Wert null. Die Spannungssingularität von σ_y direkt vor der Rissspitze, für $r \rightarrow 0$, liegt auch in der Gleichung **(2.1-1)** begründet und zeigt deren Schwäche auf. In realen metallischen Werkstoffen verformt sich die Umgebung vor der Rissspitze zuerst elastisch und dann plastisch, sobald σ_y den Wert der Fließspannung σ_{ys} erreicht. Die Spannungskomponente σ_y kann infolge der außen anliegenden Nennspannung σ_{nenn} im großen Abstand von der Rissspitze nicht null werden, sondern nimmt für $r \to \infty$ die Größe von σ_{nenn} an.

2.1.2 Anwendung der linear elastischen Bruchmechanik in metallischen Werkstoffen

Die Beschreibung des Spannungszustandes vor der Rissspitze über die Sneddon-Gleichung **(2.1-1)** gelingt für ideal-elastisches Materialverhalten. Um die linear elastische Bruchmechanik nun zur Beschreibung der Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen zu verwenden, muss der Bereich der Plastifizierung vor der Rissspitze klein gegenüber der Risslänge und der Probenbreite [Schwalbe'80] sein.

Ist von einem Kleinbereichsfließen auszugehen, so kann die plastisch verformte Zone (einfach: „plastische Zone“) vor der Rissspitze über die Zusammenhänge der LEBM berechnet werden. Der Spannungszustand vor der Rissspitze kann nun im Rahmen der LEBM für die effektive Risslänge, bestehend aus der Risslänge a und dem Durchmesser der plastischen Zone r_{pl}, berechnet werden.

Für die Abschätzung der Größe der plastischen Zone vor der Rissspitze gibt es in der Literatur eine große Anzahl von Ansätzen. Einen Überblick über die verschiedenen Ansätze, die im wesentlichen auf den Fließkriterien nach Tresca oder van Mises beruhen, geben die Lehrbücher [Schwalbe'80] und [Miannay'98]. Ein im Allgemeinen weit verbreiteter Ansatz geht auf die Modellvorstellung von McClintock und Irwin zurück [Heckel'91]. Über die Gestaltsänderungsenergie-Hypothese nach van Mises wird aus den Hauptspannungen σ_1, σ_2 und σ_3 die Vergleichsspannung σ_V

$$\sigma_V = \sqrt{\frac{1}{2} \cdot \left[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2 \right]} \qquad \textbf{(2.1-3)}$$

berechnet. Erreicht σ_V die Fließgrenze σ_{ys} bzw. die Streckgrenze σ_S des Werkstoffes, tritt plastische Verformung auf. Die Hauptspannungen σ_1, σ_2 und σ_3 werden aus der Sneddon-Gleichung **(2.1-1)** berechnet. Bei der Berechnung ist zu unterscheiden, ob im Bauteil infolge der Bauteilgeometrie vor der Rissspitze ein ebener Spannungszustand (ESZ) oder ein ebener Verzerrungszustand (EVZ) vorherrscht.

$$\sigma_{1/2} = \frac{\sigma_x + \sigma_y}{2} \pm \frac{1}{2}\sqrt{(\sigma_x - \sigma_y)^2 + 4 \cdot \tau_{xy}^2},$$
$$\sigma_3 = 0 \ (ESZ) \ bzw. \ \sigma_3 = \upsilon \cdot (\sigma_1 + \sigma_2) \ (EVZ). \qquad \textbf{(2.1-4)}$$

Der Fließradius $r_{ys}(\theta)$ der plastischen Zone berechnet sich durch das Einsetzen der Gleichung **(2.1-1)** in die Gleichung **(2.1-4)**, welche wiederum in Gleichung **(2.1-3)** eingesetzt wird.

$$r_{ys}(\Theta) = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_I}{\sigma_S}\right)^2 \cdot \cos^2\left(\frac{\Theta}{2}\right) \cdot \left(3 \cdot \sin^2\left(\frac{\Theta}{2}\right) + 1\right) \ (ESZ).$$
$$r_{ys}(\Theta) = \frac{1}{2\pi}\left(\frac{K_I}{\sigma_S}\right)^2 \cdot \cos^2\left(\frac{\Theta}{2}\right) \cdot \left(3 \cdot \sin^2\left(\frac{\Theta}{2}\right) + (1 - 2\upsilon)^2\right) \ (EVZ). \qquad \textbf{(2.1-5)}$$

In Abbildung 2.1-3 ([Broll'06] nach [Heckel'91]) ist vergleichend die Form der plastischen Zone nach den Gleichungen **(2.1-5)** dargestellt, die plastische Zone im ESZ ist deutlich größer als die plastische Zone im EVZ. In „dicken" Bauteilen stellt sich im Inneren der EVZ ein, während sich auf der Oberfläche der ESZ ausbildet. Werden diese Zusammenhänge in einer Zeichnung visualisiert, ergibt sich die im rechten Teil von Abbildung 2.1-3 dargestellte Form, bekannt als das dog-bone Modell.

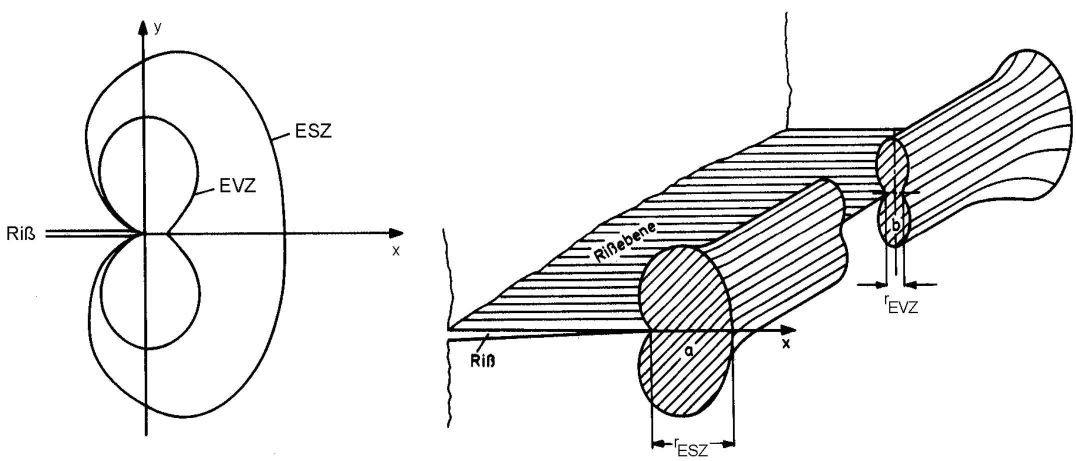


Abbildung 2.1-3: Die plastische Zone

2.2 Rissausbreitung unter schwingender Belastung

Die in Kapitel 2.1 dargestellten Theorien der Bruchmechanik beziehen sich auf eine statische bzw. monotone Beanspruchung von Bauteilen. Real beanspruchte Bauteile sind jedoch in der Regel einer periodischen, d. h. schwingenden, Belastung ausgesetzt. Diese schwingende Beanspruchung führt dazu, dass ein Bauteil infolge sogenannter Ermüdungserscheinungen auch bei Belastungshöhen unterhalb der statischen Festigkeit versagen kann. In dem intakten Bauteil bildet sich durch die schwingende Belastung ein Anriss, dieser wächst als Ermüdungsriss unter der schwingenden Belastung, bis er die für Bauteil und Material kritische Größe erreicht. Das Bauteil versagt dann schlagartig. Die den Riss vorantreibende Beanspruchung ist die zyklische Spannungsintensität ΔK, wie auch Paris feststellte [Paris'60]. Die zyklische Spannungsintensität berechnet sich, wie in der folgenden Abbildung 2.2-1

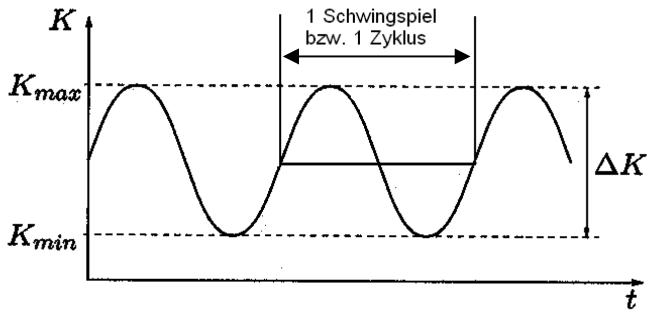


Abbildung 2.2-1: Schwingende / Zyklische Belastung (nach [Heyder'05])

dargestellt, über die Differenz

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} = (\sigma_{\max} - \sigma_{\min}) \cdot \sqrt{a \cdot \pi} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) = \Delta\sigma \cdot \sqrt{a \cdot \pi} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right). \qquad \textbf{(2.2-1)}$$

Um eine schwingende Belastung eindeutig zu charakterisieren, muss neben der zyklischen Spannungsintensität das Spannungs- bzw. Beanspruchungsverhältnis R angegeben werden.

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}}. \qquad \textbf{(2.2-2)}$$

Wird in einem Experiment die Rissfortschrittsrate da/dN unter einer schwingenden Belastung mit konstantem Spannungsverhältnis ermittelt, dann ergibt sich bei doppellogarithmischer Auftragung von da/dN über ΔK ein S-förmiger Kurvenverlauf [Haibach'89]. Dieser Verlauf von da/dN über ΔK ist im Allgemeinen unter dem Begriff Rissausbreitungskurve bekannt. In Abbildung 2.2-2 ist der Verlauf der Rissausbreitungskurve schematisch dargestellt.

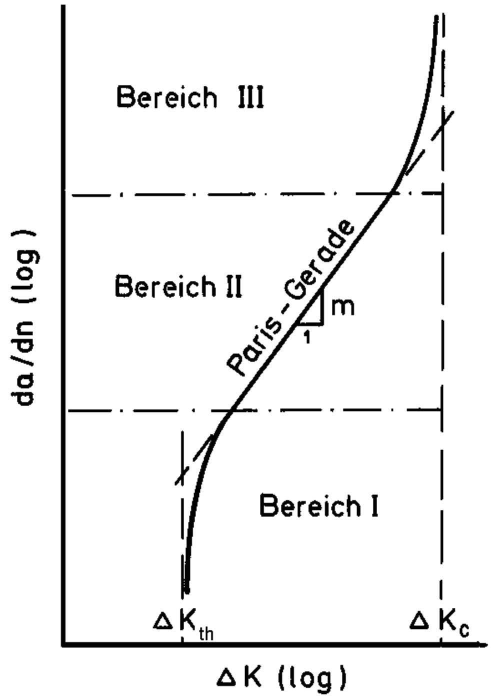


Abbildung 2.2-2: Schematischer Verlauf der Rissausbreitungskurve (nach [Haibach'89])

Den Verlauf der Rissausbreitungskurve charakterisieren drei Bereiche. Im Bereich I (Bereich des Schwellenwertes) beginnt, bei Überschreiten eines bestimmten ΔK-Wertes, der Riss zu wachsen. Letzterer wird als Schwellenwert ΔK_{th} bezeichnet. Im nachfolgenden Kapitel 2.2.2 wird auf den Bereich des Schwellenwertes ausführlicher eingegangen. Im Bereich II (Bereich der Paris-Gerade) breitet sich der Riss stabil aus, man spricht vom sogenannten stabilen Ermüdungsrisswachstum. Die Rissfortschrittsrate da/dN kann entlang der Paris-Gerade über die Paris-Erdogan-Gleichung (oftmals auch als Paris-Gesetz bezeichnet)

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \qquad \textbf{(2.2-3)}$$

für einen konstanten, angegebenen R-Wert angepasst werden [Paris'60].

Die Parameter C und m sind Anpassungsparameter, wobei C die Lage beschreibt (Lageparameter) und m die Steigung der Geraden angibt. Durch instabiles Risswachstum grenzt sich der Bereich III vom Bereich II ab. Der Rissfortschritt beschleunigt sich in diesem Bereich, bis das Bauteil versagt. Die Spannungsintensität, die das endgültige Bauteilversagen verursacht, ist für monotone wie zyklische Belastung die kritische Spannungsintensität K_C. Die zyklische kritische Spannungsintensität ΔK_C kann über den Zusammenhang

$$\Delta K_C = (1 - R) \cdot K_C \qquad \textbf{(2.2-4)}$$

berechnet werden.

Für positive R-Werte ($0 < R < 1$) ergeben sich in der Darstellung da/dN über ΔK, wie in Abbildung 2.2-3 schematisch dargestellt, in Abhängigkeit vom R-Wert parallel versetzte Rissausbreitungskurven.

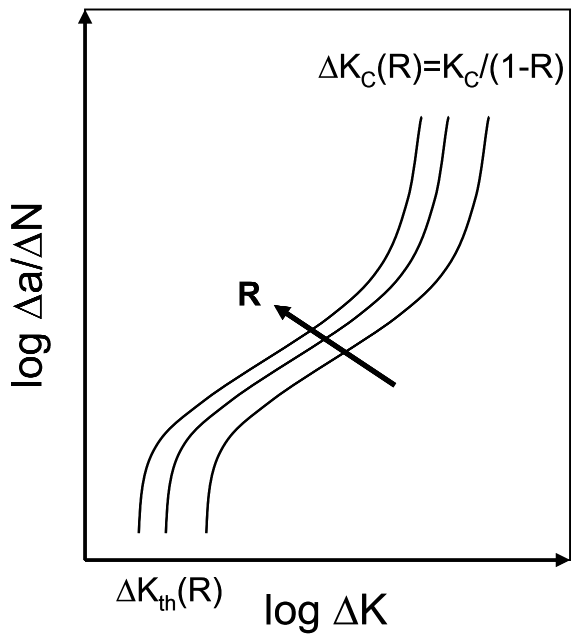


Abbildung 2.2-3: Schematische Darstellung vom Einfluss von R auf die Rissausbreitung

Um neben dem Bereich II auch die anderen Bereiche geschlossen zu beschreiben, wird das Paris-Gesetz **(2.2-3)** modifiziert. Mittlerweile existiert daher eine ganze Reihe von Ansätzen. Eine neuere Übersicht über die verschiedenen Ansätze und die Bereiche, in denen sie angewendet werden können, gibt [Kohout'99]. Für die Abschätzung der technischen Lebensdauer über die Ermüdungsrissausbreitung sind jedoch nur die Bereich I und II relevant. Die vorliegende Arbeit beschäftigt sich überwiegend mit dem Risswachstum in den Bereichen I und II. Um hier den Kurvenverlauf der Rissfortschrittsrate zu beschreiben, wird üblicherweise der Ansatz von Klesnil – Lukáš

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \left(\Delta K^{m} - \Delta K_{th}^{m} \right) \qquad \textbf{(2.2-5)}$$

oder der Ansatz von Donahue

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \left(\Delta K - \Delta K_{th} \right)^{m} \qquad \textbf{(2.2-6)}$$

verwendet [Donahue'72, Klesnil'72]. Der Ansatz von Donahue, den dieser basierend auf dem Konzept der Rissöffungsverschiebung (Crack opening displacement (COD-) Konzept) entwickelt hat, ist materialwissenschaftlich eher zu verstehen. Die Funktion von Klesnil – Lukáš, die Experimente oft sehr gut beschreibt, wurde hingegen empirisch ermittelt [Klesnil'72, Kohout'99, Rödling'03].

2.2.1 Einfluss des Rissschließens

Durch die Ermittlung von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten stellte sich heraus, dass die Verschiebung der Rissausbreitungskurven, wie in Abbildung 2.2-3 dargestellt, nicht nur auf die unterschiedlichen Spannungsverhältnisse zurückgeführt werden kann. Ein weiterer Effekt ist erforderlich, um die experimentell ermittelten Unterschiede zu erklären. Eine Erläuterung, die mittlerweile allgemeine Akzeptanz gefunden hat, bietet das Konzept des Rissschließens. Es wurde von Elber eingeführt und wird nachfolgend näher erläutert.

Unter dem Effekt des Rissschließens versteht man das Phänomen, dass der Riss sich, obwohl das Bauteil durch eine Zugbelastung beansprucht wird, im geschlossenen Zustand befindet. Erst wenn die Belastung einen kritischen Wert überschreitet, ist der Riss geöffnet. Der Riss kann sich nun im Sinne der LEBM ausbreiten. Die Beschreibung des Phänomens des Rissschließens geht auf Christensen zurück [Christensen'63]. Elber spezifizierte in [Elber'70] und [Elber'71] die Modellvorstellung des sogenannten plastisch induzierten Rissschließens. Er formulierte erstmals den Effekt des Rissschließens und das damit verbundene ΔK_{eff}-Konzept. Die Schwingbreite der anliegenden Belastung ΔK reduziert sich durch das Rissschließen auf einen effektiven Wert ΔK_{eff}, der somit die den Riss vorantreibende Belastung darstellt. In Abbildung 2.2-4 ist schematisch die Nomenklatur des ΔK_{eff}-Konzeptes zusammengestellt.

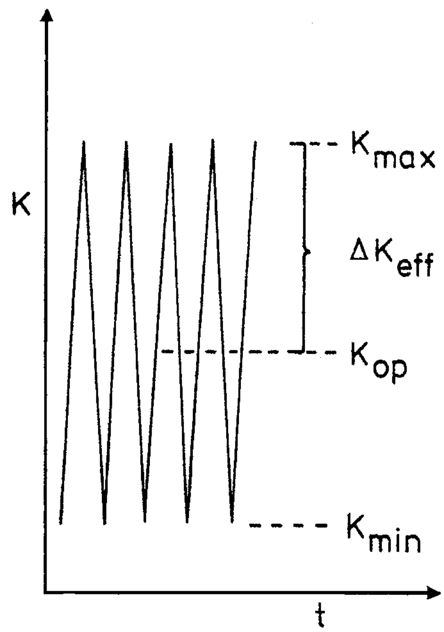


Abbildung 2.2-4: Nomenklatur des ΔK_{eff}-Konzeptes [Doeker'88]

Die Spannungsintensität K_{op} bezeichnet die Spannungsintensität, ab der der Riss offen ist.

Mittlerweile wird aufgrund zahlreicher Untersuchungen des Effektes angenommen, dass neben dem Mechanismus des plastisch induzierten Rissschließens weitere Mechanismen, wie das rauigkeitsinduzierte Rissschließen oder auch das oxidschichtinduzierte Rissschließen, ΔK_{eff} beeinflussen können. In realen Bauteilen ist daher davon auszugehen, dass in den meisten Fällen mehrere Mechanismen gleichzeitig wirken. In seinem

Lehrbuch „Fatigue of Materials“ gibt Suresh eine umfassende erläuternde Zusammenstellung der verschiedenen Mechanismen, die zum Rissschließen führen können [Suresh'98].

Der Effekt des Rissschließens wird bis heute in der Wissenschaft oft kontrovers diskutiert. Die unterschiedlichen Erkenntnisse und Ansichten zum Rissschließen und die daraus resultierenden Modelle sind unter anderem auf die unterschiedlichen Messmethoden (Dehnmessstreifen, Clip-gage, Push-rod gage, Schallemission und „zero crack propagation load method“[Marci'90a]) zurückzuführen [James'97, Stoychev'03], die zu unterschiedlichen Ergebnissen führen.

Mittlerweile ist es üblich, die Rissfortschrittsrate als Funktion von ΔK_{eff} darzustellen. Auf diese Weise wird berücksichtigt, dass sich die Schwingbreite ΔK auf die effektive Schwingbreite ΔK_{eff}, die den Riss vorantreibt, reduziert. Im Paris-Bereich bedeutet dies für die Rissfortschrittsrate

$$\frac{da}{dN} = f\left(\Delta K_{eff}\right) = C \cdot \Delta K_{eff}^{m} = C \cdot U \cdot \Delta K^{m} . \qquad \textbf{(2.2-7)}$$

Durch den Faktor U

$$U = \frac{\Delta K_{eff}}{\Delta K} \qquad \textbf{(2.2-8)}$$

wird die Reduzierung der Schwingbreite auf ΔK_{eff} berücksichtigt. Für hohe R-Werte ($R \geq 0{,}7$) postuliert Elber, dass der Faktor U gegen eins geht und somit ΔK_{eff} und ΔK gleich groß sind, d. h. der Riss offen ist. In der Literatur ist mittlerweile eine große Anzahl von U-Faktoren zu finden, die semi-empirisch bestimmt wurden.

Von der großen Anzahl an unterschiedlichen Ansätzen für den Faktor U werden in dieser Arbeit die drei bekanntesten Ansätze von Elber, Schijve und Newman im Rahmen von Modellrechnungen verwendet und anschließend in Hinsicht auf ihre Verwendbarkeit diskutiert. Diese drei Ansätze sind daher im folgenden Abschnitt zusammenfassend dargestellt.

Nach Elber geht der Effekt des Rissschließens bei der Aluminiumlegierung 2024-T3 mit

$$U(R) = 0{,}5 + 0{,}4 \cdot R \tag{2.2-9}$$

im Intervall $-0{,}1 \leq R \leq 0{,}7$ ein [Elber'71].

Der Ansatz von Schijve für Aluminiumlegierungen basiert auf einer Finite-Elemente-Rechnung [Schijve'81], er lautet

$$U(R) = \frac{3{,}72}{(3-R)^{1{,}74}} . \tag{2.2-10}$$

Von Kurihara wurden an Stählen Rissausbreitungsexperimente innerhalb des Intervalls von $-5 \leq R \leq 0{,}7$ durchgeführt [Kurihara'86]. Wendet man nun den Ansatz von Schijve auf diese experimentellen Daten an, so stellt sich heraus, dass der Ansatz innerhalb dieses Intervalls gültig ist.

Der mehrparametrische Ansatz von Newman wurde anhand eines Fließstreifenmodells von Dugale für Aluminiumlegierungen entwickelt [Newman'81, Newman'82, Newman'84]. Nach Newman ist

$$\Delta K_{eff} = \frac{1 - A_0 - A_1 \cdot R - A_2 \cdot R^2 - A_3 \cdot R^3}{(1-R)} \cdot \Delta K \quad \text{für } R \leq 0 \tag{2.2-11}$$

und

$$\Delta K_{eff} = \frac{1 - A_0 - A_1 \cdot R}{(1-R)} \cdot \Delta K \quad \text{für } R > 0. \tag{2.2-12}$$

Die Parameter A_0 bis A_3 des Ansatzes sind folgendermaßen zu berechnen:

$$A_0 = 0{,}535 \cdot \cos\left(\frac{\pi \cdot \sigma_{\max}}{2 \cdot \sigma_{ys}}\right), \tag{2.2-13}$$

$$A_1 = 0{,}344 \cdot \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_{ys}}, \tag{2.2-14}$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 , \tag{2.2-15}$$

$$A_3 = 2 \cdot A_0 + A_1 - 1 . \tag{2.2-16}$$

Für diesen Ansatz spricht, dass Vormwald und Savaidis ihn erfolgreich an verschiedenen Stahlsorten anwenden konnten [Savaidis'94]. Durch die vielen

Parameter, die hier benötigt werden, erschließt sich jedoch nicht die mikrostrukturelle Relevanz, die hinter dem Ansatz steht.

2.2.2 Rissausbreitung im Bereich des Schwellenwertes

Seit den siebziger Jahren wird die Rissausbreitung auch im Bereich des Schwellenwertes, dass heißt bei geringen Rissfortschrittsraten ($\leq 10^{-10}$ m/Zyklus), gemessen [Schmidt'73]. Aus den Untersuchungen erschließt sich, dass der Schwellenwert als eine materialspezifische Größe betrachtet werden kann. Einen Überblick über die zahlreichen Untersuchungen im Schwellenwertbereich sowie eine Zusammenstellung von Schwellenwerten für unterschiedliche Werkstoffe geben Taylor und Jianchum in [Taylor'93].

Wie bei der Rissgeschwindigkeit im Bereich II ist auch für den Schwellenwert eine Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis festzustellen. Trägt man ΔK_{th} über R auf, ist zunächst ein linearer Abfall des Schwellenwertes mit zunehmendem R-Wert festzustellen. $K_{max,th}$ hingegen steigt von einem nahezu konstanten Wert bei hohen R-Werten ($R \rightarrow 1$) stark an. Diese Zusammenhänge wurden bereits von Schmidt an unterschiedlichen Werkstoffen festgestellt und sind in der folgenden Abbildung 2.2-5 exemplarisch für die Schwellenwerte des Stahles A533 dargestellt.

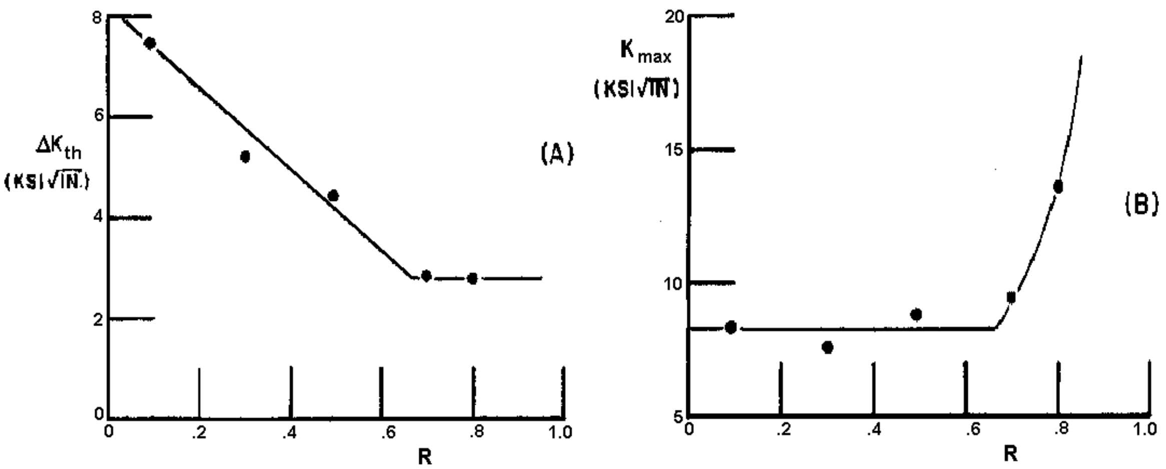


Abbildung 2.2-5: Schwellenwerte ΔK_{th} und $K_{max,th}$ in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis R des Stahls A533 [Schmidt'73]

Schmidt interpretierte für $R \to 1$ das Erreichen eines konstanten Schwellenwertes ΔK_{th}. Den Anstieg von $K_{max,th}$ führt er auf die grundsätzliche Beziehung zwischen ΔK, K_{max} und R

$$\Delta K = K_{\max} \cdot (1 - R) \qquad \textbf{(2.2-17)}$$

zurück. $K_{max,th}$ folgt daher oberhalb eines bestimmten R-Wertes der Funktion

$$K_{\max,th} = \frac{\Delta K_{th}}{1 - R}. \qquad \textbf{(2.2-18)}$$

Der konstante Wert für $K_{max,th}$ bei R-Werten unterhalb dieses R-Wertes ist Schmidt zufolge auf das Rissschließen zurückzuführen. Neben Schmidt ziehen auch Ohta und McEvily als Ursache für das Auftreten des Schwellenwertes und für die Abhängigkeit des Schwellenwertes vom R-Wert das Rissschließen in Betracht [McEvily'98, Ohta'75, Schmidt'73]. Sadananda hingegen führt die Abhängigkeit des Schwellenwertes vom R-Wert auf die zwei Grenzwerte ΔK_{th}^{*} und $K_{\max}^{*}$ zurück [Sadananda'95]. Um Risswachstum zu erzeugen, ist demnach sowohl eine zyklische Komponente ΔK_{th} als auch eine entsprechende, statische Komponente $K_{\max}$ von Nöten. Die Existenz und die Bedeutung der zwei kritischen Grenzwerte ΔK_{th}^{*} und $K_{\max}^{*}$ kann durch die Darstellung von ΔK_{th} über K_{max} verdeutlicht werden. Diese Darstellungsweise bezeichnet Sadananda als „fundamental threshold curve“. Sie ist schematisch im rechten Teil der Abbildung 2.2-6 zu sehen. Wie Sadananda sich, basierend auf diesen zwei Grenzwerten, die Abhängigkeit des Schwellenwertes erklärt, ist im linken Teil der Abbildung 2.2-6 dargestellt.

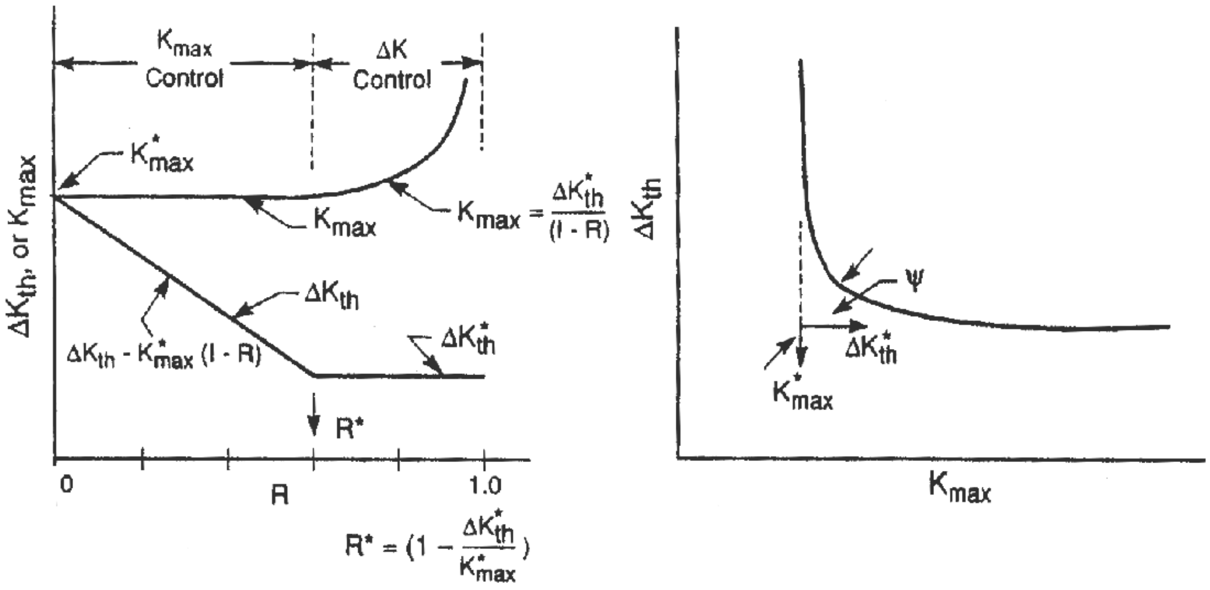


Abbildung 2.2-6: Abhängigkeit des Schwellenwertes von R und die „fundamental threshold curve" [Sadananda'95]

Der wesentliche Unterschied zwischen der Modellvorstellung von Sadananda und der Modellvorstellung von Schmidt ist, dass Sadananda die Größe R* nur als einen kritischen Wert betrachtet, an dem sich die Abhängigkeit des Schwellenwertes ΔK_{th} verändert. Nach Schmidt hängt diese Größe mit dem Rissschließen zusammen und wird deswegen von ihm als R_{cl} bezeichnet.

Neben Sadananda vertreten auch Chen und Couper sowie Griffith aufgrund ihrer Untersuchungen des Rissschließens im Schwellenwertbereich mittels Compilance-Messungen den Standpunkt, dass der Rissstillstand nicht allein auf den Mechanismus des Rissschließens zurückgeführt werden kann [Chen'92, Couper'90]. Cooke und Beevers schließen aus ihren Untersuchungen zum Schwellenwert, dass das Rissschließen bei niedrigen Wachstumsraten eine untergeordnete Rolle spielt und die Mikrostruktur und die Umgebungsbedingungen das Risswachstum in diesem Bereich wesentlich mehr beeinflussen [Cooke'74]. Die Ursache für das Auftreten des Rissstillstandes bei niedrigen Spannungsintensitäten ist somit bis heute nicht vollständig geklärt.

Um zu erörtern, warum sich für unterschiedliche Werkstoffe unterschiedliche Schwellenwerte ergeben, wurde versucht, den Schwellenwert mit anderen Materialkonstanten zu korrelieren. Es wurde festgestellt, dass es eine

Abhängigkeit zwischen dem E-Modul und dem Schwellenwert gibt [Liaw'83]. Diese Abhängigkeit konnte von Ahmed über Untersuchungen an Kupferlegierungen bestätigt werden. Er stellte fest, dass die Kupferlegierungen mit höheren E-Modul-Kennwerten auch höhere Schwellenwerte aufweisen [Ahmed'04].

2.2.3 Konzept zur Vorhersage von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten

Volpp und Rödling stellen vor, wie mit geringem experimentellen Aufwand Rissausbreitungskurven bei variablem Spannungsverhältnis ermittelt werden können [Rödling'03, Volpp'99]. Die Untersuchungen zum Rissausbreitungsverhalten in Abhängigkeit von R und K_{max}, welche einen Schwerpunkt der vorliegenden Arbeit darstellen, bauen darauf auf. Das vollständige Konzept zur Vorhersage von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten, welches Rödling anhand von Experimenten an den Aluminiumlegierungen 6013-T6 und 2024-T351 entwickelt hat und in [Rödling'03] beschreibt, wird daher nachfolgend erläutert. Die Anwendung des Konzeptes an den Stählen X5CrNi18-10 und C45E ist im Ergebnisteil der Arbeit in Kapitel 4.1.4 dargestellt. Die kritische Analyse dieser Ergebnisse in Kapitel 5.1 führt zu den in Kapitel 5.2 dargestellten Modellrechungen und Diskussionsansätzen der Autorin.

Um Rissausbreitungskurven bei variablem Spannungsverhältnis vorherzusagen, sind nach Rödling lediglich zwei Experimente notwendig. Zunächst wird eine für den Werkstoff charakteristische Rissausbreitungskurve für einen konstanten R-Wert ($R = -1$) ermittelt. Anhand dieses Experimentes wird dann eines der üblichen Rissfortschrittsgesetze (Paris, Klesnil – Lukáš) angepasst. Da die Rissausbreitungskurve der Aluminiumlegierung 6013 direkt auf dem Schwellenwert (Bereich I) folgend eine niedrigere Steigung aufweist, als im nachfolgenden Bereich der Paris-Gerade (Bereich II), ist für die Beschreibung des Verlaufes eine getrennte Anpassung der zwei Bereiche notwendig. Im Bereich I kann der Verlauf über das Gesetz von Klesnil - Lukáš optimal beschrieben werden, während der Rest der Kurve über das klassische Paris-Gleichung dargestellt werden kann. In der folgenden Abbildung 2.2-7 sind sowohl die charakteristische Rissausbreitungskurve (R = -1), als auch die ermittelte Funktion zur Beschreibung der experimentellen Daten dargestellt.

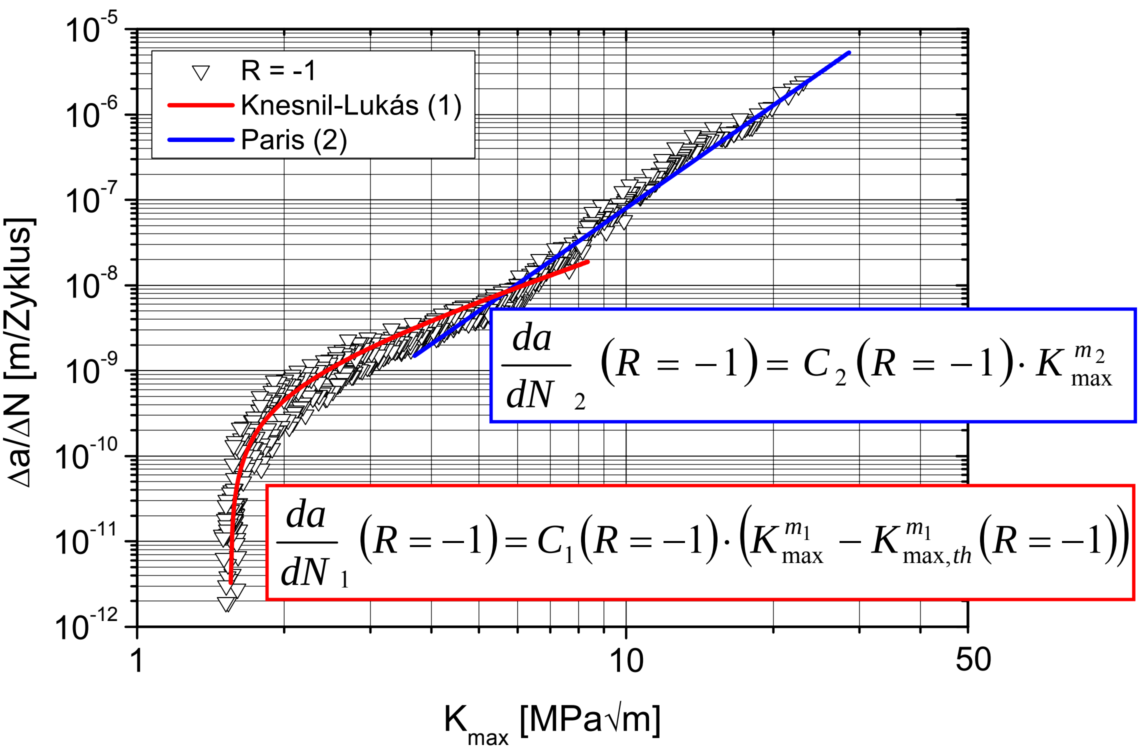


Abbildung 2.2-7: Rissausbreitungskurve (R = -1) für die Aluminiumlegierung 6013 und die Ermittlung der Parameter der Rissfortschrittsgesetze [Rödling'03]

Um Rissausbreitungskurven mit variablem Spannungsverhältnis zu berechnen, muss die Abhängigkeit des Lageparameters C und des Schwellenwertes ΔK_{th} vom Spannungsverhältnis in den Rissfortschrittsgesetzen berücksichtigt werden.

(1) $$\frac{da}{dN}_1 \left(R\right) = \frac{C_1\left(R\right)}{\left(1-R\right)^{m_1}} \cdot \left(\Delta K^{m_1} - \Delta K_{th}^{m_1}\left(R\right)\right). \qquad \textbf{(2.2-19)}$$

(2) $$\frac{da}{dN}_2 \left(R\right) = \frac{C_2\left(R\right)}{\left(1-R\right)^{m_2}} \cdot \Delta K^{m_2}. \qquad \textbf{(2.2-20)}$$

Um die Abhängigkeit des Lageparameters C und des Schwellenwertes ΔK_{th} vom R-Wert zu ermitteln, ist ein zweites Experiment durchzuführen. In diesem Experiment (der sogenannten „alternativen Schwellenwertermittlung“) wird die maximale Spannungsintensität K_{max} konstant gehalten, während die

Schwingbreite reduziert wird. Der R-Wert steigt also kontinuierlich an, so dass sich die Rissfortschrittsrate infolge der reduzierten Schwingbreite beständig verringert und der Schwellenwert erreicht wird.

Der Parameter C(R) errechnet sich, indem man beide Experimente in einer Quotientengleichung miteinander kombiniert.

$$\frac{C_{1/2}(R)}{C_{1/2}(R=-1)} = \frac{\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)}{\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=-1)} \qquad \textbf{(2.2-21)}$$

$$=> \qquad C_{1/2}(R) = \frac{C_{1/2}(R=-1)\cdot\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)}{\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=-1)}. \qquad \textbf{(2.2-22)}$$

Die Stützstelle $C_{1/2}(R = -1)$ entspricht dem C-Parameter, der über die Anpassung der Rissforschrittsgesetze an die Rissausbreitungskurve (R = -1) aus dem ersten Experiment ermittelt wurde (Abbildung 2.2-7). Die Stützstellen $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=-1)$ und $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)$ werden aus dem zweiten Experiment ermittelt. Die Rissfortschrittsrate $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=-1)$ ist die Rissfortschrittsrate, die sich im Experiment bei einem R-Wert von -1 einstellt. $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=-1)$ kann aus der experimentell ermittelten Rissausbreitungskurve des „alternativen Schwellenwertes", die in Abbildung 2.2-8 dargestellt ist, abgelesen werden und entspricht in diesem Beispiel einem Wert von 10^{-8} m/Zyklus. Die Rissfortschrittsrate $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)$ beschreibt den gesamten Verlauf der Rissausbreitungskurve der alternativen Schwellenwertmessung. Rödling stellte fest, dass man diesen Verlauf über die nachfolgende Funktion **(2.2-23)** beschreiben kann. In diesem erweiterten Rissfortschrittsgesetz wird der Effekt des Rissschließens und die Abhängigkeit des Schwellenwertes ΔK_{th} von R berücksichtigt.

$$\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)=C_3\cdot\left(\underbrace{U^m\cdot K_{\max}^m\cdot(1-R)^m}_{\Delta K_{eff}^m}-\Delta K_{th}^m(R)\right). \qquad \textbf{(2.2-23)}$$

Um die Abhängigkeit des Schwellenwertes ΔK_{th} von R in Gleichung **(2.2-23)** berücksichtigen zu können, muss der materialspezifische Zusammenhang, der zwischen dem Schwellenwert ΔK_{th} und R besteht, ermittelt werden. Wie in den Arbeiten [Volpp'99] und [Bazios'99] bereits ermittelt, besteht grundsätzlich ein linearer Zusammenhang zwischen ΔK_{th} und R in dem Intervall $-1 \leq R < 1$. Der materialspezifische Zusammenhang kann über die Anpassung der Funktion

$$\Delta K_{th}(R)=\Delta K_{th}(R=0)\cdot(1-\beta\cdot R) \qquad \textbf{(2.2-24)}$$

an die experimentellen Daten ermittelt werden. $\Delta K_{th}(R = 0)$ und ß sind die materialspezifischen Parameter, die nun eine Beschreibung der Abhängigkeit des Schwellenwertes ΔK_{th} von R ermöglichen.

Der Parameter C_3 in Gleichung **(2.2-23)** ist ein über die experimentellen Daten zu ermittelnder Anpassungsparameter. Nimmt man diese Anpassung vor und berücksichtigt die in Kapitel 2.2.1 dargestellten Rissschließgesetze nach Elber, Schijve und Newman, so ergeben sich die in der folgenden Abbildung 2.2-8 dargestellten Kurvenverläufe.

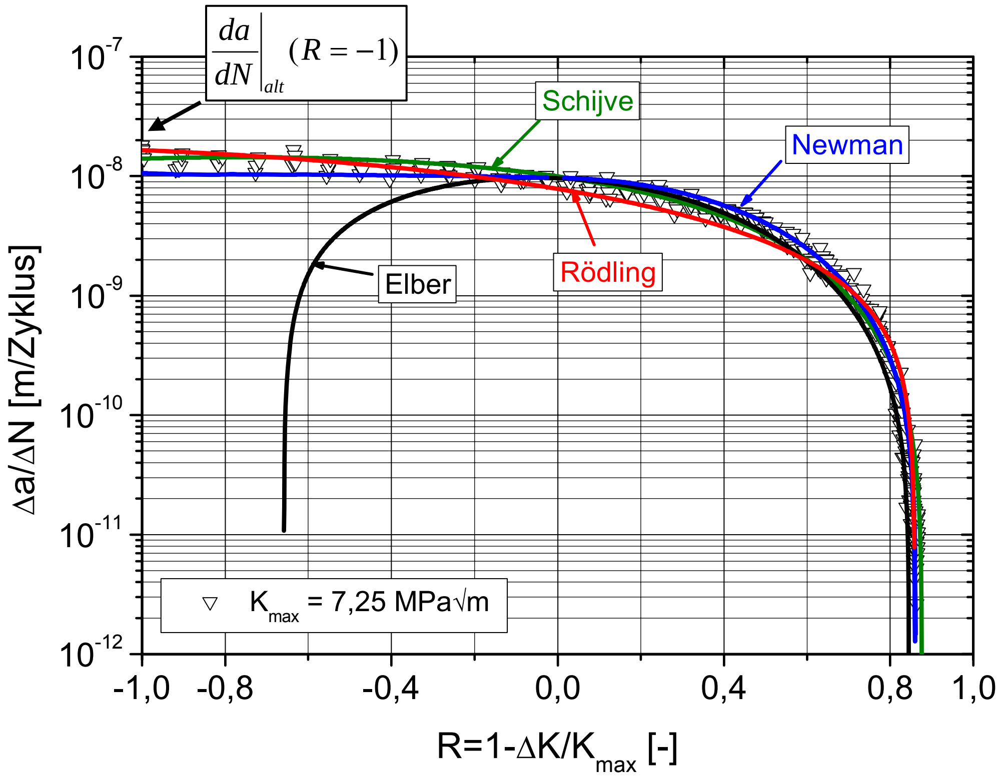


Abbildung 2.2-8: Parameterermittlung der C(R) Funktion anhand der Rissausbreitungskurve der alternativen Schwellenwertmessung [Rödling'03]

Der Rissfortschritt im Experiment des alternativen Schwellenwertes kann zudem auch über die von Rödling ermittelte Funktion

$$\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R) = \left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=0) - \left.\frac{da}{dN}\right|_{alt} \cdot R \cdot e^{-\lambda \cdot R^2} \qquad \textbf{(2.2-25)}$$

beschrieben werden. Die Parameter $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=0)$, $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}$ und λ dieser Gleichung wurden empirisch ermittelt. Die Gleichung korreliert gut mit den experimentellen Daten. Wird das Rissschließen nach Elber in Gleichung **(2.2-23)** berücksichtigt, so kann das Experiment nur im Bereich -0,1 ≤ R < 1 beschrieben werden. Die Berechnung von Rissausbreitungskurven mit variablem R-Wert kann nun über die Funktionen **(2.2-19)** und **(2.2-20)** unter Berücksichtigung der Funktionen **(2.2-23)** und **(2.2-24)** erfolgen.

$$(1)\qquad \frac{da}{dN}_1(R)=\frac{C_1(R=-1)\cdot\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)}{\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=-1)\cdot(1-R)^{m_1}}\cdot\left(\Delta K^{m_1}-(\Delta K_{th}(R=0)-ß\cdot R)^{m_1}\right). \qquad \textbf{(2.2-26)}$$

$$(2)\qquad \frac{da}{dN}_2(R)=\frac{C_2(R=-1)\cdot\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)}{\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=-1)\cdot(1-R)^{m_2}}\cdot\Delta K^{m_2}\;. \qquad \textbf{(2.2-27)}$$

In der nachfolgenden Abbildung 2.2-9 sind sowohl die nach den Funktionen **(2.2-26)** und **(2.2-27)** berechneten Kurven dargestellt, als auch die experimentellen Rissausbreitungskurven für verschiedene R-Werte.

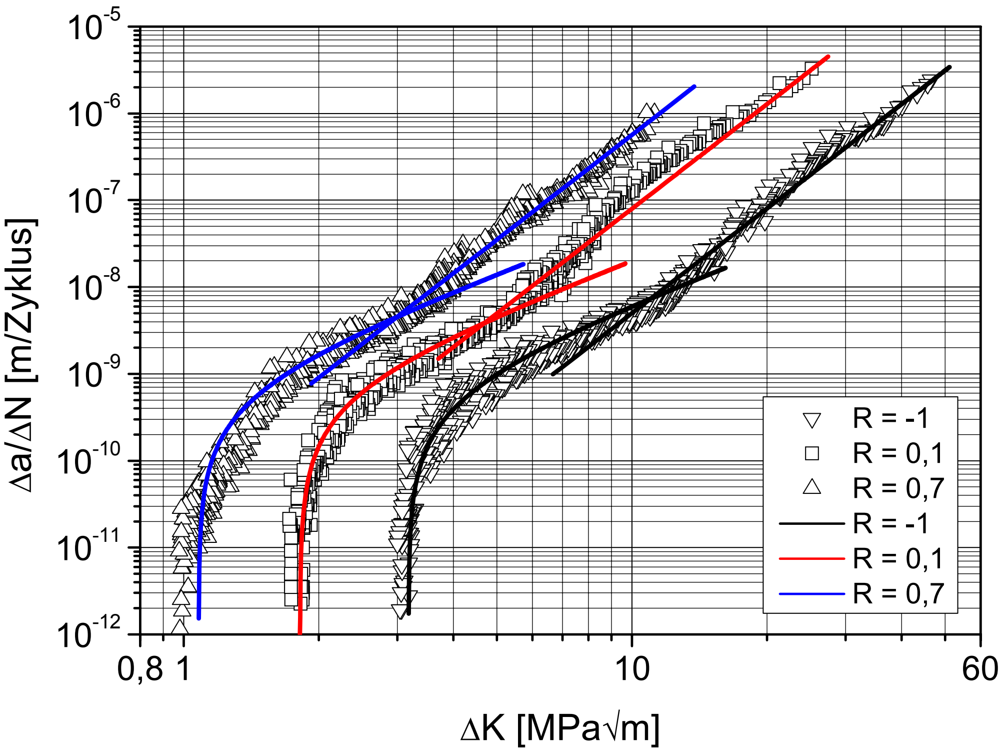


Abbildung 2.2-9: Experimentelle und berechnete Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten des Aluminiums 6013 [Rödling'03]

Aus Abbildung 2.2-9 geht hervor, dass die Berechnung mit den Experimenten im Rahmen der Streuung der experimentellen Daten gut übereinstimmt.

2.2.4 Einfluss von Überlasten

Mit dem Ziel, die Lebensdauerbemessung eines Bauteils unter betriebsnaher Belastung (variabler Belastung) vorzunehmen, wird das Ermüdungsrisswachstum nicht nur unter einstufigen (konstanten) Belastungen untersucht, sondern vor allem die Auswirkungen von Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung betrachtet. Im einfachsten Fall wird im Experiment eine einzelne erhöhte Lastamplitude, die sogenannte Überlast, in eine Folge von konstanten Belastungsamplituden eingestreut. Prinzipiell sind sehr viele unterschiedliche Lastfolgen, bei denen zusätzlich noch die Rissöffnungsarten variiert werden könnten, denkbar. Die technisch interessanten Variationsmöglichkeiten sind in Abbildung 2.2-10 schematisch zusammengestellt.

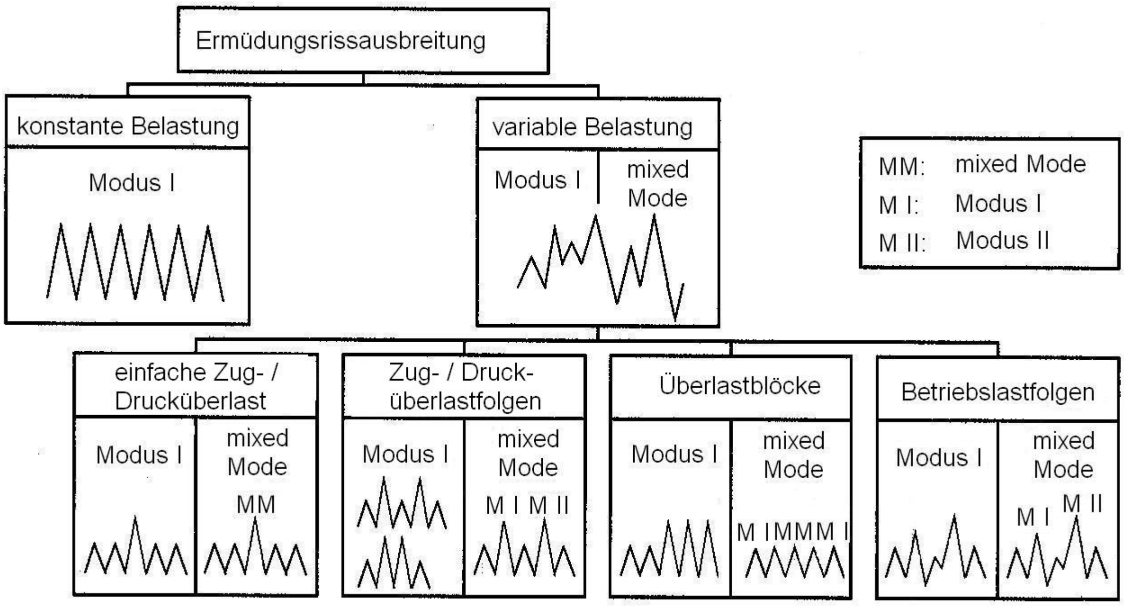


Abbildung 2.2-10: Variationsmöglichkeiten mechanischer Lastfolgen nach [Sander'06]

Von diesen unterschiedlichen Lastfolgen wurde das Einstreuen einer einfachen Zugüberlast in eine konstante Lastfolge (die Grundlastfolge) intensiv untersucht. Die Experimente zeigen, dass der Riss während der Zugüberlastamplitude mit beschleunigter Rissfortschrittsrate wächst. In einigen neueren Untersuchungen wurde unmittelbar nach der Zugüberlast ein Bereich festgestellt, in dem die Rissfortschrittsrate gegenüber der Rissfortschrittsrate unter konstanter Last beschleunigt wächst. Im Anschluss daran vermindert sich die Rissfortschrittsrate kontinuierlich bis zum Erreichen eines Minimums und nimmt dann wieder zu, bis die Ausgangsrissgeschwindigkeit erreicht wird. Die niedrigeren Rissfortschrittsraten im sogenannten Verzögerungsbereich bedingen eine Verlängerung der Lebensdauer. Eine Überlast bewirkt folglich einen Anstieg der Lebensdauer. Eine kurzzeitige Zunahme der Rissfortschrittsrate im Anschluss an die Verzögerung wurde nur in den Untersuchungen von Rödling dokumentiert. Sie wirkt sich im Vergleich zur Verzögerung nur marginal auf die Lebensdauer aus [Rödling'03].

Bei sehr hohen Zugüberlasten kann sogar der Effekt des Rissstopps auftreten. Die Rissfortschrittsrate wird dann so stark abgebremst, dass experimentell ein Risswachstum nicht mehr aufgelöst wird. Entspricht die Belastung der Überlast bei noch höheren Zugüberlasten dem K_C-Wert des Werkstoffes, wächst der Riss infolge der Belastung instabil und das entsprechende Bauteil versagt schlagartig.

In Abbildung 2.2-11 sind die Auswirkungen, die eine Zugüberlast auf eine konstante Rissfortschrittsrate haben kann, im Folgenden als „Überlasteffekte“ bezeichnet, schematisch dargestellt und stichpunktartig beschrieben.

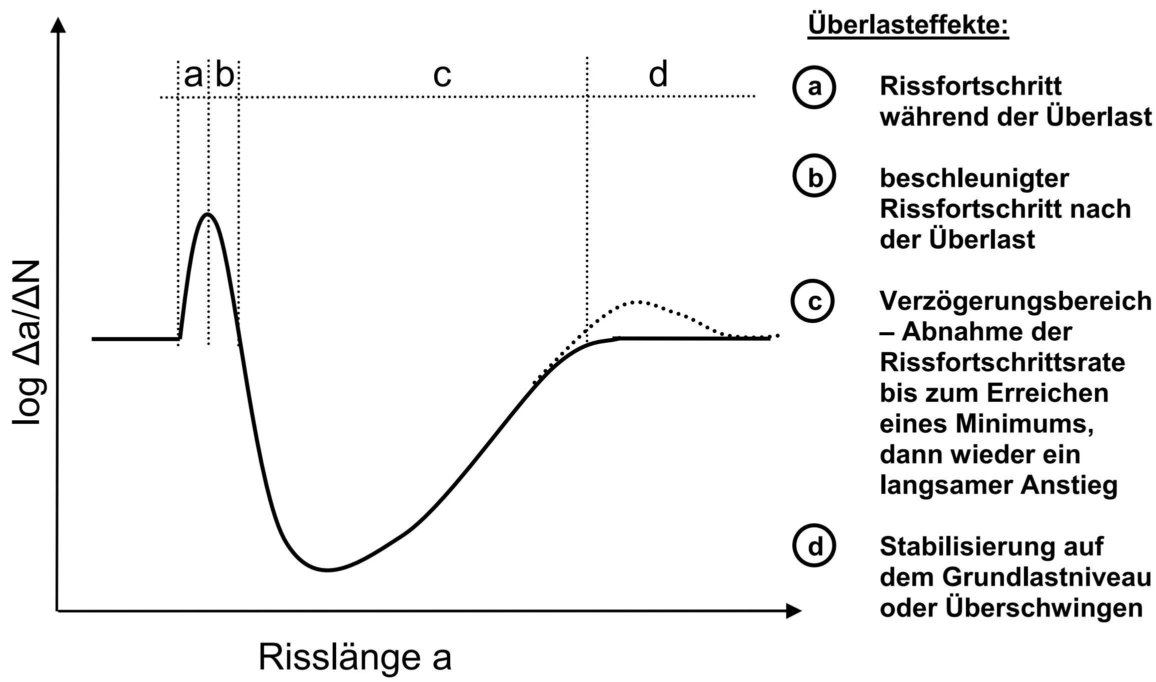


Abbildung 2.2-11: Schema - Effekte einer Zugüberlast auf den Rissfortschritt

Zu welchen Effekten eine Überlast führt und wie stark sich die Effekte ausprägen, ist von vielen Einflussgrößen, wie zum Beispiel der Überlasthöhe, abhängig. Mit der zunehmenden Zahl an Experimenten auf diesem Gebiet nimmt die Anzahl von Einflussgrößen, die hinsichtlich ihrer Auswirkung auf die Überlast untersucht wurden, beständig zu. Einen aktuellen Überblick hierzu geben die Tabellen 2.2-1 bis 2.2-5. In Tabelle 2.2-6 befindet sich die zu den Tabellen gehörende Legende. Den Tabellen kann man entnehmen:

- Welche Einflussgrößen untersucht wurden.
- Wie sich die Einflussgrößen auf den Überlasteffekt auswirken.
- Wer die Untersuchungen an welchem metallischen Werkstoff durchgeführt hat.

Anhand der Tabellen wird deutlich, dass die Verzögerungswirkung einer Zugüberlast durch wesentlich mehr Untersuchungen dokumentiert wird als die beschleunigenden Effekte, die während der Überlast und direkt nach der Überlast auftreten. Dies ist darauf zurückzuführen, dass die Verzögerung ausgeprägter ist als die Beschleunigung, und somit mit den älteren

Messtechniken bereits quantifizierend aufgelöst werden konnte. Corbly konnte zwar bereits 1973 den Rissfortschritt während der Überlast identifizieren und zeigen, dass dieser größer ist, als der Rissfortschritt, der nach den Rissausbreitungskurven bei der Maximallast der Überlast zu erwarten gewesen wäre. Er konnte jedoch nicht exakt angeben, um wie viel sich der Riss während der Überlast verlängert. Eine quantitative Bestimmung der Rissverlängerung während der Überlast, bei einer Auflösungsgrenze von ungefähr 1 µm, gelingt erstmals in den Untersuchungen von Rödling und Broll. Sie geben an, dass der Rissfortschritt während der Überlast in der Aluminiumlegierung 6013 ungefähr um den Faktor 100 höher liegt, als nach den Rissausbreitungskurven für diesen K-Wert zu erwarten gewesen wäre. Aufgrund fraktographischer Untersuchungen und bruchmechanischer Betrachtungen wird dieser Unterschied darauf zurückgeführt, dass eine einfache Überlast ein monotones (statisches) Ereignis darstellt, das in eine zyklische (periodische) Belastung eingebettet ist [Broll'06, Rödling'03].

Mit den vermehrten experimentellen Untersuchungen des Einflusses von Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung geht die Entwicklung von entsprechenden Erklärungsansätzen und Berechnungsmodellen einher. Die meisten der bestehenden Modellvorstellungen und somit auch die Berechnungsmodelle sowie die hier aufgezählten Veröffentlichungen [Bacila'07a, Bacila'07b, Huang'05, Lang'00a, Lang'00b, McGee'77, Taheri'03] gehen nur von einer Verlängerung der Lebensdauer durch eine Überlast aus, und erklären daher lediglich die verzögernde Wirkung. Letztere wird überwiegend zurückgeführt auf:

- Druckeigenspannungen vor der Rissspitze infolge der plastischen Zone der Überlast [Broek'78, Dahl'80, Jägg'97],
- die Rissspitzenverzweigung [Suresh'83] und
- die Abstumpfung der Rissspitze [Rice'67].

Diese Vorstellungen bzw. Erklärungsansätze reichen jedoch bei weitem nicht aus, um alle in den Tabellen genannten Einflussgrößen im Zusammenhang zu verstehen. Beispielsweise können sie nicht erklären, weshalb bei gleicher Überlasthöhe ein großer Überlastblock, dass heißt viele aneinander gehängte Überlasten, zu einer stärkeren Verzögerung führt als eine einfache Überlast. Broll, der diesen Effekt bei Experimenten an der Aluminiumlegierung 6013 feststellte, führt die stärkere Verzögerung durch einen Überlastblock auf die Änderung der Versetzungsstruktur vor der Rissspitze innerhalb der plastischen Zone zurück. Er nahm an, dass die Versetzungsstruktur der monotonen plastischen Zone nach einer einfachen Zugüberlast eine andere ist als die Versetzungsstruktur der zyklischen plastischen Zone nach einem Überlastblock [Broll'06]. Diese Aussage wurde unterstützt durch die Erkenntnisse zur Defektstruktur, die aus der Positronenannihilationsspektroskopie gewonnen wurden. Bei Untersuchungen von Ermüdungsrissen mittels der Positronenannihilationsspektroskopie wurden andere Positronenlebensdauern und somit Defektstrukturen ermittelt als bei Rissen, die durch eine statische (monotone) Last verursacht wurde. Die Defektstruktur und dementsprechend auch die Versetzungsanordung ist somit davon abhängig, ob die Belastung zyklisch oder monoton erfolgt [Egger'06, Egger'04, Rödling'03].

Da der Einfluss von Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung komplexer ist, als früher angenommen und von vielen Größen beeinflusst wird, wie in den Tabellen 2.2-1 bis 2.2-5 dokumentiert, ist er bis heute naturgemäß nicht vollständig verstanden. Die Diskussion um den Einfluss von Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung wird daher im Rahmen der Arbeit mit weiteren Untersuchungen fortgesetzt. In den Überlastexperimenten wurden hierzu die mechanischen Einflussgrößen Überlasthöhe, Grundlasthöhe und das Spannungsverhältnis der Grundlast variiert. Neben einfachen Zugüberlasten wurden auch Überlastblöcke in die Betrachtungen mit einbezogen.

Überlasteffekte	Einflussgrößen auf den Überlasteffekt		Auswirkungen auf den Überlasteffekt	Quellen (Untersuchungen von)/am Material
(a) beschleunigtes Risswachstum während der Überlast	Überlasthöhe	↑	++	[Rödling'03]/ 6013 [Broll'06]/ 6013 [Stephens'76]/ 2024 T3 und 7075 T6 [Bichler'99]/ austenitischer CrNi-Stahl [Corbly'73]/ 7075 [Dahl'80]/ St 60.7
		↓	--	
	Grundlasthöhe	↑	++	[Rödling'03]/ 6013
		↓	--	
	Spannungsverhältnis der Grundlast	↑	+	[Rödling'03]/ 6013
		↓	keine	
	Reihenfolgeeffekt	Drucküberlast vor Zugüberlast	keine	[Broll'06]/ 6013
(b) beschleunigtes Risswachstum nach der Überlast	Probendicke	ESZ (dünn)	keine	[Bichler'07]/ austenitischer CrNi-Stahl
		EVZ (dick)		
	Überlasthöhe	↑	+	[Makabe'04]/ Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt [Bichler'99]/ austenitischer CrNi-Stahl [Venkateswara Rao'88]/ 7150 und 2124
		↓	- bis keine	
	Spannungsverhältnis der Grundlast	↑	--	[Silva'07]/nur beim Stahl C45E /nicht bei 7175 und nicht bei Ti6Al4V [Makabe'04]/ Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt [Venkateswara Rao'88]/ 7150 und 2124
		↓	+	

Tabelle 2.2-1: Überlasteffekte und Einflussgrößen der Überlasteffekte Teil 1

Überlasteffekte	Einflussgrößen auf den Überlasteffekt		Auswirkungen auf den Überlasteffekt	Quellen (Untersuchungen von)/am Material
c Verzögerungs-bereich – Abnahme der Rissfortschritts-rate bis zum Erreichen eines Minimums, dann wieder ein langsamer Anstieg	Probendicke	ESZ (dünn)	++	[Bichler'07]/ austenitischer CrNi-Stahl [Mills'75]/ 2024 T3 [Chanani'77]/ 7075 T6 bzw. T73 und 2024 T3 bzw. T8 [Bernard'77]/ Ducol W30B keinen Einfluss nach [Vardar'88]/ 7075 T6
		EVZ (dick)	--	
	Überlasthöhe	↑	++	[Rödling'03]/ 6013 [Chanani'77]/ 7075 T6 und T73 im 2024 T3 und T8 [Hillberry'75]/ 2024 T3 [Hudson'70]/ 7075 T6 [Probst'73]/ 2024 T3 [Schijve'04]/ Aluminium D16 (russische Legierung ähnlich wie 2024 T3) [Stephens'76]/ 2024 T3 und 7075 T6 [Vardar'88]/ 7075 T6 [Voorwald'91]/ 2024 T3 [Taheri'03]/ Stahl für den Bau von Brücken 350WT [Dahl'80]/ St 60.und St 52,3 [Venkateswara Rao'88]/ 7150 und 2124
		↓	--	
	Grundlasthöhe	↑	-	[Rödling'03]/ 6013 [Hillberry'75]/ 2024 T3 [Stephens'76]/ 2024 T3 und 7075 T6 [McGee'77]/ 2219 T851 [Bernard'77]/ Ducol W30B [Drew'83]/ C-Mn und C-Mn-Nb-V Baustahl [Venkateswara Rao'88]/ 7150 und 2124
		↓	+	

Tabelle 2.2-2: Überlasteffekte und Einflussgrößen der Überlasteffekte Teil 2

Überlasteffekte	Einflussgrößen auf den Überlasteffekt		Auswirkungen auf den Überlasteffekt	Quellen (Untersuchungen von)/am Material
c Verzögerungs-bereich – Abnahme der Rissfortschritts-rate bis zum Erreichen eines Minimums, dann wieder ein langsamer Anstieg	Spannungsverhältnis der Grundlast	↑	++	[Broll'06]/ 6013 [Hillberry'75]/ 2024 T3
		↓	--	
	Reihenfolgeeffekt	Drucküberlast vor Zugüberlast	keine bis -	[McGee'77]/ 2219 T851/ keine [Stephens'76]/ 2024 T3 und 7075 T6
		Zugüberlast vor Drucküberlast	- bis --	[Bacila'07a]/ Stahl 12NC6 [Rödling'03]/ 6013 [Broll'06]/ 6013 [Stephens'76]/ 2024 T3 und 7075 T6 [Hillberry'75]/ 2024 T3 [McGee'77]/ 2219 T851 [Stephens'76]/ 2024 T3 und 7075 T6 [Makabe'04]/ Stahl mit niedrigem Kohlenstoffgehalt [Sander'06]/EN-AW-7075-T651 [Taheri'03]/ Stahl für den Bau von Brücken 350WT

Tabelle 2.2-3: Überlasteffekte und Einflussgrößen der Überlasteffekte Teil 3

Überlasteffekte	Einflussgrößen auf den Überlasteffekt		Auswirkungen auf den Überlasteffekt	Quellen (Untersuchungen von)/am Material
c Verzögerungs-bereich – Abnahme der Rissfortschritts-rate bis zum Erreichen eines Minimums, dann wieder ein langsamer Anstieg	Dehngrenze	↑	-	[Bacila'07a]/ Stahl 12NC6t [Bernard'77]/ Ducol W30B [Drew'82]/ C-Mn und C-Mn-Nb-V Baustahl
		↓	+	
	Haltdauer der Überlast	↑	++	[McGee'77]/ 2219 T851
		↓	+	
	Anzahl der Überlastzyklen (Blockversuche)	↑	+ bis ++	[Corbly'73]/ 7075 [Rödling'03]/ 6013 [Sander'06]/ EN-AW-7075-T651 [Taheri'03]/ Stahl für den Bau von Brücken 350WT [Hudson'70]/ 7075-T6 [Trebules'72]/ 2024-T3 [Dahl'80]/ St 60.und St 52,3
		↓	+	

Tabelle 2.2-4: Überlasteffekte und Einflussgrößen der Überlasteffekte Teil 4

Überlasteffekte	Einflussgrößen auf den Überlasteffekt		Auswirkungen auf den Überlasteffekt	Quellen (Untersuchungen von)/am Material
d Überschwingen bzw. beschleunigtes Risswachstum nach der Verzögerung	Überlasthöhe	↑	+	[Rödling'03]/ 6013
		↓	--	
e Rissstopp	nur bei hohen Überlasten	↑	++	[Rödling'03]/ 6013 [Corbly'73]/ 7075 [Jones'73]/ Ti-6Al-4V [Voorwald'91]/ 2024 T3
	Grundlast	↑	keine bis +	[McGee'77]/ 2219 T851 [Probst'73]/ 2024 T3
		↓	keine bis +	
	Spannungsverhältnis der Grundlast	↑	+	[McGee'77]/ 2219 T851 [Broll'06]/ 6013
		↓	-	
	Haltedauer	↑	+	[McGee'77]/ 2219 T851
		↓	keine	

Tabelle 2.2-5: Überlasteffekte und Einflussgrößen der Überlasteffekte Teil 5

Legende zu den Tabellen: Überlasteffekte und Einflussgrößen der Überlasteffekte	
↑	groß, hoch
↓	klein, niedrig
++	starke Vergrößerung des Effektes
+	Vergrößerung des Effektes
-	Verkleinerung des Effektes
--	starke Verkleinerung des Effektes
keine	keine Auswirkung auf den Effekt
	experimentell untersucht im Rahmen der vorliegenden Arbeit

Tabelle 2.2-6: Legende

3 EXPERIMENTELLES

3.1 Werkstoffe

Bei den für die Untersuchungen verwendeten Werkstoffen handelt es um die Stähle C45E und X5CrNi18-10. Beide Stähle wurden von der ThyssenKrupp Schulte GmbH als Bleche in einer Größe von 4 x 1000 x 2000 mm geliefert. Der Stahl X5CrNi18-10 (mit der Werkstoff-Nr. 1.4301), auch bekannt unter dem Namen „Nirosta“, ist ein hochlegierter, austenitischer Edelstahl (kfz-Struktur), der korrosionsbeständig ist. Im Gegensatz dazu hat der Vergütungsstahl C45E (mit der Werkstoff-Nr. 1.1191) eine ferritische Struktur (krz-Struktur). Wie der X5CrNi18-10 wird auch der C45E aufgrund seines geringen Schwefelgehaltes der Klasse der Edelstähle zugeordnet. In der folgenden Tabelle 3.1-1 sind die Legierungsbestandteile des X5CrNi18-10 dargestellt, zum Vergleich ist darunter die chemische Zusammensetzung des C45E in Tabelle 3.1-2 dokumentiert.

Element	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	N	Andere gesamt	Fe
min.						17,50	8,00		k.A.	Rest
max.	0,77	1,00	2,00	0,05	0,02	18,50	10,50	0,11		
Herstellerangaben	0,02	0,36	1,21	0,02	0,00	18,22	8,02	0,07	27,92	Rest

Tabelle 3.1-1: Hauptlegierungsbestandteile des Stahles X5CrNi 18-10 in Gewichts-%

Element	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Ni	Mo	Andere gesamt	Fe
min.	0,42		0,50							k.A.	Rest
max.	0,50	0,40	0,80	0,03	0,04	k.A.	0,40	0,10	0,00		
Hersteller-angaben	0,46	0,23	0,71	0,01	0,00	0,01	0,02	0,11	0,00	1,554	Rest

Tabelle 3.1-2: Chemische Zusammensetzung des Stahles C45E in Gewichts-%

In den Tabellen sind sowohl die minimalen als auch die maximalen Bestandteile der beiden Stähle nach den Normen DIN EN 10088-2 und DIN EN 10083-2 dargestellt [DIN'01b, DIN'03b]. Die Herstellerangaben zu den Bestandteilen beruhen auf einer Schmelzanalyse der Werkstoffe. Aus Tabelle 3.1-1 und

Tabelle 3.1-2 geht hervor, dass beide Werkstoffe die in den Normen geforderten Grenzwerte einhalten und somit der in den Normen geforderten Qualität entsprechen.

Das Blech des Stahles X5CrNi18-10 liegt in der Ausführungsart 2B nach DIN EN 10088-2 vor, es wurde kaltgewalzt, wärmebehandelt, gebeizt und kalt nachgewalzt, dadurch wird eine gute Korrosionsbeständigkeit, Glattheit und Ebenheit des Materials sichergestellt. Der Stahl C45E hingegen wurde durch Warmwalzen in die Blechform gebracht, wobei darauf geachtet wurde, dass der Prozess normalisierend durchgeführt wurde. Auf der Stahloberfläche hat sich infolge des Herstellungsprozesses eine Zunderschicht gebildet. Um die beiden Materialien hinsichtlich ihrer mechanischen Kennwerte zu charakterisieren, wurden anhand von Zugversuchen (DIN EN 10002-1 [DIN'01c]) und Härte-Prüfungen nach Vickers (DIN EN ISO 6507-1 [DIN'98]) die Kennwerte ermittelt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen für die Stähle X5CrNi18-10 und C45E sind in Tabelle 3.1-3 zusammenfassend dargestellt. Die in Klammern stehenden Werte sind die geforderten Mindestwerte nach den Normen DIN EN 10088-1, DIN EN 10028-7 und DIN EN 10083-1 [DIN'01a, DIN'03a, DIN'05].

Material	E [GPa]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	Härte [HV30]
X5CrNi18-10	203 (200)	706 (540-750)	322 (min. 230)	59 (min. 45)	188 (k.A.)
C45E	210 (210)	775 (min. 620)	472 (min. 340)	22 (min. 14)	228 (k.A.)

Tabelle 3.1-3: Mechanische Kennwerte der Stähle X5CrNi18-10 und C45E

Die Resultate der Ermüdungsversuche an den Stählen werden im Rahmen der vorliegenden Arbeit mit den Versuchsergebnissen an Aluminium 6013-T62 verglichen. Die entsprechenden Daten der Aluminiumlegierung 6013-T62 liegen aus den Arbeiten von Rödling und Broll vor [Broll'06, Rödling'03]. Diese Aluminiumknetlegierung mit den Hauptlegierungselementen Magnesium und Silizium wurde von der Firma Airbus Deutschland GmbH (Bremen, EADS) zur Verfügung gestellt. Ihre mechanischen Eigenschaften sind in Tabelle 3.1-4 zusammengefasst, die in Klammern stehenden Werte entsprechen den Herstellerangaben.

Material	E [GPa]	R_m [MPa]	$R_{p0,2}$ [MPa]	A [%]	Härte [HBW]
6013 T62	72 (68 - 72)	399 (350)	365 (310)	16 (8)	131

Tabelle 3.1-4: Mechanische Kennwerte von der Aluminiumlegierung 6013-T62

3.2 Durchführung der Rissausbreitungsexperimente

Die Analyse des Rissausbreitungsverhaltens infolge unterschiedlicher mechanischer Belastungen, die in der vorliegenden Arbeit präsentiert wird, basiert auf der Erzeugung von Ermüdungsrissen im Experiment. Der experimentelle Vorgang wird daher nachfolgend zusammenfassend erläutert.

3.2.1 Probenherstellung und -geometrie

Für die Rissausbreitungsexperimente wurden aus den Blechen einseitig gekerbte Flachproben (single-edge notched (SEN) specimen) hergestellt. Die Dimensionen der Proben sind in Abbildung 3.2-1 dargestellt. Die Maße (angegeben in mm) und Toleranzen der Proben entsprechen den in der DIN ISO 2768 T1 vorgeschriebenen [DIN'91].

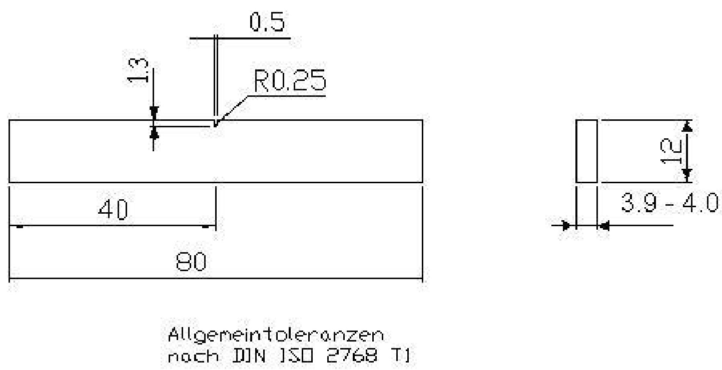


Abbildung 3.2-1: Einseitig gekerbte Flachprobe für die Rissfortschrittsexperimente mit der Versuchsanlage ERIKA

Die Proben wurden so aus den Blechen entnommen, dass die Probenlängsachse in der Walzrichtung der Bleche liegt. Da sich auf der Oberfläche des Bleches vom C45E im Herstellungsprozess eine nichtleitende Zunderschicht gebildet hat, musste diese nur einige Mikrometer dicke Schicht abgeschliffen werden. Die Leitfähigkeit der Probe stellt im Zusammenhang mit der verwendeten Messmethode für die Risslänge, die Gleichstrompotentialsonde (vgl. Kapitel 3.2.2), eine notwendige Vorraussetzung dar. Die Probendicke verringert sich dadurch nur unwesentlich. Die Kerbe in Probenmitte wird im letzten Bearbeitungsschritt mit einer Diamantdrahtsäge der Firma Well eingebracht. Infolge dieses Bearbeitungsschrittes ergibt sich für die Kerben ein Kerbradius von 0,25 mm. Als geeignete Länge der Kerbe (a_k) hat sich in den ersten Versuchen ein Maß von 1,3 ± 0,2 mm herausgestellt. Diese Kerbtiefe wurde dann bei der Herstellung aller weiteren Proben berücksichtigt.

3.2.2 Die Versuchsanlage ERIKA

Die einseitig gekerbte Flachprobe wird für den Ermüdungsversuch in die am Institut entwickelte Versuchsanlage ERIKA (Ermüdungsrissausbreitung in korrosiven Atmosphären) eingebaut. Die Versuchsanlage ist in Abbildung 3.2-2 zu sehen. Die ERIKA setzt sich aus einer servohydraulischen Prüfmaschine PSA 10 der Firma Schenk mit einer Steuerungselektronik vom Typ S56, der Gleichstrompotentialsonde bestehend aus einem Konstanter der Firma Delta Electronics und zwei Nanovoltmetern vom Typ 182 der Firma Keithley sowie den zwei Computern Erika I und Erika II zusammen.

Abbildung 3.2-2: Versuchsanlage ERIKA für die Rissfortschrittsexperimente

Die servohydraulische Prüfmaschine ist für dynamische Lasten von ± 8 kN ausgelegt, es lassen sich Frequenzen von 0,01 bis 200 Hz regeln. Im Rahmen dieser Arbeit wurde eine Versuchsfrequenz von 40 Hz festgelegt, die Kräfte wurden sinusförmig geregelt. Die Probenkammer ist in Abbildung 3.2-2 verschlossen und durch ein zur optischen Messung der Risslänge befestigtes Mikroskop verdeckt. Durch die Kombination des Mikroskops mit einer Stroboskoplampe kann der Riss während des Versuchs im schwingenden Zustand beobachtet werden. Die Länge des Risses kann über die Justierung des Fadenkreuzes im Objektiv des Mikroskops nur auf der Oberfläche der Probe (einseitig) gemessen werden und muss manuell während des Versuchs erfolgen. Um diese Nachteile der optischen Risslängenbestimmung zu umgehen, wurde das Verfahren der Gleichstrompotentialsonde in der Versuchsanlage realisiert [Bär'01]. Auf das Mikroskop wird lediglich nach dem Einbau der Probe bei der Vermessung der Kerbtiefe zurückgegriffen. Durch die Verwendung der Gleichstrompotentialsonde kann die Risslänge vollautomatisch während des

Experiments abgefragt werden. Die Anwendung der Gleichstrompotentialsonde zur Risslängenmessung geht auf Johnson zurück [Johnson'65]. Über die hochpräzise arbeitende Gleichstromquelle von Delta Electronics wird ein konstanter Strom durch die Flachprobe geleitet. Breitet sich der Riss aus, dann verringert sich der Querschnitt der Probe. Mit dieser Verringerung der Querschnittsfläche geht eine Änderung der Probengeometrie einher, die sich auf die Potentialdichteverteilung auswirkt [Bachmann'99]. Diese Änderung der Potentialdichteverteilung bewirkt eine Zunahme der Spannung U an den sogenannten Potentialabgriffen. Dieser Spannungsanstieg korreliert mit der Risslänge. Die Potentialabgriffe werden an der Flachprobe in einem vorgegebenen Abstand von der Kerbe befestigt. Die Empfindlichkeit der Potentialsonde hängt unter anderem von diesem Abgriffsabstand ab, wie Bär und Volpp in [Bär'01] zeigen konnten. Um die optimale Empfindlichkeit zu erreichen, müssen die Abgriffe möglichst in der Nähe der Kerbe angesetzt werden. Bei der Befestigung der Abgriffe wird dazu ein spezieller Abstandshalter verwendet. Der Abstand der Abgriffe von der Kerbmitte (y_0) und die Kerblänge (a_k) werden vor Versuchsbeginn mit Hilfe des Mikroskops bestimmt. Für die Berechnung der Risslänge a aus dem Potentialsignal U nach Johnson stehen dann alle Parameter zur Verfügung und können in die sogenannte Johnson-Formel

$$a = \frac{2 \cdot W}{\pi} \cdot \arccos\left(\frac{\cosh\left(\frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W}\right)}{\cosh\left(\frac{U}{U_0} \cdot \operatorname{arccosh}\left(\frac{\cosh\left(\frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W}\right)}{\cos\left(\frac{\pi \cdot a_k}{2 \cdot W}\right)}\right)\right)} \right) \qquad \textbf{(3.2-1)}$$

eingesetzt werden [Johnson'65]. Die Johnson-Formel **(3.2-1)** ist eine analytische Näherungslösung der Laplace´schen Potentialgleichung. Über sie kann die

Risslänge a aus dem momentanen Potential U, dem Anfangspotential U_0 vor Rissentstehung zu Versuchbeginn und den Größen y_0, W und a_k berechnet werden. Die über die Potentialsonde bestimmte Risslänge stellt eine integrale Risslänge dar, zwischen der Risslänge an der Probenoberfläche und der in Probenmitte kann nicht unterschieden werden. In Abbildung 3.2-3 (nach [Broll'06]) ist die Probenkammer der Versuchsanlage zu sehen.

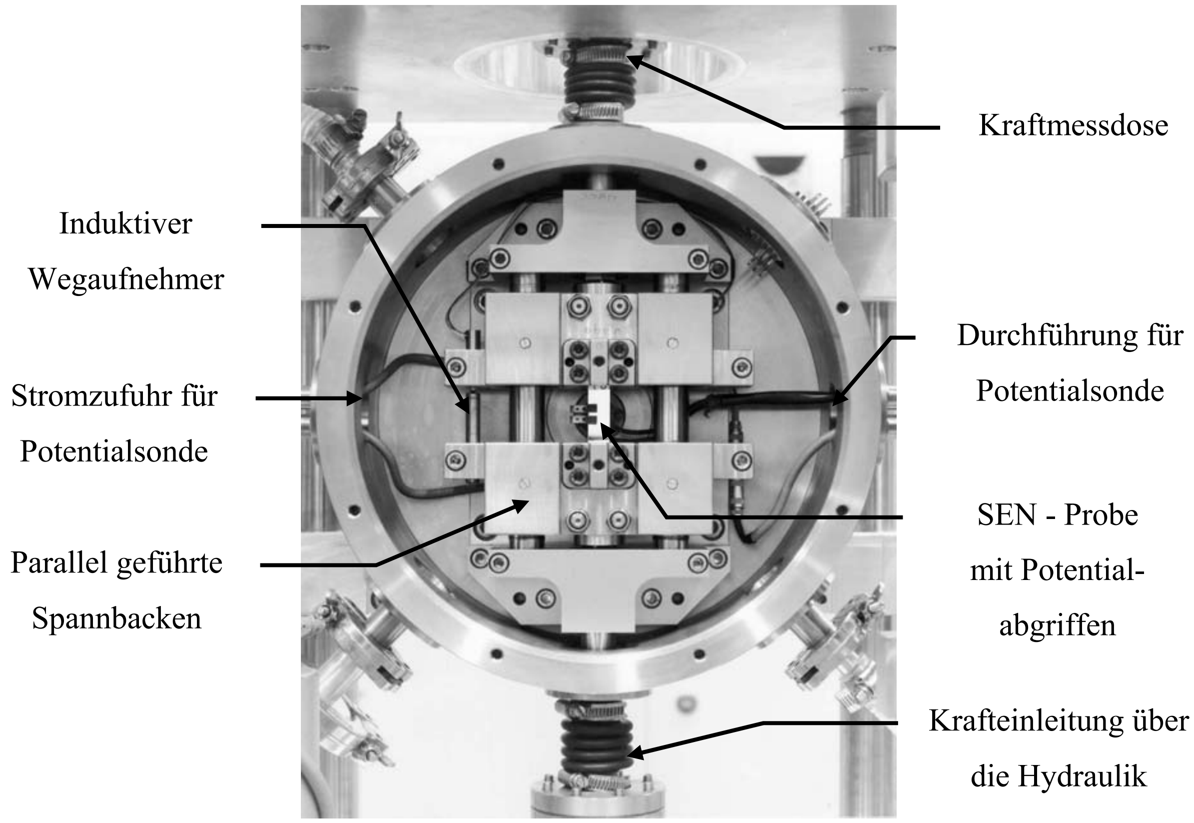


Abbildung 3.2-3: Probenkammer ERIKA

Die aufwendige Einspannvorrichtung in Bildmitte ermöglicht eine parallele Probenführung, die Probe erfährt auf diese Weise im Versuch reine Modus I Beanspruchung. Durch die Einspannung beträgt die Länge der Probe im Belastungsbereich nur noch 40 mm. Mit einem Ausknicken der Proben bei negativen Belastungen im Versuch ist daher nach dem Prinzip der Eulerschen Knicklast nicht zu rechnen.

Im Versuch wird der Potentialanstieg über eine IEEE-Schnittstelle von den Computern abgefragt.

Der PC Erika I speichert und verarbeitet das Signal. Zu diesem Zweck steht eine am Institut entwickelte Software zur Verfügung. Über das Programm wird auch die Regelung der Rissausbreitungsexperimente ermöglicht, deren Durchführung so zum Teil vollautomatisch und zum Teil halbautomatisch möglich ist. Die gezielte Regelung der Belastung, die unter anderem erlaubt, im Experiment die Spannungsintensität konstant zu halten, ist nur durch die Kombination der automatischen Risslängenmessung mit der Steuerungseinheit der Maschine möglich. Bei der Berechnung der Spannungsintensität wird im Versuch die Korrekturfunktion für eine einseitig gekerbte Flachprobe mit paralleler Probenführung

$$f\left(\frac{a}{W}\right)=\frac{5}{\sqrt{20-13\cdot\left(\frac{a}{W}\right)-7\cdot\left(\frac{a}{W}\right)^{2}}} \qquad \textbf{(3.2-2)}$$

berücksichtigt [Schwalbe'80]. Eine detaillierte Darstellung des Programms und seiner Möglichkeiten kann den Arbeiten von Trefzer, Schulz, Rudolph, Volpp und Rödling entnommen werden [Rödling'04, Rudolph'96, Schulz'97, Trefzer'95, Volpp'99].

Der PC Erika II wird verwendet, um bei den Überlastexperimenten das Potentialsignal mit einer Taktrate von 25 Hz abzufragen. Bei einer Versuchsfrequenz von 0,5 Hz, die für Überlastexperimente eingestellt wird, können pro Zyklus 50 Messwertpaare gespeichert werden. Neben dem Potentialsignal fragt der Rechner auch die Kraft und den induktiven Wegaufnehmer ab, damit ist die Aufnahme von Spannungs-Dehnungshysteresen sowie von Potentialsondenhysteresen möglich. Der Computer speichert die Daten ab, die Auswertung wird nach Abschluss des Experimentes durchgeführt.

Die Qualität der experimentellen Daten hängt wesentlich von der Auflösungsgrenze der Risslängenmessung ab. Um die zur Verfügung stehende Messtechnik unter diesem Aspekt optimal zu nutzen, sind bestimmte Gerätespezifikationen einzuhalten. Die Auflösung der Nanovoltmeter ist in einem Messbereich von 0,3 bis 3 mV am höchsten. Im Ferrit C45E wird daher, um ein Anfangspotential von 0,3 mV bei den oben angegebenen Probendimensionen zu erreichen, ein konstanter Strom von ungefähr 12 A eingestellt. Der Austenit X5CrNi18-10 besitzt eine schlechtere elektrische Leitfähigkeit als der C45E. Um ein Anfangspotential von 0,3 mV einzustellen, ist hier folglich nur eine sehr geringe Stromstärke notwendig. Daher wird beim X5CrNi18-10 ein Anfangspotential von 0,6 mV gewählt. Um dieses Anfangspotential zu erreichen, sind ungefähr 6 A aufzubringen. Da auch Temperaturschwankungen das Potentialsignal beeinflussen, ist zur Überwachung der Atmosphäre ein Präzisionsdrucktaupunktfühler Typ 601 der Firma Testo in der Versuchsanlage integriert, der die Feuchte und die Temperatur in der Probenkammer misst. Durch die konstante Abwärme der Hydraulik und den Schutz, den die Probenkammer liefert, stellen sich in der Regel gleichbleibende Umgebungsbedingungen ein: Eine Raumtemperatur von 26°C ± 2°C und eine mittlere Luftfeuchte von 40 %. Die über die Potentialsonde ermittelte Risslänge a_{pot} wurde, um die Methode abzusichern, mit der optisch ermittelten mittleren Risslänge a_{opt} der im Versuch erzeugten Ermüdungsbrüche verglichen. Das Resultat ist in Abbildung 3.2-4 dargestellt.

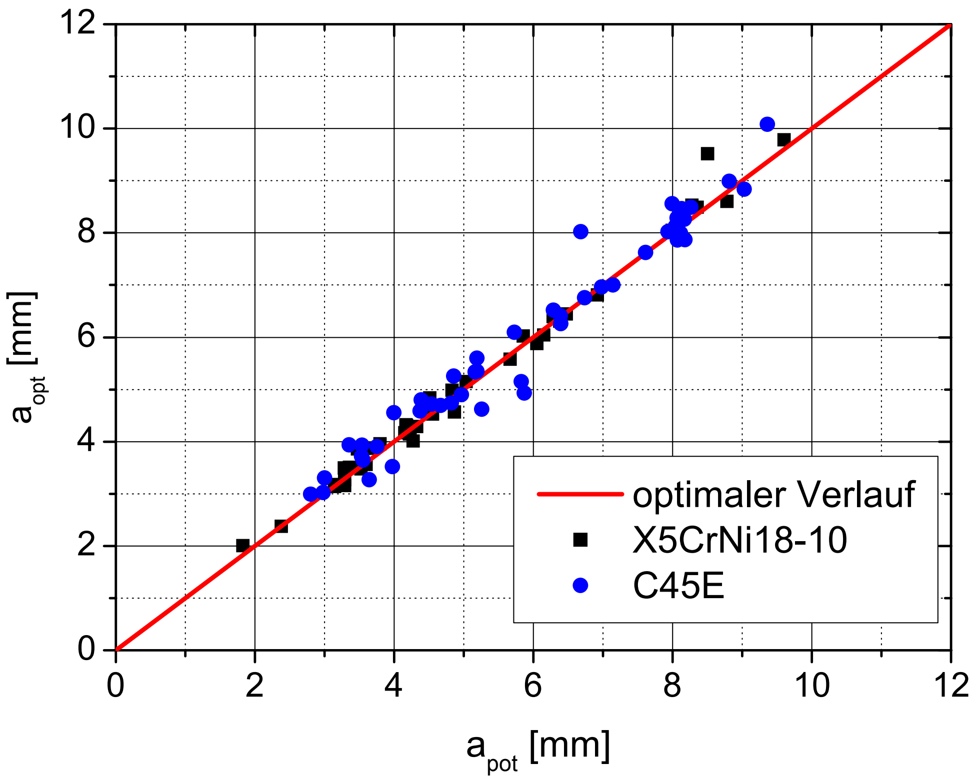


Abbildung 3.2-4:Kontrolle der Johnson-Formel

Für beide Werkstoffe ergibt sich eine nahezu optimale Übereinstimmung. Der C45E weicht vom optimalen Verlauf geringfügig stärker ab als der X5CrNi18-10.

Durch die Optimierung der Messmethode ist das Potentialsignal der Hysteresenmessung nur durch ein Rauschen des Potentialsignals im Bereich von 0,25 bis 0,5 nV überlagert. Dieses Rauschen entspricht damit genau der Größenordnung des Messfehlers des Analogmessinstrumentes. Umgerechnet über die Johnson-Formel in eine Risslänge entspricht dies einer Risslängenschwankung von etwa 1 bis 2 µm. Der Fehler der Risslängenbestimmung mittels Potentialsonde beträgt damit absolut gesehen max. 2 µm.

3.2.3 Ermittlung von Rissausbreitungskurven bei konstantem R-Wert

Das Verfahren zur Ermittlung einer Rissausbreitungskurve mit einem konstanten R-Wert ist in der ISO DIN 12108 (2002) festgelegt. Um den Schwellenwert ΔK_{th} zu messen, wird im Experiment stufenweise die Belastung ΔK bis zum Rissstillstand reduziert. Das Verfahren wird daher auch als Load-Shedding Methode bezeichnet. Die Versuchsregelung im gesamten Experiment unterteilt sich in drei verschiedene Phasen, die in Abbildung 3.2-5 zu sehen sind. Der Verlauf der Größen ΔK, K_{max}, F_{max} und F_{min} während des Versuches ist hier über der Risslänge dargestellt. In der ersten Phase wird der Anriss erzeugt, dazu wird die Kraft alle 2000 Zyklen um den Faktor 1,04 vergrößert. Im Anschluss an die Anrisserzeugung wird die Kraft in Phase 2 konstant gehalten, bis der Riss aus dem Einflussgebiet der Kerbe herausgewachsen ist. Erst dann wird in den Versuchsmodus des Load-Shedding (Phase 3) umgeschaltet. In Phase 3 wird jeweils nach einer Rissverlängerung um 0,05 mm die Amplitude mit dem Faktor 0,98 multipliziert und herabgesetzt. Die Reduzierung der Belastung wird folglich in sehr kleinen Schritten vorgenommen. Auf diese Weise sollen plastische Verformungen an der Rissspitze und damit verbundene Reihenfolgeeffekte so weit wie möglich vermieden werden. Der Schwellenwert und damit auch das Ende des Versuches sind erreicht, wenn eine Rissfortschrittsrate von 10^{-12} m/Zyklus gemessen wird bzw. nach einer Millionen Schwingspiele keine Rissverlängerung festzustellen ist.

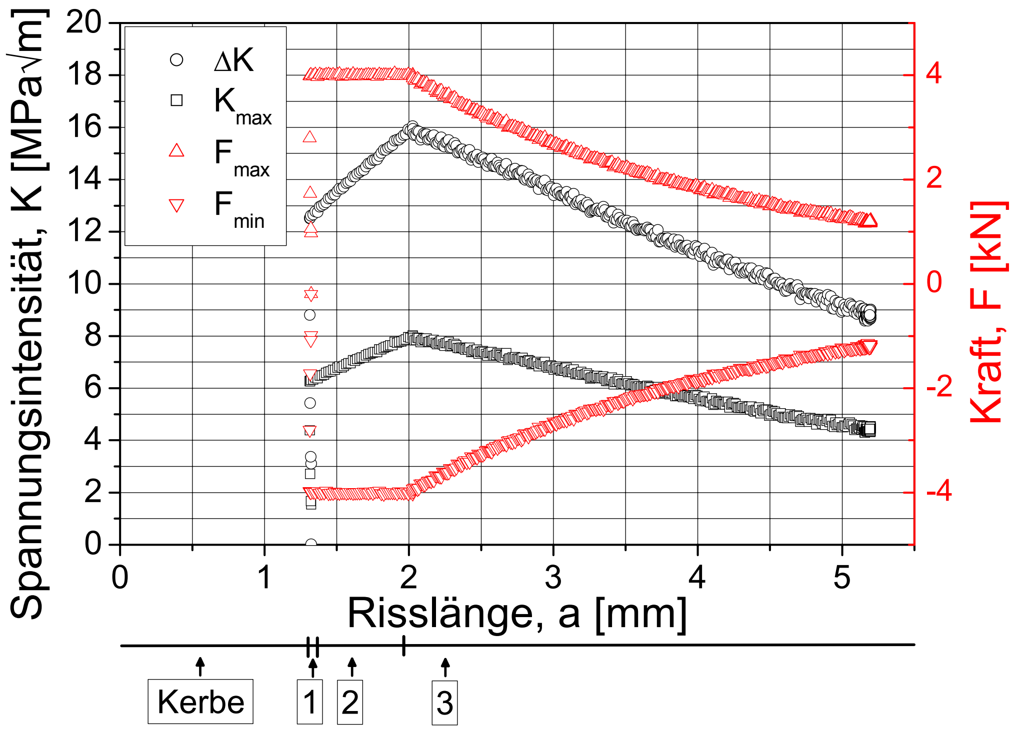


Abbildung 3.2-5: Versuchsregelung nach der Load-Shedding Methode

3.2.4 Ermittlung von Rissausbreitungskurven über das Experiment der alternativen Schwellenwertermittlung

Im sogenannten Experiment der alternativen Schwellenwertermittlung wird der Rissfortschritt bei konstantem K_{max}-Wert und steigendem Spannungsverhältnis ermittelt. In den Rissausbreitungskurven, die auf diese Art und Weise gemessen werden, verringert sich die Rissfortschrittsrate bei hohen R-Werten infolge der immer kleiner werdenden Schwingbreite ΔK und fällt beim Erreichen des Schwellenwertes stark ab. Das Verfahren wird üblicherweise angewendet, um Schwellenwerte bei hohen positiven R-Werten zu messen. Der K_{max}-Wert wird so gewählt, dass zu Beginn des Experimentes bei Spannungsverhältnissen $R \leq -1$ ein deutlicher Rissfortschritt (zwischen 10^{-8} bis 10^{-7} m/Zyklus) vorhanden ist. Die Regelung der Versuchsparameter während des Experimentes ist in Abbildung 3.2-6 dargestellt.

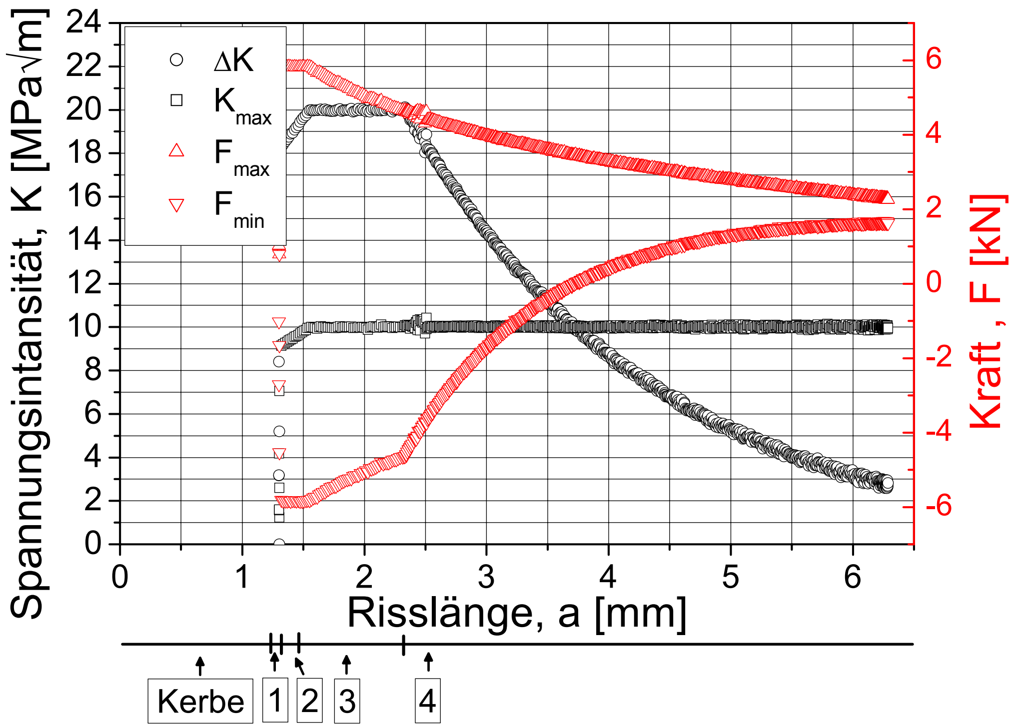


Abbildung 3.2-6: Versuchsregelung der alternativen Schwellenwertermittlung

In den Phasen 1 und 2 wird, wie in Kapitel 3.2.3 beschrieben, auch bei diesem Experiment zunächst ein Anriss erzeugt. Ist der erwünschte K_{max}-Wert erreicht, wird in den Regelungsmodus K konstant umgeschaltet (Phase 3). Diese Versuchsregelung wird solange beibehalten, bis der Riss das Einflussgebiet der Kerbe hinter sich gelassen hat. Im Anschluss wird in den Regelungsmodus K_{max} konstant und R steigend umgeschaltet. Die Kraft F_{min} wurde in den Experimenten jeweils nach einer Rissverlängerung von 0,01 mm um den Faktor 1,01 vergrößert.

3.2.5 Überlastexperimente

Für die Analyse der Rissausbreitung mit variablen Belastungshöhen ist in der Steuerungssoftware der ERIKA ein Programmteil vorgesehen, der es ermöglicht, Überlasten einzustreuen. Wie bei den beiden zuvor beschriebenen Versuchen wird im Experiment zunächst ein Anriss erzeugt. Dann wird ab Erreichen des gewählten K_{max}-Wertes die Spannungsintensität ΔK konstant gehalten. Dadurch stellt sich eine konstante Rissgeschwindigkeit ein. Die Spannungsintensität ΔK bzw. die Rissfortschrittsrate, die konstant gehalten wird, bildet das Grundlastniveau (GL) des Überlastexperiments. Überlasten können ab einer Risslänge von ca. 3 mm eingestreut werden, der Riss hat dann das Einflussgebiet der Kerbe verlassen. Wird die Amplitudenhöhe für einen Zyklus erhöht, spricht man von einer einfachen Überlast. Werden mehrere Zyklen mit erhöhter Amplitudenspitzenlast aneinandergehängt, bezeichnet man diese Belastung als Überlastblock. Die Überlasthöhe bezieht sich auf die Grundlasthöhe. Soll eine Überlast von 100 % aufgebracht werden, so ergibt sich die aufzubringende Belastungshöhe $K_{max,ÜL}$ durch die Multiplikation der maximalen Spannungsintensität der Grundlast $K_{max,GL}$ mit dem Faktor 2. Der Zusammenhang zwischen der Überlasthöhe und dem Überlastfaktor α ist definiert, wie folgt,

$$\alpha = \frac{F_{\max,ÜL}}{F_{\max,GL}} = \frac{K_{\max,ÜL}}{K_{\max,GL}} [-] \qquad \textbf{(3.2-3)}$$

und

$$\textit{Überlasthöhe}\ [\%] = (\alpha - 1) \cdot 100\% \,. \qquad \textbf{(3.2-4)}$$

Während der Überlast wird das Potentialsignal kontinuierlich aufgezeichnet. Die Versuchsfrequenz wird kurz vor dem Einstreuen der Überlast von 40 Hz auf 0,5 Hz herabgesetzt und der Erika II Rechner aktiviert. Die Messdaten werden dann für ca. 1500 Zyklen pro Zyklus ungefähr 50-mal erfasst. Anschließend übernimmt allein der Erika I Rechner die Messdatenerfassung, die Spannungsintensität der Grundlast wird wieder mit 40 Hz geregelt.

4 ERGEBNISSE

Im Anschluss an die Darstellung der Versuchsdurchführung werden in diesem Kapitel die Ergebnisse der Experimente zusammenfassend dargestellt. In Kapitel 4.1 ist das für die Stähle charakteristische Rissausbreitungsverhalten in Abhängigkeit von R und K_{max} dokumentiert. Kapitel 4.1.4 beschreibt die Ergebnisse der Anwendung der in Kapitel 2.2.3 dargestellten Vorgehensweise zur Berechnung von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten. Die experimentell erfassten Auswirkungen von Überlasten auf die Rissausbreitung sind in Kapitel 4.2 zusammengefasst.

4.1 Rissausbreitungsexperimente

4.1.1 Rissausbreitungskurven mit konstantem R-Wert

Für beide Stähle wurden jeweils vier Rissausbreitungskurven mit unterschiedlichen R-Werten ermittelt. Die Ergebnisse für den Austenit und den Ferrit sind in Abbildung 4.1-1 und Abbildung 4.1-2 dargestellt. Die Rissfortschrittsrate da/dN ist über der maximalen Spannungsintensität K_{max} aufgetragen. In dieser Darstellungsweise wird der Einfluss des Spannungsverhältnisses auf da/dN deutlicher als bei der Darstellung von da/dN über ΔK.

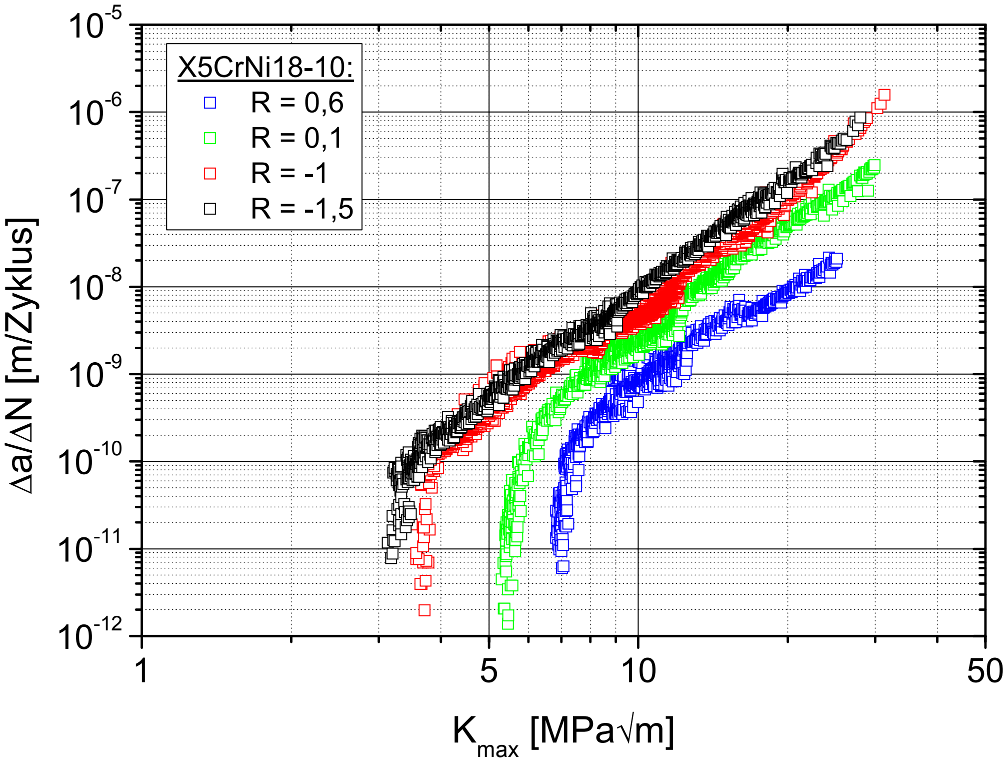


Abbildung 4.1-1: Rissausbreitungskurven von X5CrNi18-10

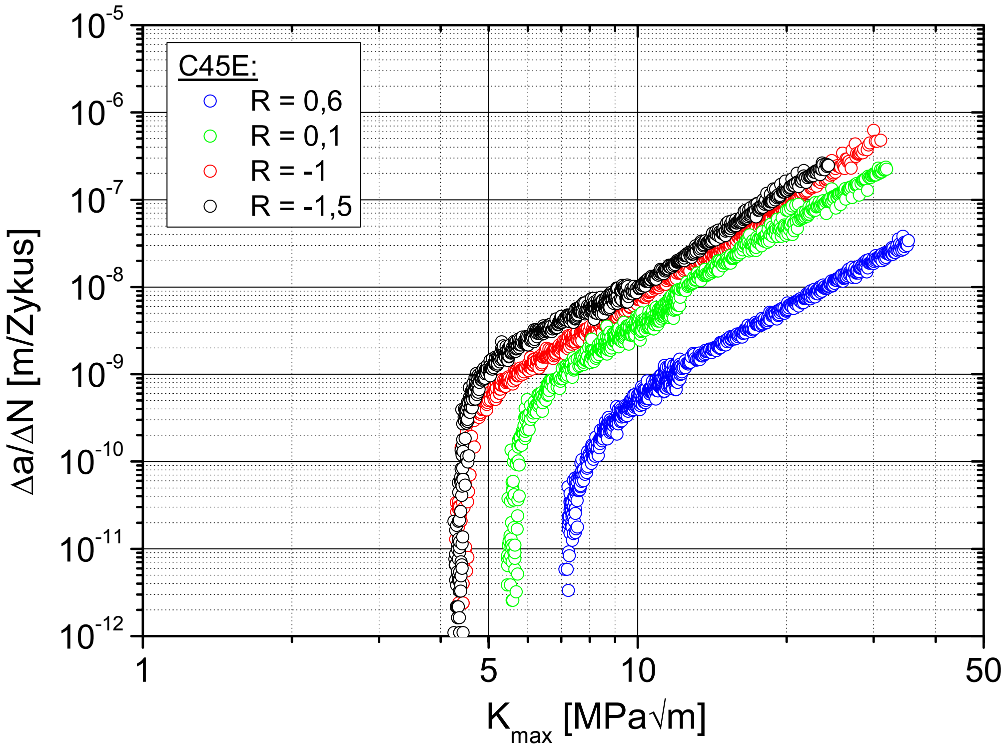


Abbildung 4.1-2:Rissausbreitungskurven von C45E

Wird im Experiment ein positives Spannungsverhältnis, beispielsweise $R = 0{,}6$, eingestellt, so ist die Schwingbreite ΔK wesentlich kleiner, als bei einem R-Wert von -1. Um die gleiche Rissfortschrittsrate wie bei $R = -1$ zu erzeugen, ist mit zunehmendem R-Wert daher ein immer höherer K_{max}-Wert notwendig.

Die beiden Stähle sind sich in ihrem Rissausbreitungsverhalten sehr ähnlich. Bis zu einem da/dN-Wert von 10^{-9} m/Zyklus verlaufen die Rissausbreitungskurven linear, dann knicken die Kurven langsam ab. Ab ungefähr 10^{-10} m/Zyklus fallen die Kurven zum Schwellenwert hin stark ab. Die Schwellenwerte bei $R = -1{,}5$ und $R = -1$ liegen bei X5CrNi18-10 etwas niedriger als bei C45E. Die Rissausbreitungskurven des X5CrNi18-10 liegen insgesamt minimal zu geringeren K_{max}-Werten hin verschoben. Der C45E zeigt somit einen leicht höheren Widerstand gegenüber dem Ermüdungsrisswachstum.

4.1.2 Rissausbreitungskurven mit konstantem K_{max}-Wert

Das Ziel der Untersuchungen ist es, zu verstehen, wie sich unterschiedliche mechanische Belastungen auf die Ermüdungsrissausbreitung in metallischen Werkstoffen auswirken. Dazu sind Experimente notwendig, die eine große Spannweite von Belastungszuständen abdecken. Das Experiment der alternativen Schwellenwertermittlung wurde zur Ermittlung dieser Datensätze herangezogen. Da bei dieser Art von Experiment, während der K_{max}-Wert konstant gehalten wird, der R-Wert stark variiert, eignet es sich hierzu hervorragend. Für beide Stähle wurden jeweils eine Kurve für die K_{max}-Werte von $K_{max} = 7$, 10 und 20 MPa$\sqrt{m}$ ermittelt. In Abbildung 4.1-3 und Abbildung 4.1-4 sind die experimentell ermittelten Kurven in der Darstellung da/dN über R zu sehen.

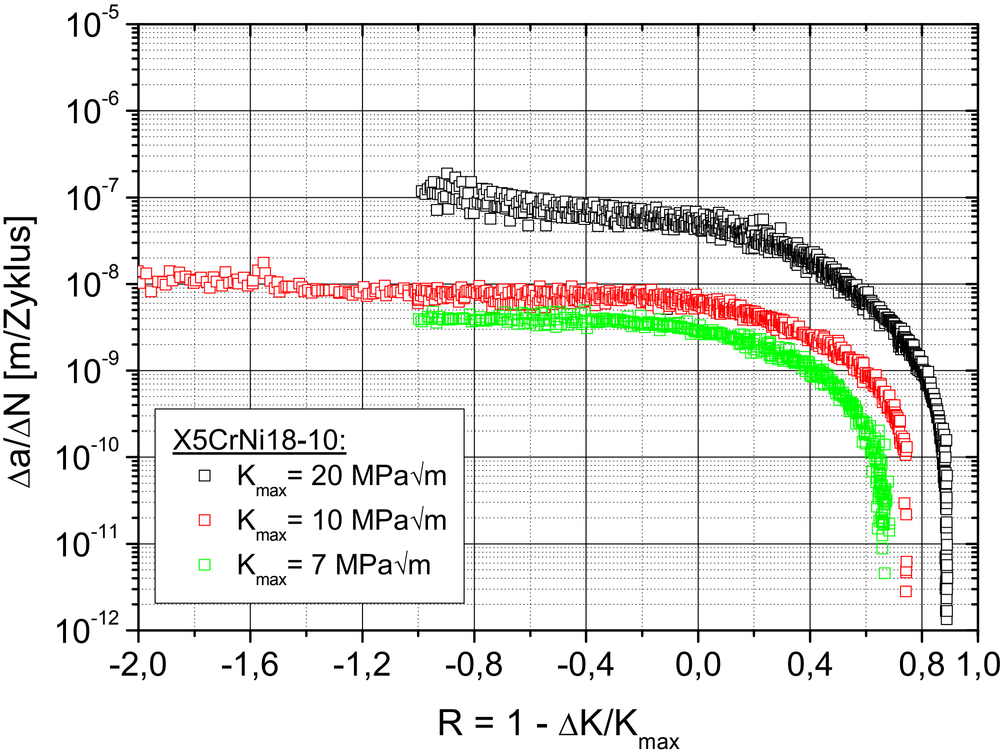


Abbildung 4.1-3: Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertermittlung von X5CrNi18-10 (Δa/ΔN über R)

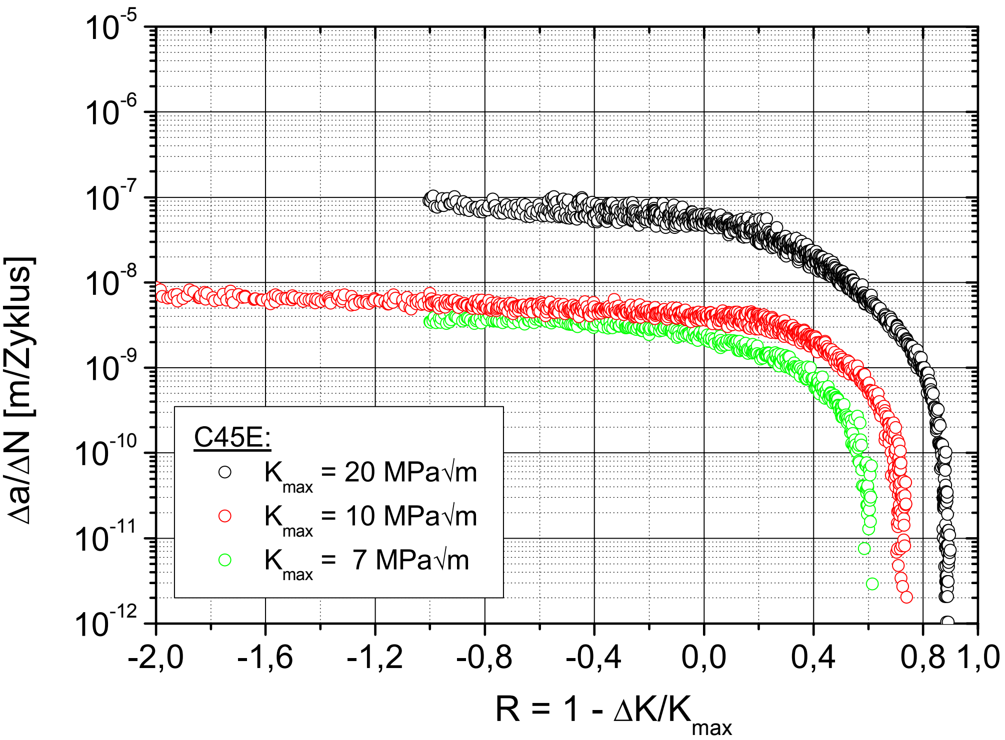


Abbildung 4.1-4: Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertermittlung von C45E (Δa/ΔN über R)

Um den Kurvenverlauf bei negativen R-Werten zwischen -2 und -1 zu ermitteln, ist ein weiteres Experiment notwendig. Die Kurven für K_{max} = 10 MPa√m basieren jeweils auf den Datensätzen zweier Experimente.

Bei negativen R-Werten (von ungefähr R ≤ -0,4) stellt sich in Abhängigkeit vom K_{max}-Wert auf unterschiedlichen Niveaus eine stabile Rissfortschrittsrate ein. Bei K_{max} = 10 und 20 MPa√m ist auch in diesem Bereich eine leichte Zunahme der Rissfortschrittsrate mit abnehmenden R-Werten zu erkennen. Im Rahmen der Streuungen der Ermüdungsexperimente stellt der leichte Anstieg in den Kurven K_{max} = 10 und 20 MPa√m für R kleiner -0,4 kein signifikantes Ereignis dar.

Bei negativen R-Werten vergrößert sich im Experiment die Schwingbreite nur im negativen Belastungsbereich. Im Rahmen der LEBM kann sich nur ein offener Riss ausbreiten. Unter Druckbelastung wird der Riss lediglich zusammengedrückt, der entsprechende Beitrag zu ΔK dürfte sich daher nicht auf die Rissausbreitung auswirken. Der leichte Anstieg der Rissfortschrittsrate zwischen 0 und -0,4 für alle Kurven sollte im Sinne der LEBM nicht vorhanden sein. Die LEBM reicht demzufolge zum Verständnis der experimentellen Daten nicht aus.

Vergleicht man die Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertermittlung der beiden Werkstoffe miteinander, so ist nahezu kein Unterschied festzustellen.

4.1.3 Schwellenwerte

Um die Charakterisierung des Rissausbreitungsverhaltens abzuschließen, sind nachfolgend die über die Rissausbreitungsexperimente ermittelten Schwellenwerte der Stähle dokumentiert. Die Schwellenwerte, die durch die Load-Shedding-Methode ermittelt wurden, können mitsamt ihrer Streubreite direkt aus Abbildung 4.1-1 und Abbildung 4.1-2 bestimmt werden. Um den Schwellenwert ΔK_{th}, der im Experiment der alternativen

Schwellenwertermittlung erreicht wird, exakt zu bestimmen, ist eine Darstellung der Rissfortschrittsrate da/dN über ΔK, wie sie in Abbildung 4.1-5 und Abbildung 4.1-6 zu sehen ist, von Vorteil.

In dieser Darstellung wird zusätzlich deutlich, dass bis zu einem ΔK-Wert von ungefähr 5 MPa√m bei beiden Werkstoffen die anliegende zyklische Spannungsintensität ΔK für den Ermüdungsrissfortschritt ausschlaggebend ist. Oberhalb von einem ΔK-Wert von 5 MPa√m hängt die Rissfortschrittsrate dann von K_{max} ab, das heißt, je höher der K_{max}-Wert ist, umso höher wird die gemessene Rissfortschrittsrate.

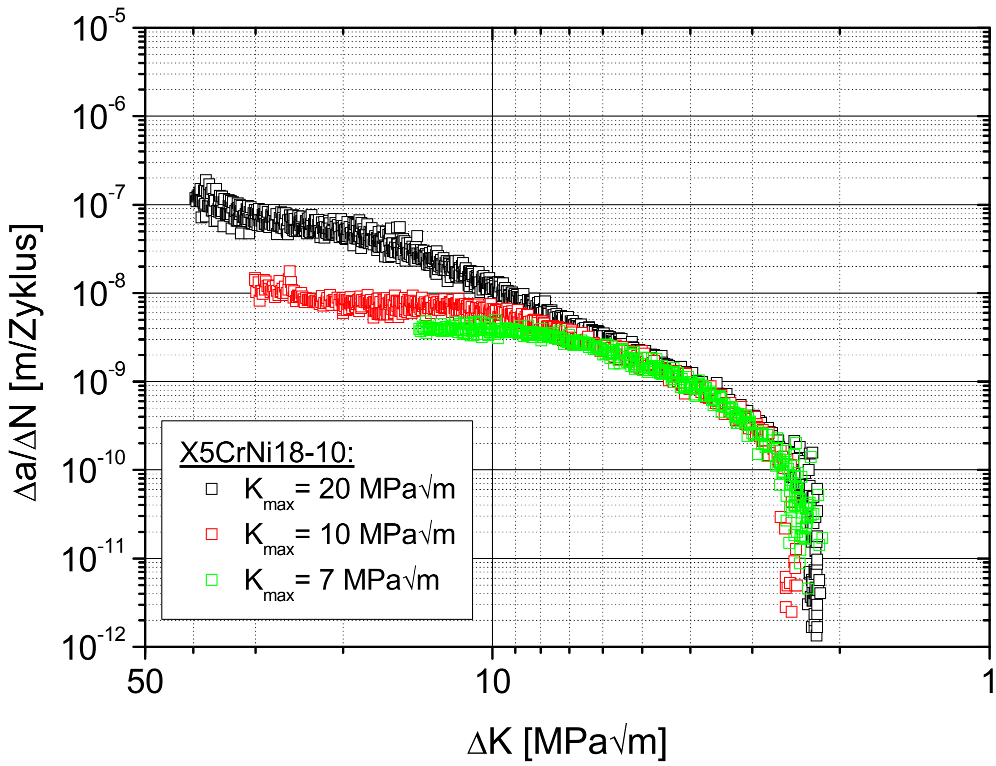


Abbildung 4.1-5: Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertermittlung von X5CrNi18-10 (Δa/ΔN über ΔK)

Pro Werkstoff wurden experimentell sieben Schwellenwerte ermittelt. Die Ergebnisse können der Tabelle 4.1-1 und der Tabelle 4.1-2 entnommen werden.

Versuchsmodus	**R**	$K_{max,th}$ [MPa√m]	ΔK_{th} [MPa√m]
R konstant	**0,6**	**6,9 ± 0,2**	**2,7 ± 0,2**
	0,1	**5,4 ± 0,2**	**4,9 ± 0,2**
	-1	**3,7 ± 0,2**	**7,4 ± 0,2**
	-1,5	**3,1 ± 0,2**	**8,0 ± 0,2**
K_{max} konstant	**0,89**	**20**	**2,2 ± 0,2**
	0,75	**10**	**2,5 ± 0,2**
	0,66	**7**	**2,3 ± 0,2**

Tabelle 4.1-1: Zusammenfassung der ermittelten Schwellenwerte an X5CrNi18-10

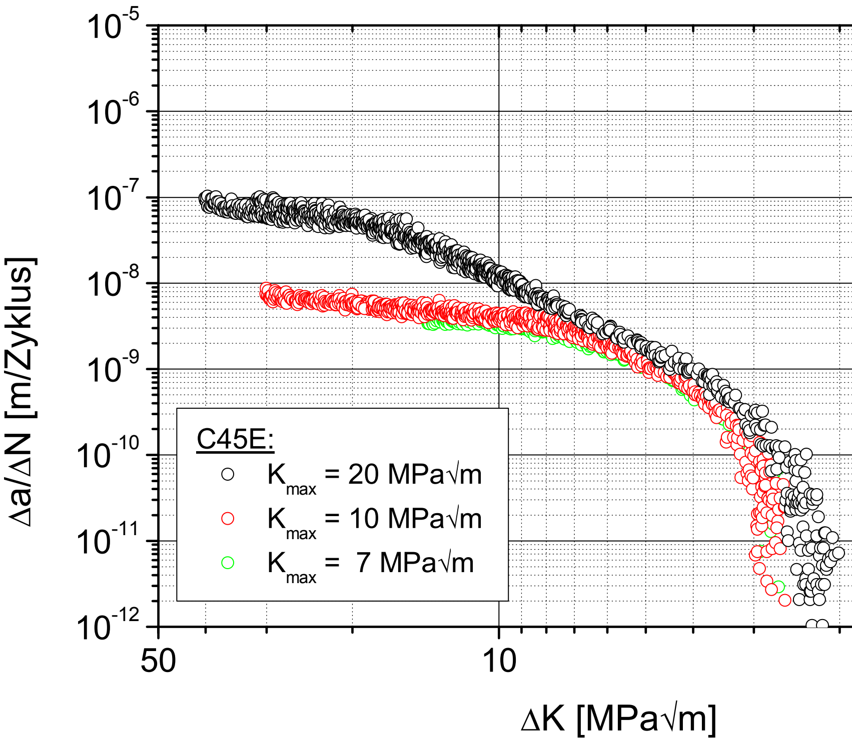


Abbildung 4.1-6: Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertermittlung von C45E (Δa/ΔN über ΔK)

Versuchsmodus	R	$K_{max,th}$ [MPa√m]	ΔK_{th} [MPa√m]
R konstant	**0,6**	**7,4 ± 0,2**	**2,9 ± 0,2**
	0,1	**5,6 ± 0,2**	**5,0 ± 0,2**
	-1	**4,5 ± 0,2**	**8,9 ± 0,2**
	-1,5	**4,4 ± 0,2**	**11,0 ± 0,2**
K_{max} konstant	**0,89**	**20**	**2,2 ± 0,2**
	0,73	**10**	**2,7 ± 0,2**
	0,60	**7**	**2,8 ± 0,2**

Tabelle 4.1-2: Zusammenfassung der ermittelten Schwellenwerte an C45E

4.1.4 Vorhersage von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten über das Konzept aus Kapitel 2.2.3

Die Analyse der Ermüdungsrissausbreitung unter konstanter Belastung basiert unter anderem auf der Anwendung des in Kapitel 2.2.3 beschriebenen Konzeptes an den Stählen X5CrNi18-10 und C45E. Die Resultate, die zum Teil von Kleffner in [Kleffner'06] erarbeitet wurden, sind in diesem Kapitel zusammengefasst.

Das Konzept sieht vor, zunächst die experimentell ermittelte Rissausbreitungskurve für $R = -1$ über eine Rissfortschrittsfunktion zu beschreiben, bzw. die Parameter der Funktion an den Kurvenverlauf anzupassen. Um sicher zu gehen, dass die ausgewählte Funktion den Verlauf aller Rissausbreitungskurven des jeweiligen Werkstoffes beschreibt, werden bei der Anpassung der Funktion jedoch alle ermittelten Rissausbreitungskurven berücksichtigt. Rödling beschrieb da/dN im Bereich des Schwellenwertes über die Funktion von Klesnil – Lukáš **(2.2-5)**. Die Funktion von Donahue **(2.2-6)** konnte in [Donahue'72] ebenso erfolgreich angewendet werden, um den Rissfortschritt im Bereich I und II zu beschreiben. Sie unterscheidet sich von der Funktion von Klesnil – Lukáš durch die Position des Exponenten m. Während in der Funktion **(2.2-5)** der Exponent innerhalb der Klammer steht und sich auf die einzelnen Glieder der Gleichung bezieht, steht er in der Funktion **(2.2-6)** außerhalb und bezieht sich auf die Differenz von ΔK und ΔK_{th}. Im Rahmen der bestehenden material-wissenschaftlichen Vorstellungen für die Ermüdungsrissausbreitung ist die Funktion nach Donahue **(2.2-6)** eher zu verstehen (vgl. Kapitel **2.2**.).

Die Anpassung der Kurven wurde mit beiden Funktionen durchgeführt, um zu vergleichen, welche Funktion die Rissausbreitungskurven der untersuchten Stähle besser beschreibt. Die Ergebnisse der Anpassung, die in der

Datenanalyse-Software (Origin) mittels des integrierten nichtlinearen Fitwerkzeuges ermittelt wurde, sind in Abbildung 4.1-7 und Abbildung 4.1-8 dargestellt. Die ermittelten Werte der Anpassungsparameter C und m für die jeweilige Rissausbreitungskurve sind in Tabelle 4.1-3 und Tabelle 4.1-4 unter den Abbildungen zusammengefasst.

Die Funktion von Klesnil – Lukáš beschreibt die Experimente im Schwellenwert und im Bereich der Paris-Gerade, während die Funktion von Donahue lediglich bei niedrigen Rissfortschrittsraten eine gute Anpassung liefert. Bei beiden Stählen ist die bessere Beschreibung der experimentellen Daten durch die Funktion von Klesnil – Lukáš festzustellen. Der entsprechend bessere Korrelationskoeffizienten von 0,98 für Klesnil – Lukáš, der für beide Stähle erreicht wurde, im Gegensatz zu einem Korrelationskoeffizienten von 0,85 für den X5CrNi18-10 und 0,80 für den C45E mit der Funktion von Donahue, bestätigt die visuell wahrgenommene bessere Anpassung durch Klesnil – Lukáš.

Ein Vergleich der Werte, die für C und m ermittelt wurden, zeigt, dass die Parameter der Funktion von Klesnil – Lukáš nahezu den Parametern entsprechen, die sich bei der Anpassung der Paris-Gleichung für C und m ergeben. Eine Steigung von $m = 4$ für den X5CrNi18-10 beschreibt den linearen Abschnitt der Rissausbreitungskurven, während ein m von 1,7, welches sich mittels der Anpassung nach Donahue ergibt, einen zu flachen Anstieg wiedergibt. Aufgrund dieser Ergebnisse ist die Funktion von Klesnil – Lukáš eindeutig der Funktion von Donahue vorzuziehen und wird daher auch in den nachfolgenden Berechnungen herangezogen.

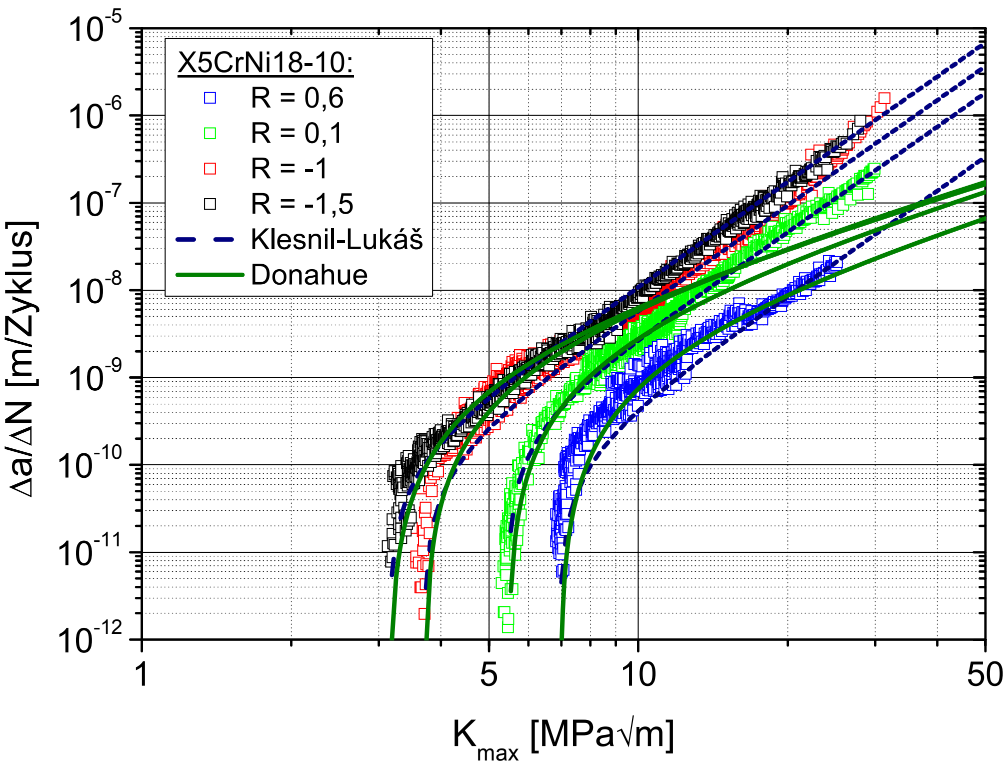


Abbildung 4.1-7: Anpassung von Rissfortschrittsgesetzen an die Rissausbreitungskurven von X5CrNi18-10

Rissfortschritt nach	Klesnil-Lukáš $\frac{da}{dN} = C \cdot (K_{\max}^{m} - K_{\max,th}^{m})$		Donahue $\frac{da}{dN} = C \cdot (K_{\max} - K_{\max,th})^{m}$	
R [-]	**m**	**C**	**m**	**C**
0,6	4,00	$5{,}4 \cdot 10^{-14}$	1,70	$1{,}1 \cdot 10^{-10}$
0,1		$2{,}9 \cdot 10^{-13}$		$2{,}2 \cdot 10^{-10}$
-1		$5{,}9 \cdot 10^{-13}$		$2{,}6 \cdot 10^{-10}$
-1,5		$1{,}1 \cdot 10^{-12}$		$2{,}4 \cdot 10^{-10}$

Tabelle 4.1-3: Parameter der Rissforschrittsgesetze angepasst an die Rissausbreitungskurven von X5CrNi18-10

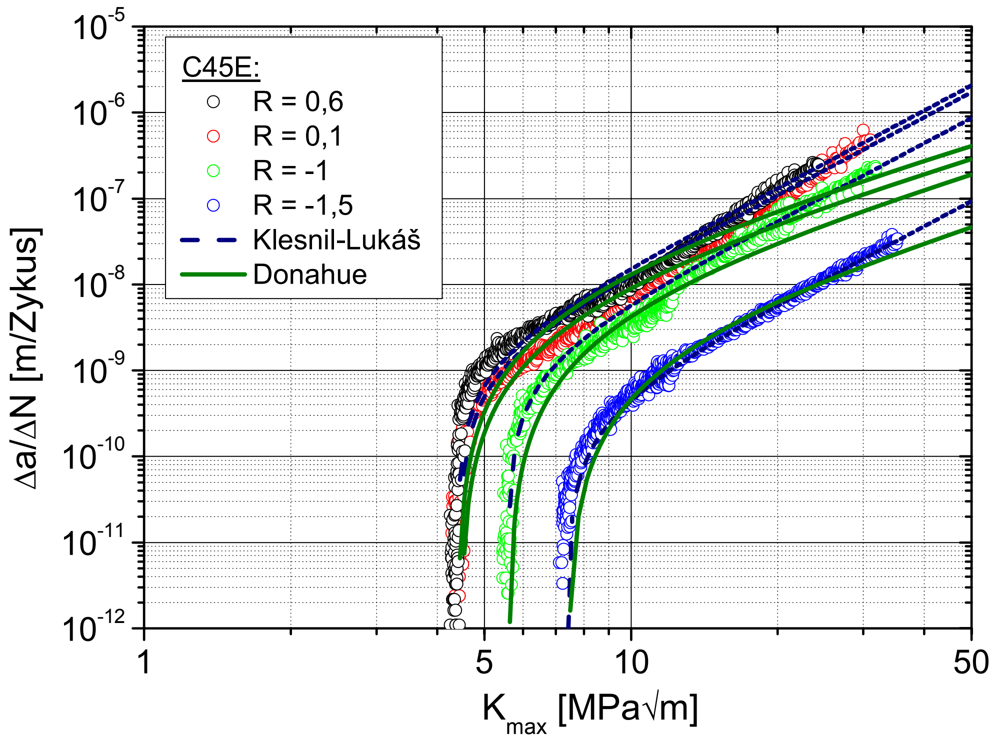


Abbildung 4.1-8: Anpassung von Rissfortschrittsgesetzen an die Rissausbreitungskurven von C45E

Rissfortschritt nach	Klesnil-Lukáš $\frac{da}{dN}=C\cdot(K_{\max}^{m}-K_{\max,th}^{m})$		Donahue $\frac{da}{dN}=C\cdot(K_{\max}-K_{\max,th})^{m}$	
R [-]	**m**	**C**	**m**	**C**
0,6	3,00	$7{,}5\cdot10^{-13}$	1,64	$9{,}7\cdot10^{-11}$
0,1		$6{,}9\cdot10^{-12}$		$3{,}7\cdot10^{-10}$
-1		$1{,}4\cdot10^{-11}$		$5{,}4\cdot10^{-10}$
-1,5		$1{,}7\cdot10^{-11}$		$7{,}7\cdot10^{-10}$

Tabelle 4.1-4: Parameter der Rissforschrittsgesetze angepasst an die Rissausbreitungskurven von C45E

Als nächstes ist im Rahmen des Konzeptes die Abhängigkeit des Schwellenwertes ΔK_{th} von R und somit die Parameter der Funktion **(2.2-24)** für beide Stähle zu ermitteln. Durch eine Anpassung der Funktion **(2.2-24)** an die in Abbildung 4.1-9 dargestellten Datensätze ergeben sich die in Tabelle 4.1-5 aufgelisteten Werte.

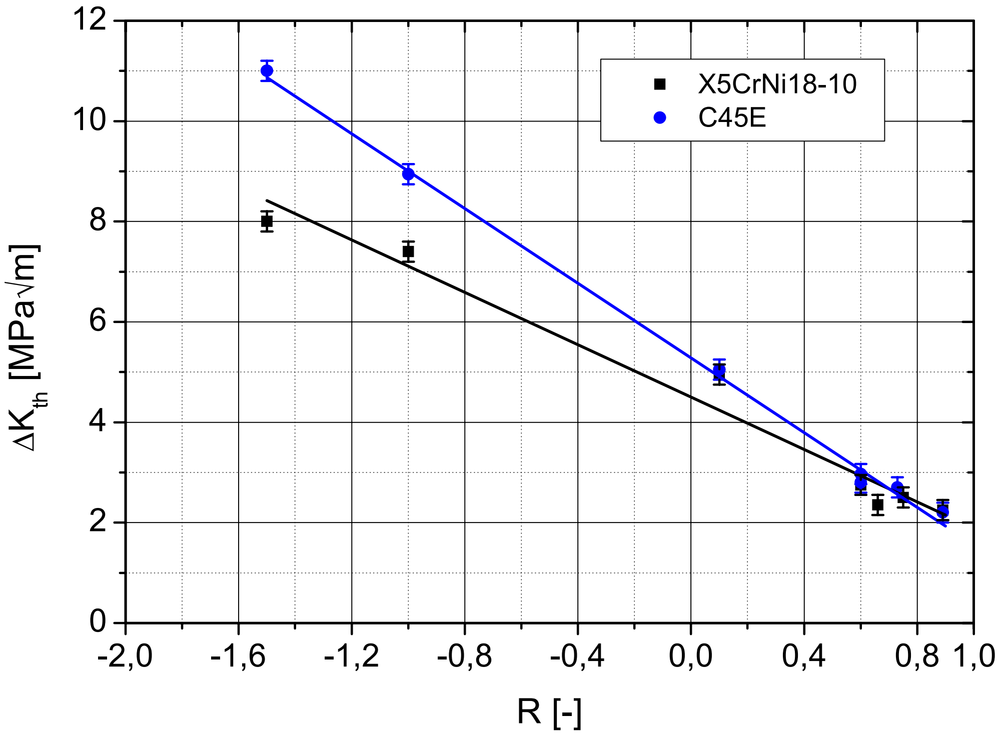


Abbildung 4.1-9: Schwellenwerte ΔK_{th} der Stähle C45E und X5CrNi18-10 in Abhängigkeit vom R-Wert

	$\Delta K_{th}(R) = \Delta K_{th}(R=0) \cdot (1-\beta \cdot R)$	
Werkstoff	$\Delta K_{th}(R=0)$ [MPa√m]	β[-]
X5CrNi18-10	**4,50**	**0,580**
C45E	**5,28**	**0,705**

Tabelle 4.1-5: Parameter zur Beschreibung der Abhängigkeit des Schwellenwertes ΔK_{th} vom R-Wert

In der Darstellung der ΔK_{th}-Werte über R in Abbildung 4.1-9 wird die geringfügig höhere Resistenz gegenüber dem Ermüdungsrisswachstum des C45E, die in Kapitel 4.1.1 bereits angesprochen wurde, nochmals deutlich.

Um Rissausbreitungskurven in Abhängigkeit unterschiedlichster R-Werte berechnen zu können, muss nun zunächst eine Rissausbreitungskurve der alternativen Schwellenwertermittlung modelliert werden. Experimentell wurden für jede Stahlsorte drei Schwellenwertermittlungen durchgeführt. Da innerhalb des Konzeptes keine Angabe gemacht wird, bei welcher Belastung (K_{max}) das

Experiment durchgeführt werden soll, wurden bei der Anpassung der Funktion **(2.2-23)** alle experimentell ermittelten Kurven berücksichtigt. Der einzige Parameter, der bei dieser Anpassung noch variiert werden kann, ist der Parameter C_3. Die anderen Parameter der Funktion **(2.2-23)** m, β und $\Delta K_{th}(R = 0)$ wurden bereits über die zuvor durchgeführten Anpassungen ermittelt. In der Funktion **(2.2-23)** für die Rissfortschrittsrate der alternativen Schwellenwertermittlung $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)$ wurden zudem die Rissschließmodelle von Elber, Schijve und Newman berücksichtigt. Zusätzlich wurde die von Rödling formulierte Funktion **(2.2-25)**, die eine Alternative zu den Ansätzen von Elber, Schijve und Newman darstellt, auf die Daten angepasst. Das Ergebnis der Anpassungen ist in Abbildung 4.1-10 und Abbildung 4.1-11 zu sehen, pro Datensatz sollten folglich vier angepasste Kurven existieren.

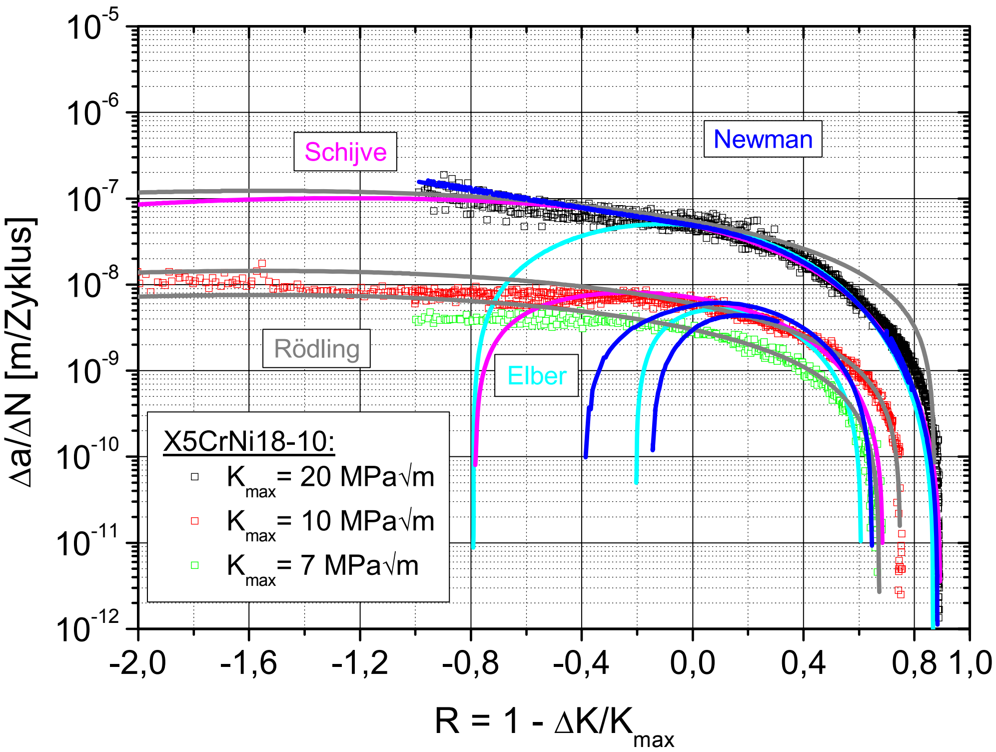


Abbildung 4.1-10: Beschreibung der Experimente der alternativen Schwellenwertermittlung am X5CrNi18-10 über die Funktion $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)$

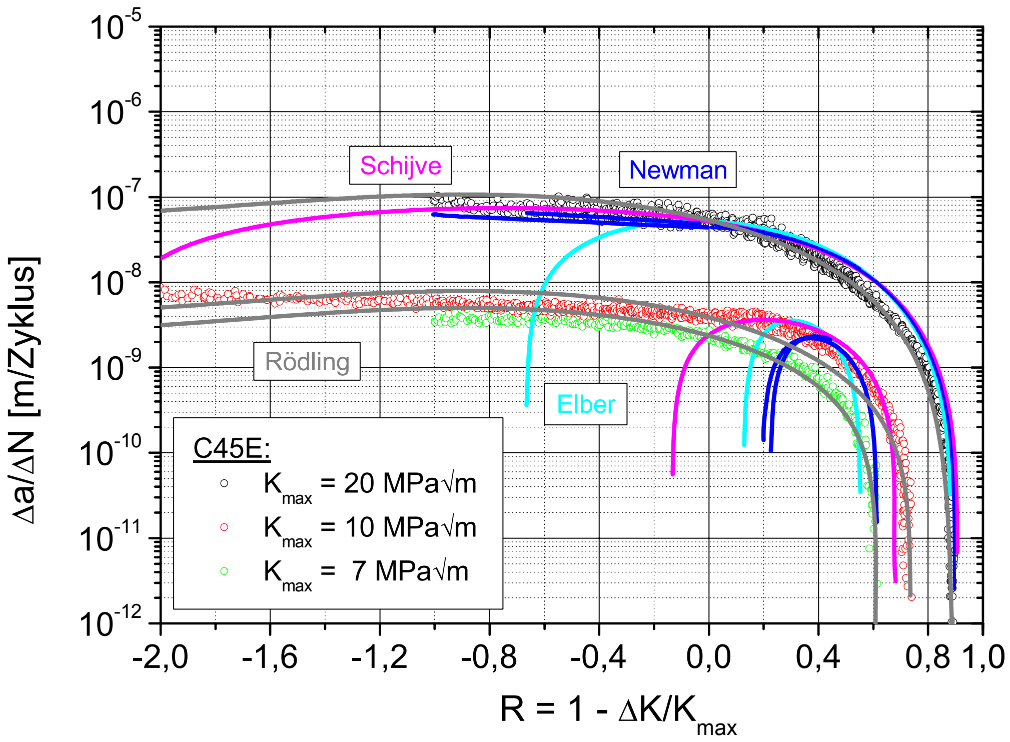


Abbildung 4.1-11: Beschreibung der Experimente der alternativen Schwellenwertermittlung am C45E über die Funktion $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)$

Für das Experiment, das bei einem K_{max} von 20 MPa√m durchgeführt wurde, ist bei beiden Werkstoffen eine sinnvolle Beschreibung des Experimentes mit allen vier Ansätzen möglich. Die Funktion $\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R)$, bei der das Rissschließen nach Elber berücksichtigt wurde, führt jedoch bei negativen R-Werten zu einem starken Abfall, der nicht gemessen wurde. Da Elber bei seiner Definition des Rissschließens nur einen Bereich des Spannungsverhältnisses von -0,1 bis 0,7 angibt, wird diese Abweichung darauf zurückzuführen sein.

Betrachtet man die Anpassungen an die Datensätze mit einem K_{max} von 10 MPa√m, sind wesentlich größere Unterschiede zwischen den angepassten Kurven und den Experimenten festzustellen. Nur die Funktion von Rödling beschreibt die Kurven bei negativen und positiven R-Werten hinreichend gut. Die drei Anpassungen von Elber, Schijve und Newman hingegen geben für negative R-Werte viel zu geringe Rissfortschrittsraten an. Die Funktion von Elber fällt bereits bei R-Werten ab, die noch in dem von Elber definierten Intervall liegen. Dieser Effekt ist bei den Anpassungen an das Experiment vom C45E noch stärker ausgeprägt als im X5CrNi18-10. Auch wenn das Rissschließen nach Schijve berücksichtigt wird, ergeben sich für niedrige R-Werte starke Abweichungen zwischen den Experimenten und den Modellrechnungen. Wird das Rissschließen nach Newman in der Anpassung berücksichtigt, ergibt sich für jedes Experiment, aus dem sich die Rissausbreitungskurve zusammensetzt, eine andere Kurve. Bei der Berechnung nach Newman wird, wie in Kapitel 2.2.1 dargestellt, auf die im Experiment anliegende Spannung σ_{max} zurückgegriffen. Da jedoch die Spannungsintensität geregelt wird, welche für die Rissfortschrittsrate die entscheidende Größe ist, können bei zwei Experimenten, die für die gleiche Rissausbreitungskurve durchgeführt werden, unterschiedliche Risslängen vorliegen und damit unterschiedliche Spannungen anliegen. Der Ansatz von Newman berücksichtigt dieses nicht und stellt sich daher als ungeeignet heraus. Die in den Experimenten ermittelte Rissgeschwindigkeit wird auch bei positiven R-Werten nicht mehr durch die angepassten Kurven (Elber, Schijve und Newman) beschrieben.

Der Verlauf der Experimente mit einem $K_{max} = 7\ MPa\sqrt{m}$ kann durch die Funktion **(2.2-23)** nicht mehr beschrieben werden. Die Anpassung des Parameters C_3 führt zu Kurven, die außerhalb des Wertebereichs liegen, der in den Abbildungen 4.1-10 und 4.1-11 dargestellt ist. Deshalb ist hier keine der angepassten Kurven (Elber, Schijve und Newman) zu sehen.

Je niedriger die maximale Spannungsintensität liegt, die im Experiment konstant gehalten wird, umso schlechter beschreibt also die Funktion **(2.2-23)** das Experiment. Nur mit der Funktion von Rödling **(2.2-25)** (graue Kurven) ist nach Anpassung der Parameter eine Beschreibung aller experimentell ermittelten Datensätze möglich, die ermittelten Anpassungsparameter sind in Tabelle 4.1-6 und Tabelle 4.1-7 dokumentiert.

Experiment bei K_{max} [MPa√m]	$\left.\frac{da}{dN}\right\|_{alt}(R=0)$	$\left.\frac{da}{dN}\right\|_{alt}$	λ	$\left.\frac{da}{dN}\right\|_{alt}(R=-1)$
20	$5{,}4\cdot10^{-8}$	$7{,}3\cdot10^{-8}$		$1{,}0\cdot10^{-7}$
10	$6{,}0\cdot10^{-9}$	$9{,}0\cdot10^{-9}$	0,21	$8{,}0\cdot10^{-9}$
7	$3{,}0\cdot10^{-9}$	$4{,}9\cdot10^{-9}$		$4{,}0\cdot10^{-9}$

Tabelle 4.1-6: Parameter der Funktion von Rödling nach der Anpassung an die Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertermittlung vom X5CrNi18-10

Experiment bei K_{max} [MPa√m]	$\left.\frac{da}{dN}\right\|_{alt}(R=0)$	$\left.\frac{da}{dN}\right\|_{alt}$	λ	$\left.\frac{da}{dN}\right\|_{alt}(R=-1)$
20	$5{,}4\cdot10^{-8}$	$9{,}9\cdot10^{-8}$		$1{,}0\cdot10^{-7}$
10	$3{,}9\cdot10^{-9}$	$7{,}5\cdot10^{-9}$	0,63	$6{,}3\cdot10^{-9}$
7	$2{,}7\cdot10^{-9}$	$4{,}9\cdot10^{-9}$		$4{,}6\cdot10^{-9}$

Tabelle 4.1-7: Parameter der Funktion von Rödling nach der Anpassung an die Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertermittlung vom C45E

Obwohl die Anpassung der Kurven der alternativen Schwellenwertermittlung mittels der bekannten auf Rissschließen basierenden Ansätze nur bedingt erfolgreich war, ist es dennoch möglich, mit Hilfe der ermittelten Parameter Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten zu berechnen. Die Ergebnisse der Berechung, die exemplarisch am C45E durchgeführt wurde, sind in Abbildung 4.1-12 dargestellt. Bei der Berechung der Kurven über die Funktion

$$\frac{da}{dN}(R) = \frac{C(R=-1)\cdot\left(\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=0) - \left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}\cdot R\cdot e^{-\lambda\cdot R^2}\right)}{(1-R)^m\cdot\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=-1)}\cdot\left(\Delta K^m - \Delta K_{th}^m(R)\right) \quad \textbf{(4.1-1)}$$

wurden die Parameter der Anpassung der Funktion von Rödling an die alternative Schwellenwertermittlung für K_{max}-Werte von 20 sowie 10 und 7 MPa√m berücksichtigt.

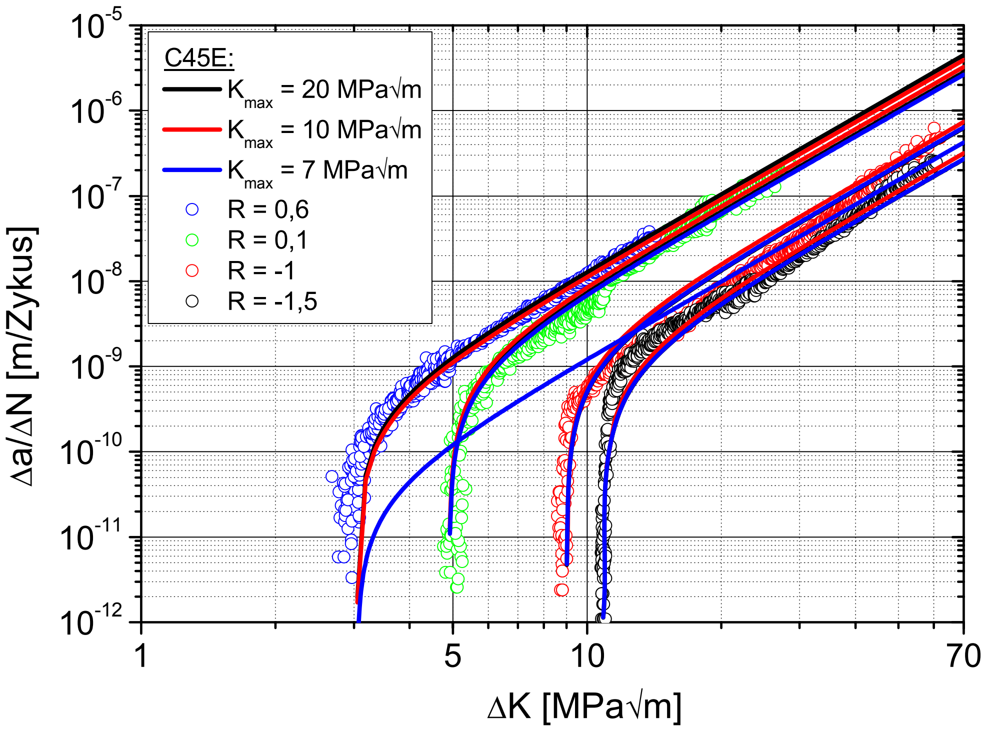


Abbildung 4.1-12: Berechnete Rissausbreitungskurven über die Funktion von Rödling

Wie in Abbildung 4.1-12 zu sehen ist, korreliert die Berechung bis auf eine Kurve, die deutlich abweicht, sehr gut mit den Experimenten. Für die Durchführung des Konzeptes spielt, greift man auf die Funktion von Rödling zur Beschreibung der alternativen Schwellenwertermittlung zurück, die Höhe des K_{max}-Wertes offenbar keine Rolle. Die markante Abweichung der berechneten Kurve für R = 0,6 mit den Parametern der alternativen Schwellenwertermittlung für $K_{max} = 7$ MPa√m ist darauf zurückzuführen, dass im Experiment der alternativen Schwellenwertermittlung mit $K_{max} = 7$ MPa√m bereits bei einem R-Wert von 0,6 der Schwellenwert erreicht wird. Die Berechnung von C(R) über die Quotientengleichung **(2.2-22)** führt dann zu einem zu geringen Wert, so dass die Kurve zu tief liegt. Das Berechungsprinzip versagt folglich, wenn im Experiment der alternativen Schwellenwertermittlung der Schwellenwert bei einem R-Wert erreicht wird, welcher derjenige R-Wert ist, für den die Rissausbreitungskurve berechnet werden soll. Grundsätzlich kann dies vermieden werden, indem der K_{max}-Wert, der im Experiment konstant gehalten wird, hinreichend hoch gewählt wird.

Für einen hohen K_{max}-Wert (K_{max} = 20 MPa√m) liefert neben der Funktion von Rödling **(2.2-25)** auch die Anpassung der Funktion **(2.2-23)** unter Berücksichtigung des Rissschließens nach Schijve noch recht gute Ergebnisse, wie in Abbildung 4.1-10 und Abbildung 4.1-11 zu sehen ist. Daher wurden die Rissausbreitungskurven für unterschiedliche R-Werte über beide Anpassungen berechnet und in Abbildung 4.1-13 dargestellt.

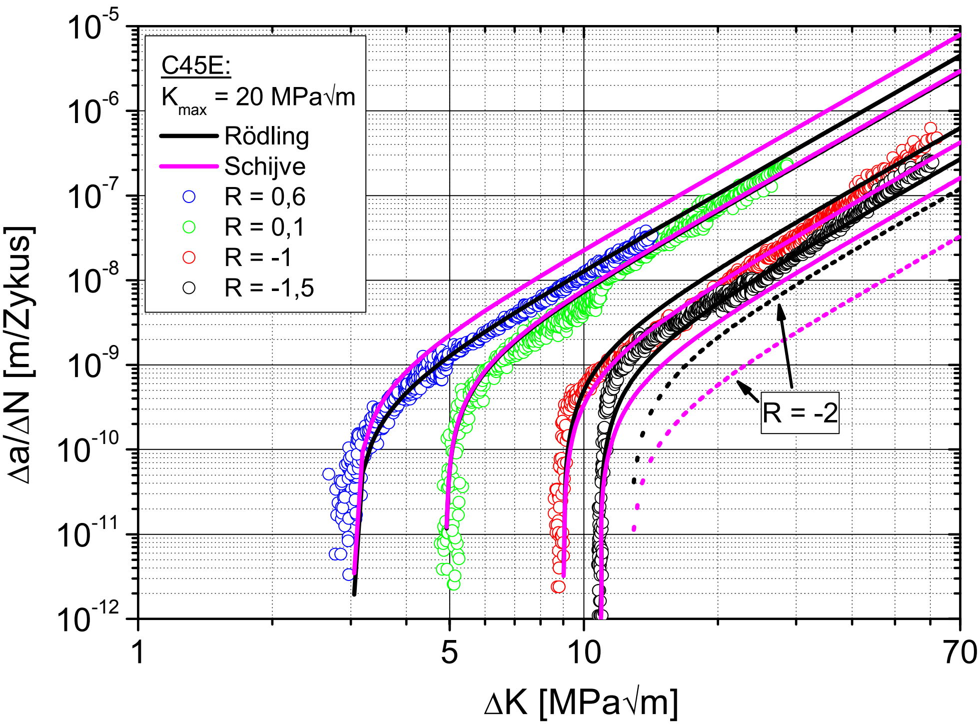


Abbildung 4.1-13: Berechnete Rissausbreitungskurven über die Funktion von Rödling und nach dem Rissschließen von Schijve

Die Berechnungen nach Schijve und Rödling führen für die Kurven von R = 0,6 bis R = -1 zu vergleichsweise guten Ergebnissen. Bei der Berechnung der Rissausbreitungskurve für R = -1,5 werden jedoch bereits leichte Unterschiede deutlich. Die Kurve, die über die Funktion von Schijve berechnet wird, liegt erwartungsgemäß unterhalb des experimentell ermittelten Rissfortschrittes.

Würde man mittels dieser Funktion die Lebensdauer berechnen, so ergäbe dies eine Lebensdauer, die oberhalb der tatsächlichen Lebensdauer läge. Die tatsächliche Lebensdauer würde hier also überschätzt. Dies zeigt der Verlauf der Kurven für R = -2 (gestrichelte Kurven) in noch deutlicherem Maße. Ihre Lage unterscheidet sich deutlich von der experimentell ermittelten Kurve für R = -1,5. Da bei einem R-Wert von R = -2 nur der Druckanteil der Belastung vergrößert wird, und dieses bei einem Rissöffnen nach Modus I im Allgemeinen die Rissausbreitung nicht beeinflusst, ist die berechnete Lage nicht zu erwarten. Die im Vergleich zum Experiment zu geringe Rissfortschrittsrate bei negativen R-Werten hängt damit zusammen, dass, wie in Abbildung 4.1-11 zu erkennen, beide Anpassungen bei R = -2 eine zu niedrige Rissfortschrittsrate angeben. Vor allem die Anpassung nach Schijve zeigt hier einen Abfall der Kurve hin zu negativen R-Werten, der experimentell und bruchmechanisch nicht zu erwarten ist. Die berechneten Rissausbreitungskurven stimmen folglich mit den experimentell ermittelten Kurven umso besser überein, je exakter die Rissausbreitungskurve der alternativen Schwellenwertermittlung beschrieben wird.

4.2 Ergebnisse der Überlastexperimente

Bei den Untersuchungen zum Einfluss von Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung wurden in Anlehnung an den Stand der Technik folgende Fragen gestellt:

I. Gibt es den Unterschied zwischen der monotonen und der zyklischen Rissausbreitung, der in Aluminiumlegierungen festgestellt wurde [Broll'06, Rödling'03], auch im Stahl?

II. Ist nach Zugüberlasten tatsächlich ein Bereich festzustellen, in dem der Riss beschleunigt wächst? Wodurch wird der Effekt der Beschleunigung nach der Überlast beeinflusst?

III. Wirken sich Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung in Werkstoffen, die sich durch ihre Gitterstruktur (z. B. krz im Gegensatz zu kfz) voneinander unterscheiden, unterschiedlich aus?

IV. Wie wirken sich Überlasten in Stählen im Vergleich zu Aluminiumlegierungen aus?

Um zu diesen Fragestellungen anhand von Experimenten Stellung zu nehmen, wurden an den Stählen X5CrNi18-10 (kfz-Struktur) und C45E (krz-Struktur) zahlreiche Überlastexperimente durchgeführt, deren Ergebnisse nachfolgend dargestellt sind. Für die vergleichende Betrachtung der Auswirkungen von Überlasten in Stählen und Aluminiumlegierungen werden die von Rödling und Broll durchgeführten Experimente an der Aluminiumlegierung 6013 herangezogen [Broll'06, Rödling'03]. Die Aluminiumlegierung 6013 wird somit exemplarisch für Aluminium-Werkstoffe betrachtet.

Einen Überblick über die durchgeführten Experimente gibt die Versuchsmatrix in Tabelle 4.2-1. Sie zeigt, welche Versuchsreihen durchgeführt wurden. Um infolge der Grundlast zwei unterschiedliche Rissfortschrittsraten $\frac{\Delta a}{\Delta N}_{GL}$ einzustellen, wurde die Grundlasthöhe $K_{max,GL}$ bei einem festen

Spannungsverhältnis der Grundlast von R_{GL} = -1 variiert. Des Weiteren wurde bei gleicher $\frac{\Delta a}{\Delta N_{GL}}$ der R_{GL}-Wert so verändert, dass vergleichend Experimente mit R_{GL} = -1 und R_{GL} = 0,6 betrachtet werden können. Es wurden folglich drei Versuchsreihen pro Werkstoff durchgeführt, innerhalb einer Versuchsreihe wurden unterschiedliche Überlasthöhen eingestellt. Diese Versuchsreihen wurden pro Werkstoff zweimal durchgeführt, da sowohl einfache Zugüberlasten (ZÜL) als auch Überlastblöcke (ÜLB) experimentell untersucht wurden. Damit ergaben sich folglich insgesamt zwölf Versuchreihen.

$\frac{\Delta a}{\Delta N_{GL}}$ [m/Zyklus]	X5CrNi18-10 $K_{max,GL}$ / R_{GL} [MPa√m]/[-]	C45E $K_{max,GL}$ / R_{GL} [MPa√m]/[-]	einfache Zugüberlast Überlasthöhe in [%]	Zug/Druck-Überlastblock Überlasthöhe in [%]
10^{-8}	11,5 / -1	11 / -1	50 - 200	50 - 150
$3 \cdot 10^{-9}$	8 / -1	7,9 / -1	50 - 300	50 - 200
$3 \cdot 10^{-9}$	14 / 0,6	16,5 / 0,6	25 - 150	50 - 100

Tabelle 4.2-1: Tabellarische Zusammenfassung der Überlastexperimente (Versuchsmatrix)

In den Überlastblöcken wurden, wie in der Arbeit von Broll, 600 Überlastzyklen aneinander gehängt, um die Experimente an Aluminium und Stahl miteinander vergleichen zu können. Begleitend zu den Ermüdungsexperimenten wurden fraktographische Untersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) durchgeführt. Die Ergebnisse dieser Untersuchungen sind nachfolgend in Ergänzung zu den Ermüdungsexperimenten dargestellt.

4.2.1 Quantifizierung des Einflusses von Überlasten

Während des Überlastexperimentes wird der Potentialanstieg infolge des wachsenden Risses über beide Rechner Erika I und Erika II aufgezeichnet. Mit dem Rechner Erika I wird der gesamte Versuch aufgezeichnet, wohingegen der Rechner Erika II nur direkt während des Überlastzyklus und die ersten 1500 Zyklen nach der Überlast das Potentialsignal misst. Dort jedoch wird durch eine Signalabfrage mit 25 Hz bei einer Lastfrequenz von 0,5 Hz kontinuierlich das Potentialsignal und somit die Risslängenänderung verfolgt. Der Rechner Erika I gibt hingegen ein über mehrere Zyklen gemitteltes Potential wieder. Bei der Auswertung der Überlastexperimente werden beide Signale herangezogen, um die Auswirkungen einer Überlast zu analysieren und zu quantifizieren.

Da die Rissfortschrittsrate selbst unter konstanter Belastung streut, wird zur Auswertung der Experimente diese auf ihre jeweilige Rissfortschrittsrate vor der Überlasteinstreuung normiert. Erst anhand dieser normierten (relativen) Rissfortschrittsrate $\frac{\Delta a}{\Delta N}_{rel}$ können Vergleiche angestellt werden. In Abbildung 4.2-1 ist exemplarisch die relative Rissfortschrittsrate im C45E infolge einer einfachen Zugüberlast sowie eines Überlastblockes dargestellt. Die hier dargestellte Rissfortschrittsrate ist diejenige, welche vom Rechner Erika I aufgezeichnet wurde und ist relativ zur Gesamtrisslänge bei Überlasteinstreuung aufgetragen. In Abbildung 4.2-1 sind zudem die Effekte der Überlasten auf die Rissfortschrittsrate gekennzeichnet.

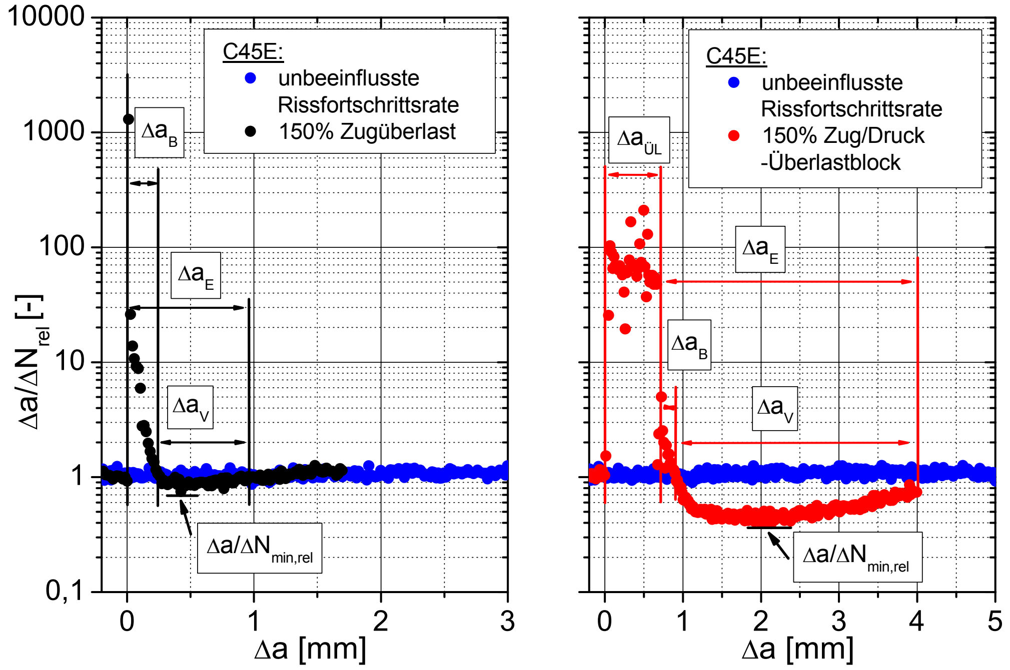


Abbildung 4.2-1: Einfluss von Überlasten auf die Rissfortschrittsrate (Erika I)

Die Überlasten wirken sich auf die Rissfortschrittsrate nach der Überlast über einen gewissen Bereich, welcher als Einflusszone der Überlast Δa_E bezeichnet wird, aus. Innerhalb der Einflusszone ist sowohl bei der einfachen Zugüberlast als auch beim Überlastblock ein Bereich Δa_B zu erkennen, in dem die Rissfortschrittsrate gegenüber der der Grundlast erhöht ist. Dann erst kommt es zur Verringerung der Rissfortschrittsrate. Dieser Bereich wird als Verzögerungsbereich Δa_V bezeichnet. Die maximale Verzögerungswirkung tritt bei der minimalen, relativen Rissfortschrittsrate $\frac{\Delta a}{\Delta N}_{\min,rel}$ auf. Anhand dieser Größe lässt sich folglich ebenso die verzögernde Wirkung der Überlast beurteilen. Je kleiner $\frac{\Delta a}{\Delta N}_{\min,rel}$ ist, umso größer ist der Lebensdauergewinn durch die Überlast.

Mittels der in Abbildung 4.2-1 dargestellten Rissfortschrittsrate (Erika I) kann nicht nachvollzogen werden, wie stark sich der Riss während der einfachen Zugüberlast verlängert hat, da der Rechner Erika I gemittelte Werte ausgibt. Erst über das Potentialsignal, das der Rechner Erika II aufnimmt, kann die Rissverlängerung während der Überlast $\Delta a_{ÜL}$ quantifiziert werden, wie in Abbildung 4.2-2 zu sehen ist.

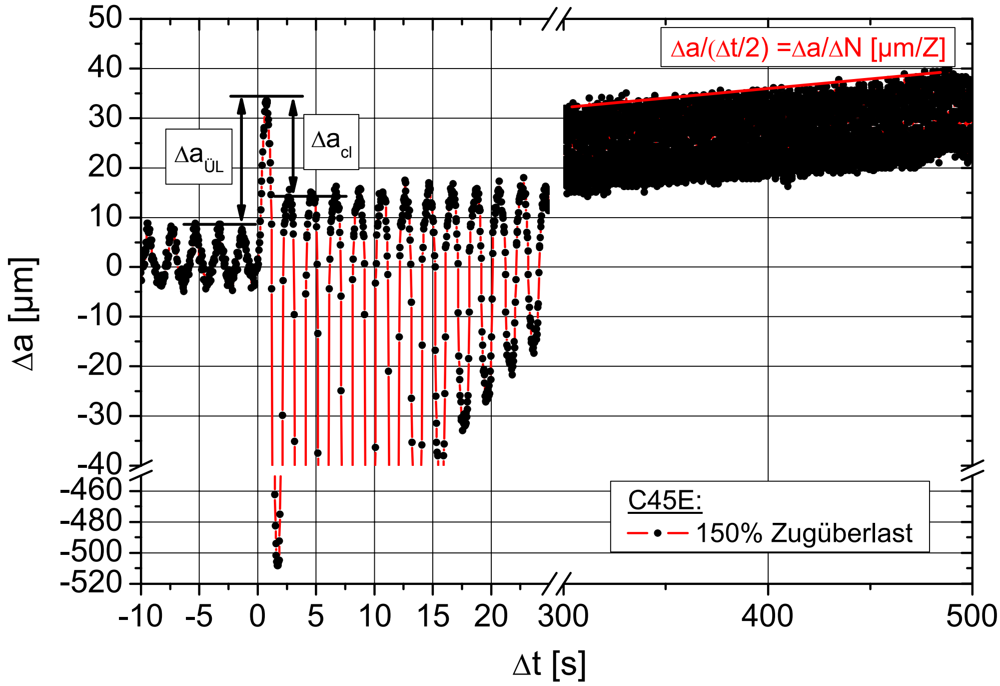


Abbildung 4.2-2: Auswertung des Potentialsignals des Rechners Erika II

Das Potentialsignal U wurde hierzu bereits über Johnson (Gleichung **(3.2-1)**) in die Risslänge a umgerechnet und ist relativ zum Zeitpunkt der Überlastamplitude t = 0 aufgetragen. Direkt nach der Überlast fällt das Potential sowohl für den Maximal- als auch für den Minimalwert der Grundlastamplitude über einige Zyklen stark ab, um dann wieder kontinuierlich anzusteigen. Diese „Verkürzung" einer einmal vorhandenen Risslänge ist jedoch physikalisch nicht möglich. Der Abfall des Potentialsignals bzw. die „kürzere" Risslänge nach der Überlast ließe sich damit erklären, dass der Riss zu diesem Zeitpunkt zusammengedrückt bzw. geschlossen wird. Um dieses Phänomen über alle Überlastexperiment hinweg vergleichend bewerten zu können, wurde die Größe Δa_{cl} eingeführt. Sie gibt quantitativ die virtuelle Rissverkürzung, die sich nach der Überlast einstellt, an.

Die im Bereich Δa_B vom Rechner Erika I aufgezeichnete erhöhte Rissfortschrittsrate könnte somit auch das Resultat einer Mittelwertbildung zwischen $\Delta a_{ÜL}$ und einer geringeren Rissfortschrittsrate sein. Mittels der über den Rechner Erika II aufgezeichneten Messdaten kann dieses überprüft werden. Wie in Abbildung 4.2-2 dargestellt, kann über das Potentialsignal des Rechners Erika II die kontinuierliche Rissverlängerung nach der Überlast exakt aufgezeichnet werden. Somit kann auch der Anstieg der Risslänge zu bestimmten Zeitpunkten ermittelt werden, wie in Abbildung 4.2-2 verdeutlicht. Dieser Anstieg kann wiederum über die Versuchsfrequenz in die tatsächliche Rissfortschrittsrate umgerechnet werden.

In der folgenden Abbildung 4.2-3 sind vergleichend die normierten Rissfortschrittsraten beider Rechner sowohl über der Risslängenänderung Δa als auch über der Zyklenzahl ΔN dargestellt. Dieser Vergleich wurde an beiden Stählen für unterschiedliche Überlasthöhen durchgeführt und lässt für beide Stähle die gleiche Schlussfolgerung zu. Daher ist hier der C45E repräsentativ für die Stähle dargestellt.

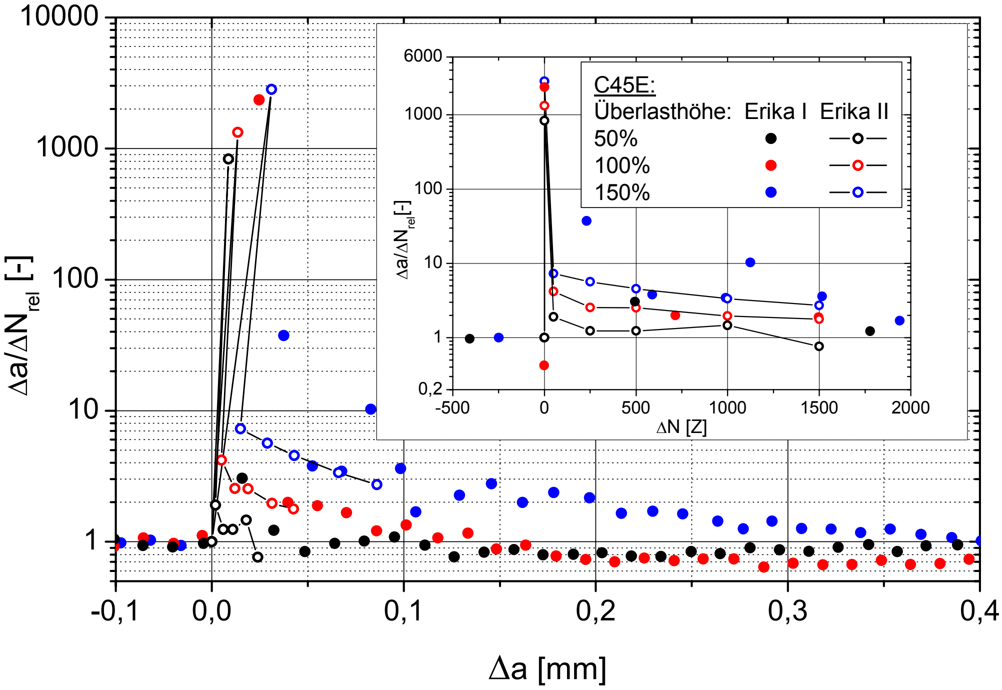


Abbildung 4.2-3: Vergleich der Rissfortschrittsrate (Messdaten des Rechners Erika I mit den Messdaten des Rechners Erika II) infolge einer Zugüberlast im C45E

Die Darstellung von $\frac{\Delta a}{\Delta N_{rel}}$ über der Zyklenzahl ΔN in Abbildung 4.2-3 verdeutlicht, wie bei der Auswertung des Erika II-Signals vorgegangen wurde. Die normierte Rissfortschrittsrate wurde bei 50, 250, 500, 1000 und 1500 Zyklen nach der Überlast bestimmt. Entsprechend der Rissfortschrittsrate ist der Riss bei diesen Zyklenzahlen unterschiedlich lang. Während der Überlast, dass heißt bei $\Delta N = 1$, wächst der Riss mit $\Delta a_{ÜL}/\Delta N$. Der Vergleich zeigt, dass die Messdaten des Rechners Erika II nur während ungefähr den ersten 500 Zyklen von den Messdaten des Rechners Erika I abweichen. Dann jedoch ist im Rahmen der Messgenauigkeit eine gute Korrelation zwischen den beiden Rissfortschrittsraten festzustellen. Die kontinuierliche Messdatenerfassung des Rechners Erika II ist somit während der Überlastamplitude und für die unmittelbar folgenden Zyklen der integralen Messdatenerfassung des Rechners Erika I überlegen. Beide Messsysteme liefern jedoch verwertbare Messdaten.

Der Bereich Δa_B, ist demnach tatsächlich existent, hier wächst der Riss gegenüber der unbeeinflussten Rissfortschrittsrate beschleunigt.

4.2.2 Vergleich der Stähle X5CrNi18-10 und C45E

Die Ergebnisse der Überlastexperimente an den Stählen X5CrNi18-10 und C45E sind nachfolgend vergleichend zusammengestellt. Zunächst wird der Einfluss einfacher Zugüberlasten betrachtet, dann werden abschließend die Untersuchungen zu Überlastblöcken dargestellt.

4.2.2.1 Einfache Zugüberlasten

Die Experimente zeigen deutlich, dass sich der Riss während der Zugüberlastamplitude wie in der Aluminiumlegierung 6013 auch in den Stählen wesentlich stärker ausbreitet, als nach den ermittelten Rissausbreitungskurven bei entsprechendem K-Wert zu erwarten wäre. Aus der halblogarithmischen Darstellung von $\Delta a_{ÜL}$ über der maximalen Spannungsintensität der Überlast $K_{max,ÜL}$ in Abbildung 4.2-4 geht besonders deutlich hervor, welche Größen $\Delta a_{ÜL}$ beeinflussen.

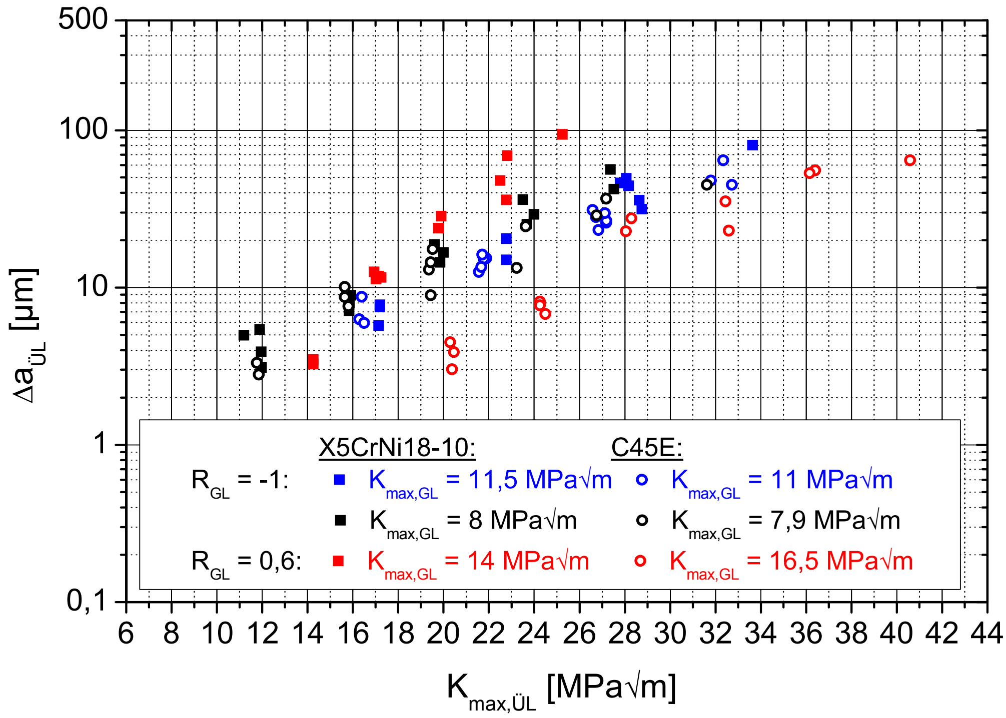


Abbildung 4.2-4: Einfluss von Überlasthöhe, $K_{max,GL}$ und R_{GL}-Wert auf $\Delta a_{ÜL}$ im X5CrNi18-10 und C45E

Bei einer Grundlast mit R_{GL} = -1 liegt $\Delta a_{ÜL}$ für die untersuchten Stähle in einem Streuband. Die Stähle unterscheiden sich dort in Rahmen der Messgenauigkeit kaum voneinander. Die Höhe von $K_{max,GL}$ spielt für $\Delta a_{ÜL}$ keine wesentliche Rolle. Im Gegensatz dazu wirkt sich das Spannungsverhältnis der Grundlast R_{GL} auf $\Delta a_{ÜL}$ in beiden Stählen unterschiedlich aus. Im X5CrNi18-10 ist mit steigender Überlasthöhe ($K_{max,ÜL}$) bei R_{GL} = 0,6 ein steilerer Anstieg von $\Delta a_{ÜL}$ festzustellen als bei R_{GL} = -1. Die Überlasten bewirken bei R_{GL} = 0,6 eine größere Rissverlängerung während der Überlast als bei R_{GL} = -1. Beim C45E ist $\Delta a_{ÜL}$ bei R_{GL} = 0,6 niedriger als bei R_{GL} = -1 bei gleichem $K_{max,ÜL}$ und auch der Anstieg von $\Delta a_{ÜL}$ bei R_{GL} = 0,6 ist nur leicht steiler als bei R_{GL} = -1.

Im Anschluss an die Überlast war bei allen Experimenten eine virtuelle Rissverkürzung Δa_{cl} festzustellen. Hier treten keine wesentlichen Unterschiede zwischen den beiden Werkstoffen auf, wie in Abbildung 4.2-5 zu sehen ist.

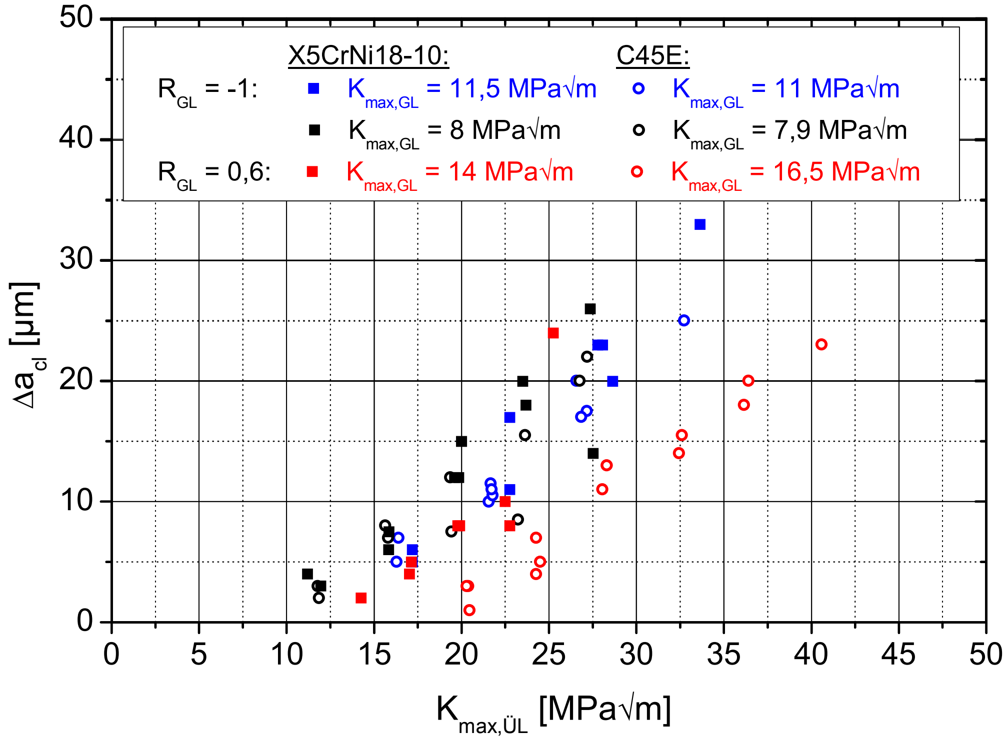


Abbildung 4.2-5: Einfluss von Überlasthöhe, $K_{max,GL}$ und R_{GL}-Wert auf Δa_{cl} im X5CrNi18-10 und C45E

Die Größe Δa_{cl} zeigt ein ähnliches Streuband auf wie die Größe $\Delta a_{ÜL}$ und ist in beiden Stählen im Wesentlichen von der Überlasthöhe abhängig, einzig der R_{GL}-Wert beeinflusst Δa_{cl} im C45E zusätzlich. Bei gleichem $K_{max,ÜL}$ ist bei $R_{GL} = 0,6$ Δa_{cl} kleiner als bei $R_{GL} = -1$.

Der Bereich Δa_B war bei der überwiegenden Anzahl von Experimenten sowohl im X5CrNi18-10 als auch im C45E festzustellen. Wie aus der Abbildung 4.2-6 hervorgeht, ist die Streuung entsprechend der schlechteren Auflösung des Rechners Erika I relativ groß.

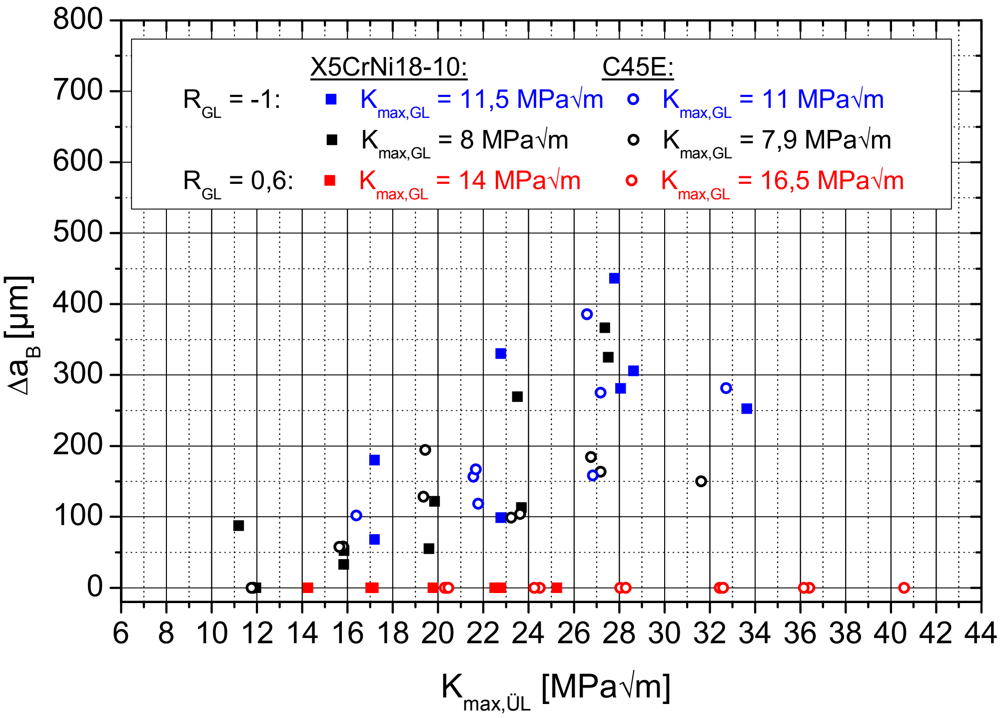


Abbildung 4.2-6: Einfluss von Überlasthöhe, $K_{max,GL}$ und R_{GL}-Wert auf Δa_B im X5CrNi18-10 und C45E

Die beiden Stähle zeigen auch in Bezug auf Δa_B ähnliche Eigenschaften: Während für $R_{GL} = -1$ Δa_B mit $K_{max,ÜL}$ ansteigt, ist Δa_B im Rahmen der Messgenauigkeit bei $R_{GL} = 0{,}6$ nicht vorhanden.

Im Bereich der Verzögerung, der anhand der Abbildung 4.2-7 und Abbildung 4.2-8 beurteilt werden kann, ist festzustellen, dass die Überlasten die Ermüdungsrissausbreitung im X5CrNi18-10 stärker beeinflussen als im C45E. Abbildung 4.2-7 zeigt, dass für $R_{GL} = 0{,}6$ ein Rissstopp ($\frac{\Delta a}{\Delta N}_{\min,rel} = 0\%$) bereits bei wesentlich geringeren Überlasthöhen auftritt. Zudem ist der Verzögerungsbereich Δa_V im X5CrNi18-10 größer als im C45E (vgl. Abbildung 4.2-8).

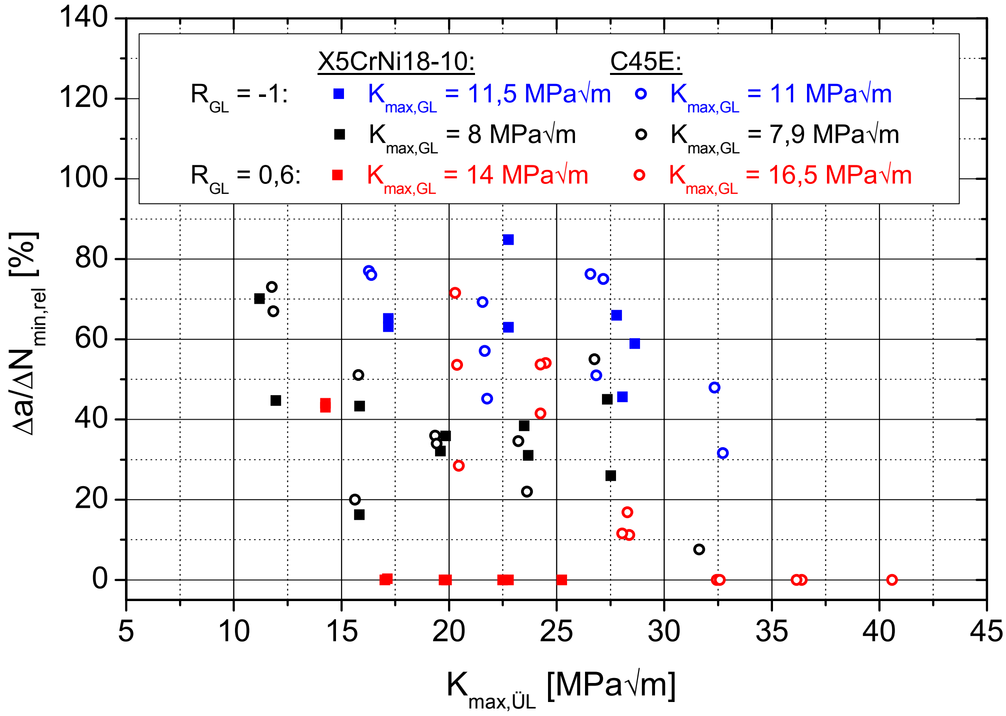


Abbildung 4.2-7: Einfluss von Überlasthöhe, $K_{max,GL}$ und R_{GL}-Wert auf die relative minimale Rissfortschrittsrate im X5CrNi18-10 und C45E

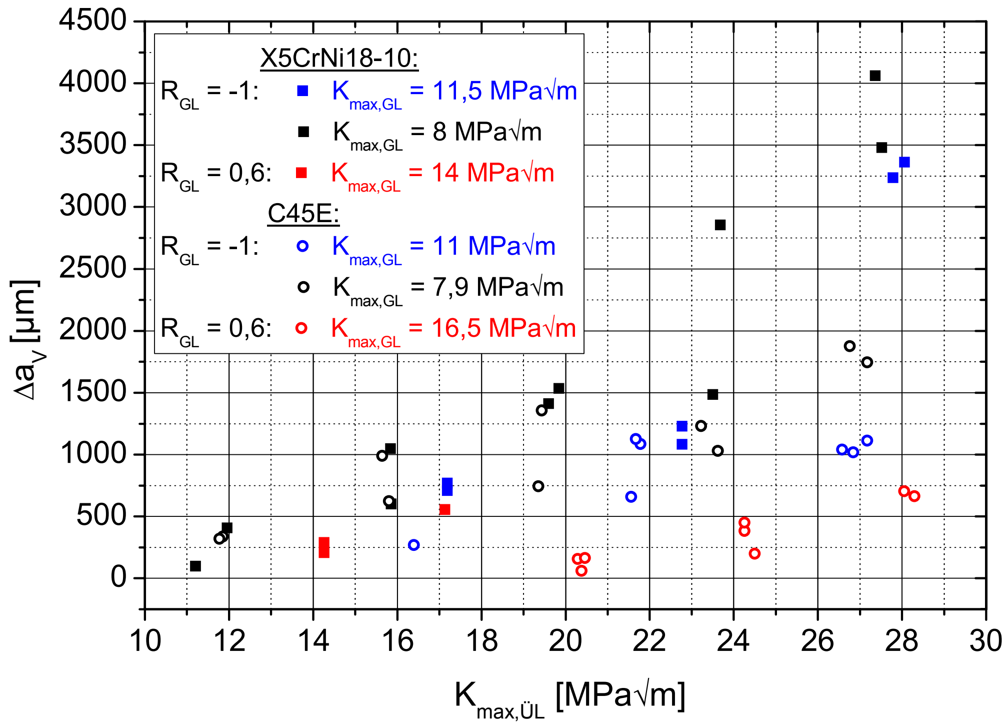


Abbildung 4.2-8: Einfluss von Überlasthöhe, $K_{max,GL}$ und R_{GL}-Wert auf Δa_V im X5CrNi18-10 und C45E

Auf Δa_V wirkt sich die Grundlasthöhe aus. Je niedriger die Grundlast ist, umso größer ist die Verzögerungswirkung. Somit kann auch in den Stählen X5CrNi18-10 und C45E die Grundlasthöhe als Einflussgröße auf den Effekt der Verzögerung bestätigt werden.

4.2.2.2 Überlastblöcke

Die kontinuierliche Rissverlängerung während eines Überlastblockes, wie sie in Abbildung 4.2-9 beispielsweise für einen Überlastblock von 150 % im C45E dargestellt ist, kann anhand der Messdaten des Rechners Erika II bestimmt werden. Die Rissverlängerung während des ersten Zyklus entspricht bei gleicher Überlasthöhe dem $\Delta a_{ÜL}$-Wert einer einfachen Zugüberlast. Detaillierte Untersuchungen zur Entwicklung der Rissfortschrittsrate während eines Überlastblockes in der Studienarbeit [Phiesel'07] haben gezeigt, dass die beiden Stähle hier nur geringfügige Unterschiede zeigen. Beim Vergleich mit der Aluminiumlegierung 6013 wurden jedoch deutlichere Unterschiede festgestellt, so dass auf die Entwicklung der Rissfortschrittsrate in Kapitel 4.2.4 detaillierter eingegangen wird.

In Abbildung 4.2-9 ist zu sehen, dass die Rissverlängerung im zweiten Zyklus des Überlastblockes bereits wesentlich kleiner ist als im ersten Überlastzyklus. Die Rissfortschrittsrate nimmt folglich gleich zu Beginn des Überlastblockes wesentlich ab. Mit steigender Zyklenzahl reduziert sie sich weiterhin, diese Verkleinerung ist jedoch nur mehr geringfügig.

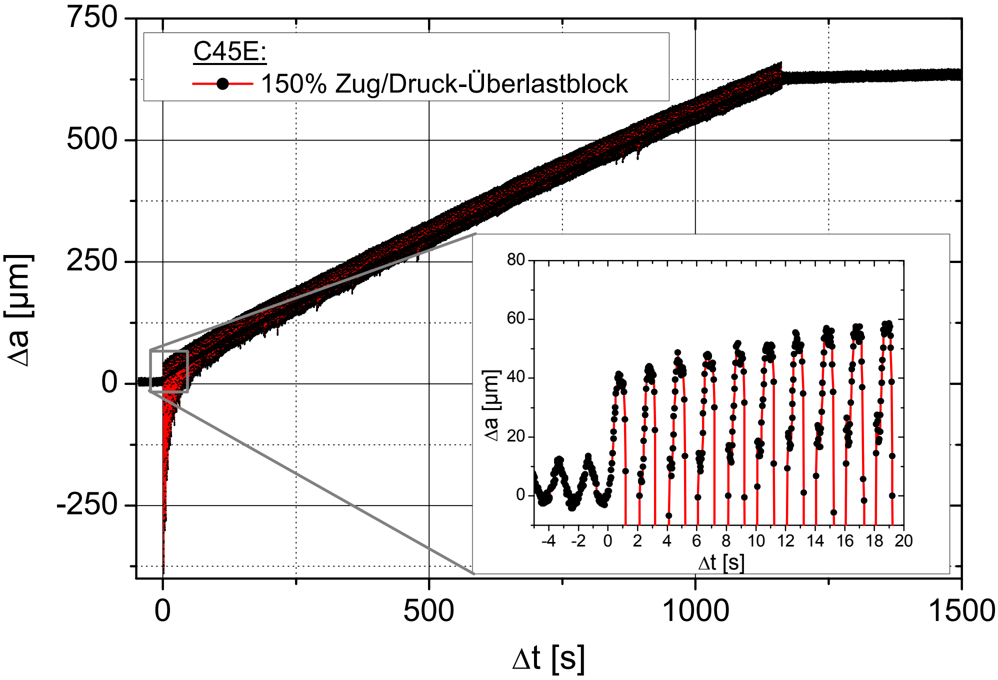


Abbildung 4.2-9: Rissverlängerung im Überlastblock (Messdaten Rechner Erika II)

Direkt nach einem Überlastblock kommt es in beiden Stählen auch zur virtuellen Rissverkürzung Δa_{cl}, die in Abbildung 4.2-10 dargestellt ist.

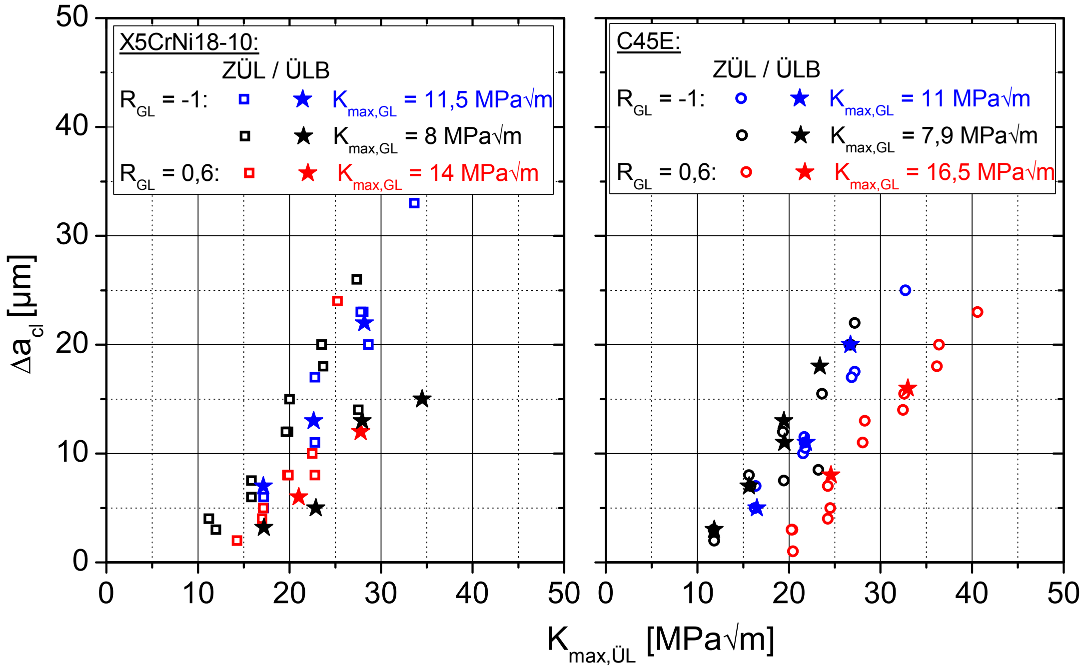


Abbildung 4.2-10: Vergleich von Δa_{cl} bei einfachen ZÜL und ÜLB beim X5CrNi18-10 und C45E

Wie bei den einfachen Überlasten ist auch hier eine Zunahme von Δa_{cl} mit der Überlasthöhe festzustellen. Vor allem im C45E scheint Δa_{cl} nach einer einfachen Zugüberlast in etwa so groß zu sein wie nach einem Überlastblock. Demnach spielt es für den Effekt Δa_{cl} keine Rolle, ob eine einfache Zugüberlast (monotone Belastung) oder ein Überlastblock (zyklische Belastung) vorliegt.

Bei der Untersuchung von Δa_B (siehe Abbildung 4.2-11) wurden im Gegensatz zu den einfachen Zugüberlasten bei den Überlastenblöcken Unterschiede zwischen den Stählen festgestellt.

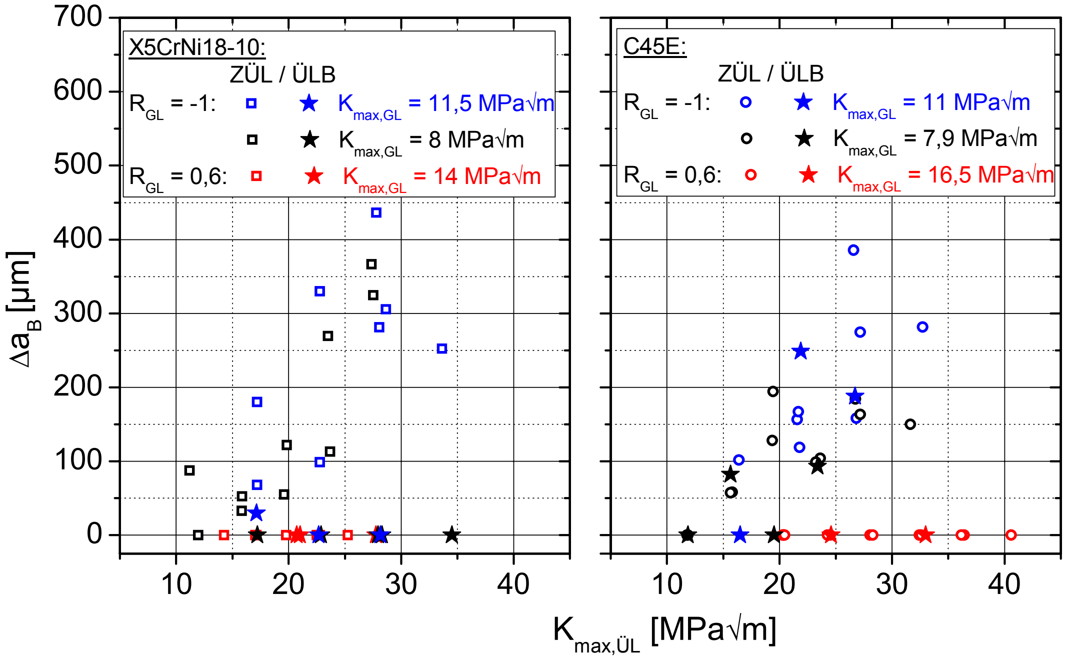


Abbildung 4.2-11: Vergleich von Δa_B bei einfachen ZÜL und ÜLB beim X5CrNi18-10 und C45E

Während im X5CrNi18-10 der Bereich Δa_B praktisch nicht auftritt, ist im C45E auch nach einem Überlastblock für R = -1 eine Beschleunigung vorhanden.

Im Bereich der Verzögerung infolge eines Überlastblockes unterscheiden sich, wie in den Abbildung 4.2-12 und Abbildung 4.2-13 dokumentiert, die Stähle nicht wesentlich. Auch die Überlastblöcke wirken sich im X5CrNi18-10 etwas stärker aus als im C45E. Die Tendenz, dass ein Überlastbock zu einer stärkeren

Verzögerung als eine einfache Überlast führt, ist in beiden Stählen nur schwach zu erkennen.

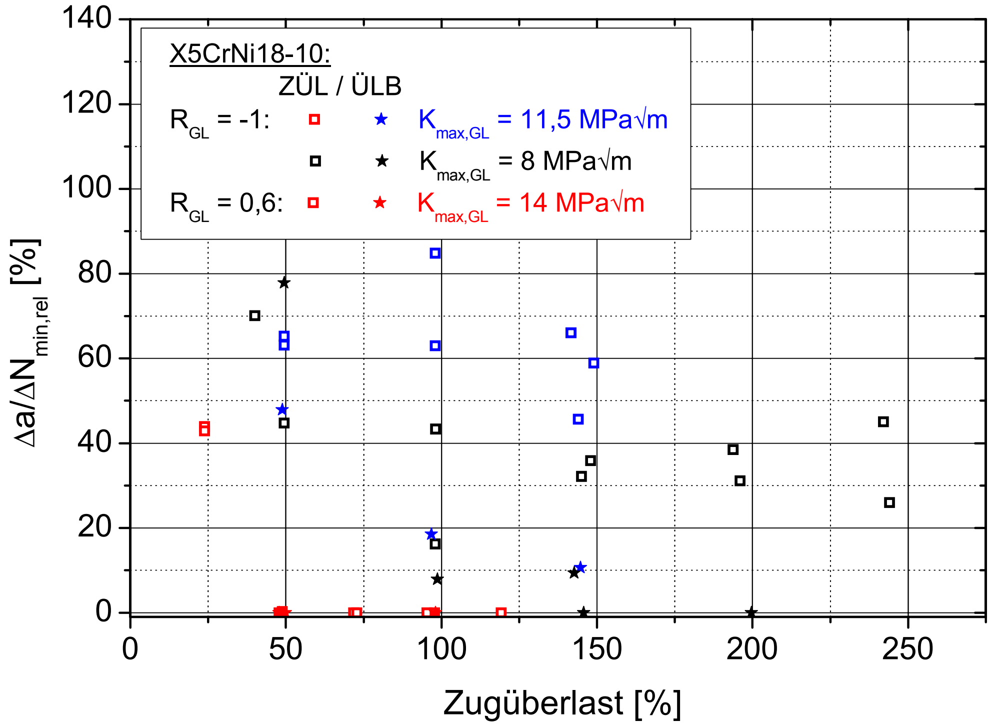


Abbildung 4.2-12: Vergleich von $\Delta a/\Delta N_{min,rel}$ bei einfachen ZÜL und ÜLB im X5CrNi18-10

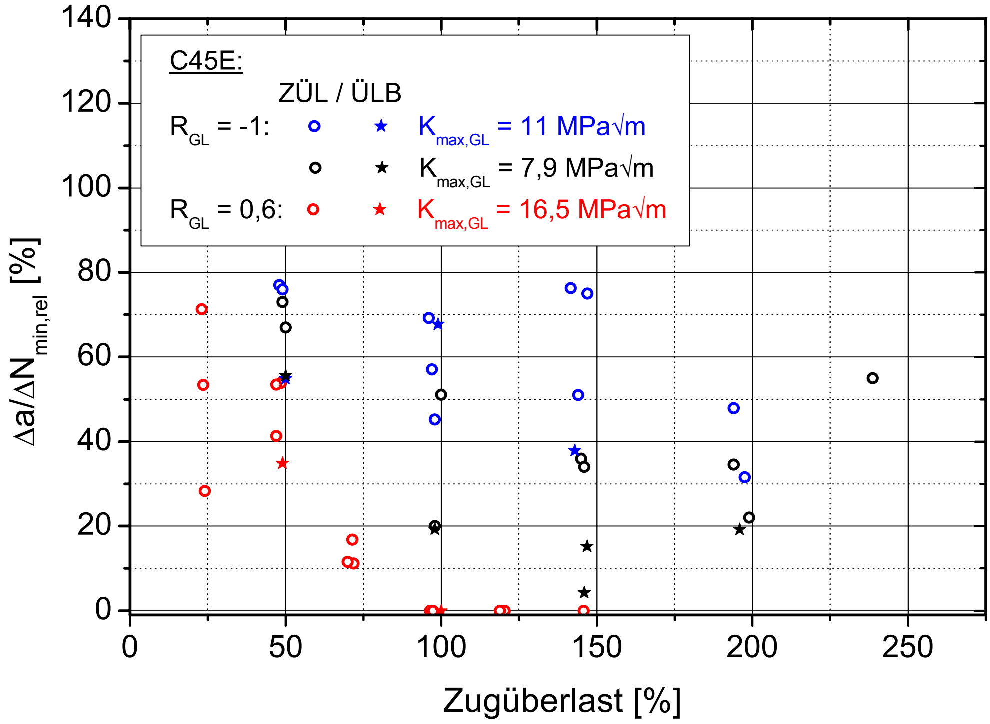


Abbildung 4.2-13: Vergleich von $\Delta a/\Delta N_{min,rel}$ bei einfachen ZÜL und ÜLB im C45E

4.2.3 Vergleich der monotonen und zyklischen Rissausbreitung

Wie bei den Untersuchungen von Rödling und Broll an der Aluminiumlegierung 6013 wurde auch in den Stählen während des Überlastzyklus eine Rissverlängerung um den Betrag $\Delta a_{ÜL}$ gemessen. Wie aus Abbildung 4.2-4 hervorgeht, ist $\Delta a_{ÜL}$ im Wesentlichen von der Überlasthöhe $K_{max,ÜL}$ abhängig. Um nun $\Delta a_{ÜL}$ (die monotone Rissausbreitung) mit der zyklischen Rissfortschrittsrate $\frac{da}{dN}_{zyk}$ (der zyklischen Rissausbreitung) vergleichen zu können, sollte die Schwingbreite ΔK, die $\frac{da}{dN}_{zyk}$ verursacht, dem Wert von $K_{max,ÜL}$ entsprechen. Werden eventuell vorhandene Rissschließeffekte vernachlässigt, dann entspricht bei einem R-Wert von 0 die Schwingbreite ΔK dem K_{max}-Wert. Die Rissausbreitungskurven für $R = 0$ wurden jedoch nicht ermittelt. Zur Verfügung stehen hingegen die Kurven für $R = -1$ und $R = 0{,}1$. Wie in Abbildung 4.1-1 und Abbildung 4.1-2 zu sehen und auch bruchmechanisch zu erwarten ist, weicht die Lage der beiden Rissausbreitungskurven im Paris-Bereich kaum voneinander ab. Da zudem unter der Vorraussetzung der LEBM ΔK auch dem K_{max}-Wert bei $R \leq 0$ entspricht, wurden für den Vergleich die Rissausbreitungskurven für $R = -1$ herangezogen. Um abzuschätzen, wie viel größer der Rissfortschritt während der Überlastamplitude $\Delta a_{ÜL}$ im Vergleich zu dem Rissfortschritt unter zyklischer Belastung ist, wurden in einem Diagramm sowohl die Rissverlängerung im Überlastzyklus $\frac{\Delta a_{ÜL}}{\Delta N_{ÜL}}$ ($\Delta a_{ÜL}$) als auch $\frac{da}{dN_{zyk}}$ über der maximalen Spannungsintensität dargestellt. In Abbildung 4.2-14 ist diese Darstellung für die beide Stähle zu sehen.

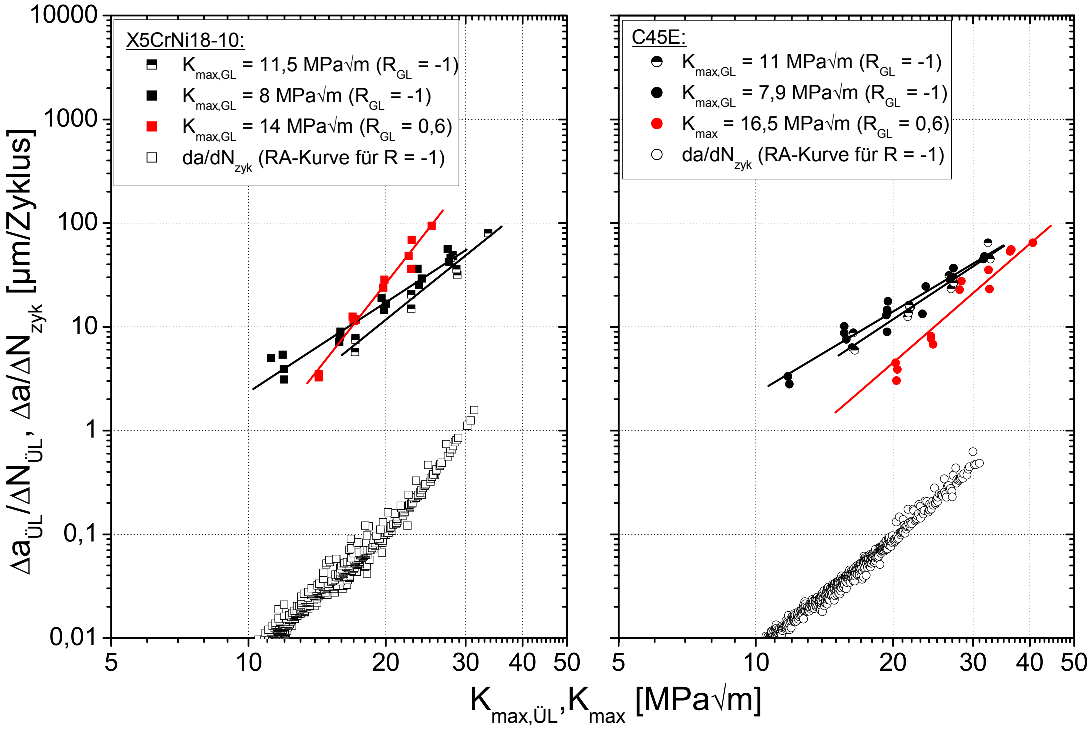


Abbildung 4.2-14: Vergleich von $\Delta a_{ÜL}$ mit $\frac{da}{dN_{zyk}}$ im X5CrNi18-10 und im C45E

Die Rissverlängerung während des Überlastzyklus $\Delta a_{ÜL}$ ist in beiden Stählen um ungefähr den Faktor 100 größer als $\frac{da}{dN_{zyk}}$ bei gleichem K_{max}-Wert. Der Anstieg n von $\Delta a_{ÜL}$ mit zunehmendem $K_{max,ÜL}$ ist für R_{GL} = -1 in beiden Stählen mit n = 2 bis 3 jedoch etwas niedriger als die Steigungen, welche die Rissausbreitungskurven zeigen. Für R_{GL} = 0,6 fällt der Anstieg im Gegensatz zur Steigung der Rissausbreitungskurve geringfügig größer aus.

Die Darstellung von $\frac{\Delta a_{ÜL}}{\Delta N_{ÜL}}$ und $\frac{da}{dN_{zyk}}$ über der maximalen Spannungsintensität in einem Diagramm bietet sich zudem an, um in Bezug auf den Unterschied zwischen der monotonen Rissausbreitung und der zyklischen Rissausbreitung Stahl und Aluminium miteinander zu vergleichen. In Abbildung 4.2-15 wurden zu diesem Zweck die Messdaten aus den Experimenten an der Aluminiumlegierung 6013 und dem Stahl X5CrNi18-10 dargestellt.

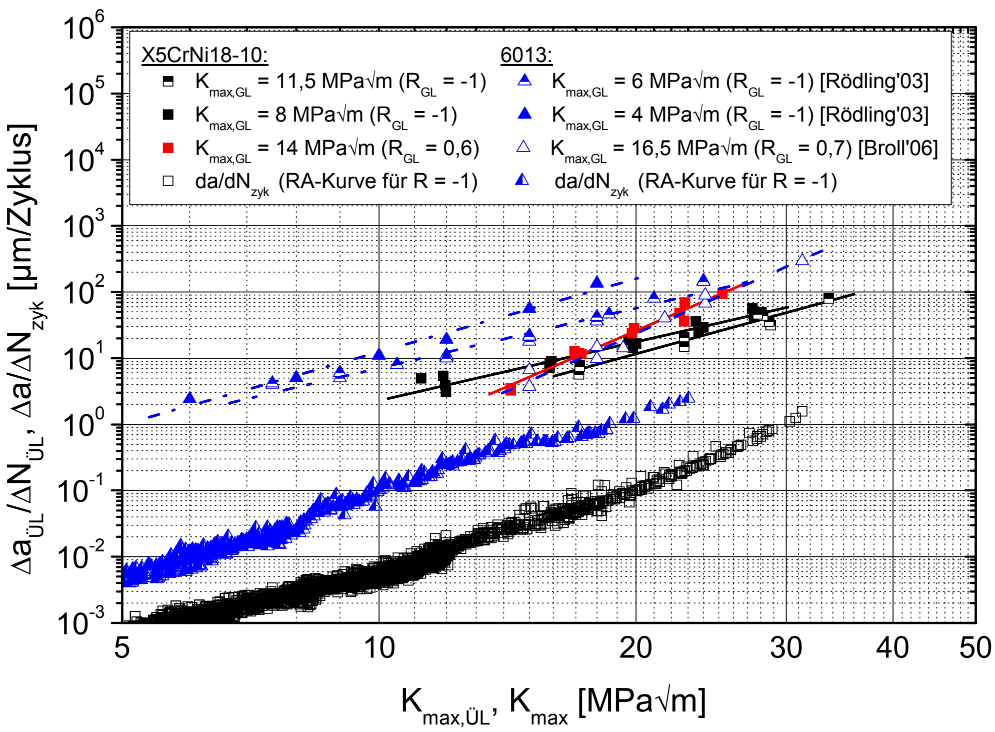


Abbildung 4.2-15: $\Delta a_{ÜL}$ und $\frac{da}{dN_{zyk}}$ über $K_{max,ÜL}$ bzw. K_{max} – Vergleich von X5CrNi18-10 und 6013

Zum einen zeigt Abbildung 4.2-15 deutlich, dass der Stahl X5CrNi18-10 gegenüber dem Ermüdungsrisswachstum resistenter ist als das Aluminium 6013.

Für die gleiche zyklische Rissfortschrittsrate ist im X5CrNi18-10 eine um zehn MPa√m größere Spannungsintensität notwendig als im 6013. Wurden die Überlasten in eine Grundlast mit R_{GL} = -1 eingestreut, ist im X5CrNi18-10, um die gleiche Rissverlängerung während der Überlast wie im 6013 zu erreichen, auch eine um zehn MPa√m größere Spannungsintensität notwendig. Zur Abweichung von dieser bislang gleichmäßig höheren Resistenz des Stahls kommt es nur bei größeren R_{GL}-Werten. Beträgt im X5CrNi18-10 R_{GL} = 0,6 und im 6013 R_{GL} = 0,7, so ist für den gleichen Wert von $\Delta a_{ÜL}$ die gleiche maximale Spannungsintensität notwendig. Die $\Delta a_{ÜL}$-Werte liegen in einem Streuband.

Abbildung 4.2-15 bestätigt andererseits nochmals den von Rödling und Broll bereits gefundenen Unterschied zwischen der monotonen und der zyklischen Rissfortschrittsrate von ungefähr Faktor 100 in der Aluminiumlegierung 6013. Dieser Unterschied zwischen der monotonen und der zyklischen Rissfortschrittsrate ist damit offenbar materialübergreifend und steht im Widerspruch zur LEBM.

Bei der Analyse der Bruchflächenmorphologie im REM wurden zudem vor allem beim X5CrNi18-10 unterschiedliche Bruchflächenstrukturen gefunden, die der jeweiligen Belastung zugeordnet werden konnten. Auch die Bruchflächenstruktur zeigt, dass zwischen der monotonen Rissausbreitung und der zyklischen Rissausbreitung ein Unterschied besteht. Auf den Bruchflächen des C45E hingegen ließen sich selbst hohe Überlasten und Überlastblöcke nur schwer identifizieren. Da die Ermüdungsbruchflächen des C45E, wie in der Studienarbeit [Schattschneider'07] ermittelt, infolge der Grundlast bereits rauer sind als die Bruchflächen des X5CrNi18-10, könnte dies erklären, warum sich Bruchflächen des C45E nur schwer interpretieren lassen. Nachfolgend wird daher nur die Analyse des X5CrNi18-10 zusammenfassend dargestellt.

Um die Struktur der Rissverlängerung während der Überlast zu analysieren, wurde der Ermüdungsversuch direkt nach dem Einstreuen einer einfachen Zugüberlast von 150 % in eine Grundlast von $K_{max,GL}$ = 11,5 MPa√m angehalten, die Probe aus der Maschine ausgebaut und gewaltsam in zwei Teile zerrissen. In Abbildung 4.2-16 und Abbildung 4.2-17 ist die Bruchflächenstruktur dieser Probe zu sehen. Zur besseren Orientierung ist der Verlauf der Rissausbreitungsrichtung (RAR) in den Abbildungen gekennzeichnet. In Abbildung 4.2-16 wird mit niedrigerer Auflösung zunächst ein Überblick über die sich abzeichnenden, drei charakteristischen Strukturen gegeben. Zwischen der Ermüdungsbruchfläche (linke Bruchstruktur) und dem Restbruch (rechte Bruchstruktur), der sich deutlich durch seine markante Wabenstruktur von der Ermüdungsstruktur unterscheidet, hebt sich die Struktur ab, die infolge der Rissverlängerung während der Überlast entstanden ist. Die Ausdehnung dieses Bereiches entspricht, wie zu erwarten, in etwa der Rissverlängerung $\Delta a_{ÜL}$ von 42 µm, die der Rechner Erika II aufgezeichnet hat. Der Bereich ist ausschnittsweise in Abbildung 4.2-17 bei einer höheren Vergrößerung dargestellt.

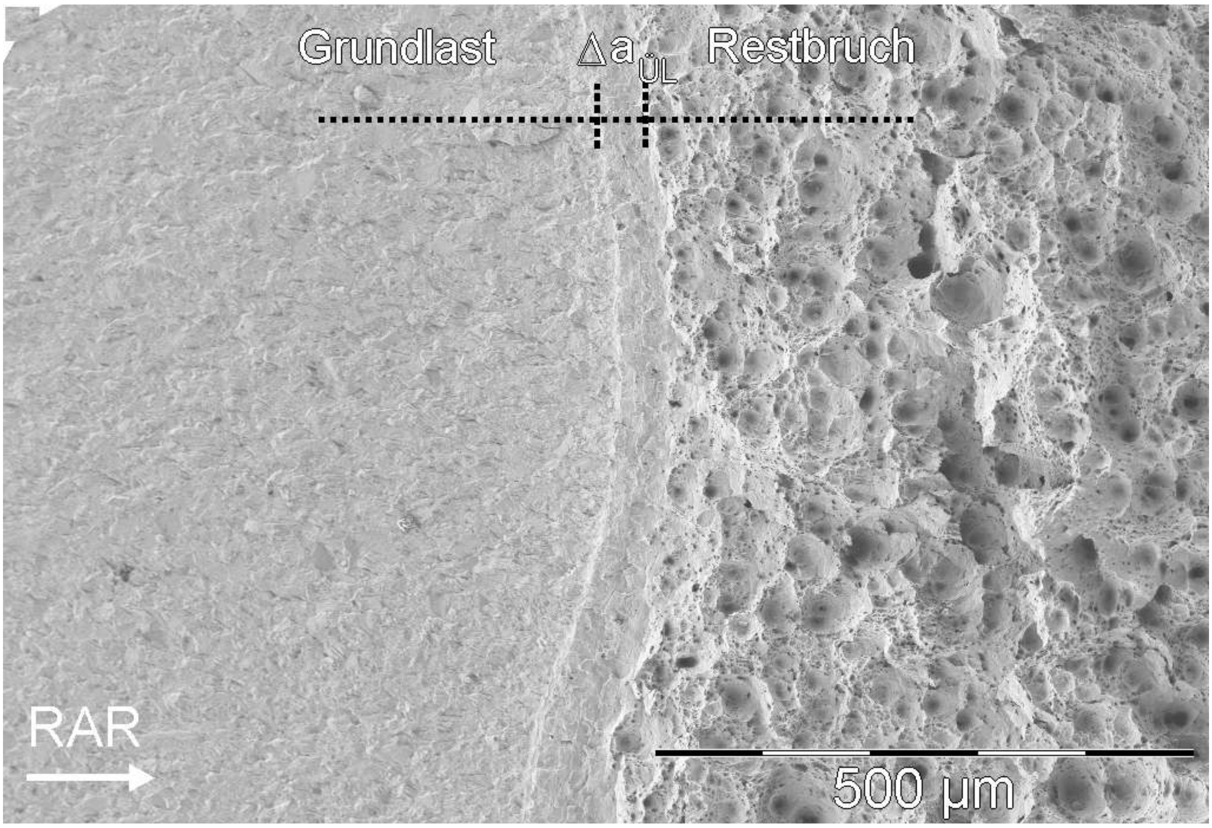


Abbildung 4.2-16: Übergang Grundlast – $\Delta a_{ÜL}$ – Restbruch im X5CrNi18-10

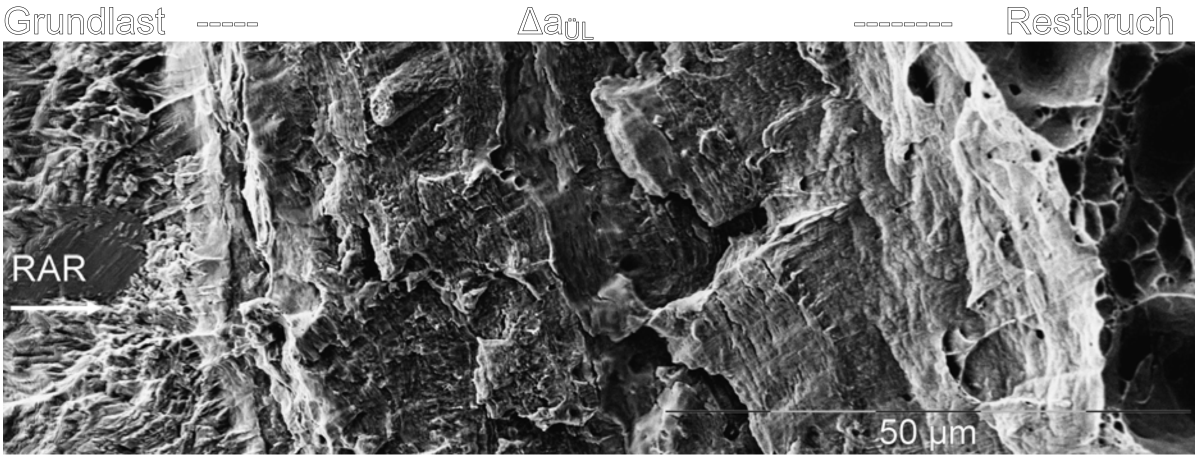


Abbildung 4.2-17: Bruchflächenstruktur von $\Delta a_{ÜL}$ im X5CrNi18-10

Zwischen der Bruchflächenstruktur infolge der Grundlast und der Bruchflächenstruktur von $\Delta a_{ÜL}$ ist kein Übergangsbereich zu erkennen, viel mehr scheint hier der Riss schlagartig auf eine im Vergleich zur Ausgangsebene leicht versetzte Ebene (Stufe) zu wechseln. Innerhalb von $\Delta a_{ÜL}$ zeigt die Bruchoberfläche überwiegend eine glatte Bruchflächenstruktur, im Vergleich zur Oberfläche des Restbruches ist diese sogar sehr viel glatter. Die glatte Struktur wird nur an einigen Stellen stufenartig unterbrochen, möglicherweise entstehen diese Stufen infolge von Rissverzweigungen.

Um diese für $\Delta a_{ÜL}$ charakteristische Bruchflächenstruktur mit der Bruchflächenstruktur infolge einer entsprechenden zyklischen Belastung zu vergleichen, wurde die Bruchfläche infolge eines 150 % Zug-/Druck-Überlastbockes von 600 Zyklen bei einer Grundlast von 11,5 MPa√m analysiert. Die gesamte Rissverlängerung während des Überlastblockes zeichnet sich deutlich auf der Bruchfläche ab und ist in Abbildung 4.2-18 zu sehen.

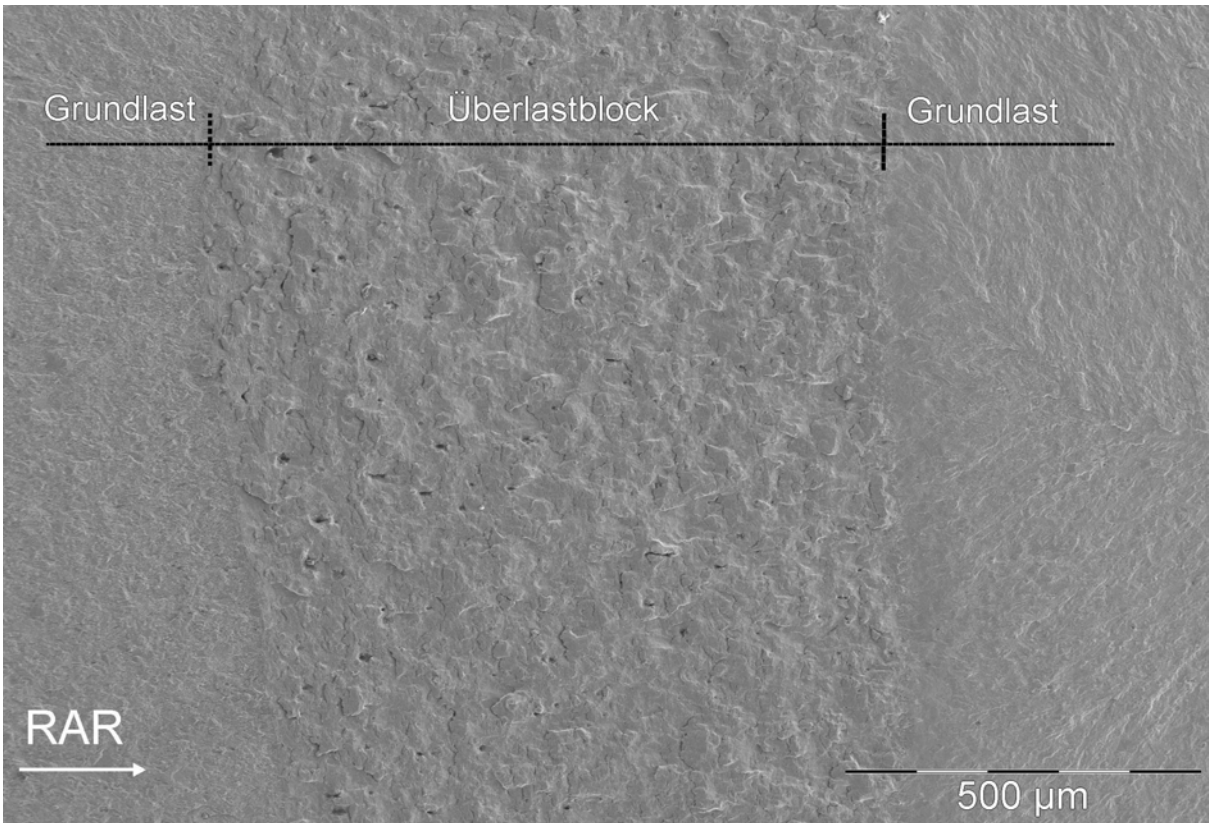


Abbildung 4.2-18: Bereich der Rissverlängerung während eines Zug-/Druck-Überlastbockes im X5CrNi18-10

Da die Rissverlängerung im ersten Überlastzyklus im Rahmen der Messgenauigkeit der Rissverlängerung durch eine einfache Zugüberlast gleicher Überlasthöhe entspricht, sollte zu Beginn des Überlastblockes die gleiche Struktur zu erkennen sein wie in Abbildung 4.2-17. In Abbildung 4.2-18 ist $\Delta a_{ÜL}$ jedoch zunächst nicht eindeutig zu erkennen. Bei einer höheren Vergrößerung, wie sie in Abbildung 4.2-19 zu sehen ist, lässt sich dieser Bereich zumindest erahnen. Zu Beginn des Überlastblockes sind innerhalb der ersten 40 µm Schwingungsstreifen auf der Bruchfläche nicht vorhanden bzw. kaum erkennbar und somit wesentlich schwächer ausgeprägt als im Bereich danach. Dies könnte die Folge des Rissschließens bei Druckbelastung sein. Bei Druckbelastung wird die Bruchflächenstruktur offenbar glatt gedrückt. Diese Vermutung stützt Abbildung 4.2-20. Sie zeigt den Übergang vom Überlastbock zur Grundlast. Schwingungsstreifen sind hier nur in den „Tälern“ zu erkennen. Während zu Beginn des Überlastblockes die Schwingungsstreifen eine Breite von 2 - 3 µm aufweisen, liegt ihre Breite am Ende des Überlastblockes nur noch zwischen 0,4 und 1 µm. Im Allgemeinen wird davon ausgegangen, dass die Breite eines Schwingungsstreifens der Rissverlängerung innerhalb eines Zyklus entspricht. Anhand der Schwingungsstreifen kann demnach auch die Rissfortschrittsrate während des Überlastbockes bestimmt werden. Ein Vergleich mit den da/dN-Werten von ungefähr $0{,}6\ldots0{,}8\cdot10^{-6}$ m/Zyklus der Gleichstrompotentialsonde zeigt, dass beide Verfahren zur gleichen Rissfortschrittsrate führen und sich somit gegenseitig bestätigen.

Da sowohl die Bruchflächenstruktur innerhalb der Schwingungsstreifen als auch im Bereich $\Delta a_{ÜL}$ relativ glatt und eben ist, sind sich die Strukturen nicht unähnlich. Die Struktur, die in Abbildung 4.2-17 zu sehen ist, könnte als ein entsprechend größerer Schwingungsstreifen interpretiert werden. Schwingungssteifen, die infolge der zyklischen Belastung während des Überlastblockes zu erkennen sind, ließen sich jedoch im Bereich der Grundlast, wo sich der Riss mit einer Rate von ca. 10^{-8} m/Zyklus ausbreitet, nicht auflösen. Die Bruchflächenstruktur ist bei zyklischer Belastung offenbar auch von der Rissfortschrittsrate abhängig.

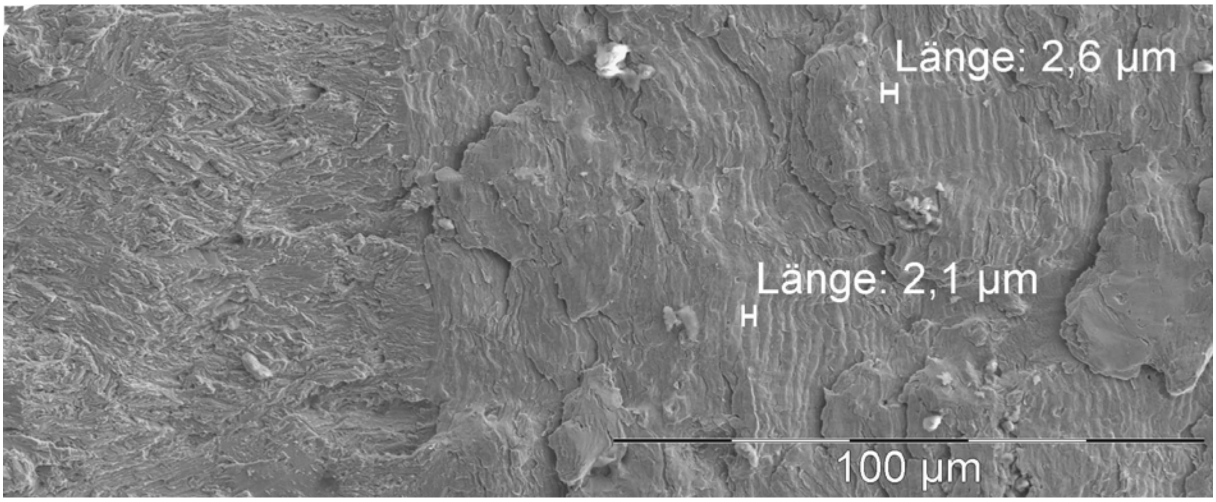


Abbildung 4.2-19: Übergang Grundlast – Überlastblock 150%

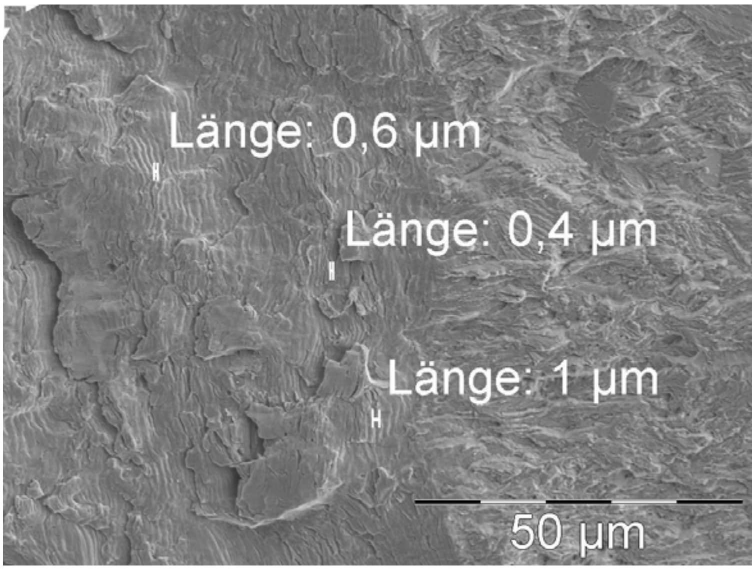


Abbildung 4.2-20: Übergang Überlastblock 150% - Grundlast

4.2.4 Unterschiede zwischen den Auswirkungen von Überlasten in Stahl und in Aluminiumlegierung

Beim Vergleich der Überlastexperimente an den Stählen X5CrNi18-10 und C45E mit denen der Aluminiumlegierung 6013 wurde festgestellt, dass in allen drei Werkstoffen die gleichen Überlasteffekte auftreten. Diese sind jedoch je nach Werkstoff unterschiedlich stark ausgeprägt. Wie bereits erwähnt, ist die Aluminiumlegierung 6013 im Bezug auf die Ermüdungsrissausbreitung grundsätzlich empfindlicher als die beiden Stähle. Es ist daher nicht sinnvoll, experimentelle Daten von Stahl und Aluminium bei gleichen Spannungsintensitäten miteinander zu vergleichen, wohl aber bei prozentual gleich hohen Überlasten, eingestreut bei ungefähr der gleichen konstanten Rissfortschrittsrate. In Abbildung 4.2-21, in der 100 %-Zugüberlasten miteinander verglichen werden, ist zu sehen, dass der Bereich der Verzögerung im Gegensatz zu den beschleunigenden Effekten im Aluminium 6013 stärker ausgeprägt ist.

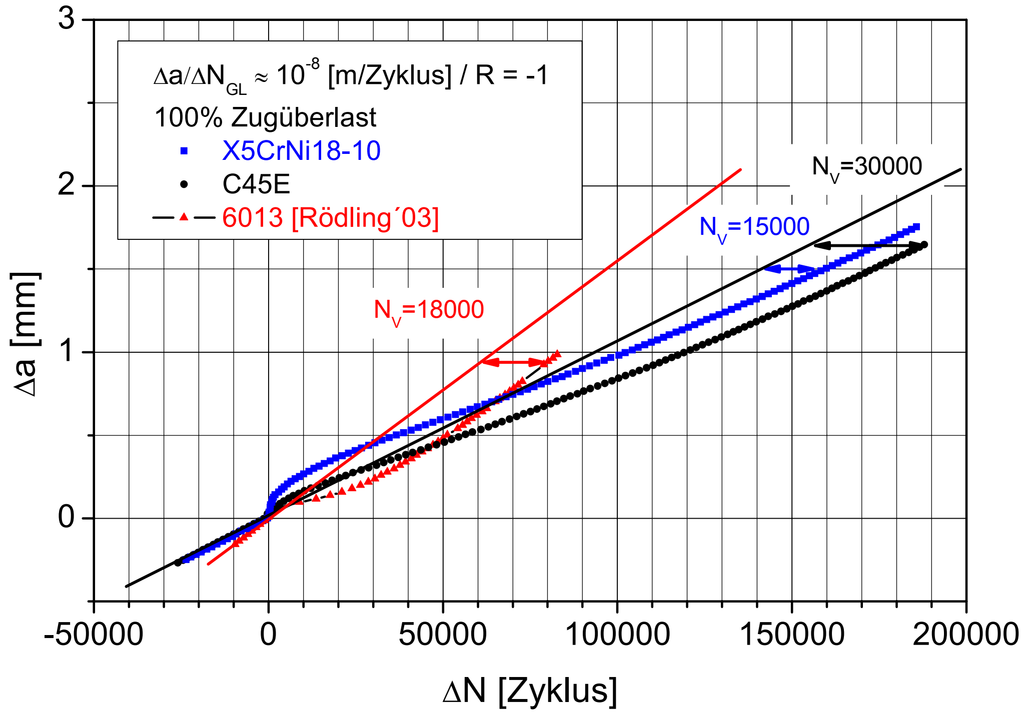


Abbildung 4.2-21: Vergleich Stahl und Aluminium - Rissverlängerung infolge einfacher Zugüberlast über der Zyklenzahl

Ein Bereich der Beschleunigung nach der Überlast Δa_B ist hier bei der 100 %-Zugüberlast im Aluminium 6013 nahezu nicht zu erkennen, erst bei höheren Zugüberlasten wird die Beschleunigung nach der Überlast im Rahmen der Messgenauigkeit aufgelöst. In den Stählen hingegen kommt es zunächst zur Beschleunigung, an die sich die Verzögerung anschließt.

Wird der Bereich Δa_B bei der Lebensdauerbemessung nicht berücksichtigt, kann dieses unter bestimmten Bedingungen katastrophale Folgen haben. Kann der Riss sich, wie in Abbildung 4.2-21 angedeutet, beispielsweise nur noch um 0,25 mm stabil ausbreiten, ist diese Rissverlängerung infolge der Überlast im X5CrNi18-10 bereits nach ungefähr 9.000 Zyklen erreicht und im C45E nach ungefähr 21250 Zyklen. Ohne eine entsprechende Überlastamplitude würde ein Bauteil aus X5CrNi18-10 oder aus C45E hingegen 23.000 Zyklen standhalten. In den Stählen wird somit in diesem Beispiel die Lebensdauer durch die Überlast verkürzt, während im Aluminium durch die Überlast die Lebensdauer um ca. 10.000 Zyklen verlängert wird. Die Vernachlässigung von Δa_B ist hier somit in den Stählen nicht zu verantworten.

Der Verzögerungseffekt ist in der Aluminiumlegierung 6013 generell stärker ausgeprägt als im Stahl, dieses wird auch anhand des in Abbildung 4.2-22 dargestellten Vergleiches von $\frac{\Delta a}{\Delta N_{\min,rel}}$ deutlich.

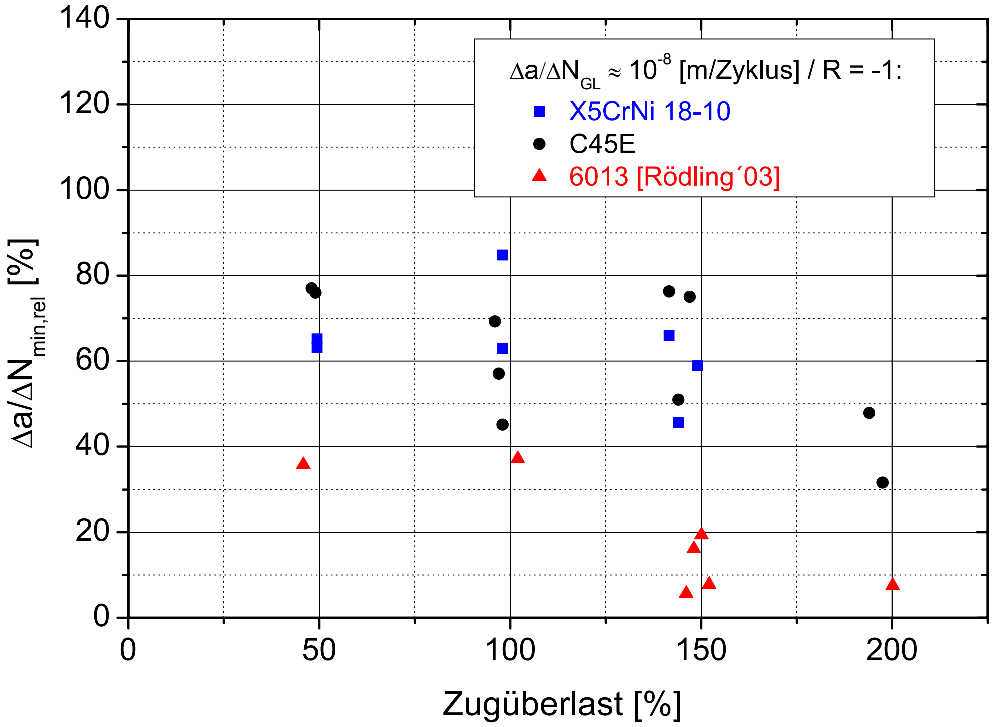


Abbildung 4.2-22: Vergleich Stahl und Aluminium $\Delta a/\Delta N_{min,rel}$ über der Zugüberlasthöhe

Die $\frac{\Delta a}{\Delta N_{\min,rel}}$ ist in der Aluminiumlegierung niedriger als in den Stählen, die Verzögerung durch die Überlast folglich größer.

Weitere Unterschiede zwischen den Werkstoffen zeichnen sich vor allem beim Vergleich des Rissfortschrittes während eines Überlastblockes ab. Um die Rissverlängerung pro Zyklus zu ermitteln, wurde zyklenweise das Maximum des Potentialsignals des Rechners Erika II ermittelt. Über eine Differenzbildung kann dann im Rahmen der Messgenauigkeit zyklenweise die Rissverlängerung bzw. Risslängenänderung verfolgt werden. In Abbildung 4.2-23 ist vergleichend die Entwicklung der Risslängenänderung während Überlastblöcken, deren Belastungshöhe ungefähr zu einer zyklischen Rissfortschrittsrate von 10^{-7} m/Zyklus führt, dargestellt.

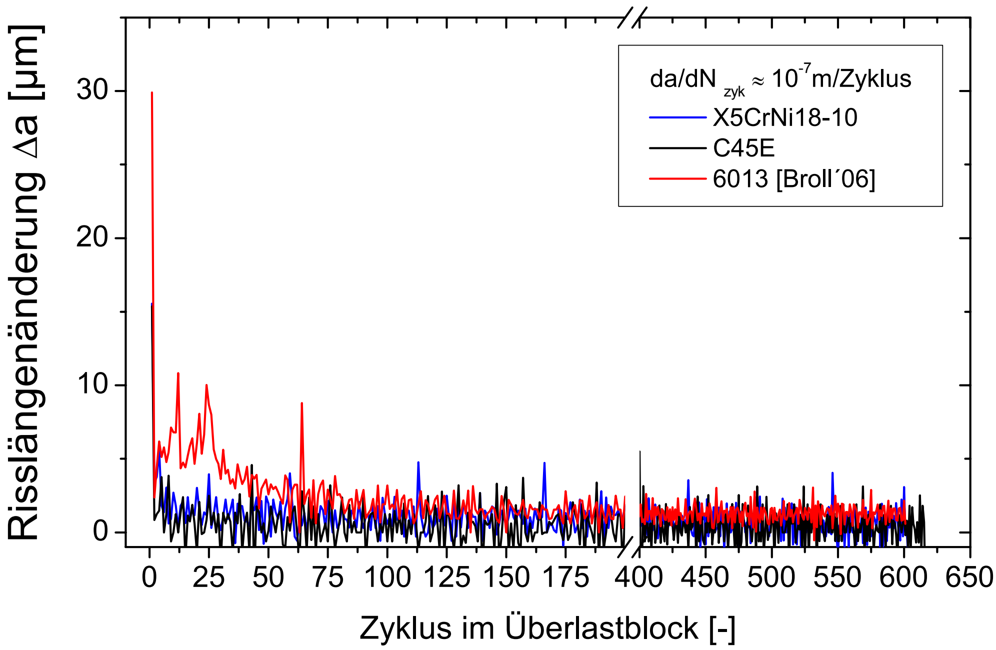


Abbildung 4.2-23: Entwicklung der Risslängenänderung im Überlastblock in Stahl und Aluminium

Während sich zwischen den beiden Stählen hier keine Unterschiede zeigen, hebt sich der Verlauf der Risslängenänderung der Aluminiumlegierung 6013 deutlich ab. Die Risslängenänderung klingt im 6013 über die ersten 150 Zyklen kontinuierlich ab, dann stabilisiert sich der Rissfortschritt auf dem zyklischen Niveau. Im Gegensatz dazu fällt die Risslängenänderung im Stahl direkt nach dem ersten Zyklus sehr stark ab und stabilisiert sich hier innerhalb weniger Zyklen auf einer wesentlich geringeren Rissfortschrittsrate. Die detaillierte Untersuchung der Stähle in [Phiesel'07] zeigte, dass im X5CrNi18-10 eine größere Anzahl von Zyklen benötigt wird als im C45E. Im Gegensatz zum 6013 wird in den Stählen die zyklische Rissfortschrittsrate, die die Rissausbreitungskurve vorgibt, selbst im sechshundertsten Zyklus noch nicht erreicht.

5 DISKUSSION

Unter dem Aspekt, das Ermüdungsrisswachstum infolge unterschiedlicher mechanischer Belastung besser zu verstehen, wurden die Ergebnisse der Ermüdungsexperimente (Kapitel 4) zunächst dazu verwendet, bestehende Ansätze (den Stand der Technik) zu analysieren. Hierbei mussten oftmals Widersprüche zwischen den theoretischen Ansätzen und den Experimenten festgestellt werden. Infolge dieser Diskrepanzen und anhand der Experimente werden in diesem Kapitel die Grenzen der bestehenden Modelle diskutiert sowie von der Autorin entwickelte Denkansätze und Modellvorstellungen vorgestellt.

Kapitel 5.1 zeigt zunächst die Grenzen der bestehen Rissschließkonzepte und somit auch der Ansätze zur Beschreibung der Ermüdungsrissausbreitung unter konstanter Belastung auf.

In Kapitel 5.2 wird anschließend der sich in den Rissausbreitungsexperimenten abzeichnende Einfluss des Spannungsverhältnisses und der maximalen Spannungsintensität auf die Ermüdungsrissausbreitung (Kapitel 4.1) konkretisiert. Unter anderem werden Überlegungen dazu erläutert, inwieweit das ΔK_{eff}-Konzept mit den Versuchsergebnissen korreliert werden kann und welche Konsequenzen dieses mit sich bringt.

Basierend auf diesen Erkenntnissen wurde das Konzept von Rödling überarbeitet, so dass in Kapitel 5.3 ein Berechnungskonzept für die Rissfortschrittsrate als Funktion von R und K_{max} vorgestellt werden kann. Aufgrund der geringen Unterschiede im Ermüdungsverhalten der beiden Stähle wird in den Kapiteln 5.1, 5.2 und 5.3 der folgenden Diskussion und Analyse hauptsächlich der Stahl X5CrNi18-10 betrachtet.

Anschließend werden in Kapitel 5.4 die Ergebnisse der Überlastexperimente diskutiert und Überlegungen angestellt, inwiefern sich der Einfluss von Überlasten auf das Ermüdungsrisswachstum erklären lässt.

5.1 Analyse des Rissausbreitungsverhaltens im Experiment der alternativen Schwellenwertermittlung

Bei der Anwendung des Konzeptes zur Vorhersage von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten in Kapitel 4.1.4 gelingt die Anpassung an die Experimente der alternativen Schwellenwertermittlung über die Funktion **(2.2-23)** nur bei den Experimenten, in denen ein K_{max} von 20 MPa√m konstant gehalten wurde. Jedoch zeigen selbst diese angepassten Kurven zum Teil bei R = -2 schon einen leichten Abfall. Der Darstellungsbereich wurde in Abbildung 5.1-1 bis zu einem R-Wert von -5 erweitert, um die Funktion **(2.2-23)** auf ihre Gültigkeit unterhalb von R = -2 zu überprüfen.

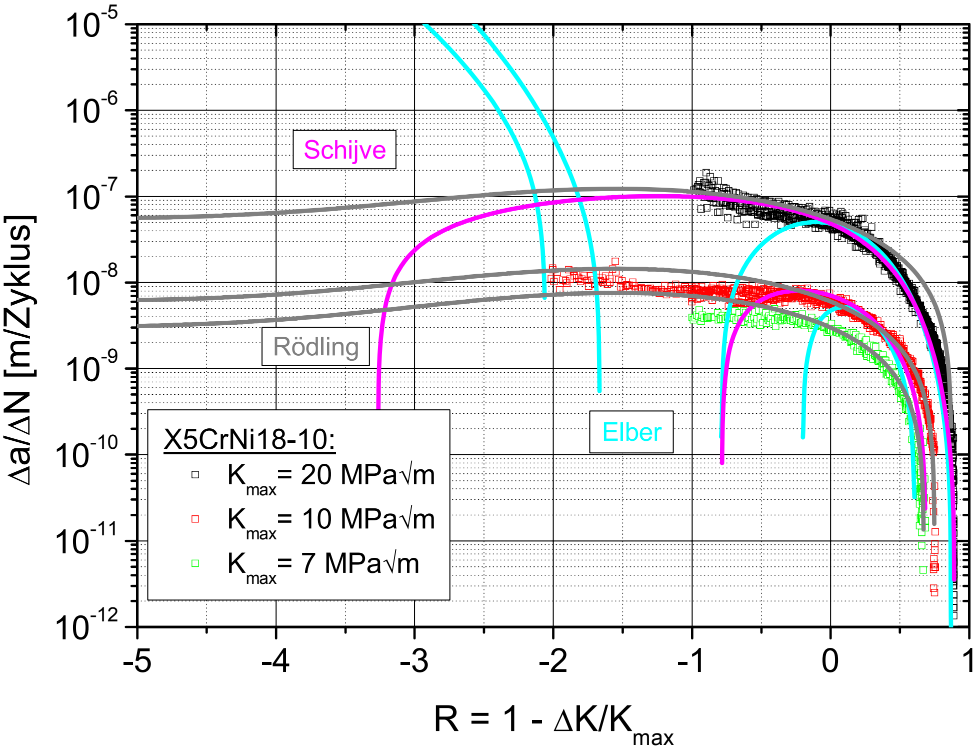


Abbildung 5.1-1: Anpassungen der Experimente der alternativen Schwellenwertermittlung dargestellt für R-Werte bis -5

In Abbildung 5.1-1 sind die Anpassungen für die Funktionen nach Elber, Schijve und Rödling dargestellt. Zur Berechnung des Verlaufes der Funktionen nach Newman werden Experimente bis zu einem R-Wert von -5 benötigt, die

jedoch nicht zur Verfügung stehen. Daher musste auf eine Darstellung der Funktion von Newman in Abbildung 5.1-1 verzichtet werden.
Durch die Ausdehnung des dargestellten Bereichs wird wie erwartet deutlich, dass auch die Anpassung von Schijve (Magenta gefärbt) bei einem K_{max}-Wert von 20 MPa√m bei R-Werten kleiner -2 einen experimentell und bruchmechanisch nicht zu erwartenden Abfall der Rissfortschrittsrate angibt. Die Beschreibung der experimentell ermittelten Rissausbreitungskurven über die Funktion **(2.2-23)** unter Berücksichtigung des Rissschließens gelingt damit offenbar für beliebige K_{max}-Werte immer nur in einem begrenzten Bereich.
Für $R < -3$ zeigen zudem auch die Anpassungen nach Rödling einen leichten Abfall der Rissfortschrittsrate an, der in Experimenten nicht beobachtet wurde und nicht zu erwarten ist. Somit stellt auch der Ansatz von Rödling im Rahmen der Streuung der Messwerte nur bis zu negativen R-Werten von ungefähr - 3 eine geeignete Funktion dar, um das Experiment zu beschreiben.
Die Frage, die sich infolge dieser Beobachtungen gezwungenermaßen stellt, lautet: Warum ist die Beschreibung der Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertermittlung über die Funktion **(2.2-23)** nur bei hohen K_{max} und in einem begrenzten Bereich von R möglich?
Um dies zu diskutieren, wurden anhand einer bei K_{max} = 10 MPa√m ermittelten Rissausbreitungskurve im Experiment der alternativen Schwellenwertermittlung die in Abbildung 5.1-2 skizzierten Überlegungen angestellt.

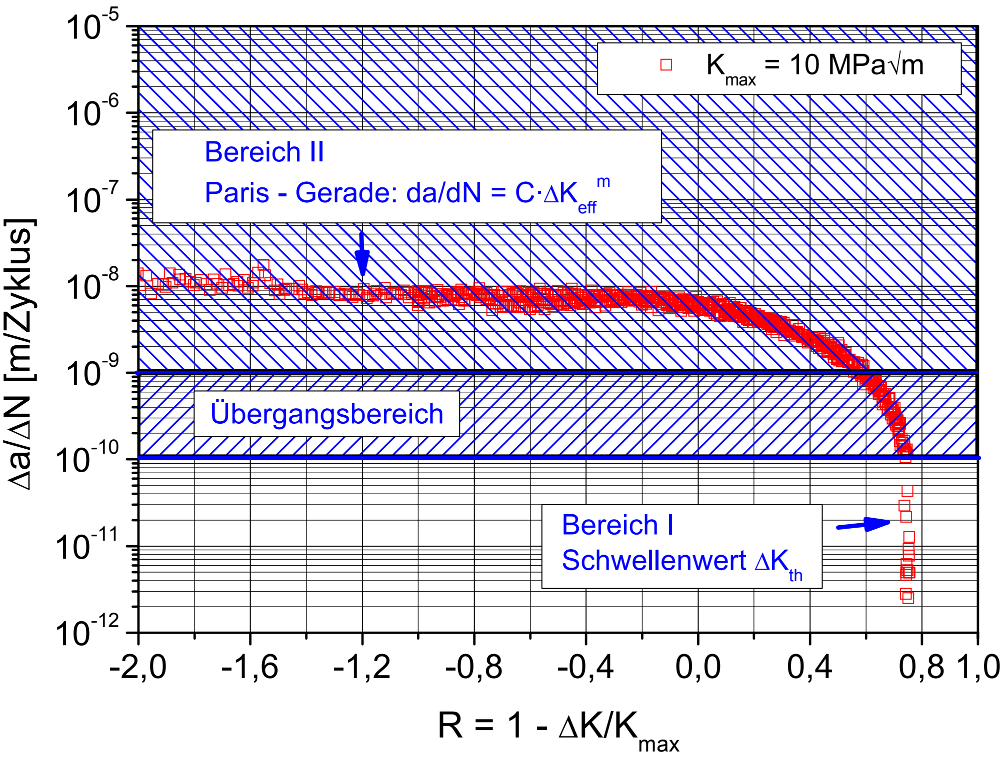


Abbildung 5.1-2: Übertragung der Bereiche I und II der Ermüdungsrissausbreitung auf die Darstellung der Rissausbreitungskurve der alternativen Schwellenwertermittlung

In der Abbildung 5.1-2 wurde die Kurve durch horizontale Linien in drei Bereiche unterteilt. Diese drei Bereiche lassen sich auch bei den in Abbildung 4.1-1 und Abbildung 4.1-2 dargestellten Rissausbreitungskurven mit konstantem Spannungsverhältnis erkennen. Oberhalb von 10^{-9} m/Zyklus befindet sich der Paris-Bereich (Bereich II). Zwischen 10^{-9} m/Zyklus und 10^{-10} m/Zyklus nimmt die Rissfortschrittsrate deutlich stärker ab als im Paris-Bereich, der Schwellenwert ist jedoch noch nicht erreicht. Diese Abnahme wird im Allgemeinen mit dem Einfluss des Schwellenwertes korreliert. Unterhalb von ungefähr 10^{-10} m/Zyklus (Bereich I) wird der Schwellenwert erreicht.

Der größte Teil der Kurve liegt somit im Paris-Bereich. Da Elber, Schijve und Newman die Rissschließeffekte nur im Paris-Bereich untersucht haben, müsste die Kurve oberhalb von 10^{-9} m/Zyklus über die um den Effekt des Rissschließens erweiterte Paris-Gleichung

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K_{eff}^{m} \qquad \textbf{(5.1-1)}$$

beschrieben werden können.

Die Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertermittlung sollen nun beschrieben werden, ohne den Schwellenwert $\Delta K_{th}(R)$ in der Funktion **(2.2-23)** zu berücksichtigen. Die Funktion **(2.2-23)** lautet dann

$$\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R) = C_3 \cdot \left(\underbrace{U^m \cdot K_{\max}^m \cdot (1-R)^m}_{\Delta K_{eff}^m} \right) \cdot \qquad \textbf{(5.1-2)}$$

Die Funktion **(5.1-2)** wurde unter Berücksichtigung des Rissschließens nach Elber und Schijve an die Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertmessung angepasst. Bei dieser Anpassung wurde nur der Parameter C_3 variiert. Das Ergebnis der Anpassung ist in Abbildung 5.1-3 dargestellt.

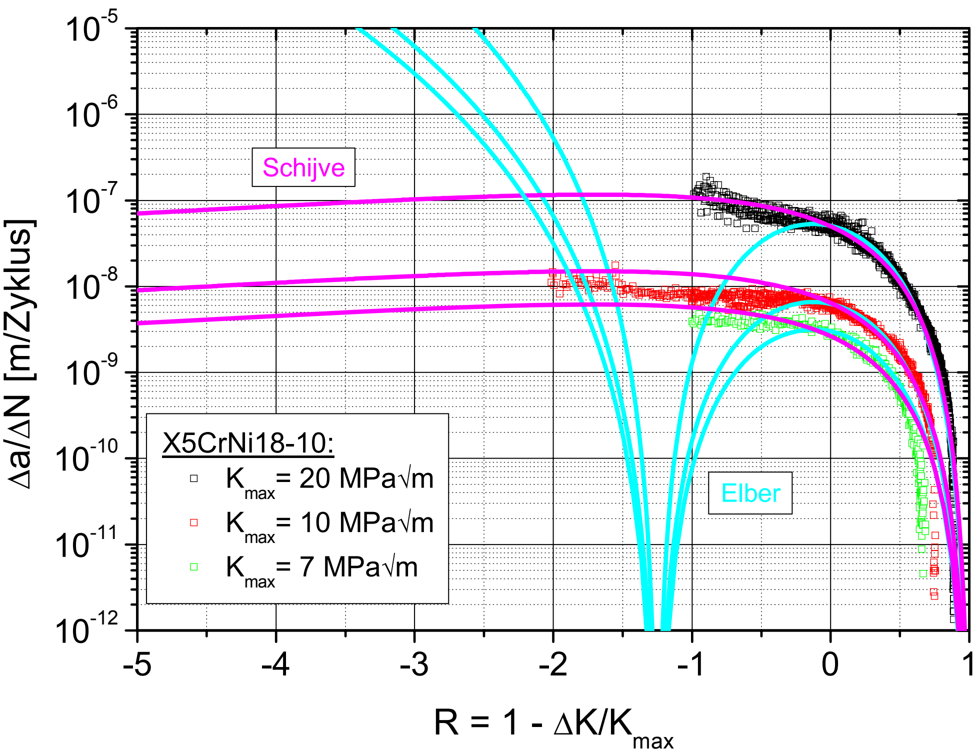


Abbildung 5.1-3: Anpassungen der Experimente der alternativen Schwellenwertermittlung über die Funktion (5.1-2)

In der Tat können im sogenannten Paris-Bereich unter Variation von C_3 für jede der drei Kurve mit der Funktion **(5.1-2)** die Rissausbreitungskurven besser beschrieben werden. Selbst die Rissausbreitungskurve für K_{max} = 7 MPa√m wird mit der Funktion **(5.1-2)**, sowohl unter Berücksichtigung des Rissschließens nach Elber als auch nach Schijve, größtenteils beschrieben. Im Bereich des Schwellenwertes ergeben sich jedoch, wie zu erwarten, für alle drei K_{max}-Werte signifikante Abweichungen. Die angepassten Kurven laufen bei einer Rissfortschrittsrate von 10^{-12} m/Zyklus gegen eins. Dies ist auf die Rissschließkonzepte (Elber und Schijve) zurückzuführen, in denen unterstellt wird, dass bei hohen R-Werten der Riss offen ist. Das Rissschließen reduziert dort nicht mehr die anliegende Schwingbreite, folglich kommt die gesamte anliegende Schwingbreite zu tragen. Da diese bei hohen R-Werten noch nicht null entspricht, berechnet die Funktion **(5.1-2)** auch bei R-Werten nahe eins Rissfortschrittsraten, die über den experimentell ermittelten liegen. Hier versagen folglich die klassischen Ansätze des Rissschließens.

Die mathematische Beschreibung des Rissfortschrittes im Experiment der alternativen Schwellenwertmessung mit Hilfe der Funktion **(2.2-23)** gelingt demnach nur aufgrund der Subtraktion von $\Delta K_{th}(R)$. Dies ist jedoch nur in einem bestimmten Bereich des Spannungsverhältnisses und bei hohen K_{max}-Werten, $K_{max} \gg K_{max,th}$, erfolgreich. Generell führt die Kombination des ΔK_{eff}-Konzeptes, welches die klassischen Rissschließeffekte berücksichtigt, und der Abhängigkeit des Schwellenwertes von R in der Funktion **(2.2-23)** dazu, dass die Rissfortschrittsrate bei negativen R-Werten einen starken Abfall zeigt. Der Wert, der sich bei negativen R-Werten für $\Delta K_{th}(R)$ ergibt, ist im Verhältnis zu groß. Die Funktion **(2.2-23)** stellt folglich nicht einen generell gültigen Ansatz zur Beschreibung der Ermüdungsrissausbreitung dar.

5.2 Ermüdungsrissausbreitung in Abhängigkeit von R und K_{max} – ein 3D-Modell

Die in den Kapiteln 4.4 und 5.1 dargestellten Ergebnisse und Diskussionsansätze haben gezeigt, dass die materialspezifische Rissfortschrittsrate sowohl von der maximalen Spannungsintensität K_{max}, als auch von der zyklischen Spannungsintensität ΔK beeinflusst wird. Diese Abhängigkeit wird insbesondere in Abbildung 4.1-5 und Abbildung 4.1-6 deutlich. Die Rissfortschrittsrate ist somit auch vom Spannungsverhältnis R abhängig, das mit den Größen K_{max} und ΔK über die Beziehung

$$R = 1 - \frac{\Delta K}{K_{\max}} \qquad \textbf{(5.2-1)}$$

verknüpft ist. Bei einer Darstellung der experimentell ermittelten Rissfortschrittsrate über K_{max} oder ΔK bzw. R wird die Abhängigkeit der Rissfortschrittsrate von zwei der drei Parameter nur bei einer größeren Anzahl von Rissausbreitungskurven deutlich. Der Erkenntnis, dass die Rissfortschrittsrate von zwei Parametern bestimmt wird, tragen diese Darstellungen keine Rechnung. Konsequenterweise sollten die Rissausbreitungskurven daher in Abhängigkeit von jeweils zwei Parametern dargestellt werden. Dazu bietet sich eine 3D-Darstellung an. Anhand der ermittelten Rissausbreitungskurven über die Load-Shedding-Methode (R = konstant) und die alternative Schwellenwertermittlung (K_{max} = konstant) wurde dies umgesetzt. Das Resultat ist in Abbildung 5.2-1 zu sehen.

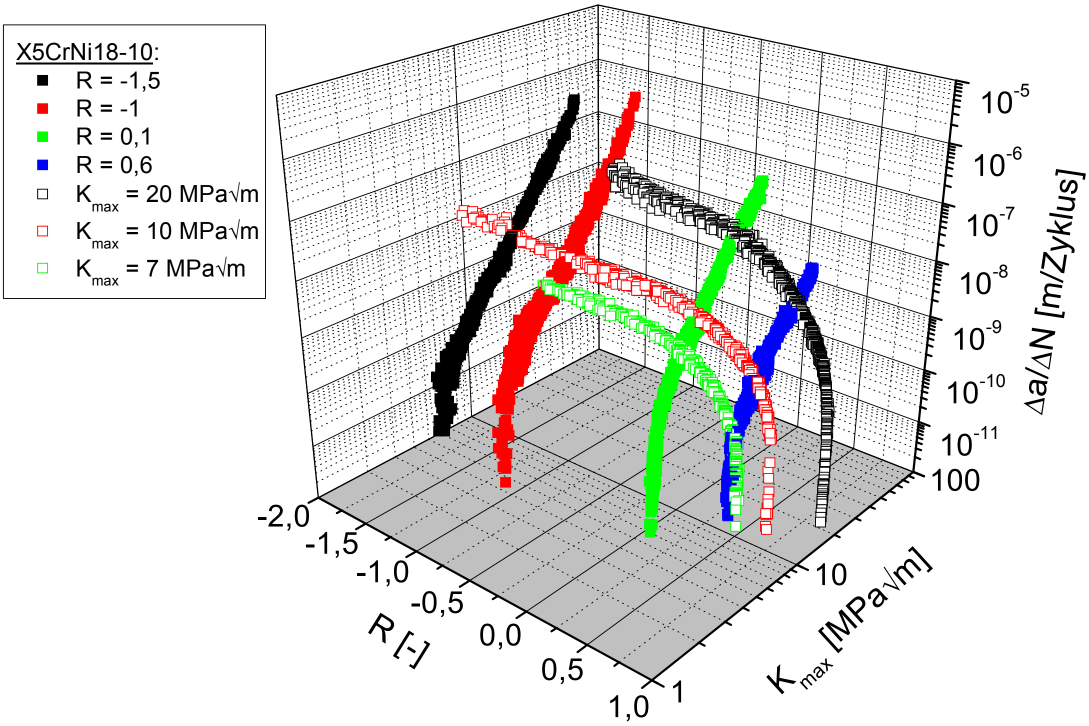


Abbildung 5.2-1: 3D-Darstellung der Rissausbreitungsexperimente am X5CrNi18-10

Die 3D-Graphik ermöglicht die erwünschte Visualisierung des Einfluss von R und K_{max} auf das Ermüdungsrisswachstum. Anstatt der Darstellung der Rissfortschrittsrate über R und K_{max} wäre auch die Darstellung der Rissfortschrittsrate über ΔK und K_{max} denkbar. Dieser Ansatz wird von Sadananda verfolgt [Sadananda'03a, Sadananda'03b, Sadananda'04]. Seine Vorstellungen diesbezüglich sind in der folgenden Abbildung 5.2-2 auszugsweise dargestellt.

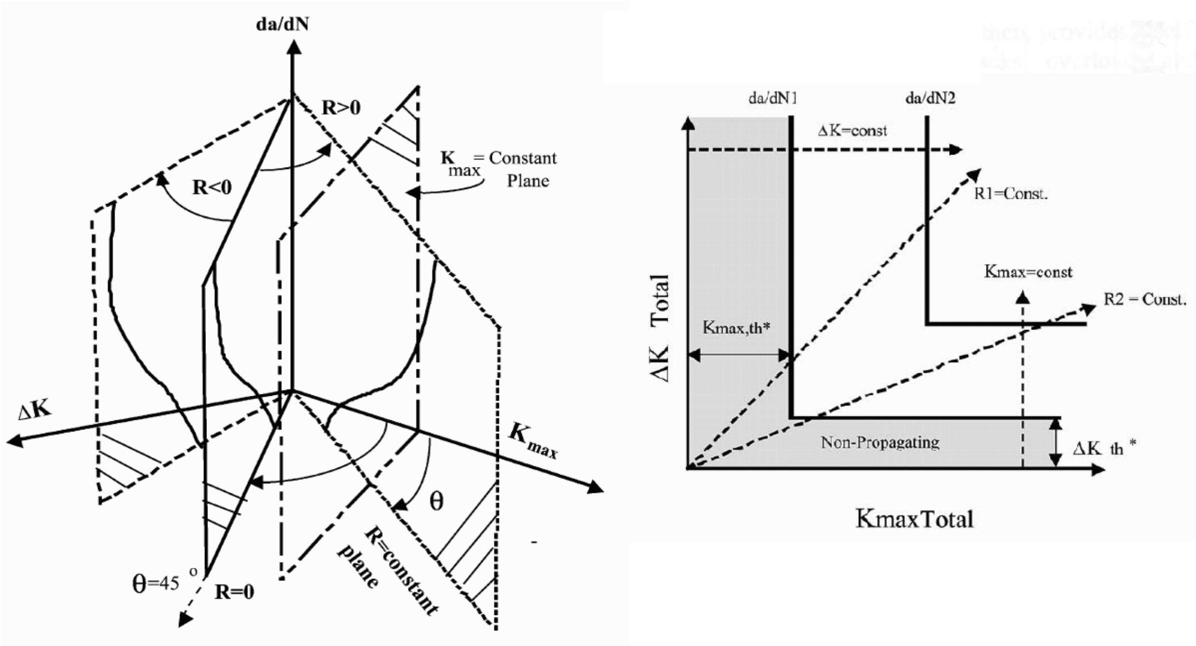


Abbildung 5.2-2: Ermüdungsrissausbreitung in Abhängigkeit von K_{max} und ΔK nach Sadananda [Sadananda'04]

In der 3D-Darstellung da/dN über ΔK und K_{max} liegen die Rissausbreitungskurven, bei deren Ermittlung das Spannungsverhältnis R konstant gehalten wurde, in einem bestimmten Winkel zur ΔK-Achse und K_{max}-Achse. Die Identifikation einzelner Experimente in Abhängigkeit von den im Experiment eingestellten Parametern ist hier relativ schwierig. Bei einer Darstellungsweise von da/dN über R und K_{max}, wie sie in Abbildung 5.2-1 zu sehen ist, ergibt sich die Identifikation problemlos. Des Weiteren geht aus Abbildung 5.2-2 nur indirekt hervor, ob die anliegende Belastung auch einen Druckanteil aufweist. Aufgrund des Vorzeichenwechsels des R-Wertes ist dies, in der von der Autorin bevorzugten 3D-Darstellung von da/dN über R und K_{max}, möglich.

Neben den experimentell ermittelten Kurven aus Abbildung 5.2-1 wurden weitere Rissausbreitungskurven angenommen und in Abbildung 5.2-3 ergänzend eingezeichnet.

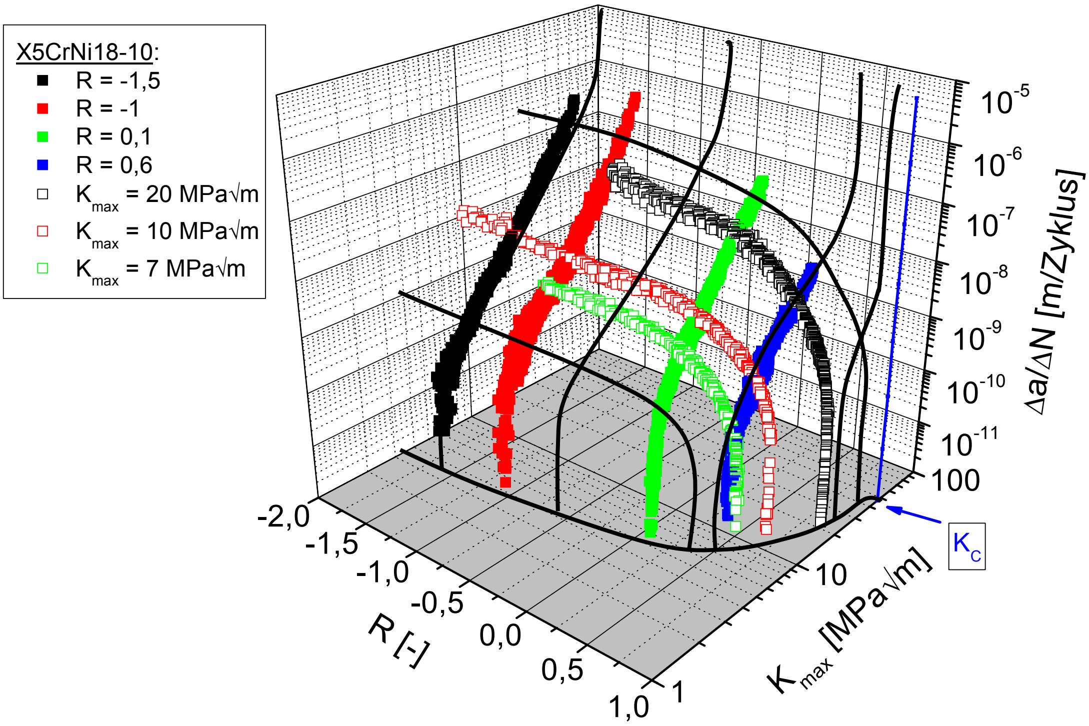


Abbildung 5.2-3: Erweiterte 3D-Darstellung der Rissausbreitungsexperimente

Die ergänzenden Kurven verdeutlichen die Zusammenhänge, die zwischen dem Rissfortschritt und dem R-Wert und der maximalen Spannungsintensität bestehen. In Abbildung 5.2-3 ist auch ein möglicher Verlauf der Rissausbreitung bei hohen K_{max}-Werten in der Nähe des K_C-Wertes angedeutet. Experimente können in diesem Belastungsbereich nicht durchgeführt werden, da die Versuchsanlage für derartige Belastungen nicht ausgelegt ist.

Da die Ermüdungsrissausbreitung immer von beiden Parametern R und K_{max} bestimmt wird, muss diese Abhängigkeit in den Rissfortschrittsgesetzen berücksichtigt werden. Es wird demnach eine Funktion

$$\frac{da}{dN} = f(R, K_{\max}) \qquad \textbf{(5.2-2)}$$

gesucht. Mit Hilfe dieser Funktion könnten dann der Rissfortschritt in den Rissausbreitungsexperimenten sowohl für den Versuchsmodus „R konstant“, als auch für den Versuchsmodus „K_{max} konstant“ sowie für beliebige R- und K_{max}-Werte beschrieben werden. Mittels der Analyse der einzelnen Bereiche der

Rissausbreitung hinsichtlich ihrer Abhängigkeit von R und K_{max} (in Kapitel 5.2.1 und 5.2.2) wird erörtert, wie diese Funktion lauten könnte.

5.2.1 Bereich des Schwellenwertes

Der Schwellenwert stellt, als Grenze zwischen dem Bereich der Rissausbreitung und dem Bereich, in dem keine Rissausbreitung stattfindet, die Basis der in Abbildung 5.2-3 angedeuteten Fläche dar. Unter dem Aspekt, den Einfluss von R und K_{max} auf die Ermüdungsrissausbreitung zu ermitteln und besser zu verstehen, wird in diesem Kapitel zunächst nur der Bereich des Schwellenwertes betrachtet. Bei der Ableitung von Zusammenhängen aus den experimentellen Daten besteht der Anspruch, sich allgemein auf metallische Werkstoffe zu beziehen. Zur Analyse der Schwellenwerte werden daher neben den im Rahmen der Arbeit ermittelten Schwellenwerte der Stähle X5CrNi18-10 und C45E die von Rödling für die Aluminiumlegierungen 6013 und 2024 ermittelten Schwellenwerte herangezogen [Rödling'03]. In Abbildung 5.2-4 sind die Schwellenwerte $K_{max,th}$ über dem Spannungsverhältnis R dargestellt, bei dem die Schwellenwerte ermittelt wurden.

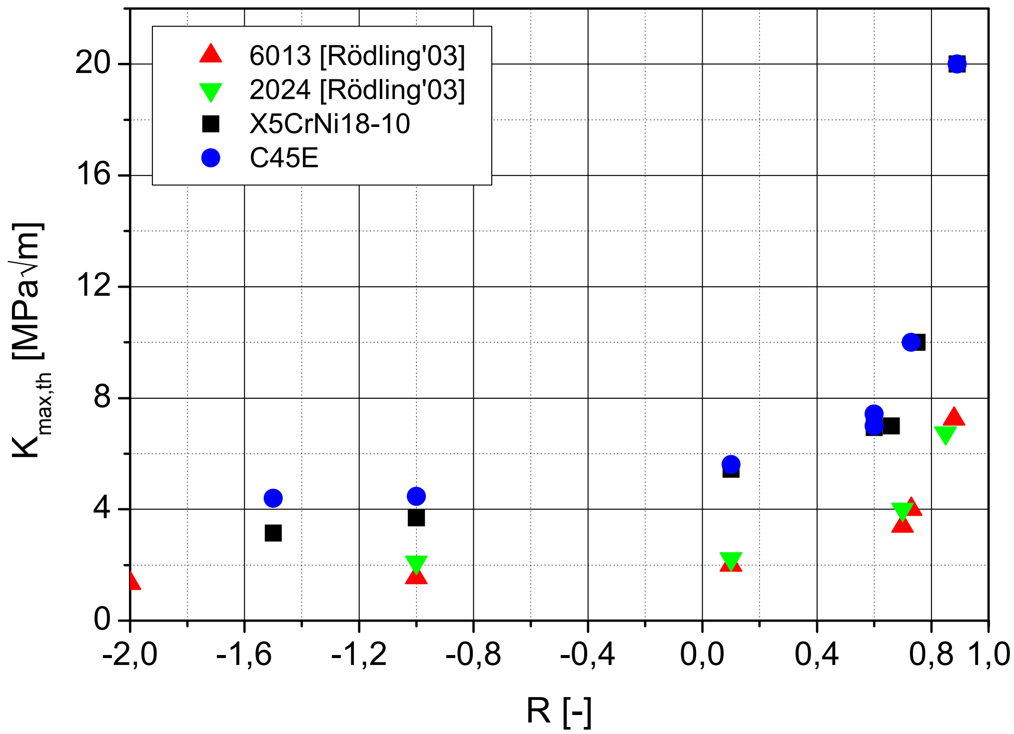


Abbildung 5.2-4: Schwellenwerte $K_{max,th}$ in Abhängigkeit vom R-Wert

Gegenüber den Aluminiumlegierungen 6013 und 2024 weisen die Stähle um ungefähr den Faktor zwei höhere Schwellenwerte auf, während es unter den beiden Aluminiumlegierungen und den beiden Stählen nur geringfügige Unterschiede gibt. Wie in den Untersuchungen von [Schmidt'73] und [McEvily'98] zeigen die Schwellenwerte $K_{max,th}$ eine starke Zunahme bei hohen R-Werten ($R > 0{,}5$). Bislang wurde das Verhalten des Schwellenwertes $K_{max,th}$ überwiegend bei R-Werten zwischen $R = 0$ und $R \leq 1$ untersucht [Ahmed'04, Cooke'74, Doeker'87, Liaw'83]. Im Rahmen der Veröffentlichungen von [Vasudevan'97] und [Chen'92] wurden zumindest auch Schwellenwerte bei $R = -1$ ermittelt. Die Schwellenwerte für $R < -1$, die im Rahmen dieser Arbeit ermittelt wurden, stellen somit eine Besonderheit dar. Die in Abbildung 5.2-4 dargestellten Schwellenwerte $K_{max,th}$ zeigen für $R < 0$ eine weitere Abnahme von $K_{max,th}$ mit abnehmendem R-Wert. Dies steht im Gegensatz zur Literatur, dort wird meistens bereits für Schwellenwerte $K_{max,th}$ unterhalb von ungefähr $R = 0{,}5$ ein konstanter $K_{max,th}$-Wert angesetzt [McEvily'98, Sadananda'95, Schmidt'73].

Die in Abbildung 5.2-4 dokumentierte Abhängigkeit von $K_{max,th}$ vom R-Wert kann, wie in Abbildung 5.2-5 dargestellt, nach Anpassung der Parameter A und B an die experimentell ermittelten Datensätze über die hyperbolische Funktion

$$K_{\max,th}(R) = A + \frac{B}{(1-R)} \qquad \textbf{(5.2-3)}$$

beschrieben werden. Die Funktion beschreibt die Abhängigkeit $K_{max,th}(R)$ für alle Werkstoffe mit einem Korrelationskoeffizienten von 0,99 sehr gut.

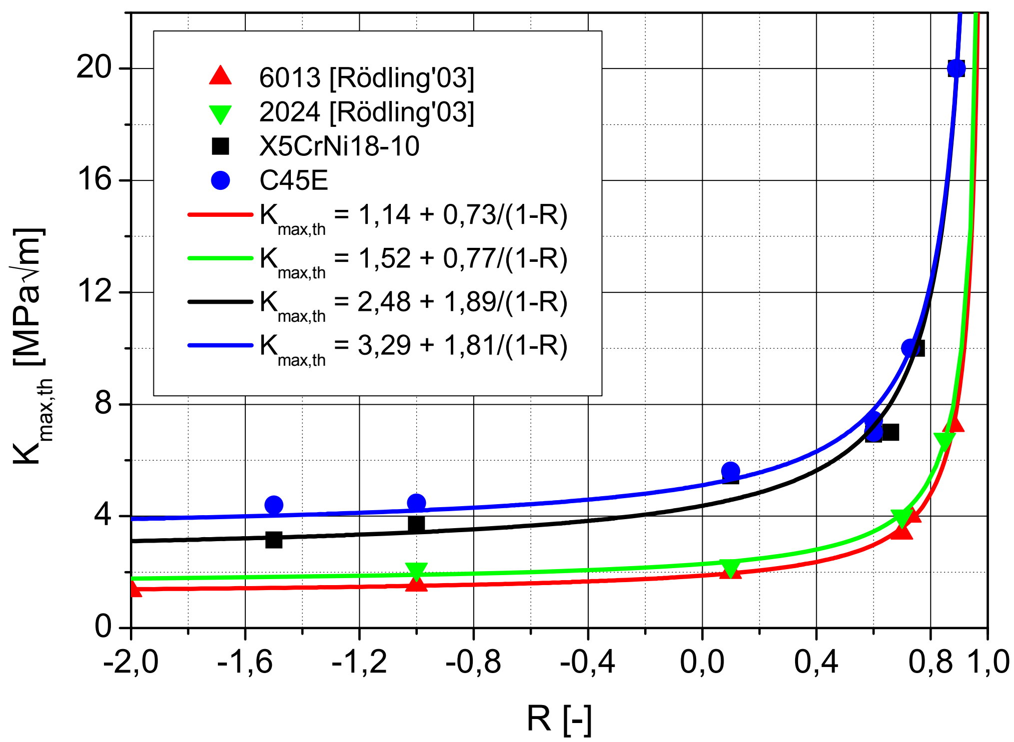


Abbildung 5.2-5: Ermittlung der Parameter der Funktion $K_{max,th}$(R)

In der Hyperbelfunktion **(5.2-3)** geben die Parameter A und B die Koordinaten der Asymptoten an, denen sich die Funktion bei hohen Koordinatenwerten annähert. Welche materialwissenschaftliche Bedeutung den beiden Asymptoten in Bezug auf eine Charakterisierung der Schwellenwerteigenschaften eines metallischen Werkstoffes zukommt, wird in der Darstellung der Schwellenwerte ΔK_{th} über $K_{max,th}$, wie sie die Abbildung 5.2-6 zeigt, deutlich. Neben den experimentell ermittelten Schwellenwerten der Stähle sind hier die in Abbildung 5.2-5 ermittelten Hyperbelfunktionen und ihre Asymptoten dargestellt. Während die Hyperbelfunktionen exakt die Grenze zwischen dem Wertebereich der Spannungsintensität des Rissstillstandes und dem Wertebereich der Rissausbreitung darstellt, grenzen die Asymptoten die Wertebereiche absolut voneinander ab. Sie stellen die kritischen Grenzen für die beiden Bereiche dar. Die Parameter A und B in Gleichung **(5.2-3)** werden daher als kritischer maximaler Schwellenwert $K_{max,th,krit}$ und kritischer zyklischer Schwellenwert $\Delta K_{th,krit}$ bezeichnet. Aus Gleichung **(5.2-3)** wird somit Gleichung

$$K_{\max,th}(R) = K_{\max,th,krit} + \frac{\Delta K_{th,krit}}{(1-R)}. \qquad \textbf{(5.2-4)}$$

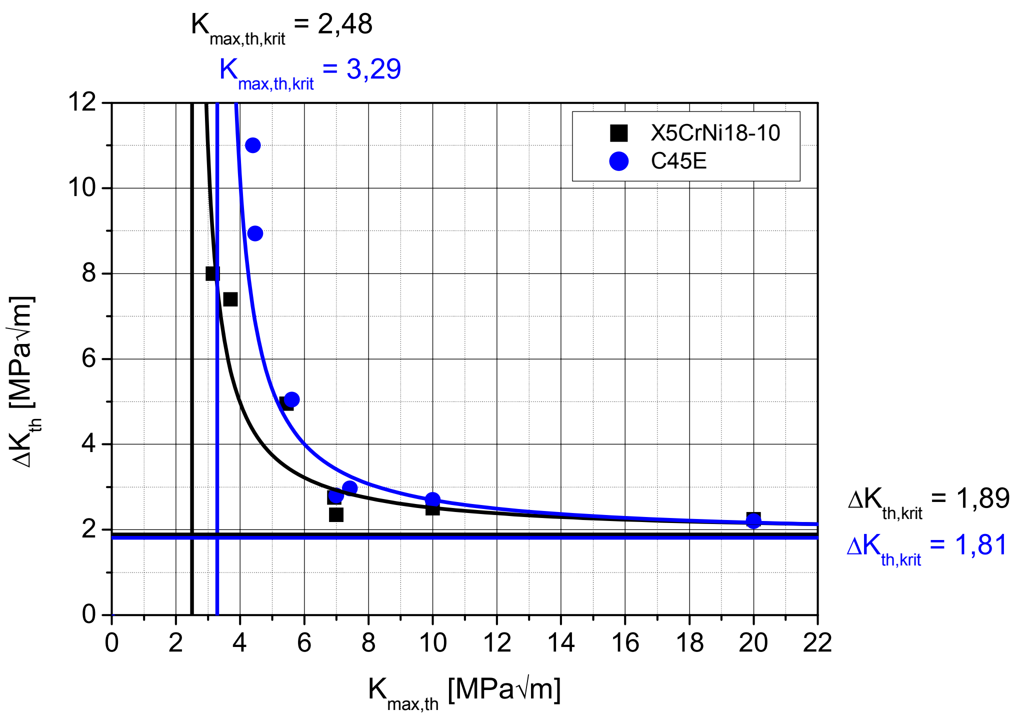


Abbildung 5.2-6: Schwellenwerte ΔK_{th} über $K_{max,th}$

In Abhängigkeit von diesen beiden Grenzwerten kann nun die Abhängigkeit des Schwellenwertes $K_{max,th}$ von R, der in Abbildung 5.2-5 dargestellt ist, folgendermaßen interpretiert werden:

$K_{max,th,krit}$ ist der minimale K_{max}-Wert, der vorhanden sein muss, damit die Belastung einen Schwellenwert darstellt. Damit gibt $K_{max,th,krit}$ den Schwellenwert des Werkstoffes für $R \to -\infty$ an.

Ausgehend von $K_{max,th,krit}$ steigt $K_{max,th}$ mit zunehmendem R-Wert und somit kleiner werdender Schwingbreite ΔK an. Je kleiner die Schwingbreite ΔK wird, umso höher liegt die maximale Spannungsintensität des Schwellenwertes $K_{max,th}$. Für Risswachstum ist demnach neben der statischen Komponente K_{max} auch eine entsprechende zyklische Komponente ΔK der Belastung notwendig. Diese Aussage wird durch Sadananda, der im Rahmen seiner Untersuchungen die gleichen Schlussfolgerungen zieht, unterstützt [Sadananda'95].

Selbst bei hohen $K_{max,th}$ muss zusätzlich die gewisse minimale Mindestschwingbreite $\Delta K_{th,krit}$ den Riss belasten, damit der Riss vom Stillstand in die (stabile) Rissausbreitung wechselt. Somit wird postuliert, dass für das Ermüdungsrisswachstum mindestens eine Belastung ΔK in der Größe eines materialspezifischen Wertes $\Delta K_{th,krit}$ vorhanden sein muss. Der Wert $\Delta K_{th,krit}$ stellt in diesem Zusammenhang als minimaler Wert von ΔK_{th} eine intrinsische Größe dar. Die Arbeiten von Sadananda, Schindler und Sevillano unterstützen diese Vorstellung, auch sie postulieren die Existenz einer solchen Größe [Sadananda'04, Schindler'99, Sevillano'01]. Für die Existenz von $\Delta K_{th,krit}$ spricht zudem die gute Korrelation der Experimente mit dem mikrostrukturell bedingten Ansatz von Weertman [Weertman'07]. Der Ansatz basiert auf der Vorstellung, dass Rissausbreitung in metallischen Werkstoffen nur erfolgen kann, wenn an der Rissspitze Versetzungsbewegung initiiert wird. Da für Versetzungsbewegung eine gewisse Mindestenergie, die vom Schubmodul G und vom Burgers-Vektor b abhängig ist, aufzubringen ist, kann sich erst ab Überschreitung dieser Energie ein Riss ausbreiten. Weertman geht daher davon aus, dass auch der Schwellenwert sowohl vom Schubmodul des Werkstoffes, als auch vom Burgers-Vektor der Versetzung bestimmt wird, d. h.

$$\Delta K_{th} \approx \frac{1}{2} \cdot G \cdot \sqrt{b} \qquad \textbf{(5.2-5)}$$

[Weertman'07]. Demnach müsste, vorausgesetzt $b_{Al} \cong b_{Fe}$, das Verhältnis der $\Delta K_{th,krit}$-Werte von Stahl und Aluminium bei ungefähr drei liegen, da der

Schub-Modul, der in Gleichung (5.2-5) die bestimmende Größe darstellt, von Stahl ungefähr dreimal so hoch wie der von Aluminium ist. Für das Verhältnis errechnet sich aus den ermittelten $\Delta K_{th,krit}$-Werten ein mittlerer Wert von 2,5. Modellvorstellung und Experiment stimmen hier demnach nahezu überein.

Der wesentliche Unterschied zwischen den Modellen von Schmidt und Mc Evily und dem hier vorgestellten Modell zur Beschreibung der Abhängigkeit des Schwellenwertes $K_{max,th}$ von R ist, dass die Funktion **(5.2-4)** es ermöglicht, den kontinuierlichen Anstieg von $K_{max,th}$ mit steigendem R-Wert für alle R-Werte zu beschreiben. Ein R-Wert (R* bzw. R_{cl}), bei dem sich die Abhängigkeit signifikant ändert, ist in den experimentellen Daten (Abbildung 5.2-4) nicht zu erkennen. Mittels einer einzigen Beziehung der Funktion **(5.2-4)** kann der Schwellenwert eines Werkstoffes für beliebige R-Werte beschrieben werden.

5.2.2 Bereich der Paris-Gerade

Um zu ermitteln, inwiefern die Rissausbreitung im Bereich der Paris-Gerade von K_{max} und R beeinflusst wird, werden die in Kapitel 5.1 dargestellten Zusammenhänge aufgegriffen. Versucht man die Rissausbreitung im Experiment der alternativen Schwellenwertermittlung lediglich über die Funktion **(5.1-2)**, die den Schwellenwert nicht berücksichtigt, zu beschreiben, so gelingt dies durch die jeweilige empirische Anpassung des Parameters C_3 an jede der drei in Abbildung 5.1-3 dargestellten Kurven. Wie in Abbildung 5.1-3 bereits dargestellt, können auf diese Weise die Experimente nur im Bereich des Schwellenwertes nicht beschrieben werden. Während der Einfluss des R-Wertes auf die Rissausbreitung über das Rissschließen nach Schijve und Elber in die Funktion **(5.1-2)** eingeht, wird durch die Anpassung des Parameters C_3 an das jeweilige Experiment der Einfluss von K_{max} nur indirekt berücksichtigt.

Der Rissfortschritt im Paris-Bereich wird allgemein unter Berücksichtigung des Rissschließens und somit durch die effektive Schwingbreite ΔK_{eff} beschrieben. Die Anpassung von C_3 ist folglich nur notwendig, da der Einfluss von K_{max} auf das Rissschließen in den verwendeten Rissschließgesetzen nicht in der Weise berücksichtigt wird, wie es für die hier verwendeten Werkstoffe notwendig wäre. Eine Möglichkeit, das Rissschließen direkt während des Experiments zu messen, besteht derzeit für die verwendeten SEN-Proben nicht. Um dennoch zu erörtern, wie das Rissschließen in Abhängigkeit von R und K_{max} die Rissausbreitung beeinflussen könnte, wurden basierend auf den Ansätzen des ΔK_{eff}-Konzeptes und den vorhandenen Experimenten folgende Überlegungen angestellt:

Da die Rissfortschrittsrate im ΔK_{eff}-Konzept eine Funktion von ΔK_{eff} ist und ΔK_{eff} sowohl von R als auch von K_{max} abhängig ist, kann die Rissfortschrittsrate im Paris-Bereich folgendermaßen angegeben werden:

$$\frac{da}{dN}\left(\Delta K_{eff}\right) = C_0 \cdot \Delta K\left(R, K_{\max}\right)_{eff}^{m} = C_0 \cdot \left(K_{\max} - K_{op}(R, K_{\max})\right)^{m}. \qquad \textbf{(5.2-6)}$$

Hierbei beschreibt K_{op} den zur Rissöffnung benötigten K-Wert, der experimentell nicht zugängig ist. Der in Gleichung **(5.2-6)** enthaltene Parameter C_0 ist eine materialabhängige Konstante. Die Konstante C_0 beschreibt die Lage der Rissausbreitungskurve in einem Belastungsbereich, in dem der Riss fortwährend offen ist. Dieses trifft gewiss bei hohen R-Werten und den dort vorliegenden geringen Schwingbreiten ΔK immer zu. Würde der Rissfortschritt nicht durch das Rissschließen beeinflusst (ohne Rissschließen (oRS)), so ließe sich die Rissfortschrittsrate über die Gleichung

$$\left.\frac{da}{dN}\right|_{oRS}(R, K_{\max}) = C_0 \cdot \Delta K^{m} = C_0 \cdot K_{\max}{}^{m} \cdot (1-R)^{m} \qquad \textbf{(5.2-7)}$$

beschreiben. Die Größen ΔK_{eff} bzw. K_{op} kann man nun unter der Voraussetzung, dass die durch das Rissschließen verursachte effektive Schwingbreite ΔK_{eff} zu der experimentell ermittelten Rissfortschrittsrate $\left.\frac{da}{dN}\right|_{\exp}$ führt, aus Gleichung **(5.2-7)** herleiten. $\left.\frac{da}{dN}\right|_{\exp}$ folgt demnach der Funktion

$$\left.\frac{da}{dN}\right|_{exp}(R, K_{max}) = C_0 \cdot \Delta K_{eff}^{m} \qquad \textbf{(5.2-8)}$$

und ist für $K_{op} > K_{min}$

$$\left.\frac{da}{dN}\right|_{exp}(R, K_{max}) = C_0 \cdot (K_{max} - K_{op})^{m}, \qquad \textbf{(5.2-9)}$$

für $K_{op} \leq K_{min}$ jedoch

$$\left.\frac{da}{dN}\right|_{exp}(R, K_{max}) = C_0 \cdot (K_{max} - K_{min})^{m} = C_0 \cdot \Delta K^{m}. \qquad \textbf{(5.2-10)}$$

Unter Zugrundelegung des oben angegebenen ΔK_{eff}-Konzeptes lässt sich nun über die Auflösung der Funktion **(5.2-8)** nach ΔK_{eff} aus den experimentell ermittelten Rissausbreitungskurven ΔK_{eff} berechnen:

$$\Delta K_{eff} = \left(\frac{\left.\frac{da}{dN}\right|_{exp}(R, K_{max})}{C_0} \right)^{\frac{1}{m}}. \qquad \textbf{(5.2-11)}$$

Auch die Berechnung von K_{op} ist auf diese Weise möglich, wenn die Funktion **(5.2-9)** entsprechend umgestellt wird:

$$K_{op} = K_{max} - \left(\frac{\left.\frac{da}{dN}\right|_{exp}(R, K_{max})}{C_0} \right)^{\frac{1}{m}}. \qquad \textbf{(5.2-12)}$$

Dabei bleibt jedoch offen, ab welcher Spannungsintensität K_{op} und K_{min} gleich groß sind.

Um ΔK_{eff} oder K_{op} berechnen zu können, müssen zunächst die Parameter m und C_0 der Gleichung **(5.2-7)** ermittelt werden. Rissfortschrittsraten infolge geringer ΔK werden vor allem bei der alternativen Schwellenwertmessung erfasst. Durch die Darstellung der Rissfortschrittsrate der alternativen Schwellenwertermittlung über ΔK (Abbildung 5.2-7) ergibt sich die Möglichkeit, die Parameter C_0 und m abzuschätzen. Die drei Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertermittlung für K_{max} = 7, 10 und 20 MPa√m verlaufen unterhalb von ΔK = 5 MPa√m in einem Streuband. Obwohl die maximale

Spannungsintensität unterschiedlich ist, führt die anliegende zyklische Spannungsintensität ΔK zur gleichen Rissfortschrittsrate. Dies ist ein Indiz dafür, dass die anliegende Schwingbreite ΔK das Risswachstum in diesem Bereich verursacht und Rissschließeffekte nicht auftreten. Versucht man, die Rissfortschrittsrate bei ΔK-Werten von 2,5 MPa√m bis 5 MPa√m über eine Funktion zu beschreiben, so stellt man fest, dass auch hier die Rissausbreitung mit dem Ansatz von Paris beschrieben werden kann. Wie bei den Rissausbreitungskurven vom X5CrNi18-10 mit konstantem R-Wert hat die Gerade eine Steigung von m = 4. Der Lageparameter C_0 ergibt sich zu $4 \cdot 10^{-12}$. In Abbildung 5.2-7 sind sowohl die Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertmessung als auch die Gerade dargestellt, welche die Rissfortschrittsrate unterhalb von 5 MPa√m und oberhalb des Bereichs des Schwellenwertes beschreibt.

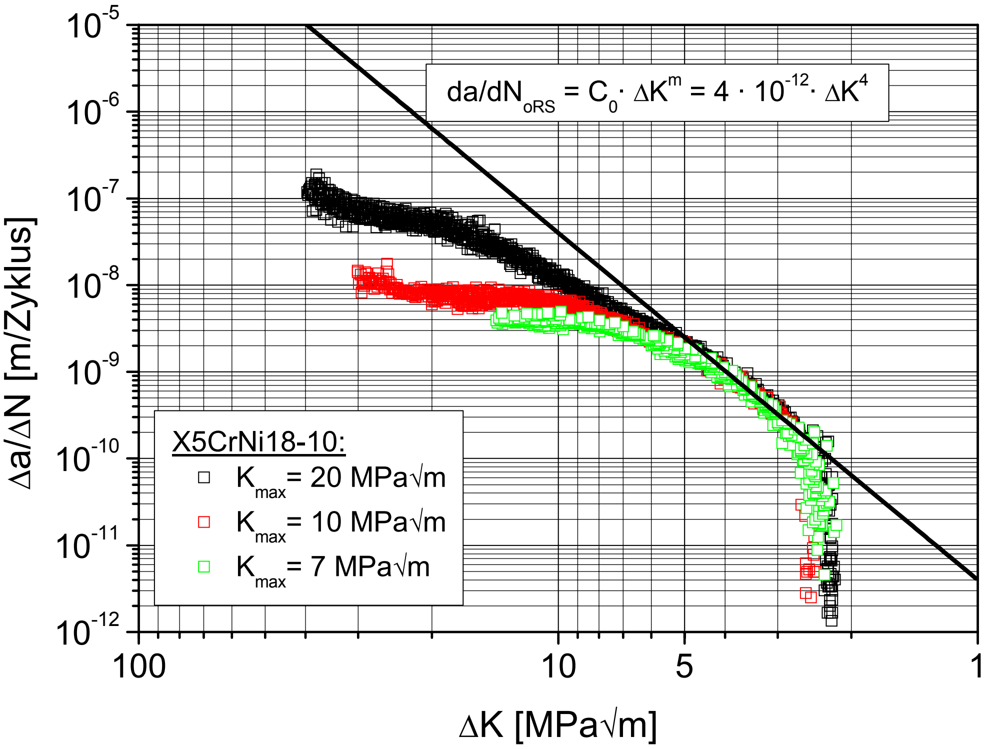


Abbildung 5.2-7: Ermittlung des Parameters C_0 über die experimentellen Daten der alternativen Schwellenwertermittlung am X5CrNi18-10

Mittels der zuvor erläuterten Berechnungsmethode könnte jetzt sowohl K_{op} als auch ΔK_{eff} aus den Experimenten berechnet werden.

In Abbildung 5.2-8 ist der aus den Experimenten der alternativen Schwellenwertermittlung berechnete K_{op}-Wert sowie die im Experiment anliegende minimale Spannungsintensität K_{min} dargestellt.

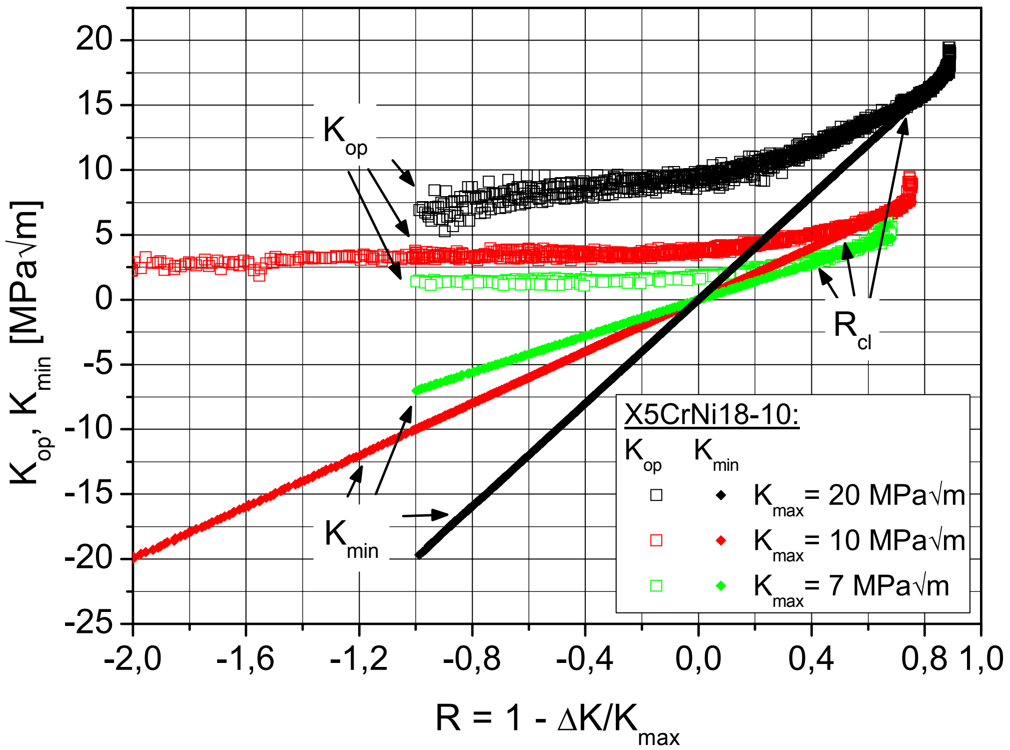


Abbildung 5.2-8: K_{op} aus den Experimenten berechnet und anliegendes K_{min} über R

Zur Berechnung wurden die gesamten Rissausbreitungskurven, somit auch der Bereich des Schwellenwertes, herangezogen. Wie erwartet ist K_{op} sowohl vom R-Wert, als auch von K_{max} abhängig. Für $R \geq R_{cl}$ ist zunächst $K_{op} = K_{min}$. K_{op} nimmt dann jedoch ab einem bestimmten Wert überproportional zu. Diese starke Zunahme ist die logische Konsequenz infolge der Zugrundelegung des ΔK_{eff}-Konzeptes im Bereich des Schwellenwertes. Der Wert R_{cl} nimmt mit abnehmendem K_{max}-Wert zu. Demnach ist der Riss, je niedriger K_{max} ist, umso eher in Bezug auf R offen.

In dieser Arbeit wird die Diskussion nun anhand der berechneten effektiven Schwingbreite ΔK_{eff} fortgesetzt. In Abbildung 5.2-9 ist ΔK_{eff} sowohl über R, als auch über K_{max} dargestellt. Zusätzlich sind die ΔK_{eff}-Werte, welche nach den Untersuchungen von Elber und Schijve auftreten, dargestellt. Über die Funktion

$$\Delta K_{eff} = U(R) \cdot \Delta K = U(R) \cdot K_{max} \cdot (1 - R) \qquad \textbf{(5.2-13)}$$

können diese berechnet werden.

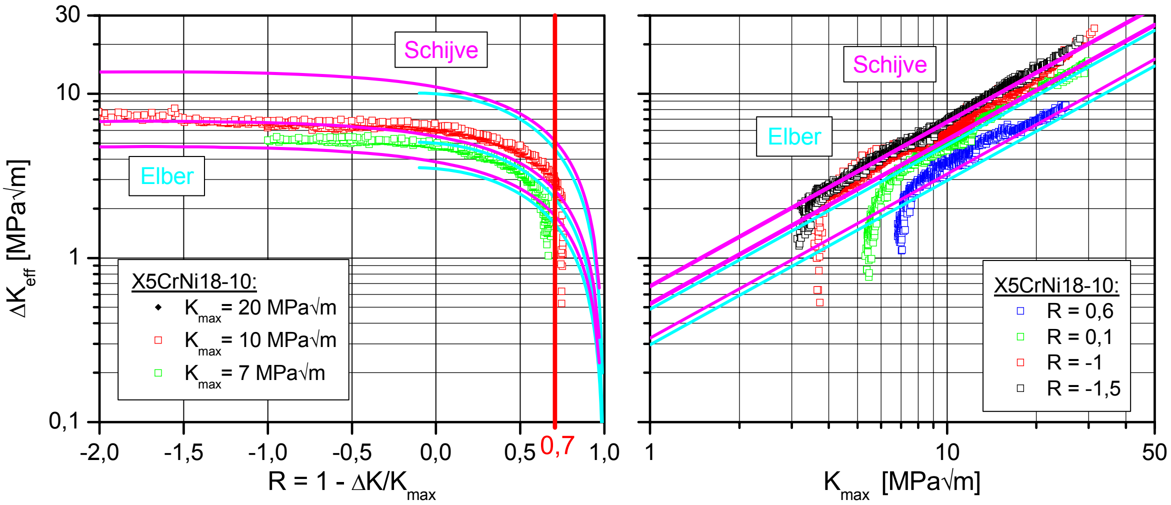


Abbildung 5.2-9: ΔK_{eff} nach Elber, Schijve und aus den Experimenten berechnet über R und K_{max}

Die berechnete ΔK_{eff} zeigt in den beiden Grafiken, die in Abbildung 5.2-9 zusammengefasst sind, einen ähnlichen Verlauf wie die Rissausbreitungskurven. Der ähnliche Verlauf von ΔK_{eff} und den Rissausbreitungskurven bestätigt die Korrelation von der Rissfortschrittsrate mit ΔK_{eff}.

Bei hohen K_{max} und R-Werten unterhalb von 0,7 besteht eine sehr gute Korrelation zwischen den ΔK_{eff}-Werten nach Elber und Schijve und den aus den Experimenten berechneten Werten für ΔK_{eff}. Für R < - 0,1 ist das Rissschließen nach Elber nicht definiert und daher nicht dargestellt. Das Rissschließen nach Elber und Schijve ist zudem per Definition nur bis zu R = 0,7 gültig. ΔK_{eff} wurde darüber hinaus dargestellt, um zu zeigen, dass über diesen Wert hinaus tatsächlich keine Übereinstimmung mehr besteht. Wie im linken Teil von Abbildung 5.2-9 zu sehen, ist bei K_{max} = 20 MPa√m die Übereinstimmung am besten, da mit zunehmender maximaler Spannungsintensität K_{max} der Schwellenwert bei immer höheren R-Werten erreicht wird und sich $R = 1$ annähert.

Die über weite Bereiche generell gute Korrelation zwischen den berechneten und den ΔK_{eff}-Werten, die sich nach Schijve und Elber ergeben, spricht für die Richtigkeit der hier angestellten Überlegungen. Die größten Abweichungen ergeben sich, wie zu erwarten, bei $K_{max} = 7$ MPa√m, d. h. in der Nähe des Schwellenwertes. Dies könnte, wie bereits zuvor argumentiert, darauf zurückzuführen sein, dass das Rissschließen nicht nur von R, sondern auch von K_{max} abhängt. Diese Abhängigkeit wird in den Ansätzen von Elber und Schijve nicht berücksichtigt. Zudem ist der Effekt des Rissschließens auch vom jeweiligen Material abhängig, wie die in [Liaw'88, Marci'90a, Marci'90b] dargestellten Untersuchungen zeigen, so dass die Diskrepanzen zum Teil zusätzlich darin begründet sein könnten.

Anstatt bei der Berechung von ΔK_{eff} nur den Teil der Rissausbreitungskurven zu berücksichtigen, der eindeutig dem Paris-Bereich zugeordnet werden kann, wurden die gesamten Rissausbreitungskurven zur Berechnung herangezogen. Wenn das ΔK_{eff}-Konzept auch im Schwellenwertbereich gelten würde, dann müsste, nachdem die Rissfortschrittsrate in diesem Bereich sehr kleine Werte annimmt, ΔK_{eff} ungefähr null sein. Beim Vergleich der Rissausbreitungskurven mit den berechneten ΔK_{eff}-Werten, wie er in Abbildung 5.2-10 und Abbildung 5.2-11 dargestellt ist, wird jedoch deutlich, dass das Erreichen des Schwellenwertes bereits bei einem ΔK_{eff}-Wert von ungefähr 2 MPa√m eintritt. Unabhängig davon, welches K_{max} und welcher R-Wert im Experiment eingestellt werden, ist demnach ein ΔK_{eff} von ungefähr 2 MPa√m nötig, um Risswachstum zu verursachen. Diese 2 MPa√m stellen somit den effektiven, zyklischen Schwellenwert $\Delta K_{eff,th}$ für das Ermüdungsrisswachstum im X5CrNi18-10 dar.

Vergleicht man die in Kapitel 5.2.1 für den Stahl X5CrNi18-10 ermittelte Mindestschwingbreite $\Delta K_{th,krit}$ von 1,89 MPa√m mit dem effektiven zyklischen

Schwellenwert $\Delta K_{eff,th}$ von ungefähr 2 MPa√m, so ist offensichtlich, dass die beiden Werte im Rahmen der Messgenauigkeit übereinstimmen. Die Überlegungen aus Kapitel 5.2.1 und die Überlegungen zu dem ΔK_{eff}-Konzept sind somit konsistent.

Konsequenterweise muss das ΔK_{eff}-Konzept aus diesen Überlegungen und Feststellungen heraus erweitert werden in: $\frac{da}{dN} \sim \Delta K_{eff}$ für $\Delta K_{eff} > \Delta K_{eff,th}$ und $\frac{da}{dN} \rightarrow 0$ für $\Delta K_{eff} = \Delta K_{eff,th}$. Um die Existenz des effektiven zyklischen Schwellenwertes $\Delta K_{eff,th}$ eindeutig nachzuweisen, müsste im Schwellenwert experimentell das Rissschließen bzw. der Übergang zwischen ΔK und ΔK_{eff} ermittelt werden. Im Rahmen der derzeitigen Messtechnik kann dieser Nachweis nicht erbracht werden. Würde sich herausstellen, dass kein $\Delta K_{eff,th}$ existiert, wäre bewiesen, dass im Bereich des Schwellenwertes selbst das erweiterte ΔK_{eff}-Konzept nicht angewendet werden kann. Die hier berechneten Werte für ΔK_{eff} würden dann nur die den Riss vorantreibende Spannungsintensität in Bezug auf C_0 und m darstellen und hätten nichts mehr mit dem Schließen des Risses zu tun.

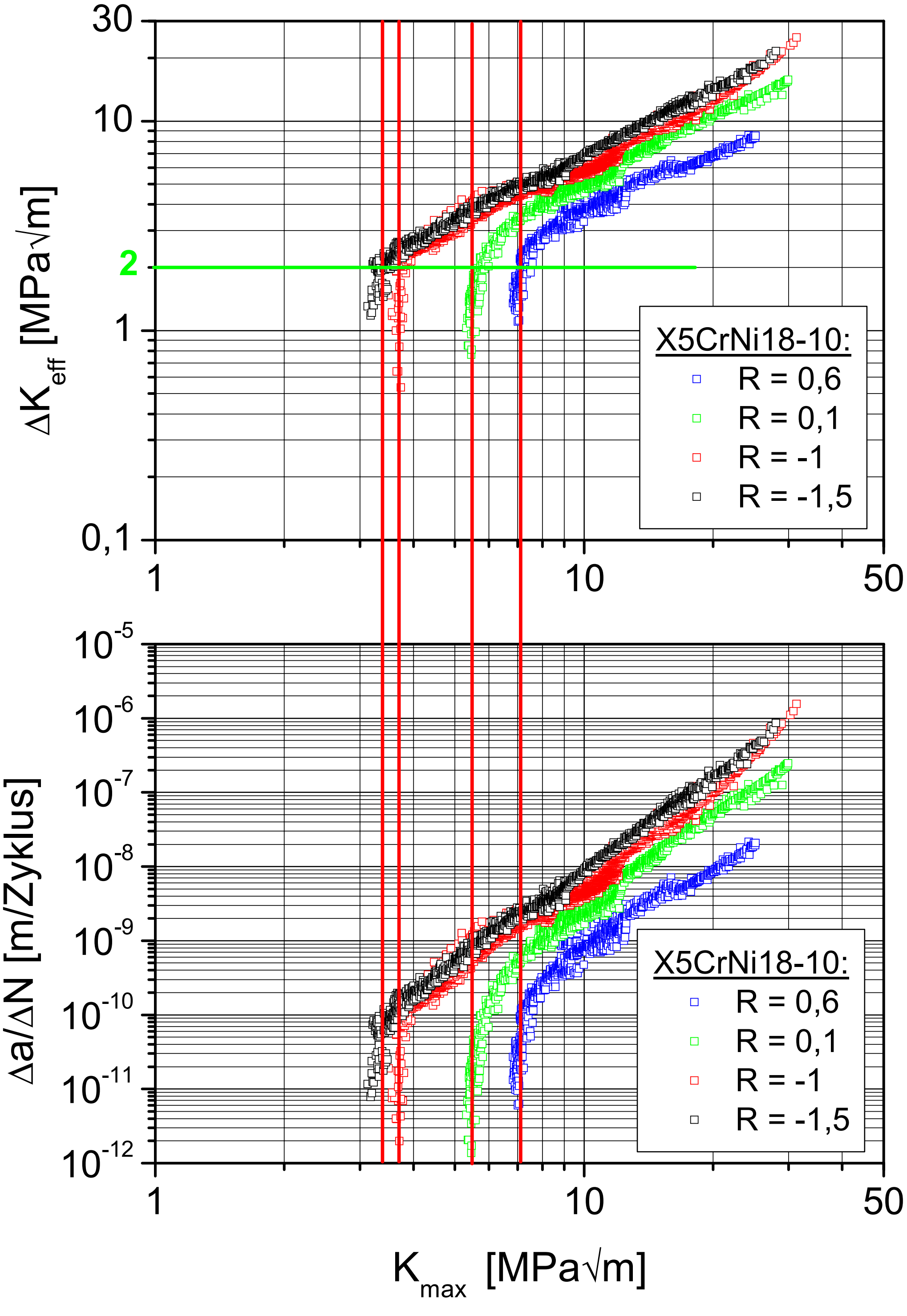


Abbildung 5.2-10: Rissausbreitungskurven (R=konstant) und ΔK_{eff} (berechnet) des X5CrNi18-10

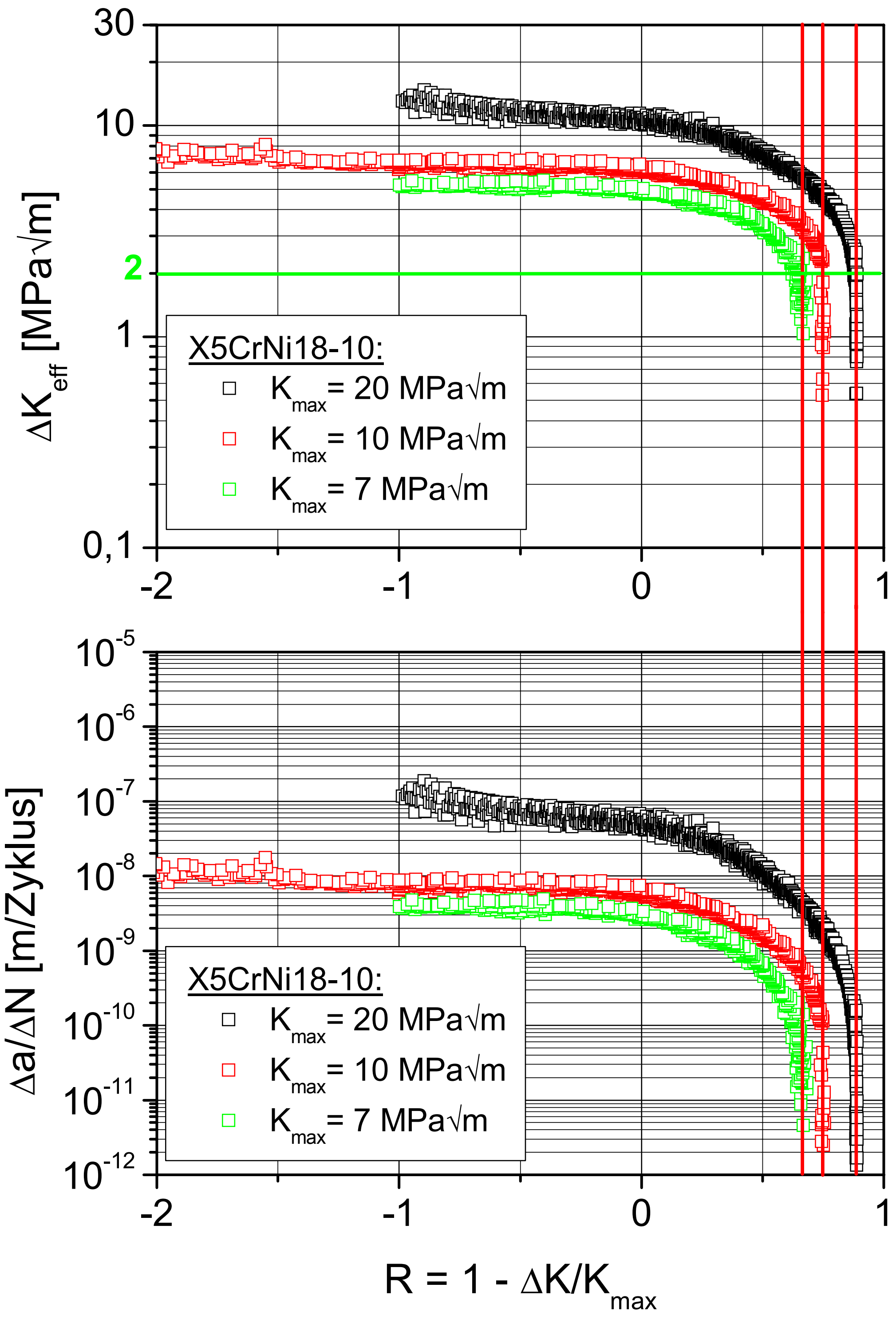


Abbildung 5.2-11: Rissausbreitungskurven (K_{max}=konstant) und ΔK_{eff} (berechnet) des X5CrNi18-10

Wie die Rissfortschrittsrate könnte man nun auch ΔK_{eff} in Abhängigkeit von R und K_{max} darstellen. Würde man die Funktion ermitteln, die ΔK_{eff} als Funktion von R und K_{max} beschreibt, dann könnte man über

$$\frac{da}{dN}\left(R, K_{\max}\right) = C_0 \cdot \Delta K_{eff}\left(R, K_{\max}\right)^m \qquad \textbf{(5.2-14)}$$

auf die Rissfortschrittsrate zurückrechnen.

Im Rahmen dieser Arbeit wird diese Erkenntnis im nachfolgenden Kapitel dazu genutzt, die Rissfortschrittsrate, die sich im Experiment der alternativen Schwellenwertermittlung einstellt, zu berechnen. Da diese Berechung das Experiment besser beschreibt als die bisherigen Berechnungsmodelle, ermöglicht sie die Modifizierung des Konzeptes zur Vorhersage von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten. So wie es in Kapitel 5.3 dargestellt wird, stellt es nun ein zuverlässiges, auf zwei Experimenten basierendes Konzept dar, um die Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit von R und K_{max} abzuschätzen.

5.3 Berechnungskonzept zur Bestimmung der Rissfortschrittsrate als f(R, K_{max})

Anhand der in den Kapiteln 5.2.1 und 5.2.2 beschriebenen Zusammenhänge wurde das Berechnungskonzept nach Rödling überarbeitet und modifiziert, um die Rissausbreitung in Abhängigkeit von R und K_{max} zu berechnen. Das verbesserte Berechnungskonzept wird nachfolgend an den Experimenten des X5CrNi18-10 erläutert. Die Anwendung des Konzeptes war auch bei den Werkstoffen C45E und 6013 erfolgreich, auf eine detaillierte Darstellung wird im Rahmen der Arbeit allerdings verzichtet.

Für die Ermittlung der Rissausbreitung in Abhängigkeit von R und K_{max} sind weiterhin zwei Experimente durchzuführen. Zunächst muss die Rissausbreitungskurve für einen konstanten R-Wert ermittelt werden. Je negativer dieser R-Wert gewählt wird, umso bessere Resultate lassen sich mit dem Konzept erzielen. Beim Stahl X5CrNi18-10 kann für $R = -1,5$ noch problemlos eine Rissausbreitungskurve ermittelt werden. Mit Hilfe des Schwellenwertes $K_{max,th}$, der in diesem Experiment ermittelt wird, kann in Kombination mit einem Schwellenwert $K_{max,th}$ für einen hohen R-Wert die Abhängigkeit des Schwellenwertes $K_{max,th}$ von R für den Werkstoff bestimmt werden. Das zweite Experiment ist somit eine alternative Schwellenwertermittlung, bei der ein hohes K_{max} konstant gehalten wird. Anhand der Rissausbreitungskurve kann dieser K_{max}-Wert festgelegt werden, durch diesen K_{max}-Wert sollte bei $R = -1$ mindestens eine Rissfortschrittsrate von 10^{-8} m/Zyklus erreicht werden. Die Parameter $K_{max,th,krit}$ und $\Delta K_{th,krit}$ ergeben sich dann aus der Anpassung der Funktion **(5.2-4)** an die beiden Schwellenwerte. Das Ergebnis einer solchen Anpassung ist in Abbildung 5.3-1 vergleichend zu einer Anpassung der Funktion **(5.2-4)** an alle im Rahmen der Arbeit für den Stahl X5CrNi18-10 ermittelten Schwellenwerte dargestellt.

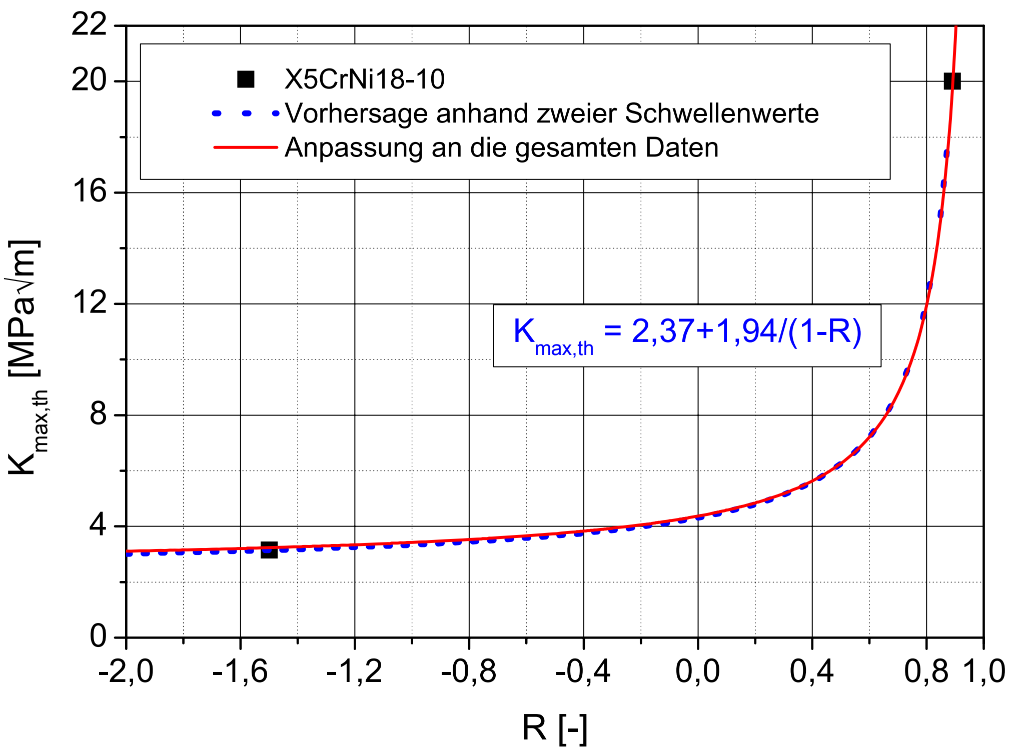


Abbildung 5.3-1: Anpassung der Funktion $K_{max,th}$(R) (5.2-4) an die zwei Schwellenwerte

Der Vergleich zeigt, dass die angepassten Kurven nahezu identisch verlaufen und somit die Ermittlung von zwei Schwellenwerten ausreicht, um $K_{max,th}(R)$ zu ermitteln.

Die Rissausbreitungskurve für R = -1,5 wird anschließend herangezogen, um festzulegen, welches Rissausbreitungsmodell das Experiment am besten beschreibt. Für die Stähle ist dies die Funktion von Klesnil – Lukáš. Sowohl das Experiment, als auch die Anpassung und die ermittelten Parameter sind in Abbildung 5.3-2 zusammenfassend dargestellt.

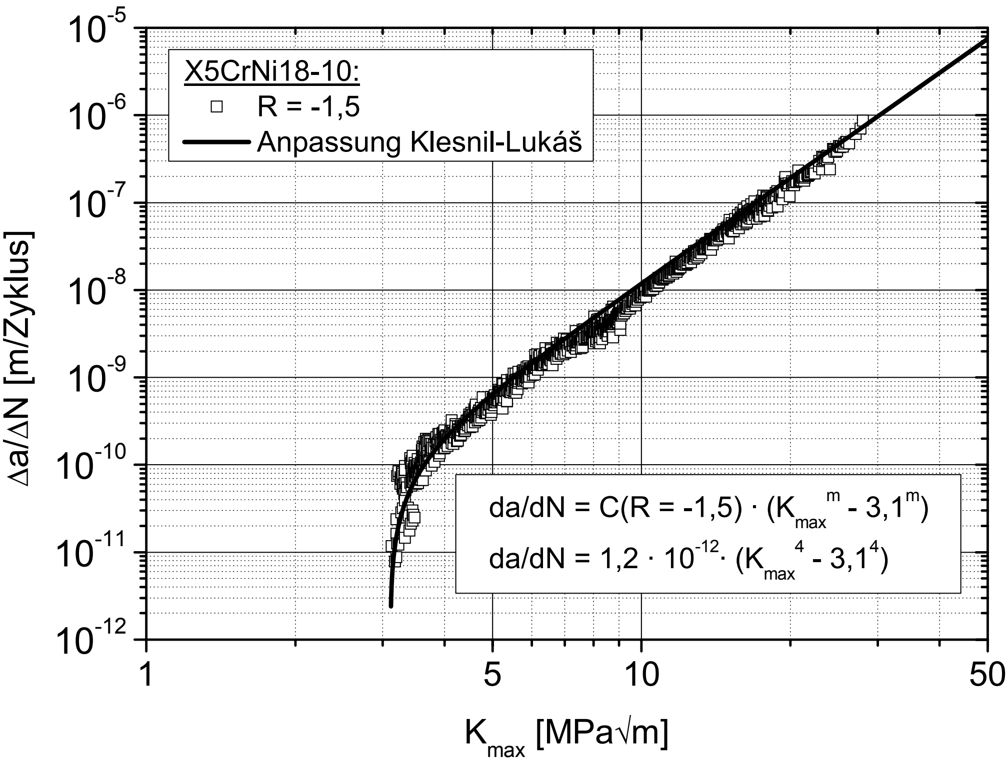


Abbildung 5.3-2: Anpassung der Rissausbreitungskurve mit R = -1,5

Als nächstes wird anhand der alternativen Schwellenwertmessung der Parameter C_0 der Funktion **(5.2-7)** ermittelt, der für die Berechung von ΔK_{eff} notwendig ist. Dazu wird, wie in Abbildung 5.3-3 dargestellt, die ermittelte Rissfortschrittsrate über ΔK aufgetragen und der Parameter C_0 so gewählt, dass die Gerade $\left.\frac{da}{dN}\right|_{oRS}$ bei niedrigen ΔK-Werten das Experiment beschreibt. Die Steigung m der

Funktion **(5.2-7)** wurde zuvor bereits anhand der Rissausbreitungskurve für R = -1,5 festgelegt und entspricht der Steigung im Paris-Bereich.

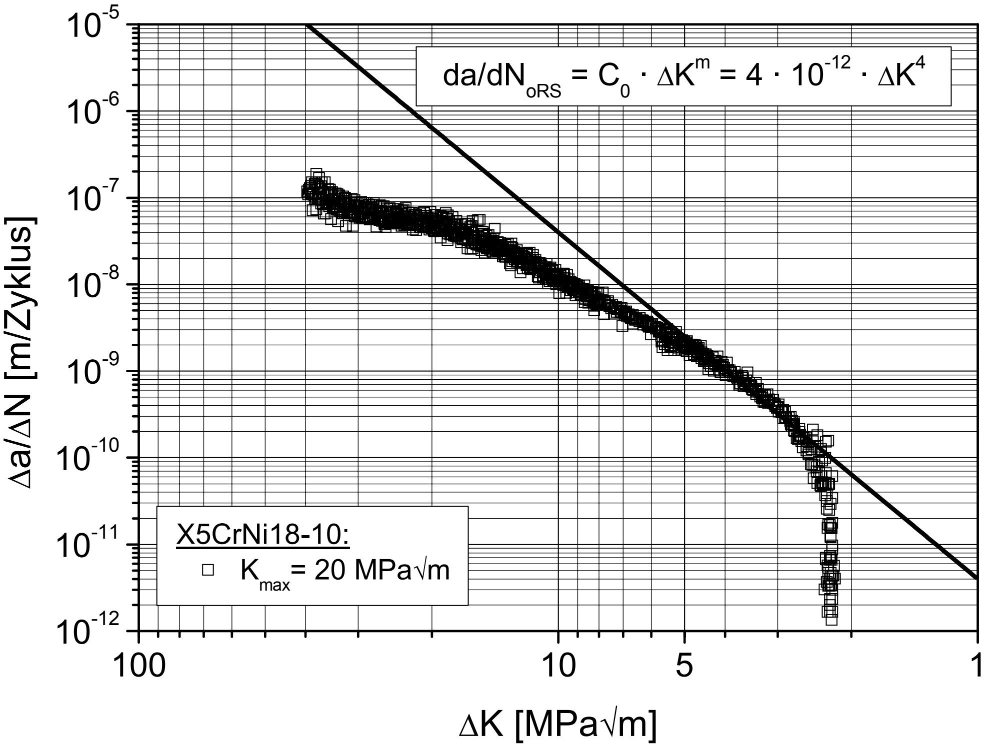


Abbildung 5.3-3: Ermittlung von C_0 anhand der alternativen Schwellenwertmessung

Dann wird ΔK_{eff} über die Funktion **(5.2-11)** aus der Rissausbreitungskurve der alternativen Schwellenwertmessung berechnet und die Funktion

$$\Delta K_{eff} = a \cdot \exp(x/b) + c \qquad \textbf{(5.3-1)}$$

an den Datensatz angepasst, um den Verlauf von ΔK_{eff} zu beschreiben. Um zu zeigen, dass die Funktion **(5.3-1)** sich grundsätzlich anbietet, um das aus dem Experiment der alternativen Schwellenwertmessung berechnete ΔK_{eff} zu beschreiben, sind in Abbildung 5.3-4 die Anpassungen und die Datensätze für K_{max} = 20 MPa√m, K_{max} = 10 MPa√m und K_{max} = 7 MPa√m, dargestellt.

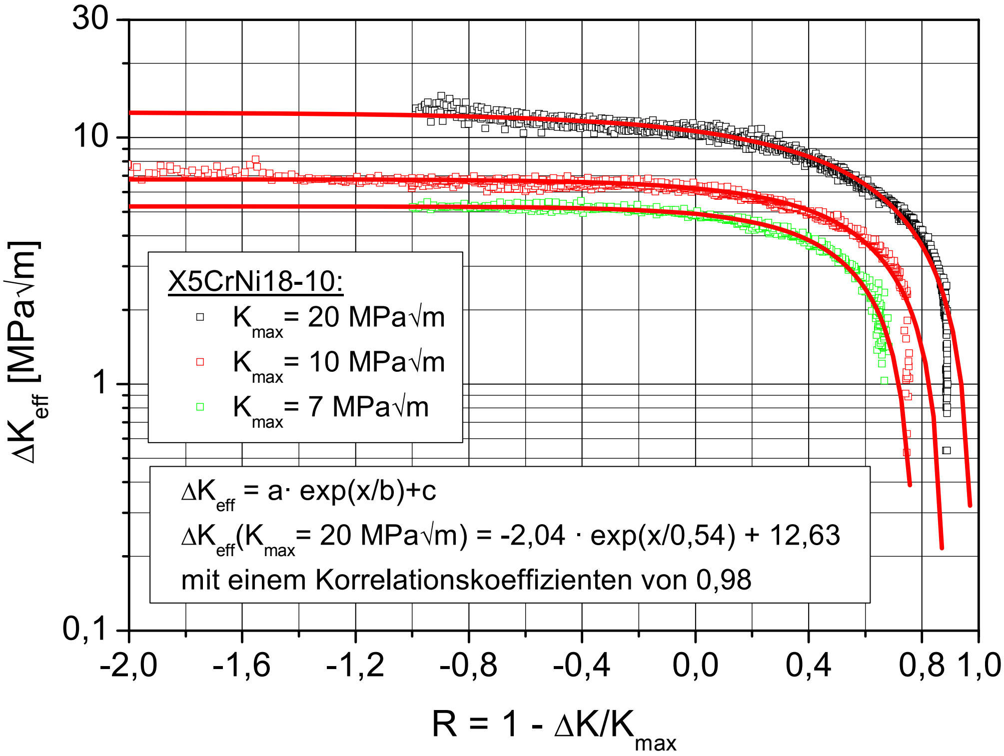


Abbildung 5.3-4: Anpassung von ΔK_{eff}

Mittels des auf diese Weise ermittelten Verlaufes von ΔK_{eff} für das jeweilige K_{max} kann nun die Rissfortschrittsrate der alternativen Schwellenwertmessung über die Funktion

$$\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R, K_{max}) = C_0 \cdot \Delta K_{eff}(R, K_{max})^m \qquad \textbf{(5.3-2)}$$

berechnet werden. Es ergeben sich die in Abbildung 5.3-5 dargestellten Kurven für die Rissfortschrittsrate der alternativen Schwellenwertmessung.

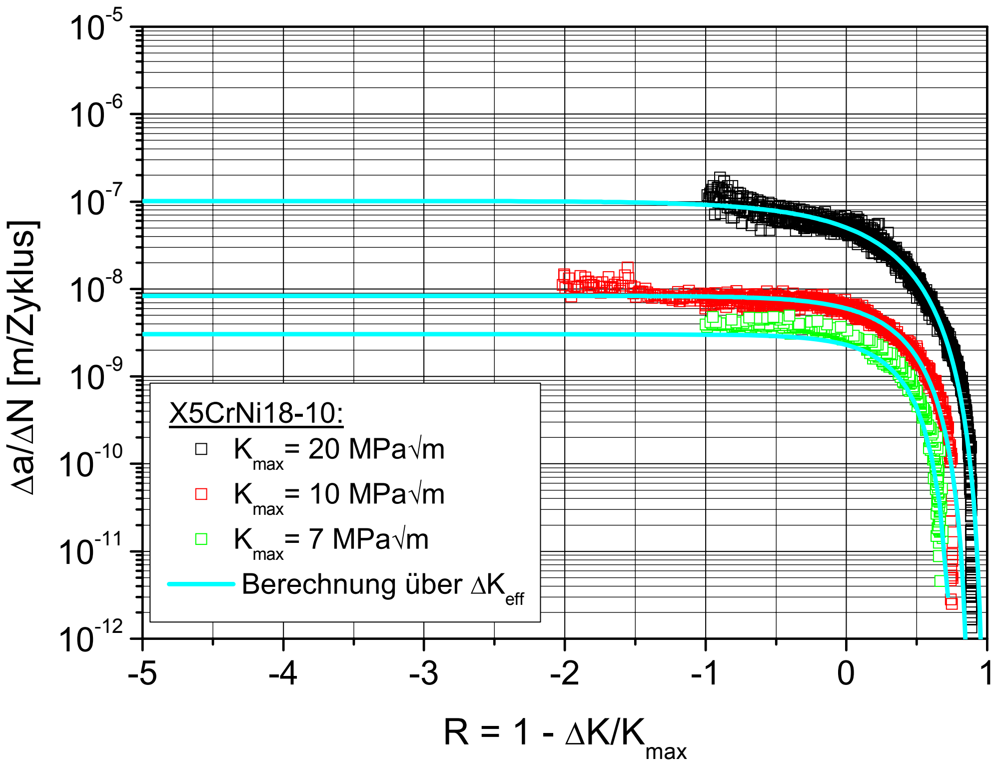


Abbildung 5.3-5: Berechung der Rissausbreitungskurven der alternativen Schwellenwertmessung über ΔK_{eff}

Die experimentell ermittelten Rissausbreitungskurven können über dieses Berechungsverfahren vor allem bei negativen R-Werten wesentlich besser beschrieben werden. Bei hohen positiven R-Werten liegt die berechnete Rissfortschrittsrate geringfügig über den experimentellen Daten. In diesem Bereich würde bei der Ermittlung der Lebensdauer die wahre Lebensdauer etwas unterschätzt. Hinsichtlich der Auslegung von Bauteilen ist dieses jedoch unkritisch.

Wie in dem von Rödling vorgestellten Konzept werden die ermittelten Parameter in der Funktion

$$\frac{da}{dN}(R, K_{\max}) = \widetilde{C}(R, K_{\max}) \cdot (K_{\max}^{m} - K_{\max,th}^{m}(R)) \qquad \textbf{(5.3-3)}$$

$$\text{mit } \widetilde{C}(R, K_{\max}) = \frac{C(R=-1{,}5) \cdot \left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R, K_{\max})}{\left.\frac{da}{dN}\right|_{alt}(R=-1)} \qquad \textbf{(5.3-4)}$$

kombiniert, um die Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit von R und K_{max} $\frac{da}{dN}(R, K_{\max})$ zu berechnen. Anhand einer 3D-Darstellung, in der sowohl die berechnete $\frac{da}{dN}(R, K_{\max})$, als auch die experimentell ermittelten Rissausbreitungskurven zu sehen sind, lässt sich beurteilen, wie gut die Modellrechnung die Experimente beschreibt. Die dreidimensionale Darstellung von Datensätzen und der über die Funktion **(5.3-3)** berechneten Fläche wurde mit Hilfe der Software MATLAB realisiert. In Abbildung 5.3-6 ist die berechnete Fläche für den Stahl X5CrNi18-10 zu sehen.

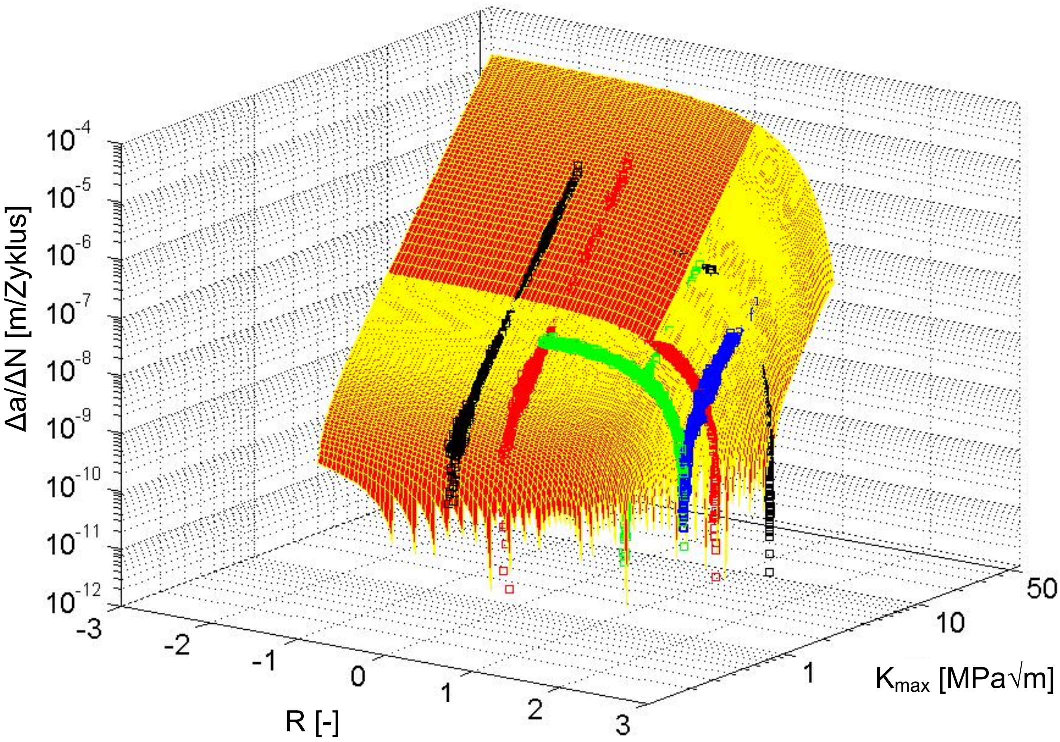


Abbildung 5.3-6: 3D-Darstellung der berechneten Rissfortschrittsrate $\frac{da}{dN}(R, K_{\max})$ und der Rissausbreitungskurven vom X5CrNi18-10

Wie gut das vorgestellte Berechungskonzept funktioniert, lässt sich in Abbildung 5.3-6, die nur eine Perspektive auf das dreidimensionale Gebilde zeigt, lediglich erahnen. Im Zweidimensionalen lässt die Darstellung von mehreren Schnittebenen, wie sie in Abbildung 5.3-7 zu sehen ist, eine genauere Beurteilung zu.

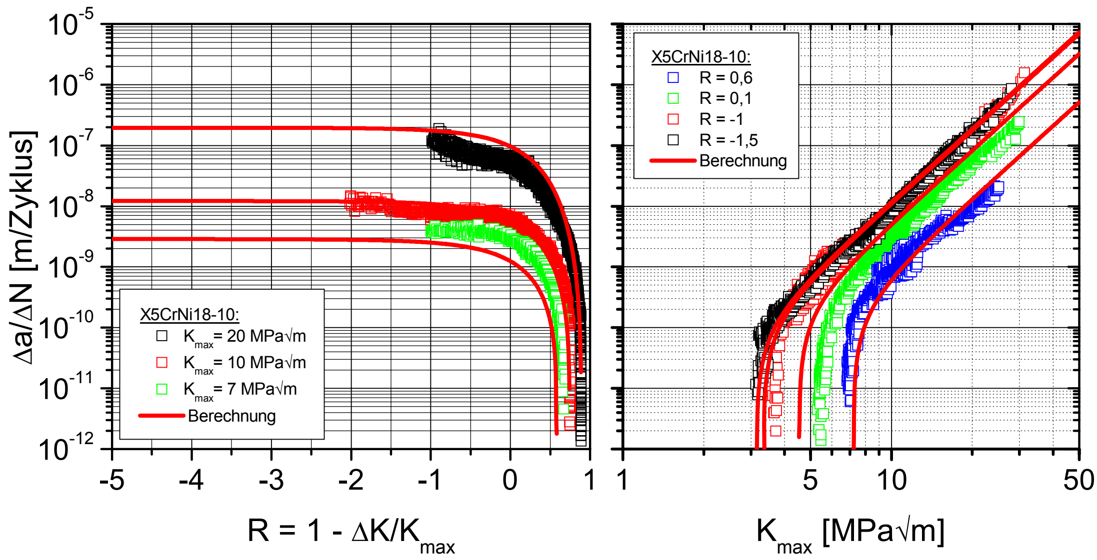


Abbildung 5.3-7: Berechnete Rissfortschrittsrate im Vergleich mit den Rissausbreitungskurven

Die berechnete Rissfortschrittsrate $\frac{da}{dN}(R, K_{max})$ korreliert mit den experimentell ermittelten Datensätzen zum größten Teil sehr gut. Die berechnete Rissfortschrittsrate liegt eher leicht über den experimentellen Daten. In Bezug auf eine Lebensdauerabschätzung ist dies jedoch unkritisch. Nur die Rissausbreitungskurve für $K_{max} = 7$ MPa√m zeigt eine höhere Rissfortschrittsrate, als sie mit dem Konzept berechnet wurde. Diese Abweichung ist jedoch unter Berücksichtigung der Streuung der Experimente nicht signifikant. Die Berechung von $\frac{da}{dN}(R, K_{max})$ ist folglich erfolgreich.

Das neue Berechnungskonzept für $\frac{da}{dN}(R, K_{max})$ ist in Abbildung 5.3-8 zusammenfassend schematisch dargestellt.

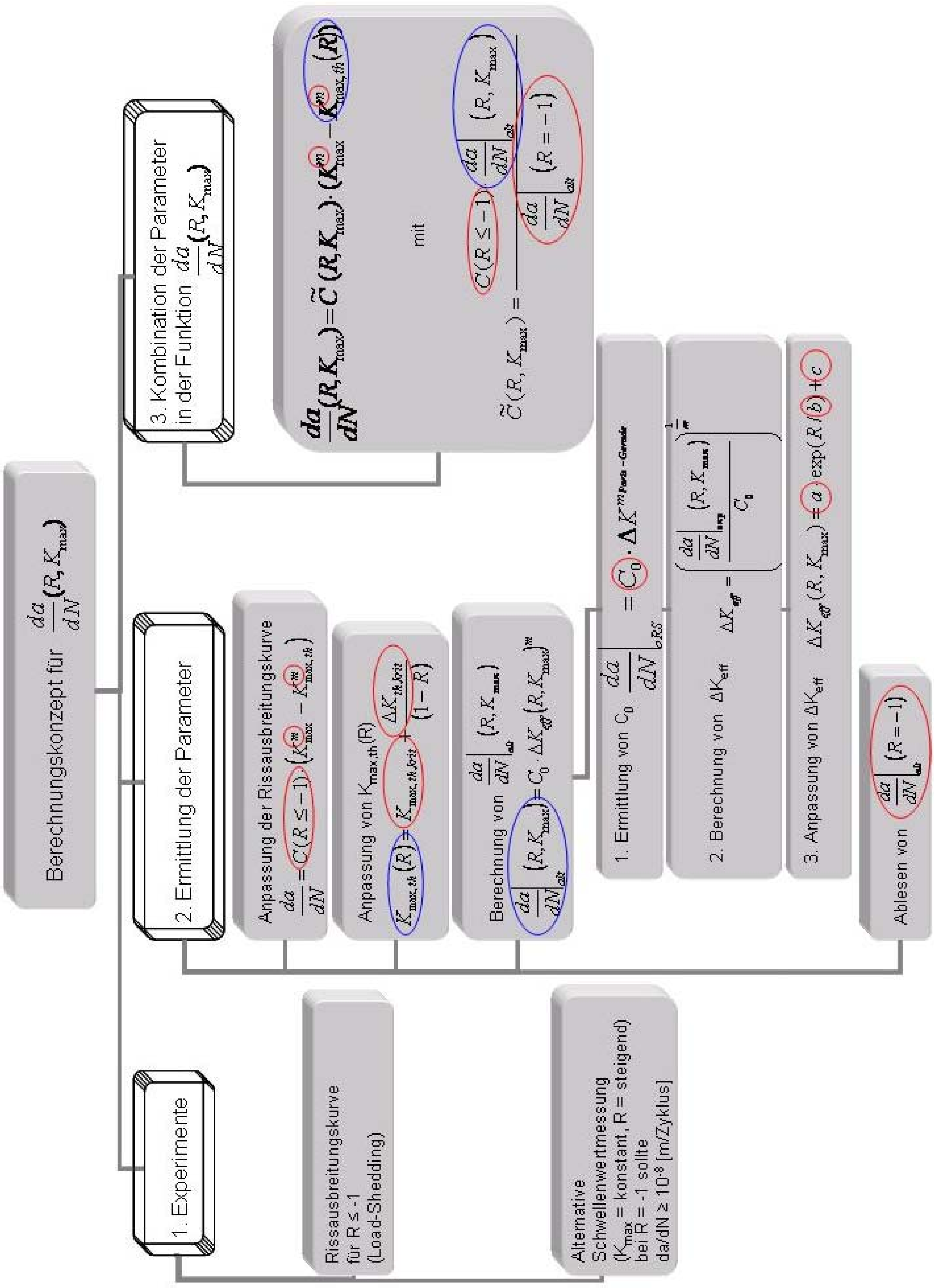


Abbildung 5.3-8: Schematische Darstellung des neuen Berechnungskonzeptes

5.4 Überlegungen zum Einfluss von Überlasten

Anhand der in Kapitel 4.2 dokumentierten Ergebnisse der Überlastexperimente sollte zunächst festgehalten werden, dass sich Überlasten auf das Ermüdungsrisswachstum in den drei untersuchten metallischen Werkstoffen X5CrNi18-10, C45E und 6013 in ähnlicher Weise auswirken. Die beschriebenen Überlasteffekte stellen folglich die generellen Auswirkungen einer Überlast auf die Ermüdungsrissausbreitung in metallischen Werkstoffen dar.
Bei der Berechnung der Lebensdauer unter Betriebslastfolgen sollten alle auftretenden Überlasteffekte berücksichtigt werden. Im ungünstigen Fall könnte deren Vernachlässigung, wie in Kapitel 4.2.4 bereits erläutert, katastrophale Auswirkungen haben bzw. zu vorzeitigem Versagen des Bauteils führen. Die Berücksichtigung der Überlasteffekte ist jedoch erst möglich, wenn man verstanden hat, was diese Effekte im Einzelnen bewirken. Insofern werden in diesem Kapitel Überlegungen zum Einfluss von Überlasten angestellt und diskutiert, wie sich die in den Experimenten aufgezeigten Zusammenhänge erklären lassen.

Der Bereich der Verzögerung und die Verzögerungswirkung nehmen mit der Überlasthöhe zu. Die von Rödling gefundene Abhängigkeit $\Delta a_V \sim (K_{max,ÜL}/K_{max,GL})^2$ für die Aluminiumlegierung 6013 deutet sich auch für die beiden Stählen an [Rödling'03]. Die Höhe der Grundlast beeinflusst die Verzögerung: Je niedriger das Grundlastniveau, umso stärker ist die Verzögerung. Die Verzögerung wird zusätzlich auch durch das Spannungsverhältnis der Grundlast beeinflusst, je größer R_{GL} ist, umso größer wird die Verzögerung. Als wesentliche Ursache für die Verzögerung zeichnet sich somit im Rahmen dieser Arbeit die plastische Zone der Überlast ab. Andere Ursachen zur Erklärung der Verzögerung scheinen sekundär zu sein. Dafür spricht, dass zwar eine Verzweigung der Rissspitze in den Experimenten beobachtet werden konnte, diese jedoch nicht so stark ist, als dass sich nur durch die Verzweigung der Bereich Δa_V erklären ließe. Zudem konnte bei niedrigen Überlasten (50%) ein Abstumpfen der Rissspitze nicht beobachtet werden, obwohl auch diese zu einer Verzögerung führen.

Die einfachen Überlasten und auch die Überlastblöcke wirken sich im X5CrNi18-10 ähnlich aus wie im C45E. Die Effekte sind im X5CrNi18-10 lediglich etwas stärker ausgeprägt. Die Gitterstruktur und die damit einhergehende Versetzungsstruktur und Versetzungsbeweglichkeit beeinflusst folglich die Ermüdungsrissausbreitung nicht primär. Die etwas stärkere Verzögerungswirkung der Überlasten im X5CrNi18-10 könnte jedoch im Zusammenhang mit der Energie stehen, die für die Versetzungsbewegung aufgebracht werden muss. Diese ist für einen Ferrit höher als für einen Austenit.

Während des Überlastzyklus kommt es in allen drei Werkstoffen, der Aluminiumlegierung 6013 und den beiden Stählen X5CrNi18-10 und C45E, zu einer Rissverlängerung $\Delta a_{ÜL}$, die ungefähr um den Faktor 100 größer ist, als nach der zyklische Rissfortschrittsrate $\frac{\Delta a}{\Delta N}_{zyk}$ zu erwarten wäre. Die Ursache dieses markanten, materialübergreifend vorhandenen Unterschiedes muss geklärt werden. Der dazu entwickelte Erklärungsansatz wird in Kapitel 5.4.1 vorgestellt.

Des Weiteren bestätigt sich in den Experimenten die Existenz der Beschleunigung nach der Überlast Δa_B. In Kapitel 5.4.2 werden Überlegungen angestellt, inwiefern sich dieser Effekt erklären lässt. Gerade unter dem Aspekt, die Lebensdauer unter variablen Belastungsamplituden möglichst genau zu bestimmen, ist es wichtig, auch diesen Effekt zu verstehen, um ihn in zukünftigen Berechnungsmodellen berücksichtigen zu können.

5.4.1 Erklärungsansatz für den Unterschied zwischen der monotonen und der zyklischen Rissausbreitung

Aufgrund des deutlich größeren Rissfortschritts infolge einer monotonen Belastung (Rissfortschritt während der Überlast $\Delta a_{ÜL}$) als infolge einer gleich hohen zyklischen Belastung ist es naheliegend, diesen Unterschied auf unterschiedliche Rissausbreitungsmechanismen zurückzuführen. Um zu ermitteln, welche Mechanismen hierbei eine Rolle spielen könnten, wurden bekannte, materialwissenschaftliche Ansätze in Erwägung gezogen und mit den Experimenten verglichen.

Hierzu wurde eine Veröffentlichung von Weertman herangezogen, in der er die verschiedenen materialwissenschaftlich zu erklärenden Rissausbreitungsmodelle zusammenstellt [Weertman'07].

Wächst ein Riss zyklenweise, dass heißt pro Zyklus mindestens um den Atomabstand des Kristallgitters, dann sollte sich das Risswachstum über eine der folgenden drei Größen (nach Weertman die „magischen Größen" der Bruchmechanik) berechnen lassen:

Die Größe der plastischen Zone (Größe I)

$$r_{ys} = \alpha \cdot \frac{K^2}{\sigma_{ys}^{\ 2}}, \tag{5.4-1}$$

die Rissöffungsverschiebung δ (crack opening displacement (COD)) (Größe II′)

$$\delta \quad bzw. \quad COD = \beta' \cdot \frac{K^2}{\sigma_{ys} \cdot G} \tag{5.4-2}$$

und der Radius einer abgestumpften (aufgeweiteten) Rissspitze infolge der Bildung von Versetzungen an der Rissspitze (Größe III)

$$\rho = \eta \cdot \frac{K^2}{G^2}. \tag{5.4-3}$$

Weertman gibt an, dass die Konstanten α und β′ der Größen I und II′ in etwa dem Wert 1 entsprechen, die Konstante η hingegen Werte zwischen 1 und 10 annehmen kann.

Wie Weertman führen auch Laird, Lardner und McClintock die Rissverlängerung bei kontinuierlichem Risswachstum auf die Rissöffnungsverschiebung zurück [Suresh'98]. Sie leiten aus der linear elastischen Rissöffnungsverschiebung δ_e

$$\delta_e = \frac{4}{\pi} \cdot \frac{K^2}{\sigma_{ys} \cdot E} \qquad \textbf{(5.4-4)}$$

[Heckel'91] die zyklische Rissöffnungsverschiebung an der Rissspitze (cyclic crack tip opening displacement (CTOD)) $\Delta\delta_t$ (Größe II″) zu

$$\Delta\delta_t = \beta'' \cdot \frac{\Delta K^2}{\sigma_{ys} \cdot E} \qquad \textbf{(5.4-5)}$$

ab. Der Parameter β'' in Gleichung **(5.4-5)** ist so zu wählen, dass gilt: $\Delta\delta_t \triangleq \Delta a$. Auf diese Weise werden den Modellvorstellungen zufolge die plastische Verformung, die zyklische Verfestigung oder auch die Entwicklung einer scharfen Rissspitze aus der aufgeweiteten Rissspitze berücksichtigt. Im Gegensatz zu Weertman machen sie bezüglich der Größe β'' keine konkreten Angaben.

Je nachdem, welche dieser drei Größen das Risswachstum bestimmt, sollten die Rissverlängerung und somit auch der monotone Rissfortschritt $\Delta a_{ÜL}$ über eine der vier folgenden Gleichungen

Gleichung I
$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{\Delta K}{\sigma_{ys}}\right)^2, \qquad \textbf{(5.4-6)}$$

Gleichung II′
$$\frac{da}{dN} = \frac{\Delta K^2}{\sigma_{ys} \cdot G} \qquad \textbf{(5.4-7)}$$

bzw. Gleichung II″
$$\frac{da}{dN} = \beta'' \cdot \frac{\Delta K^2}{\sigma_{ys} \cdot E} \qquad \textbf{(5.4-8)}$$

oder Gleichung III
$$\frac{da}{dN} = \eta \cdot \left(\frac{\Delta K}{G}\right)^2 \qquad \textbf{(5.4-9)}$$

berechnet werden können. Die Konstanten α und β' wurden Weertman entsprechend zu 1 angenommen, η wurde gleich 1 gesetzt.

Um abzuschätzen, inwieweit zwischen diesen Ansätzen und den experimentell ermittelten Daten Übereinstimmungen bestehen, wurde die berechnete Rissfortschrittsrate über die Ansätze in Abbildung 5.4-1 ergänzend zu den experimentellen Daten vom X5CrNi18-10 und C45E dargestellt. Bei der Berechnung wurde für ΔK der Wert von K_{max} eingesetzt, die G-Modul Kennwerte wurden aus dem ermittelten E-Modul Kennwerten, zu $G = E/3$, abgeschätzt. Als Fließgrenze σ_{ys} wurde die Dehngrenze $R_{p0,2}$ des jeweiligen Werkstoffes angesetzt. Vergleichsweise sind zusätzlich die Rissausbreitungskurven für $R = -1$ (die zyklische Rissfortschrittsrate) dargestellt. Bei relativ hohen Rissfortschrittsraten $da/dN \geq 1$ µm/Zyklus wächst der Riss selbst unter zyklisch konstanter Belastung zyklenweise, wie Abbildung 4.2-19 und Abbildung 4.2-20 zeigen.

Hier ist folglich die für die Gleichungen I bis III geforderte Voraussetzung gegeben. Somit können in diesem Bereich ($da/dN \geq 1$ µm/Zyklus) die experimentellen Daten mit den Ansätzen **(5.4-6)**, **(5.4-7)**, **(5.4-8)** und **(5.4-9)** korreliert werden.

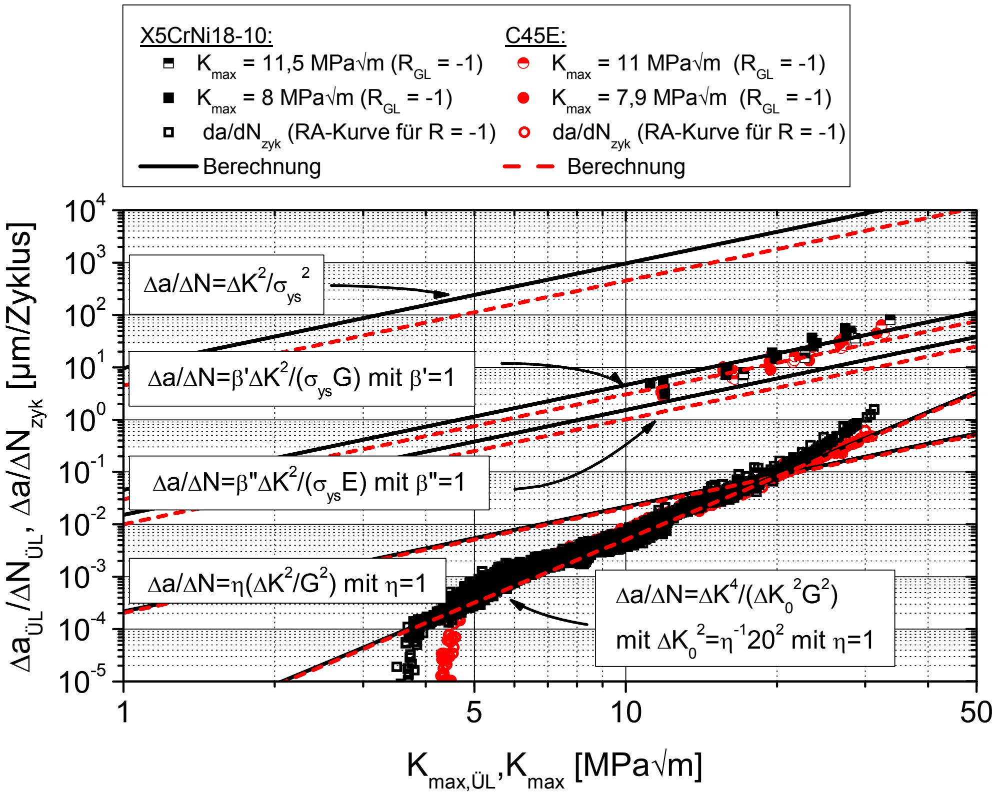


Abbildung 5.4-1: Vergleich der berechneten Rissfortschrittsrate mit $\Delta a_{ÜL}$ und mit der zyklischen Rissfortschrittsrate

Der von Weertman über die plastische Zone hergeleitete Ansatz **(5.4-6)** überschätzt den in Experimenten ermittelten Rissfortschritt um Größenordnungen. Dass der Rissfortschritt der Größe der plastischen Zone entspricht, ist zwar rein theoretisch denkbar, eine Berechnung über **(5.4-6)** führt jedoch, wie erwartet, zu keinen realen Rissfortschrittsraten. In Abbildung 5.4-1 zeigt sich jedoch deutlich, dass $\Delta a_{ÜL}$ beider Stähle für $R_{GL} = -1$ mit dem über die Funktion **(5.4-7)** berechneten Rissfortschritt sehr gut übereinstimmt. Auch der berechnete Rissfortschritt über die Funktion **(5.4-8)** korreliert am ehesten mit $\Delta a_{ÜL}$. Wird in der Funktion **(5.4-8)** β'' anstelle von eins mit drei angesetzt, führen beide Gleichungen zum identischen Rissfortschritt. Während der Überlast wird demnach die Rissausbreitung primär durch die Rissöffnungsverschiebung bestimmt. Von den beiden Gleichungen **(5.4-7)** und **(5.4-8)** ist der von Weertman vorgeschlagene Ansatz nach Meinung der Autorin vorzuziehen. Von Weertman wird die Konstante β' vorgeben, sein Ansatz hat damit keinen freien Parameter. Aufgrund dessen wird bei nachfolgenden Diskussionen als exemplarischer Ansatz für die Rissöffnungsverschiebung nur der Ansatz von Weertman **(5.4-7)** betrachtet.

Die Rissausbreitungskurven können durch die Funktion **(5.4-9)** nur bei hohen K_{max}-Werten berechnet werden. Die Funktion **(5.4-9)** hat einen Exponenten von zwei, die experimentellen Rissausbreitungskurven weisen jedoch eher Steigungen zwischen drei und vier auf.

Weisen die Rissausbreitungskurven Steigungen $m > 2$ auf, wäre es nach Weertman vorstellbar, dass Versetzungsbildung und organisierte Versetzungsbewegung in einem sogenannten „dislocation shielding model" die Rissausbreitung dominieren. Ist dies der Fall, dann schätzt er die Rissausbreitung über die Funktion

$$\frac{da}{dN} = \frac{\Delta K^4}{G^2 \cdot \Delta K_0^{\,2}} \tag{5.4-10}$$

ab. In dieser Funktion stecken mit $\Delta K_0^2 = \eta^{-1} \cdot \Delta K_{st}^2$ zwei freie Variable. Werden diese Variablen wie in Abbildung 5.4-1 entsprechend gewählt, dann lassen sich die Rissausbreitungskurven über die Funktion bestimmen. Die beiden Ansätze **(5.4-9)** und **(5.4-10)**, die sich direkt auf die Versetzungsemission und -bewegung an der Rissspitze beziehen, korrelieren somit am ehesten mit den Ermüdungsexperimenten unter konstanter zyklischer Belastung.

Während der Überlast (unter monotoner Belastung) ist der größere Rissfortschritt dem gegenüber darauf zurückzuführen, dass hier die Rissöffungsverschiebung der Rissspitze die Rissverlängerung $\Delta a_{ÜL}$ bedingt. Unter zyklisch konstanter Belastung hingegen bestimmt nicht die Rissöffungsverschiebung der Rissspitze die Rissausbreitung, vielmehr scheinen die Wechselwirkungen der Versetzungen an der Rissspitze dann die Ermüdungsrissausbreitung zu dominieren.

Die Risslängenänderung während des Überlastblockes von $\Delta a_{ÜL}$ hin zu um Faktor 100 kleineren Werten ist im Sinne der LEBM nicht zu verstehen. Sie würde sich nun folgendermaßen erklären lassen: Im ersten Zyklus des Überlastblockes wirkt sich der Einfluss der Belastungshistorie nicht wesentlich auf die Rissverlängerung aus, hier dominiert daher der Mechanismus der Rissöffungsverschiebung die Rissausbreitung und bewirkt eine Rissverlängerung um $\Delta a_{ÜL}$. Bereits im zweiten Überlastzyklus tritt dann die im ersten Zyklus erzeugte Versetzungsstruktur an der Rissspitze mit der Belastung in Wechselwirkung. Die Belastungshistorie spielt dann für die weitere Risslängenänderung die entscheidende Rolle. Die Rissausbreitung wird nun durch die Versetzungsumordnung bzw. Reaktionen der Versetzungen miteinander bestimmt. Nach einigen Zyklen stellt sich schließlich ein dynamisches Gleichgewicht ein. Somit lässt sich selbst die Risslängenänderung innerhalb eines Überlastblockes anhand der hier angestellten Überlegungen erklären.

In Abbildung 5.4-1 wurden zunächst nur die Überlastexperimente für $R_{GL} = -1$ berücksichtigt. Bestimmte während der Überlast nur die Größe der plastischen Zone und die daraus resultierende Rissöffungsverschiebung den Rissfortschritt, so sollte die Funktion **(5.4-7)** auch die Überlastexperimente mit $R_{GL} = 0{,}6$ beschreiben.

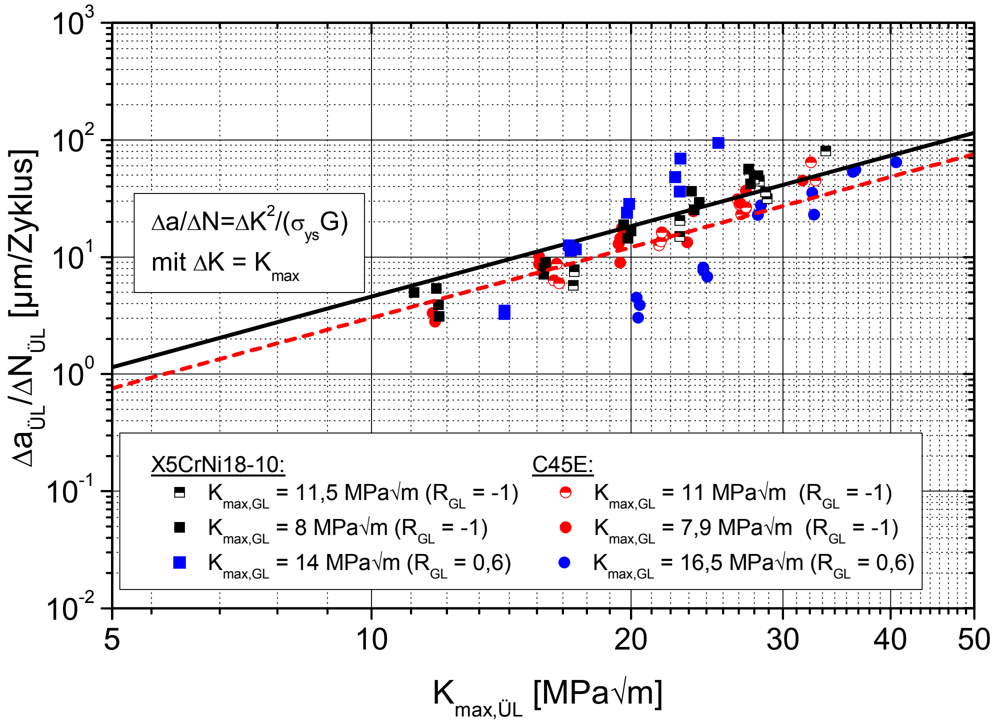


Abbildung 5.4-2: Vergleich der berechneten Rissfortschrittsrate mit $\Delta a_{ÜL}$

Wie in Abbildung 5.4-2 deutlich wird, ist jedoch die Korrelation von $\Delta a_{ÜL}$ über die Gleichung **(5.4-7)** mit den Daten für R_{GL} = 0,6 nicht so gut wie bei R_{GL} = -1. Demnach hängt $\Delta a_{ÜL}$ anscheinend primär von der monotonen plastischen Zone ab, wird zusätzlich aber auch durch die vorangegangene Belastung beeinflusst. Die Belastungshistorie müsste somit zusätzlich in den Ansatz aufgenommen werden. Je kleiner die Schwingbreite der zyklischen Vorbelastung ist, umso größer ist die Rissöffungsverschiebung während der Überlast und somit der Rissfortschritt.

Mit dem Ansatz **(5.4-7)** ist jedoch basierend auf festen mechanischen Kennwerten eine erste Abschätzung von $\Delta a_{ÜL}$ auch für die Aluminiumlegierung 6013, wie Abbildung 5.4-3 zeigt, möglich.

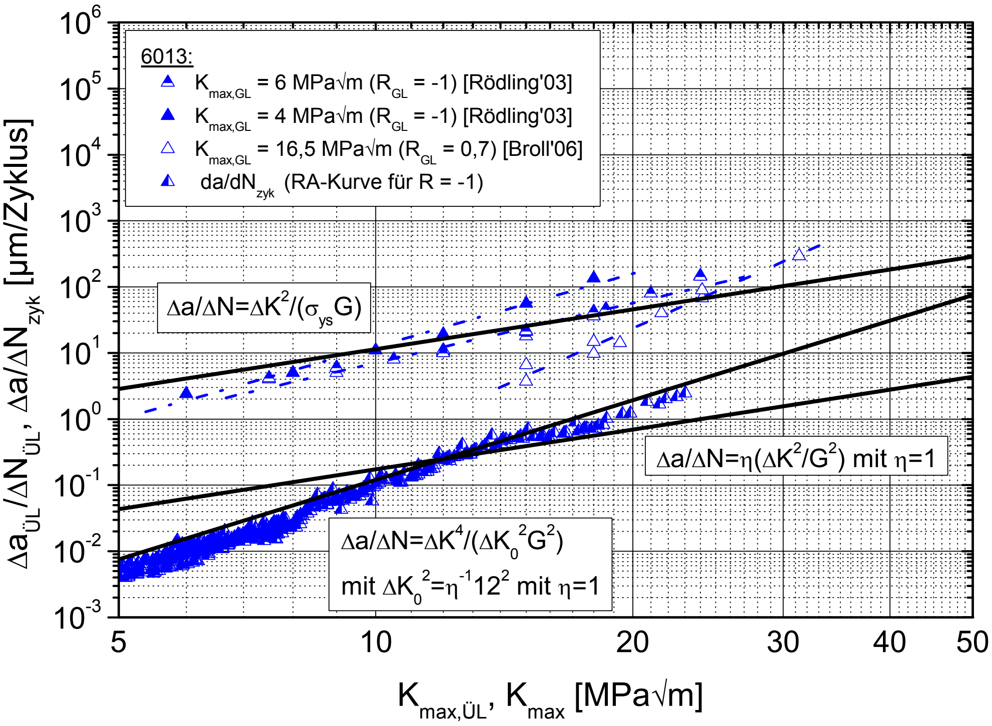


Abbildung 5.4-3: Vergleich der berechneten Rissfortschrittsrate mit $\Delta a_{ÜL}$ und der zyklischen Rissfortschrittsrate beim 6013

Somit kann der monotone Rissfortschritt, die Rissverlängerung während der Überlast, über den Ansatz **(5.4-7)** für Aluminiumlegierungen und Stähle abgeschätzt werden. Für eine exaktere Lebensdauerabschätzung von Bauteilen, die variablen Belastungen ausgesetzt sind, ist dieses von großem Vorteil.

Weertmann führt in den Ansätzen **(5.4-9)** und **(5.4-10)** die Ermüdungsrissausbreitung auf die Versetzungsreaktionen im Bereich der Rissspitze zurück. Er erhält auf diese Weise Gleichungen, die der Paris-Gleichung ähneln. Die Paris-Gleichung stellt im Gegensatz zu den Ansätzen von Weertman eine empirische Funktion dar, deren Parameter erst durch die Anpassung an die Experimente ermittelt werden. Für die Abschätzung der Lebensdauer ist das Prinzip der Parameteranpassung zufriedenstellend, jedoch, da mit experimentellem Aufwand verbunden, entsprechend aufwendig. Von einem „mikrostrukturellen“ Verständnis der Ermüdungsrissausbreitung kann bei dem Ansatz von Paris nicht die Rede sein, Weertmans Ansätze sind unter diesem Aspekt eher nachzuvollziehen. Bislang liefern jedoch unter zyklischer Belastung die Ansätze **(5.4-9)** und **(5.4-10)** von Weertman noch keine zufriedenstellende Beschreibung aller Experimente und sind somit für eine Lebensdauerbemessung nur eingeschränkt brauchbar. Zudem enthält der Ansatz **(5.4-10)**, der die Experimente im Bereich kleiner Rissfortschrittsraten beschreibt, ebenfalls noch freie Variable. Somit ist der Ansatz halbempirisch. Eine Abschätzung der Rissfortschrittsrate für einen metallischen Werkstoff kann damit ohne Experimente nicht durchgeführt werden. Die Konstante ΔK_{st} ist zudem vom R-Wert abhängig, wie Abbildung 5.4-4 zeigt, in der auch die Rissausbreitungskurven für R = 0,6 dargestellt sind.

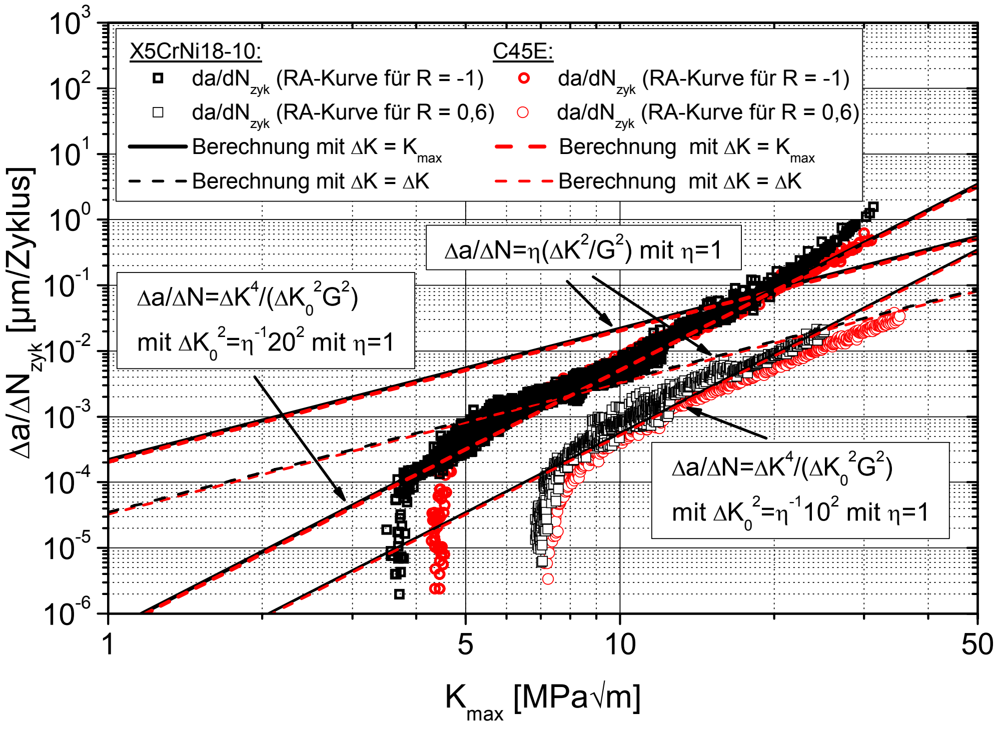


Abbildung 5.4-4: Analyse der Ansätze von Weertman zur Beschreibung der zyklischen Rissausbreitung

Bei vorgegebenem R-Wert kann jedoch das Ermüdungsrisswachstum mit Gleichung **(5.4-10)** zufriedenstellend beschrieben werden. Weertman mit seinen Überlegungen zu den Versetzungen an der Rissspitze, befindet sich demnach, unter Berücksichtigung aller vorliegenden Experimente, auf dem richtigen Weg, um einen allgemeingültigen Ansatz für die Rissausbreitung unter konstanter zyklischer Belastung zu ermitteln. Im Rahmen eines solchen Ansatzes würde das Phänomen des Rissschließens nur noch eine Auswirkung auf den Riss darstellen, dessen Ursache die Versetzungsbewegung vor der Rissspitze ist, welche wiederum von der Belastung abhängig ist.

5.4.2 Modellvorstellung für den Effekt der Beschleunigung nach der Überlast

Wie die Überlastexperimente zeigen, kommt es in beiden Stählen, dem X5CrNi18-10 und dem C45E, nach dem Überlastzyklus für $R_{GL} = -1$ zunächst zu einem beschleunigten Risswachstum, bevor der Effekt der Verzögerung einsetzt. Da sich durch diesen Bereich die Lebensdauer eines Bauteils, dass mit Überlasten beansprucht wird, gegenüber der Lebensdauer unter zyklisch konstanter Belastung verkürzt, sollte dieser Effekt bei der Lebensdauerbemessung berücksichtigt werden. Ohne die Berücksichtigung des Effektes würde die berechnete Lebensdauer die wahre Lebensdauer des Bauteils überschätzen. Vor allem in Werkstoffen, in denen die Verzögerungswirkung der Überlasten nicht sehr stark ausgeprägt ist, wie es bei den beiden Stählen X5CrNi18-10 und C45E der Fall ist, muss damit gerechnet werden, da sich die beschleunigenden Effekte hier stärker auswirken.

Um den Effekt der Beschleunigung nach der Überlast zu erklären, wurden die aktuellen Veröffentlichungen von Bichler, Silva und Makabe herangezogen. In diesen sind bereits folgende Überlegungen bezüglich einer Beschleunigung nach der Überlast angestellt worden:

a) Die Überlast bewirkt neben der plastischen Zone eine zusätzliche Schädigung direkt vor der Rissspitze, durch die der Riss beschleunigt wächst [Bichler'99].

b) Die durch die Überlast verursachte Plastifizierung der Rissspitze führt dazu, dass die Rissspitze aufgeweitet wird. Der Riss ist daher auch nach der

Überlast in einem größeren Belastungsbereich offen. Das größere ΔK_{eff} führt zu einem beschleunigt wachsenden Riss [Bichler'99, Bichler'07, Venkateswara Rao'88].

c) Zur Beschleunigung nach einer Überlast soll es kommen, da bei einem Spannungsverhältnis der Grundlast von $R_{GL} = -1$ die zyklische plastische Zone nahezu die gleichen Dimensionen aufweist wie die monotone plastische Zone der Überlast. Die beiden Zonen treten unter diesen Bedingungen derart miteinander in Wechselwirkung, dass es zu einer Beschleunigung kommt [Silva'07]. Zusätzlich führt Silva die Beschleunigung auch auf den Bauschinger-Effekt des Werkstoffes zurück.

d) Zur Beschleunigung nach einer Überlast kommt es nur bei $R_{GL} < 0$ infolge des Druckanteils der Belastung. Im Gegensatz zu den Druckeigenspannungen infolge der großen Zugbelastung während der Überlast, die an der Rissspitze Verformungen in das Material hinein bewirken, werden bei Druckbelastung die Rissflanken so aufeinander gedrückt, dass diese Verformungen rückgängig gemacht werden. Dadurch entstehen Zugeigenspannungen, die die Druckeigenspannungen überkompensieren [Makabe'04].

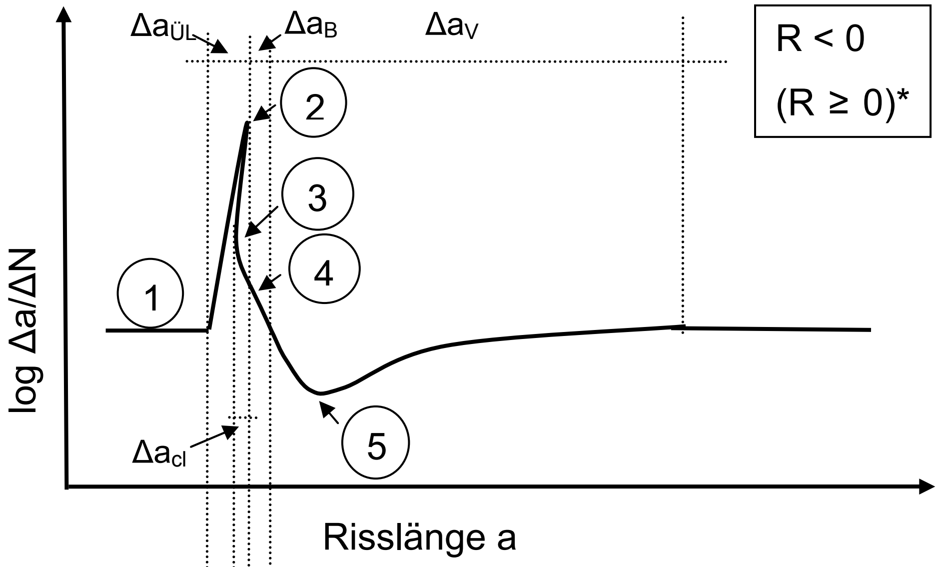
Die Vorstellung, dass die Beschleunigung auf eine zusätzliche Schädigung vor der Rissspitze (Überlegung a)) zurückzuführen ist, wird von Bichler selbst in Frage gestellt. Er hätte erwartet, dass die zusätzliche Schädigung proportional zur Überlasthöhe $K_{max,ÜL}$ ist und somit die Beschleunigung mit steigender Überlasthöhe zunimmt. In seinen Experimenten zeichnet sich die erwartete Zunahme des Effektes mit steigender Überlasthöhe jedoch nicht ab. Die Schädigung durch die Überlast müsste zudem sowohl für $R_{GL} = -1$ als auch für $R_{GL} = 0{,}6$ vorliegen. Für $R_{GL} = 0{,}6$ ist jedoch Δa_B in den Überlastexperimenten dieser Arbeit praktisch nicht vorhanden. Somit stützen die vorliegenden Experimente Bichlers Zweifel.

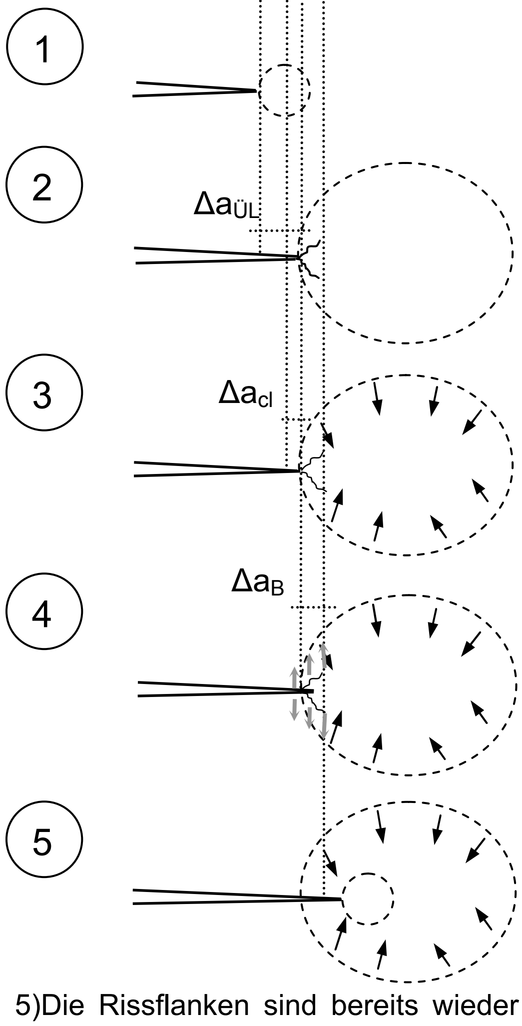
Die von Bichler und Venkateswara Rao bevorzugte Vorstellung b) steht im Widerspruch zu den Überlastexperimenten dieser Arbeit. Sie zeigen, dass direkt nach der Überlast der Effekt der virtuellen Rissverkürzung infolge eines Rissschließens, welches durch die Überlast verursacht wird, auftritt.

Die Überlegungen von Silva zur Wechselwirkung der monotonen mit der zyklischen plastischen Zone (Überlegung c)) würden erklären, warum der Effekt der Rissbeschleunigung bei $R_{GL} = -1$ auftritt und bei $R_{GL} = 0{,}6$ nicht. Sie sind dennoch nicht widerspruchsfrei. Bei sehr hohen Überlasten, wenn die plastische Zone der Überlast auch für $R_{GL} = -1$ wesentlich größer als die zyklische plastische Zone ist, müsste der Effekt der Beschleunigung dann weniger stark vorhanden sein. In den Experimenten deutet sich jedoch eine Zunahme des Effektes mit steigender Überlasthöhe an, welche somit nicht zu verstehen ist. Da in den vorliegenden Stählen Drucküberlasten die Rissausbreitung praktisch nicht beeinflussen, dieses jedoch bei einem Einfluss des Bauschinger-Effektes auf die Rissausbreitung zu erwarten wäre, erscheint auch diese Überlegung von Silva nicht stichhaltig zu sein.

Makabes Vorstellung (Überlegung d)) würde die Ergebnisse der Überlastexperimente dieser Arbeit erklären. Bichler, der seine Experimente bei einem R_{GL}-Wert von 0,05 durchgeführt hat, und Venkateswara Rao, der wiederum Experimente bei einem R_{GL}-Wert von 0,1 durchgeführt hat, dürften dann jedoch keine Beschleunigung nach der Überlast finden. Sie können diesen Effekt jedoch eindeutig in ihren Experimenten belegen. Auch diese Vorstellung ist somit nicht vollkommen widerspruchsfrei.

Von diesem Stand der Technik ausgehend, hat die Autorin eine neue Modellvorstellung entwickelt. Diese wird in der kommentierten Abbildung 5.4-5, welche in Anlehnung an Abbildung 4.2-1 gezeichnet wurde, erläutert. Letztlich ist die Beschleunigung nach der Überlast, nach Meinung der Autorin, auf Zugeigenspannungen, welche die Druckeigenspannungen überkompensieren, zurückzuführen. Infolge der plastischen Zone der Überlast und auch durch den Druckanteil der Grundlast kommt es nach der Überlast zu einem Schließen des Risses. Die Rissflanken drücken aufeinander. Dadurch werden die Bruchoberflächen flachgedrückt bzw. verformt, wodurch wiederum Zugeigenspannungen entstehen. Die Entstehung von Zugeigenspannungen infolge von plastischer Verformung, ausgelöst durch eine Druckbelastung, ist ein geläufiges Phänomen. Es wurde zum Beispiel auch von Heyder in [Heyder'83] dokumentiert. Insofern wurden in der Modellvorstellung die Überlegungen von Makabe aufgegriffen. Die in der Abbildung 5.4-5 eingezeichnete Rissspitzenverzweigung wurde bei höheren Überlasten in beiden Stählen vorgefunden und daher mit eingezeichnet. Eine Beschleunigung nach der Überlast ist jedoch im Rahmen der Modellvorstellung auch ohne Rissspitzenverzweigung denkbar.





1)Stabile Ausgangsituation: An der Rissspitze befindet sich die zyklische plastische Zone.

2)Im Überlastzyklus verlängert sich der Riss um $\Delta a_{ÜL}$, die monotone plastische Zone wird ausgebildet. An der Rissspitze können Rissverzweigungen auftreten.

3)Die Druckeigenspannungen infolge der monotonen plastischen Zone schließen die Rissspitze um Δa_{cl}.

4)Infolge der Druckeigenspannung der monotonen platischen Zone (R ≥ 0)* und des Druckanteils der Grundlast werden die Rissflanken an der Rissspitze und den verzweigten Rissen aufeinandergedrückt, es entstehen Zugeigenspannungen. Die Zugeigenspannungen überkompensieren die Druckeigenspannungen und es kommt zu einem beschleunigten Risswachstum im rissspitzennahen Bereich Δa_B. Je rauher die Oberfläche ist, umso eher berühren sich die Oberflächen und werden flach gedrückt bzw. verformt, so dass die Zugeigenspannungen größer werden.

5)Die Rissflanken sind bereits wieder weitgehend flachgedrückt, Zugeigenspannungen werden daher verringert, so dass die monotone plastische Zone und die damit verbundenen Druckeigenspannungen die Rissfortschrittsrate verringern. Die plastische Verformung innerhalb der monotonen plastischen Zone unterliegt einem Gradienten. Mit abklingender Verformung nimmt auch die Verzögerungswirkung ab.

Abbildung 5.4-5: Modellvorstellung für den Einfluss von Überlasten unter Berücksichtigung einer Beschleunigung der Rissfortschrittsrate nach der Überlast

Für eine Verstärkung des Rissschließeffektes nach der Überlast durch den Druckanteil der Belastung und somit für das stärkere Auftreten der Beschleunigung nach der Überlast für $R_{GL} < 0$ spricht zudem der Verlauf des Potentialsignals des Rechners Erika II. Vergleicht man das Potential von Versuchen mit $R_{GL} = 0{,}6$ mit Versuchen für $R_{GL} = -1$, wie in Abbildung 5.4-6 für die beiden Stähle dargestellt, stellt man fest, dass das Potential durch den Druckanteil der Belastung bei $R_{GL} = -1$ wesentlich stärker abfällt als bei $R_{GL} = 0{,}6$. Dieser Effekt ist im C45E regelmäßiger ausgeprägt, hier nimmt der Abfall des Potentialsignals mit steigender Überlasthöhe zu. Je größer die plastische Zone und damit die Verformungen infolge der Überlast an der Rissspitze werden, umso stärker wirken sich diese aus und verstärken den Effekt des Rissschließens. Im X5CrNi18-10 ist der Effekt, dass der Druckanteil der Grundlast den Riss stärker schließt, ebenso vorhanden. Es ist jedoch keine regelmäßige Zunahme des Potentialabfalls mit zunehmender Überlasthöhe festzustellen. Nach der hier dargestellten 100 %-Zugüberlast fällt das Potential wesentlich stärker ab, als nach der 150 %-Zugüberlast. Was die Ursache hierfür sein könnte, ist bislang nicht geklärt.

Spielt der Druckanteil, wie in dem Erklärungsansatz angenommen, eine wesentliche Rolle, sollte sich dieses im Potentialsignal auch bei Überlastexperimenten abzeichnen, deren R_{GL}-Wert näher an null liegt. Da solche Experimente im Rahmen dieser Arbeit nicht durchgeführt wurden, musste zur Überprüfung auf die Experimente von Rödling an der Aluminiumlegierung 6013 zurückgegriffen werden. In Abbildung 5.4-7 sind die Potentialsignale für $R_{GL} = 0{,}1$ und $R_{GL} = -1$ dargestellt.

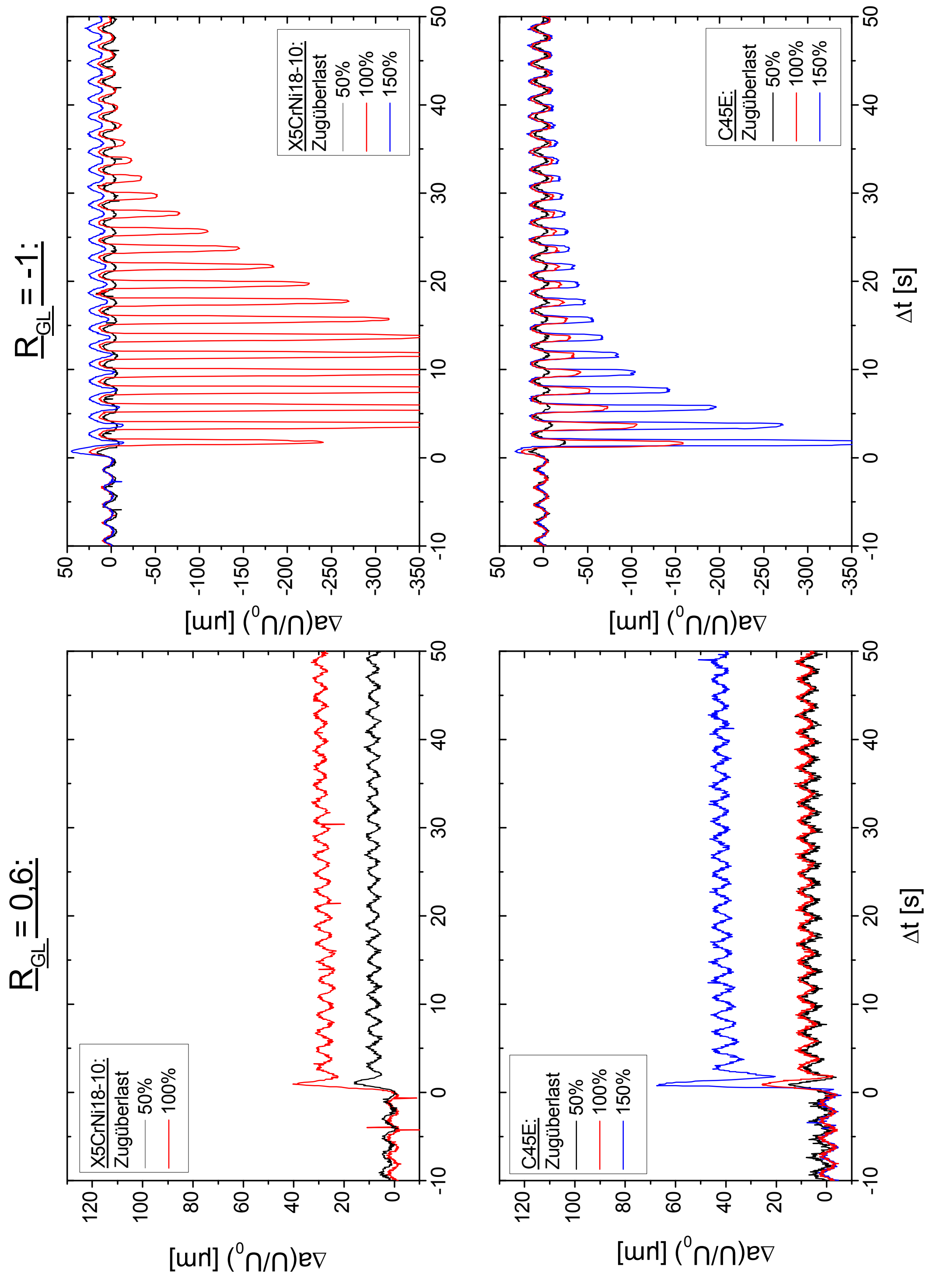


Abbildung 5.4-6: Potentialsignale Rechner Erika II; Vergleich der R_{GL}-Werte in beiden Stählen

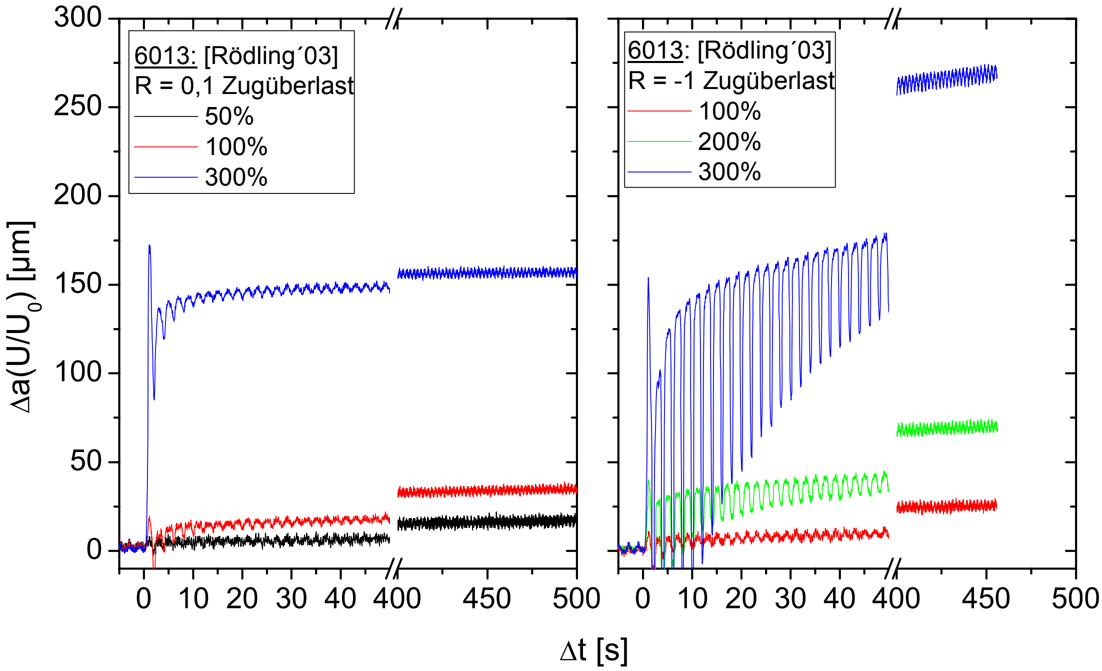


Abbildung 5.4-7: Potentialsignale Rechner Erika II; Vergleich von $R_{GL} = 0{,}1$ mit $R_{GL} = -1$ im 6013

Wie erwartet, zeichnet sich für $R_{GL} = 0{,}1$ im Potentialsignal der Effekt des Rissschließens noch nicht wesentlich ab. Für $R_{GL} = -1$ hingegen ist auch im 6013 bei Zugüberlasten ab 200 % ein starker Abfall des Potentialsignals vorhanden.

Dass dieser unterschiedliche Verlauf sogar in der Aluminiumlegierung 6013 zu finden ist, spricht insbesondere für die hier vorgestellte Modellvorstellung. Hätte sich der Effekt im Potentialsignal hier nicht in diesem Maße abgezeichnet, so könnte dies auf die sich beim Aluminium ausbildende Oxidschicht an der Oberfläche zurückzuführen sein. Deren Leitfähigkeit ist schlechter als die Leitfähigkeit der Aluminiumlegierung. Offenbar spielt die Oxidation der Bruchoberfläche in Bezug auf das Potentialsignal eine untergeordnete Rolle, was wiederum dafür spricht, dass mit der Potentialsonde im Wesentlichen die Veränderungen der Potentialfeldlinien gemessen werden.

Nach einem Überlastblock wurde der Bereich der Beschleunigung nur im C45E gefunden, dieses könnte man sich im Rahmen der Modellvorstellung folgendermaßen erklären: Die Rauhigkeit der Bruchoberfläche ist im C45E unter zyklisch konstanter Belastung im Vergleich zum X5CrNi18-10 größer, wie die Untersuchungen in [Schattschneider'07] zeigen. Aufgrund der größeren Rauhigkeit berühren sich Bruchoberflächen im C45E während dem Schließen der Rissspitze früher. Die Bruchflächen drücken somit stärker aufeinander als im X5CrNi18-10 und es werden entsprechend höhere Zugeigenspannungen erzeugt, welche zu der Beschleunigung führen.

Aus den hier dargestellten Überlegungen zum aktuellen Wissensstand ist somit ein schlüssiger Erklärungsansatz für die vorliegenden Experimente entwickelt worden.

6 ZUSAMMENFASSUNG UND AUSBLICK

Unter dem Anspruch, den Einfluss unterschiedlicher mechanischer Belastungen auf das Ermüdungswachstum zu verstehen, wurden Experimente zur Ermüdungsrissausbreitung an den Stählen X5CrNi18-10 und C45E durchgeführt. Diese Experimente wurden im Vergleich mit Experimenten an einer Aluminiumlegierung aus der Luft- und Raumfahrt analysiert und diskutiert.

Bei den Untersuchungen wurden zwei Schwerpunkte gesetzt: Einerseits wurde die Ermüdungsrissausbreitung unter konstanter (einstufiger) Belastung für beliebige R-Werte und für Spannungsintensitäten vom Schwellenwert bis in den oberen Paris-Bereich analysiert, andererseits der Einfluss von Überlasten auf das Ermüdungsrisswachstum untersucht.

In Bezug auf das Ermüdungsrisswachstum unter konstanter zyklischer Belastung konnte anhand der Experimente im Wesentlichen Folgendes festgestellt sowie diskutiert werden:

Die Rissausbreitungskurven des austenitischen und ferritischen Stahls unterscheiden sich nicht wesentlich voneinander. Die Aluminiumlegierung 6013 hingegen besitzt im Vergleich zu den beiden Stählen eine geringere Resistenz gegenüber der Rissausbreitung. Letzteres wird vor allem beim Schwellenwert deutlich, der bei den Stählen zwei- bis dreimal so hoch wie beim Aluminium ist.

Die Experimente belegen, dass die Ermüdungsrissausbreitung in allen drei Werkstoffen sowohl von der zyklischen Spannungsintensität ΔK, als auch von der maximalen Spannungsintensität der Schwingbreite K_{max} abhängig ist. Da die Größe ΔK über das Spannungsverhältnis $R = 1 - \frac{\Delta K}{K_{max}}$ mit K_{max} in Beziehung steht, kann auch von einer Abhängigkeit der Ermüdungsrissausbreitung und somit der Rissfortschrittsrate von R und K_{max} gesprochen werden. Die Ermüdungsrissausbreitung sollte folglich grundsätzlich als eine Funktion von zwei der drei Größen ΔK, K_{max} und R betrachtet werden. Um dieser Abhängigkeit gerecht zu werden, wurde die in Kapitel 5.2 vorgestellte 3D-Darstellung der Rissfortschrittsrate da/dN über R und K_{max} eingeführt. Es konnte gezeigt werden, dass bei dieser Darstellungsweise sich die Zusammenhänge leichter verstehen lassen, als bei der Darstellung von da/dN über ΔK und K_{max}. Aufgrund dieses Ergebnisses wurden im Anschluss Überlegungen angestellt, inwiefern die Abhängigkeit von R und K_{max} in einem Ansatz zur Berechnung der Rissfortschrittsrate berücksichtigt werden kann.

Anhand des Berechnungskonzeptes von Rödling zur Vorhersage von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten wurde gezeigt, dass mit den bestehenden Ansätzen, die das Rissschließen (nach Elber, Schijve und Newman) berücksichtigen, eine Beschreibung der Rissausbreitungskurven nur im sogenannten Paris-Bereich möglich ist, nicht aber im Bereich des Schwellenwertes. Zudem hat sich in den Experimenten abgezeichnet, dass auch die effektive Schwingbreite ΔK_{eff} von R und zusätzlich auch von K_{max} abhängig ist. Von einer K_{max}-Abhängigkeit des Rissschließens gehen die klassischen Rissschließansätze (Elber, Schijve und Newman) jedoch nicht aus.

Basierend auf diesen Erkenntnissen wurde zunächst der Schwellenwert im Hinblick auf seine Abhängigkeit von R und K_{max} analysiert. Dabei ist es gelungen die Funktion

$$K_{\max,th}(R) = K_{\max,th,krit} + \frac{\Delta K_{th,krit}}{(1-R)} \qquad \textbf{(5.2-4)}$$

einzuführen, mit der die Experimente sehr genau geschrieben werden und der Schwellenwert eines Werkstoffes für beliebige R-Werte geschlossen angegeben werden kann. Die Größen $K_{max,th,krit}$ und $\Delta K_{th,krit}$ stellen in diesem Zusammenhang Materialkonstanten dar. $K_{max,th,krit}$ ist für $R \rightarrow -\infty$ der kleinste Wert für $K_{max,th}$. Wird dieser K_{max}-Wert nicht überschritten, kann ein Riss sich nicht ausbreiten. $\Delta K_{th,krit}$ ist der minimale Wert von ΔK, der notwendig ist, um Ermüdungsrisswachstum zu initiieren.

Die Analyse der Rissausbreitungskurven im Paris-Bereich führt zu einem Berechnungsansatz für die effektive Schwingbreite ΔK_{eff} aus den experimentell ermittelten Rissausbreitungskurven. Diese Schwingbreite ΔK_{eff} ist wie die Rissfortschrittsrate von R und K_{max} abhängig. Die Berechung von ΔK_{eff} auch bei niedrigen Rissfortschrittsraten im Bereich des Schwellenwertes hat gezeigt, dass demnach eine gewisse effektive Mindestschwingbreite aufgebracht werden müsste, um Rissausbreitung zu verursachen. Es folglich auch einen effektiven Schwellenwert $\Delta K_{eff,th}$ gäbe.
Da sich bei der Anwendung des Konzeptes zur Vorhersage von Rissausbreitungskurven bei unterschiedlichen R-Werten verschiedene Schwachpunkte fanden, wurde das Konzept dementsprechend verbessert. Die neue Beziehung **(5.2-4)** zur Beschreibung der Schwellenwerteigenschaften eines Werkstoffes und der Ansatz zur Berechung von ΔK_{eff} aus den Experimenten wurden in dieses Konzept integriert. Das modifizierte Berechnungskonzept ermöglicht nun die Berechnung der Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit von R und K_{max}. Es basiert nach wie vor auf lediglich zwei Rissausbreitungsexperimenten, der Ermittlung der Rissausbreitungskurve über das sogenannte Load-Shedding und der alternativen Schwellenwertermittlung.

Die Untersuchungen zum Einfluss von Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung basieren auf im Ermüdungsexperiment bei konstanter Rissfortschrittsrate eingestreuten Überlasten. In den Experimenten wurden sowohl einfache Zugüberlasten, als auch Überlastblöcke (bestehend aus 600 Überlastzyklen) simuliert. Neben der Überlasthöhe wurden die Grundlasthöhe und das Spannungsverhältnis der Grundlast R_{GL} variiert. Ausgehend von den Experimenten konnten in Bezug auf den Einfluss von Überlasten folgende Informationen gewonnen und Überlegungen angestellt werden:
Die Auswirkungen von Überlasten auf die Rissausbreitung sind in den drei betrachteten Werkstoffen recht ähnlich. Die Effekte infolge von Zugüberlasten

sind in der Aluminiumlegierung 6013, die sich generell empfindlicher gegenüber der Ermüdungsrissausbreitung verhält als die beiden Stähle, in der Regel stärker ausgeprägt.

Durch eine Zugüberlast verlängert sich der Riss, wie erwartet, im Überlastzyklus um $\Delta a_{ÜL}$. Dieser Risslängenzuwachs kann nur mittels der hier eingesetzten fortschrittlichen Messtechnik, der hochempfindlichen Gleichstrompotentialsonde, mit einer Messgenauigkeit von ca. einem Mikrometer erfasst werden. Wie bereits früher an der Aluminiumlegierung 6013 festgestellt wurde, ist die Rissverlängerung $\Delta a_{ÜL}$ auch in den Stählen viel größer als aufgrund der Rissausbreitungskurven bei einem der Überlasthöhe entsprechenden K_{max}-Wert zu erwarten wäre. Der monotone Rissfortschritt $\Delta a_{ÜL}$ liegt in allen drei Werkstoffen ungefähr um den Faktor 100 über der Rissfortschrittsrate da/dN bei zyklisch konstanter Belastung. Dieser markante, materialübergreifende Unterschied ist im Rahmen der LEBM nicht zu erklären.

Direkt nach dem Überlastzyklus hält die Potentialsonde eine Rissverkürzung Δa_{cl} fest. Diese ist virtuell und lässt sich nur durch infolge der Überlast auftretende Rissschließeffekte erklären. Die Rissfortschrittsrate ist dann, wenn $R_{GL} = -1$, zunächst in einem bestimmten Bereich Δa_B gegenüber der unbeeinflussten Rissfortschrittsrate beschleunigt. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Experimente bestätigen somit diesen Überlasteffekt, welcher bislang erst in einigen wenigen Veröffentlichungen [Bichler'99, Bichler'07, Makabe'05, Silva'07, Venkateswara Rao'88] dokumentiert ist. Bei einem R_{GL}-Wert von 0,6 ist der Bereich Δa_B jedoch im Rahmen der Messgenauigkeit nicht aufzulösen. Erst im Anschluss kommt es innerhalb des Bereiches Δa_V zu dem bekannten Verzögerungseffekt durch die Überlast.

Innerhalb eines Überlastblockes verändert sich der Risslängenzuwachs pro Zyklus. Während sich der Riss im ersten Zyklus wie bei einer einfachen Zugüberlast um $\Delta a_{ÜL}$ verlängert, reduziert sich diese Risslängenänderung bereits im zweiten Zyklus beträchtlich. Infolge der vorangegangenen Belastung wird der Riss dann offenbar abgebremst, obwohl die Belastung innerhalb des Überlastblockes mit konstanter Schwingbreite ΔK und Spannungsverhältnis R anliegt. In den Stählen stellt sich innerhalb weniger Zyklen nahezu die gleiche Rissfortschrittsrate wie unter zyklisch konstanter Belastung ein. Im Aluminium klingt der Risslängenzuwachs pro Zyklus von $\Delta a_{ÜL}$ zu Beginn des Überlastblockes hingegen sukzessive ab und erreicht dann die zyklisch stabilisierte Rissfortschrittsrate. Sowohl die allmähliche als auch die abrupte Änderung des Risslängenzuwachses steht im Widerspruch zu den Annahmen der LEBM.

Die Arbeit setzen sich daher im Weiteren vor allem damit auseinander, inwieweit sich die experimentell erfassten Effekte $\Delta a_{ÜL}$ und Δa_B erklären lassen.

In Bezug auf den monotonen Rissfortschritt wurden folgende Schlussfolgerungen gezogen: Das Risswachstum scheint durch unterschiedliche Mechanismen bestimmt zu werden. Während der Überlast entspricht der Rissfortschritt $\Delta a_{ÜL}$ der Rissöffungsverschiebung an der Rissspitze. Unter zyklisch konstanter Belastung ist hingegen die Versetzungsbildung und -bewegung an der Rissspitze der die Rissausbreitung bestimmende Mechanismus. Unter zyklisch konstanter Belastung und auch innerhalb eines Überlastblockes stellt sich vor der Rissspitze eine Versetzungsanordnung ein, die durch die zyklische Belastung bestimmt wird. Diese behindert das Risswachstum, der Riss wächst wesentlich langsamer. Die Versetzungen an der Rissspitze treten nun infolge der Belastungshistorie in Wechselwirkung miteinander und sind für das Ermüdungsrisswachstum verantwortlich.

Die Entstehung von Δa_B nach einer Überlast lässt sich anhand dieser Ansätze noch nicht erklären. Denkbar wäre es, dass die Entstehung von Δa_B auf Zugeigenspannungen zurückzuführen ist. Diese, durch den Druckanteil der Grundlast verursacht, könnten die Druckeigenspannungen infolge der Überlast überkompensieren. Dieser Effekt würde mit der Rauhigkeit der Bruchoberfläche korrelieren. Je rauer die Bruchoberfläche ist, umso größer sind die Zugeigenspannungen.

Für das „Phänomen“ der Ermüdungsrissausbreitung ergeben sich somit ganzheitlich gesehen folgende Konsequenzen: Mit den Ansätzen der LEBM können u. a. die oben angegebenen experimentell festgestellten Zusammenhänge nicht erklärt werden. Die bestehenden Erklärungsdefizite auf dem Gebiet der Ermüdungsrissausbreitung bestätigen sich auch in dieser Arbeit. Die Untersuchungen zeigen, dass unter Berücksichtigung der Versetzungen an der Rissspitze eher Modellvorstellungen entstehen, welche die Ermüdungsrissausbreitung erläutern. An diesen Modellvorstellungen sollte weitergearbeitet werden.

Für die Ermüdungsrissausbreitung unter konstanter Belastung muss ein Ansatz gefunden werden, der die Versetzungsstruktur an der Rissspitze berücksichtigt, mit dem aber auch die Abhängigkeit der Rissausbreitung von R und K_{max} beschrieben wird. Bei der Entwicklung eines solchen Ansatzes wäre eine bessere Kenntnis über die Mikrostruktur der Werkstoffe an der Rissspitze hilfreich. Insofern sollten Untersuchungen folgen, inwiefern heutzutage mit Hilfe sich weiterentwickelten Messtechniken, wie zum Beispiel der tiefen- und lateral-auflösenden Positronenannihilationsspektroskopie, der Synchrotron Röntgenografie, hochauflösenden Aufnahmen von Rückstreuelektronen im Rasterelektronenmikroskop oder der Thermografie, weitere und genauere Informationen gewonnen werden können.

7 GLOSSAR

$\frac{\Delta a}{\Delta N}$	Rissfortschrittsrate (auch $\frac{da}{dN}$)
$\frac{\Delta a}{\Delta N}_{GL}$	Rissfortschrittsrate, die durch die Grundlast erreicht wird
$\frac{\Delta a}{\Delta N}_{\min,rel}$	minimale relative Rissfortschrittsrate im Verzögerungsbereich einer Überlast
$\frac{\Delta a}{\Delta N}_{rel}$	auf den Ausgangswert bezogene Rissfortschrittsrate
$\frac{\Delta a}{\Delta N}_{zyk}$	zyklische Rissfortschrittsrate
$\left.\frac{da}{dN}\right\|_{alt} (R=0)$	empirischer Parameter der Funktion von Rödling zur Beschreibung der alternativen Schwellenwertermittlung
$\left.\frac{da}{dN}\right\|_{alt}$	empirischer Parameter der Funktion von Rödling zur Beschreibung der alternativen Schwellenwertermittlung
A	Bruchdehnung
a	Risslänge, Parameter in Gleichung (5.3-1)
a_k	Länge der Kerbe, Kerbtiefe
a_{opt}	optisch anhand der Bruchfläche ermittelte Risslänge
a_{pot}	Risslänge ermittelt aus dem Potentialanstieg über die Johnson-Formel
b	Parameter in Gleichung (5.3-1)
c	Parameter in Gleichung (5.3-1)
C	Lageparameter der Rissausbreitungskurve
C_0	Lageparameter der Rissausbreitungskurve im Wertebereich, in dem der Rissschließeffekt nicht auftritt
COD	crack opening displacement, Rissöffnungsverschiebung
CTOD	crack tip opening displacement, Rissöffnungsverschiebung der Rissspitze

E	Elastizitätsmodul, E-Modul
ERIKA	Versuchsanlage für Ermüdungsrissausbreitung in korrosiven Atmosphären
ESZ	ebener Spannungszustand
EVZ	ebener Verzerrungszustand
F_{max}	maximale Kraft
$F_{max,GL}$	maximale Kraft der Grundlast
$F_{max,ÜL}$	maximale Kraft der Überlast
F_{min}	minimale Kraft
G	Schubmodul, G-Modul
GL	Grundlast
HBW	Härteprüfung nach Brinell
HV30	Härteprüfung nach Vickers mit einer Prüfkraft von 30 Kilopond
kfz	kubischflächenzentriert
K_I	kritische Spannungsintensität (ebene Spannung)
K_{IC}	kritische Spannungsintensität (ebene Dehnung), Bruchzähigkeit
K_{max}	maximale Spannungsintensität
$K_{max,GL}$	maximale Spannungsintensität der Grundlast
$K_{max,th}$	Schwellenwert (maximaler Spannungsintensitätswert)
$K_{max,th,krit}$	kritischer Schwellenwert (maximaler Spannungsintensitätswert) bzw. kritischer maximaler Schwellenwert
$K_{max,ÜL}$	maximale Spannungsintensität der Überlast
K_{min}	minimale Spannungsintensität
K_{op}	Spannungsintensität, bei der sich der Riss im geöffneten Zustand befindet
krz	kubischraumzentriert
LEBM	linear elastische Bruchmechanik
m	Steigung der Rissausbreitungskurve im Paris-Bereich

n	Steigung von $\Delta a_{ÜL}$ über $K_{max,ÜL}$ bei log-log Darstellung
r	Abstand von der Rissspitze
R	Spannungsverhältnis, Risswiderstand
R*	R-Wert an dem sich die Abhängigkeit des Schwellenwertes ändert
RAR	Rissausbreitungsrichtung
REM	Rasterelektronenmikroskop
R_{GL}	Spannungsverhältnis der Grundlast
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	Dehngrenze bei 0,2 % plastischer Dehnung
r_{pl}	Durchmesser der plastischen Zone
r_{ys}	Fließradius
SEN	single-edge notched specimen
U	momentanes Potential, Korrekturterm des Rissschließens
U_0	Anfangspotential
ÜL	Überlast
ÜLB	Überlastblock
W	Probenbreite
y_0	halber Potentialabgriffsabstand, Abstand von der Kerbmitte zum Potentialabgriff
ZÜL	Zugüberlast
Δa	auf einen bestimmten Ausgangswert bezogene Risslängenänderung
Δa_B	Bereich des beschleunigten Rissfortschrittes infolge bzw. nach einer Überlast
Δa_{cl}	virtuelle Rissverkürzung bzw. virtuelles Rissschließen nach der Überlast
Δa_E	Größe des Einflussbereichs einer Überlast

$\Delta a_{ÜL}$	Rissverlängerung während der Überlast bzw. während des Überlastblockes
Δa_V	Verzögerungsbereich infolge bzw. nach einer Überlast
δ_e	linear elastische Rissöffnungsverschiebung
ΔK	zyklische Spannungsintensität
ΔK_C	zyklische, kritische Spannungsintensität
ΔK_{eff}	effektive zyklische Spannungsintensität, effektive Schwingbreite
ΔK_{st}	Konstante nach Weertman
ΔK_{th}	Schwellenwert (zyklischer Spannungsintensitätswert)
$\Delta K_{th,krit}$	kritischer Schwellenwert (zyklischer Spannungsintensitätswert) bzw. kritischer zyklischer Schwellenwert
ΔN	Zyklenzahl
ΔN_V	Zyklenzahl der Lebensdauerverlängerung infolge der Verzögerung
$\Delta\delta_t$	zyklische Rissöffnungsverschiebung an der Rissspitze
η	Anpassungsparameter ρ
θ	Winkel zum Ligament
λ	empirischer Parameter der Funktion von Rödling zur Beschreibung der alternativen Schwellenwertermittlung
ρ	Radius der abgestumpften Rissspitze infolge der Bildung von Versetzungen
$\sigma_{1;2;3}$	Hauptspannungen
σ_{max}	maximale Spannung
σ_{nenn}	außen anliegende Nennspannung
σ_S	Streckgrenze
σ_V	Vergleichsspannung

$\sigma_{x;y}$	Spannungskomponenten des Spannungszustandes vor der Rissspitze
σ_{ys}	Fließgrenze
τ_{xy}	Schubkomponente des Spannungszustandes vor der Rissspitze
α	Überlastfaktor
β	Anpassungsparameter Schwellenwertverhalten
β'	Anpassungsparameter COD
β''	Anpassungsparameter CTOD
ν	Querkontraktionszahl

Indizes

alt	alternativ
B	Beschleunigung
cl	closure, Rissschließen
e	elastisch
eff	effektiv
exp	experimentell
GL	Grundlast
k	Kerbe
krit	kritisch
max	maximal
min	minimal
op	open
opt	optisch
oRS	ohne Rissschließen
pl	plastisch
pot	Potential

rel	relativ
t	crack tip, Rissspitze
ÜL	Überlast
V	Verzögerung
zyk	zyklisch
ys	Fließ-

8 ABBILDUNGSVERZEICHNIS

9 TABELLENVERZEICHNIS

10 LITERATURVERZEICHNIS

[Ahmed'04] Ahmed, T.M. und Tromans, D., *Fatigue threshold behavior of α-phase copper alloys in desiccated air: Modulus effects*, International Journal of Fatigue **26** (6), (2004), S. 641-649.

[Bachmann'99] Bachmann, V., Trautmann, K.H., Sengebusch, P., Marissen, R., und Nowack, H., *Messmethoden für den Rissfortschritt bei Schwingbelastungen*. 1999, Deutscher Verband für Materialprüfung e.V.: Köln. S. 239-263.

[Bacila'07a] Bacila, A., Decoopman, X., Mesmacque, G., Voda, M., und Serban, V.A., *Study of underload effects on the delay induced by an overload in fatigue crack propagation*, International Journal of Fatigue **29** (9-11), (2007a), S. 1781-1787.

[Bacila'07b] Bacila, A., Decoopman, X., Vatavu, R., Mesmacque, G., Voda, M., et al., *Computer simulation of fatigue crack propagation under random loading conditions*, International Journal of Fatigue **29** (9-11), (2007b), S. 1772-1780.

[Bär'01] Bär, J. und Volpp, T., *Complete Automatic Performance of Experiments to Determine Fatigue Crack Growth [Vollautomatische Experimente zur Ermüdungsrissausbreitung]*, Materialprüfung / Materials Testing **43** (6), (2001), S. 242-247.

[Bazios'99] Bazios, I., *Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten einer AlMgSi-Legierung bei betreibsnaher Beanspruchung in korrosiven Medien*, Dissertation, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, Universität der Bundeswehr München, München, (1999).

[Bernard'77] Bernard, P.J., Lindley, T.C., und Richards, C.E., *Effect of single overloads on fatigue-crack propagation in steels*, Metal Science **11** (8-9), (1977), S. 390-398.

[BFU'92] BFU, *Flugzeug Moravan Zlin 142 bei Neustadt am Kulm*, http://www.bfu-web.de/cln_010/nn_41544/DE/Publikationen/Untersuchungsberichte/1992/Bericht__92__3X539-0,templateId=raw,property=publicationFile.pdf/Bericht_92_3X539-0.pdf, 09.04.2008, Bundesstelle für Flugunfalluntersuchungen, (1992).

[BFU'96] BFU, *Cessna A 185 F bei Trossingen*, http://www.bfu-web.de/cln_010/nn_41544/DE/Publikationen/Untersuchungsberichte/1996/Bericht__96__3X007-0,templateId=raw,property=publicationFile.pdf/Bericht_96_3X007-0.pdf, 09.04.2008, Bundesstelle für Flugunfalluntersuchungen, (1996).

[Bichler'99] Bichler, C. und Pippan, R., *Direct observation of the residual plastic deformation caused by a single tensile overload*, in *ASTM Special Technical Publication*, American Society for Testing and Materials (1999).

[Bichler'07] Bichler, C. und Pippan, R., *Effect of single overloads in ductile metals: A reconsideration*, Engineering Fracture Mechanics **74** (8), (2007), S. 1344-1359.

[Blumenauer'93] Blumenauer, H. und Pusch, G., *Technische Bruchmechanik*, 3. Ed., (1993), Leipzig: Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie.

[Broek'78] Broek, D., *Elementary engineering fracture mechanics*, 2 Ed., (1978), Alphen a.d.R.: Sijthoff&Noordhoff.

[Broll'06] Broll, M., *Charakterisierung des Rißausbreitungsverhaltens unter betriebsnaher Beanspruchung*, Dissertation, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, Universität der Bundeswehr München, München, (2006).

[Chanani'77] Chanani, G.R., *Effect of thickness on retardation behavior of 7075 and 2024 Aluminum Alloys*, in *ASTM STP 631: Flaw Growth and Fracture*, American Society for Testing and Materials (1977).

[Chen'92] Chen, D.L., Weiss, B., und Stickler, R., *Effect of stress ratio and loading condition on the fatigue threshold*, International Journal of Fatigue **14** (5), (1992), S. 325-329.

[Chow'86] Chow, C.K. und Simpson, L.A., *Analysis of the unstable fracture of a reactor pressure tube using fracture toughness mapping*, in *Case Histories Involving Fatigue and Fracture Mechanics*, Hudson, C.M. and Rich, T.P., Editors, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1986), S. 389-416.

[Christensen'63] Christensen, R.H., *Fatigue Crack Growth affected by metal Fragments wedged bewteen Opening-Closing crack surfaces*, Applied Materials Research, (1963), S. 207-210.

[Cooke'74] Cooke, R.J. und Beevers, C.J., *Slow fatigue crack propagation in pearlitic steels*, Materials Science and Engineering **13** (3), (1974), S. 201-210.

[Corbly'73] Corbly, D.M. und Packman, P.F., *On the influence of single and multiple peak overloads on fatigue crack propagation in 7075-T6511 aluminum*, Engineering Fracture Mechanics **5** (2), (1973), S. 479-497.

[Couper'90] Couper, M.J. und Griffiths, J.R., *Effects of Crack Closure and Mean Stress on the Threshold Stress Intensity Factor for Fatigue of an Aluminium Casting Alloy*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures **13** (6), (1990), S. 615-624.

[Dahl'80] Dahl, W. und Roth, G., *On the influence of overloads on fatigue crack propagation in structural steels*, Energy Technology Review, (1980), S. 1249-1254.

[Demaid'86] Demaid, A.P.A. und Lawley, A., *The Markham Mine Disaster*, in *Case Histories Involving Fatigue and Fracture Mechanics*, Hudson, C.M. and Rich, T.P., Editors, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1986), S. 389-416.

[DIN'91] DIN ISO 2768-1, *Allgemeintoleranzen*, (1991).

[DIN'98] DIN EN ISO 6507-1, *Härteprüfung nach Vickers Teil1: Prüfverfahren*, (1998).

[DIN'01a] DIN EN 10088-1, *Nichtrostende Stähle Teil 1: Verzeichnis der nichtrostenden Stähle*, (2001a).

[DIN'01b] DIN EN 10088-2, *Nichtrostende Stähle Teil 2: Technische Lieferbedingungen für Bleche und Band aus korrosionsbeständigen Stählen für allgemeine Verwendung und für das Bauwesen*, (2001b).

[DIN'01c] DIN EN 10002-1, *Zugversuch Teil 1: Prüfverfahren bei Raumtemperatur*, (2001c).

[DIN'03a] DIN EN 10083-1, *Vergütungsstähle Teil 1: Verzeichnis für unlegierte Stähle*, (2003a).

[DIN'03b] DIN EN 10083-2, *Vergütungsstähle Teil 2: Technische Lieferbedingungen für unlegierte Stähle*, (2003b).

[DIN'05] DIN EN 10028-7, *Flacherzeugnisse aus Druckbehälterstählen, Teil 7: Nichtrostende Stähle*, (2005).

[Doeker'88] Doeker, H. und Bachmann, V., *Determination of Crack Opening Load by Use of Threshold Behavior*, Mechanic of Fatigue Crack Closure, ASTEM STP 982, ed. Newman, J.C. and Elber, W., (1988), Philadelphia: American Society for Testing Materials.

[Doeker'87] Doeker, H., Bachmann, V., Castro, D.E., und Marci, G., *Threshold for Fatigue Crack Propagation: Methods of Determination, Characteristic Values and Influence Parameters [Schwellwert für Ermüdungsrissausbreitung: Bestimmungsmethoden, Kennwerte, Einflussgrößen.]*, Zeitschrift für Werkstofftechnik / Materials Technology and Testing **18** (10), (1987), S. 323-329.

[Donahue'72] Donahue, R.J., Clark, H.M., Atanmo, P., Kumble, R., und McEvily, A.J., *Crack opening displacement and the rate of fatigue crack growth*, International Journal of Fracture **8** (2), (1972), S. 209-219.

[Drew'82] Drew, M. und Thompson, K.R.L., *Measurement of plastic zone sizes produced by overloads during fatigue crack propagation*, Metals forum **5** (1), (1982), S. 74-79.

[Drew'83] Drew, M., Thompson, K.R.L., und Keys, L.H., *Effect of overloads on fatigue crack propagation in offshore structural steels* (1983).

[Egger'06] Egger, W., Kögel, G., Sperr, P., und Gudladt, H.J., *Analysis of defect configurations with positron lifetime measurements by pulsed low energy beams*, Internationa Journal of Materials Research **12**, (2006), S. 166-1641.

[Egger'04] Egger, W., Kögel, G., Sperr, P., Triftshauser, W., Bär, J., et al., *Measurements of defect structures of a cyclically deformed Al-Mg-Si alloy by positron annihilation techniques*, Materials Science and Engineering A **387-389**, (2004), S. 317-320.

[Elber'70] Elber, W., *Fatigue crack closure under cyclic tension*, Engineering Fracture Mechanics **2** (1), (1970), S. 37-44.

[Elber'71] Elber, W., *The Significance of Fatigue Crack Closure*, Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486, (1971): American Society for Testing Materials.

[Grumman G-73T'05] Grumman G-73T, M., *Welcome to sunny Florida!*, http://de.youtube.com/watch?v=XdCBgQQQkEg, 09.04.2008, You Tube, (2005).

[Haibach'89] Haibach, E., *Betriebsfestigkeit: Verfahren und Daten zur Bauteilberechnung*, (1989), Düsseldorf: VDI-Verlag GmBH.

[Heckel'91] Heckel, K., *Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik*, 3 Ed., (1991), München Wien: Hanser.

[Heyder'05] Heyder, M., *Experimentelle und numerische Untersuchung der dreidimensionalen Ermüdungsrissausbreitung*, Dissertation, Lehrstuhl für Technische Mechanik, Friedrich-Alexander-Universität Erlangen-Nürnberg, Stuttgart 2006, (2005).

[Heyder'83] Heyder, M. und Mauritczat, L., *Untersuchung von Bruchvorgängen an Schienen mit der linear-elastischen-Bruchmechanik unter Berücksichtigung der Eigenspannungen*, in *Eigenspannungen Entstehung-Messung-Bewertung*, Macherauch, E. and Hauk, V., Editors, DGM Informationsgesellschaft Verlag, (1983), S. 147-160.

[Hillberry'75] Hillberry, B.M., Alzos, W.X., und Skat Jr, A.C., *Fatigue crack propagation delay behavior in 2024-T3 aluminum alloy due to single overload/underload sequences*, US Air Force Syst Command Air Force Flight Dyn Lab Tech Rep AFFDL-TR-75-96, (1975), S. S.1-61.

[Huang'05] Huang, X.P., Zhang, J.B., Cui, W.C., und Leng, J.X., *Fatigue crack growth with overload under spectrum loading*, Theoretical and Applied Fracture Mechanics **44** (2), (2005), S. 105-115.

[Hudson'70] Hudson, C.M. und Raju, K.N., *Investigation of fatigue crack growth under single variable - amplitude*. 1970, NASA Langley Research Center: Hampton, VA. S. 1-22.

[Irwin'57] Irwin, G.R., *Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate*, Journal of Applied Mechanics, Transactions ASME **24**, (1957), S. 361-364.

[Jägg'97] Jägg, S. und Scholtes, B., *Crack Propagation and Crack Tip Residual Stresses after Different Loading Histories of Steel S690QL1*, in *Procedings of the 5th International Conference on residual Stresses* (1997).

[James'97] James, M.N., *Some unresolved issues with fatigue crack closure - Measurement, mechanism and interpretation problems*, in *Advances in Fracture Research ICF 9*, Sydney (1997).

[Johnson'65] Johnson, H.H., *Calibrating the electric potential method for studying slow crack growth*, Materials Research and Standards **5** (9), (1965), S. 442-445.

[Jones'73] Jones, R.E., *Fatigue crack growth retardation after single-cycle peak overload in Ti-6Al-4V titanium alloy*, Engineering Fracture Mechanics **5** (3), (1973), S. 585-588.

[Kleffner'06] Kleffner, D., *Untersuchungen zum Rissausbreitungsverhalten bei unterschiedlichen Mittelspannungen an metallischen Werkstoffen*, Diplomarbeit, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, Universität der Bundeswehr München, München, (2006).

[Klesnil'72] Klesnil, M. und Lukas, P., *Influence of strength and stress history on growth and stabilisation of fatigue cracks*, Engineering Fracture Mechanics **4** (1), (1972), S. 77-92.

[Kohout'99] Kohout, J., *A new function describing fatigue crack growth curves*, International Journal of Fatigue **21** (8), (1999), S. 813-821.

[Kurihara'86] Kurihara, M., Katoh, A., und M., K., *Analysis on fatigue crack growth rates under a wide range of stress ratios*, Journal of Pressure Vessel Technology **108**, (1986), S. 209-213.

[Lang'00a] Lang, M., *Model for fatigue crack growth, Part I: Phenomenology*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures **23** (7), (2000a), S. 587-601.

[Lang'00b] Lang, M., *A model for fatigue crack growth, part II: modelling**, Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures **23** (7), (2000b), S. 603-617.

[Liaw'88] Liaw, P.K., *Overview of Crack Closure at Near-Theshold Fatigue Crack Growth Levels*, in *Mechanics of Fatigue Crack Closure*, Newman, J.C. and Elber, W., Editors, American Society for Testing Materials, Philadelphia, (1988), S. 62-92.

[Liaw'83] Liaw, P.K., Lea, T.R., und Logsdon, W.A., *Near-threshold fatigue crack growth behavior in metals*, Acta Metallurgica **31** (10), (1983), S. 1581-1587.

[Makabe'04] Makabe, C., Purnowidodo, A., und McEvily, A.J., *Effects of surface deformation and crack closure on fatigue crack propagation after overloading and underloading*, International Journal of Fatigue **26** (12), (2004), S. 1341-1348.

[Makabe'05] Makabe, C., Purnowidodo, A., Miyazaki, T., und McEvily, A.J., *Deceleration and acceleration of crack propagation after an overload under negative baseline stress ratio*, Journal of Testing and Evaluation **33** (3), (2005), S. 181-187.

[Marci'90a] Marci, G., Bachmann, V., und Hartmann, K., *Experimentelle Bestimmung des ΔK_{eff} für Ermüdungsrissfortschritt*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik **21**, (1990a), S. 174-184.

[Marci'90b] Marci, G., Brändle, und Bachmann, *Messungen der Rißschließeffekte an Al 8090-T6 und 42CrMo4*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik **21** (9), (1990b), S. 342-350.

[McEvily'98] McEvily, A.J. und Ritchie, R.O., *Crack closure and the fatigue-crack propagation threshold as a function of load ratio*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures **21** (7), (1998), S. 847-855.

[McGee'77] McGee, W.M. und Hsu, T.M., *Effects of underloads on fatigue crack growth*. 1977, Lockheed-Georgia Company - A Division of Lockheed Aircraft Corporation: Marietta. S. S.1-156.

[Miannay'98] Miannay, D.P., *Fracture mechanics*, (1998), New York; Berlin; Heidelberg; Barcelona; Budapest; Hong Kon: Springer.

[Mills'75] Mills, W.J. und Hertzberg, R.W., *The effect of sheet thickness on fatigue crack retardation in 2024-T3 aluminum alloy*, Engineering Fracture Mechanics **7** (4), (1975), S. 705-708.

[Newman'84] Newman, J.C., *A crack opening stress equation for fatigue crack growth*, International Journal of Fracture **24** (4), (1984), S. R131-R135.

[Newman'81] Newman, J.C., Jr., *A Crack-Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth under Aircraft Spectrum Loading*, in *ASTM STP 748*, Chang, J.B. and Hudson, C.M., Editors, American Society for Testing and Materials, (1981), S. 53-84.

[Newman'82] Newman, J.C., Jr., *Prediction of fatigue crack growth under variable-amplitude and spectrum loading using a closure model*, in *Design of Fatigue and Fracture Resistant Structures*, American Society for Testing and Materials, (1982), S. S. 255-277.

[Ohta'75] Ohta, A. und Sasaki, E., *Fatigue crack closure at stress intensity threshold level*, International Journal of Fracture **11** (6), (1975), S. 1049-1051.

[Paris'60] Paris, P.C., *A Critical Analysis of Crack Propagation Laws*, Journal of Basic Engineering **Vol. 85**, (1960), S. 528-534.

[Pearson'86] Pearson, H.S. und Dooman, R.G., *Fracture Analysis of Propane Tank Explosion*, in *Case Histories Involving Fatigue and Fracture Mechanics*, Hudson, C.M. and Rich, T.P., Editors, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1986), S. 389-416.

[Phiesel'07] Phiesel, D., *Ermittlung des kontinuierlichen Rissfortschrittes im Überlastblock*, Studienarbeit, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, Universität der Bundeswehr München, München, (2007).

[Probst'73] Probst, E.P. und Hillberry, B.M., *Fatigue crack delay and arrest due to single peak tensile overloads*, in *AIAA Dynamics Specialists Conference*, Verginia, American Institute of Aeronautics and Astronautics (1973).

[Rice'67] Rice, J.R., *Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue*, ASTM STP 415, (1967), S. 247-309.

[Rödling'03] Rödling, S., *Einfluss von Überlasten auf das Rissausbreitungverhalten von Aluminiumlegierungen aus dem Bereich der Luft- und Raumfahrt*, Dissertation, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, Universität der Bundeswehr München, München, (2003).

[Rödling'04] Rödling, S., Bär, J., und Gudladt, H.-J., *Vorhersage des Ermüdungsrissausbreitungsverhaltens von Aluminiumlegierungen für Beanspruchungen mit variablen Mittelspannungen*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik **35** (6), (2004), S. 401-406.

[Rudolph'96] Rudolph, P.R., *Programmerweiterung ERIKA*, Studienarbeit, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, Universität der Bundeswehr München, München, (1996).

[Sadananda'95] Sadananda, K. und Vasudevan, A.K., eds. *Analysis of Fatigue Crack Closure and Thresholds*. Fracture Mechanics 25, ASTM SPT 1220, ed. Erdogan, F. Vol. 25. 1995, American Society for Testing and Materials: Philadelphia.

[Sadananda'03a] Sadananda, K. und Vasudevan, A.K., *Fatigue crack growth mechanisms in steels*, International Journal of Fatigue **25** (9-11), (2003a), S. 899-914.

[Sadananda'03b] Sadananda, K. und Vasudevan, A.K., *Multiple mechanisms controlling fatigue crack growth*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures **26** (9), (2003b), S. 835-845.

[Sadananda'04] Sadananda, K. und Vasudevan, A.K., *Crack tip driving forces and crack growth representation under fatigue*, International Journal of Fatigue **26** (1), (2004), S. 39-47.

[Sander'06] Sander, M. und Richard, H.A., *Fatigue crack growth under variable amplitude loading Part I: experimental investigations*, Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures **29** (4), (2006), S. 291-301.

[Savaidis'94] Savaidis, G., Dankert, M., und Seeger, T., *An analytical procedure for predicting opening local stress and loads of cracks at notches*, Fachgebiet Werkstoffmechank, Technische Hochschule Darmstadt **FF-1/1994**, (1994), S. 1-15.

[Schattschneider'07] Schattschneider, R., *Ermittlung der Oberflächenbeschaffenheit von Ermüdungsbruchflächen - an den Stählen C45E und X5CrNi18-10*, Studienarbeit, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, Universität der Bundeswehr München, München, (2007).

[Schijve'81] Schijve, J., *Some formulas for the crack opening stress level*, Engineering Fracture Mechanics **14** (3), (1981), S. 461-465.

[Schijve'03] Schijve, J., *Fatigue of structures and materials in the 20th century and the state of the art*, International Journal of Fatigue **25** (8), (2003), S. 679-702.

[Schijve'04] Schijve, J., Skorupa, M., Skorupa, A., Machniewicz, T., und Gruszczynski, P., *Fatigue crack growth in the aluminium alloy D16 under constant and variable amplitude loading*, International Journal of Fatigue **26** (1), (2004), S. 1-15.

[Schindler'99] Schindler, H.J., *Charakterisierung und Abschätzung des Ermüdungsrissverhaltens im Bereich des Schwellenwerts*, www.mat-tec.ch/2002/bibli/DVM99-1.pdf, 04.07.2007, DVM, (1999).

[Schmidt'73] Schmidt, R.A. und Paris, P.C., *Threshold for fatigue crack propagation and effects of load ratio and frequency*, in *National*

Symposium on Fracture Mechanics, Philadelphia, American Society for Testing and Materials (1973).

[Schulz'97] Schulz, E.S., *Programmerweiterung der Steuerungssoftware einer servohydraulischen Prüfmaschine für Rissausbreitungsexperimente*, Studienarbeit, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, Universität der Bundeswehr München, München, (1997).

[Schwalbe'77] Schwalbe, K.-H., *Influence of stress state on static crack growth in AlZnMgCuO. 5*, Engineering Fracture Mechanics **9** (3), (1977), S. 557-583.

[Schwalbe'80] Schwalbe, K.-H., *Bruchmechanik metallischer Werkstoffe*, 1 Ed., (1980), Wien: Hanser.

[Sevillano'01] Sevillano, J.G., *The effective threshold for fatigue crack propagation: A plastic size effect?*, Scripta Materialia **44** (11), (2001), S. 2661-2665.

[Silva'07] Silva, F.S., *Fatigue crack propagation after overloading and underloading at negative stress ratios*, International Journal of Fatigue **29** (9-11), (2007), S. 1757-1771.

[Stephens'76] Stephens, R.I., *Fatigue Crack Growth with Negative Stress Ratio Following Single Overloads in 2024-T3 and 7075-T6 Aluminum Alloys*, in *Fatigue Crack Growth Under Spectrum Loads, ASTM STP 595*, American Society for Testing and Materials (1976).

[Stoychev'03] Stoychev, S. und Kujawski, D., *Methods for crack opening load and crack tip shielding determination: A review*, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures **26** (11), (2003), S. 1053-1067.

[Suresh'83] Suresh, S., *Micromechanisms of fatigue crack growth retardation following overloads*, Engineering Fracture Mechanics **18** (3), (1983), S. 577-593.

[Suresh'98] Suresh, S., *Fatigue of materials*, 2. Ed., (1998), Cambridge: Cambridge Univ. Press.

[Taheri'03] Taheri, F., Trask, D., und Pegg, N., *Experimental and analytical investigation of fatigue characteristics of 350WT steel under constant and variable amplitude loadings*, Marine Structures **16** (1), (2003), S. 69-91.

[Taylor'93] Taylor, D. und Jianchun, L., eds. *Sourcebook on fatigue crack propagation: thresholds and crack closure*. 1993, Engineering Materials Advisory Services LTD.

[Trebules'72] Trebules, J.V.W., Roberts, R., und Hertzberg, R.W., *Effect of multiple overloads on fatigue crack propagation in 2024-T3 aluminum alloy*, in *ASTM Special Technical Publication* (1972).

[Trefzer'95] Trefzer, T., *Einrichtung einer servohydraulischen Prüfmaschine für Rissausbreitungsexperiment*, Diplomarbeit, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, Universität der Bundeswehr München, München, (1995).

[Vardar'88] Vardar, O., *Effect of single overload in FCP*, Engineering Fracture Mechanics **30** (3), (1988), S. 329-335.

[Vasudevan'97] Vasudevan, A.K., Sadananda, K., und Rajan, K., *Role of microstructures on the growth of long fatigue cracks*, International Journal of Fatigue **19** (1), (1997), S. 151-159.

[Venkateswara Rao'88] Venkateswara Rao, K.T. und Ritchie, R.O., *Mechanisms for the retardation of fatigue cracks following single tensile overloads: Behavior in aluminum-lithium alloys*, Acta Metallurgica **36** (10), (1988), S. 2849-2862.

[Volpp'99] Volpp, T., *Einfluss der Atmosphäre auf das Rißausbreitungsverhalten partikel verstärkter Aluminiumlegierungen für den Einsatz in Luft- und Raumfahrt*, Dissertation, Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik - Institut für Werkstoffkunde, Universität der Bundeswehr München, München, (1999).

[Voorwald'91] Voorwald, H.J.C., Torres, M.A.S., und Pinto Junior, C.C.E., *Modelling of fatigue crack growth following overloads*, International Journal of Fatigue **13** (5), (1991), S. 423-427.

[Weertman'07] Weertman, J., *Dislocation crack tip shielding and the Paris exponent*, Materials Science and Engineering: A **468-470**, (2007), S. 59-63.

[Wikipedia'88] Wikipedia, *Aloha-Airlines-Flug 243*, http://de.wikipedia.org/wiki/Aloha-Airlines-Flug_243, 09.04.2008, Wikipedia, (1988).

[Wikipedia'98] Wikipedia, *ICE-Unglück von Eschede*, http://de.wikipedia.org/wiki/ICE-Ungl%C3%BCck_von_Eschede, 09.04.2008, Wikipedia, (1998).