

**Einfluss von Überlasten auf das  
Rissausbreitungsverhalten von  
Aluminiumlegierungen aus dem Bereich der  
Luft- und Raumfahrt**

Dipl.-Ing. Steffen Rödling



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

**Einfluss von Überlasten auf das  
Rissausbreitungsverhalten von Aluminiumlegierungen  
aus dem Bereich der Luft- und Raumfahrt**

Dipl.-Ing. Steffen Rödling

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

Vorsitzender: Prof. Dr. sc. math. K. Marti  
1. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. H.-J. Gudladt  
2. Berichterstatter: Prof. Dr.-Ing. H.-J. Christ

Die Dissertation wurde am 31.01.2003 bei der Universität der Bundeswehr München eingereicht und durch die Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik am 05.02.2003 angenommen.

Tag der Prüfung: 03. Juni 2003



## *Vorwort*

Die vorliegende Arbeit entstand während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter am Institut für Werkstoffkunde der Fakultät für Luft- und Raumfahrttechnik an der Universität der Bundeswehr München.

Mein Dank gilt in erster Linie dem Institutsleiter Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-J. Gudladt. Er förderte durch stetige Diskussionsbereitschaft und vielfältige Anregungen die Durchführung dieser Arbeit. Für die großzügigen Freiräume und sein Vertrauen sei ihm an dieser Stelle besonders gedankt.

Für die bereitwillige Übernahme der Mitberichterstattung und die damit verbundene Mühe danke ich Herrn Prof. Dr.-Ing. H.-J. Christ ebenso wie dem Vorsitzenden des Prüfungsausschusses, Herrn Prof. Dr. sc. math. K. Marti.

Mein großer Dank gilt auch Herrn Dr. rer. nat. J. Bär für die umfangreiche fachliche Unterstützung, für die zahlreichen Anregungen und die stets förderlichen Diskussionen während der Durchführung dieser Arbeit.

Meinen Kollegen Herrn Dr.-Ing. I. Bazios und Herrn Dr.-Ing. W. Berger sei ganz besonders gedankt für die hervorragende experimentelle Unterstützung, die vielen hilfreichen Anregungen und das ausgesprochen gute Arbeitsklima.

Besonders bedanken möchte ich mich bei Herrn R. Meier und Herrn G. Semmelmann für die durch Rat und Tat erwiesene Hilfe bei der erfolgreichen Bewältigung aller anspruchsvollen Fragestellungen der Metallographie, der Fertigung der Proben sowie der Betreuung der Versuchsapparaturen.

Frau E. Friebel und W. Müller sei für die fotografische Unterstützung und die gute Zusammenarbeit an dieser Stelle ebenfalls gedankt.

Weiterhin gilt mein Dank allen Studenten der Universität, die durch ihre Studien- und Diplomarbeiten wertvolle Beiträge geleistet haben.

München, im Juni 2003

Steffen Rödling

Der Druck dieser Dissertation wurde von der Universität der Bundeswehr München durch die Gewährung eines Druckkostenzuschusses gefördert.



Meiner Frau  
Daniela  
und meiner Tochter  
Franziska





# Inhaltsverzeichnis

<b>1. Einleitung .....</b>	<b>1</b>
<b>2. Grundlagen .....</b>	<b>4</b>
2.1 <i>Die Mechanik am Riss.....</i>	4
2.1.1 Das Spannungs- und Verformungsfeld am Riss.....	4
2.1.2 Fließbedingungen für elastisch-plastisches Materialverhalten .....	7
2.1.3 Die plastische Zone.....	9
2.2 <i>Rissausbreitung metallischer Werkstoffe .....</i>	12
2.2.1 Risswiderstand und Risszähigkeit .....	12
2.2.2 Zusammenhang zwischen der Spannungsintensität $K$ und der zyklischen Rissausbreitung .....	15
2.2.3 Riss-schließmechanismen .....	19
2.2.4 Einfluss von Überlasten .....	23
2.3 <i>Die Positronenannihilationsspektroskopie .....</i>	27
2.3.1 Positronenannihilation - Lebensdauer-messungen zur Charakterisierung von Defektstrukturen .....	27
2.3.2 Prinzip der Positronenstrahl-systeme.....	30
2.3.2.1 Gepulstes Positronenstrahl-system (PLEPS).....	31
2.3.2.2 Rasterpositronenmikroskop (SPM) .....	32
<b>3. Experimentelles .....</b>	<b>34</b>
3.1 <i>Werkstoffcharakterisierung .....</i>	34
3.2 <i>Probenform und -herstellung.....</i>	35

<i>3.3 Rissausbreitungsexperimente</i> .....	37
3.3.1 Optische Risslängenmessung.....	38
3.3.2 Potenzialsondenverfahren.....	38
3.3.2.1 Risslängenmessung.....	39
3.3.2.2 Hysteresenmessung.....	40
3.3.3 Versuchssteuerung und Messdatenerfassung .....	42
3.3.3.1 Vollautomatische Rissausbreitungsexperimente.....	43
3.3.3.2 Überlastexperimente .....	44
<i>3.4 Bruchzähigkeitsmessungen</i> .....	46
<b>4. Ergebnisse.....</b>	<b>49</b>
<i>4.1 Ermüdungsrissausbreitung</i> .....	49
4.1.1 Rissausbreitungsverhalten und Schwellenwert .....	49
4.1.2 Bruchzähigkeitsmessungen.....	54
<i>4.2 Überlastexperimente</i> .....	56
4.2.1 Einfluss einzelner Überlasten auf die Rissausbreitung .....	56
4.2.1.1 Definition der Einflussbereiche .....	56
4.2.1.2 Quantitative Beschreibung der Rissbeschleunigung.....	61
4.2.1.3 Quantitative Beschreibung der Rissverzögerung .....	65
4.2.2 Mehrfachüberlasten .....	71
4.2.3 Überlastexperimente bei konstanter Spannung .....	74
<i>4.3 Positronenannihilationsexperimente</i> .....	76
4.3.1 Messungen im Umfeld eines Risses .....	76
4.3.2 Schwingungs- und Gewaltbruch.....	81
4.3.3 Messungen im Einflussbereich einer Überlast .....	83

<i>4.4 Metallographische Untersuchungen</i> .....	87
4.4.1 Mikrostruktur .....	87
4.4.2 Bruchflächenanalyse und Rissverlauf .....	89
4.4.2.1 Makromorphologie der Bruchfläche .....	89
4.4.2.2 Mikroskopischer Rissverlauf.....	92
4.4.2.3 Elektronenoptische Bruchflächenuntersuchungen.....	93
4.4.2.4 Rauigkeitsmessungen im Überlastbereich .....	98
<b>5. Diskussion</b> .....	<b>102</b>
5.1 <i>Ermüdungsrissausbreitung</i> .....	103
5.1.1 Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens bei konstantem Spannungsverhältnis .....	103
5.1.2 Vorhersage der Rissausbreitungskurven bei variablen Spannungsverhältnis.....	106
5.2 <i>Betrachtung der Auswirkung von Überlasten         auf die Ermüdungsrissausbreitung</i> .....	112
5.2.1 Überlasteinfluss und Eigenspannungsverlauf .....	112
5.2.2 Beschleunigter Rissfortschritt durch die Überlast.....	119
5.2.2.1 Der partielle Gewaltbruch .....	119
5.2.2.2 Positronenmikroskopie und Überlasteinfluss.....	122
5.2.2.3 Die „lokale“ Risswiderstandskurve .....	124
5.2.2.4 Analytische Beschreibung der Rissbeschleunigung .....	126
5.2.3 Rissverzögerung im Anschluss an die Überlast .....	128
5.2.3.1 Verzögerungsbereich und plastischer Radius .....	128
5.2.3.2 Rissverzögerung und Mittelspannungseinfluss.....	132

<i>5.3 Ansätze zur Implementierung der Ergebnisse in bestehende Berechnungskonzepte für die Rissfortschrittslebensdauer .....</i>	<i>136</i>
5.3.1 Modifikation eines Berechnungskonzeptes am Beispiel des Wheeler-Modells .....	136
5.3.1.1 Berücksichtigung der Rissbeschleunigung $\Delta a_B$ .....	138
5.3.1.2 Anpassung des Wheeler Faktors .....	139
5.3.1.3 Implementierung des Mittelspannungseinflusses .....	141
5.3.2 Bewertung der Modifikationen in Bezug auf Betriebslastrechnungen.....	141
<b>6. Zusammenfassung .....</b>	<b>147</b>
<b>7. Formelzeichen .....</b>	<b>151</b>
<b>8. Literaturverzeichnis .....</b>	<b>155</b>

# 1. Einleitung

Die insbesondere im Bereich der Luft- und Raumfahrt bestehende Notwendigkeit zum Leichtbau bedingt den Einsatz hochfester Legierungen mit geringer Dichte wie beispielsweise Aluminium oder Titan. Zur weiteren Gewichthsoptimierung in Bezug auf die Festigkeit der tragenden Strukturen kommen leistungsfähige Berechnungsverfahren auf Basis der Methode der Finiten Elemente zum Einsatz. Als Resultat erhält man hochbelastbare, auf den absolut notwendigen Querschnitt reduzierte Bauteile. Abbildung 1.1 zeigt ein solches optimiertes Integralbauteil aus einer hochfesten Titanlegierung. Der aus einem Block von etwa 1 Tonne mit einem Zerspanungsgrad von 98 % hergestellte Querspannt des Eurofighters aus dem Rumpfmittelteil hat ein Gewicht von nur 11 kg.

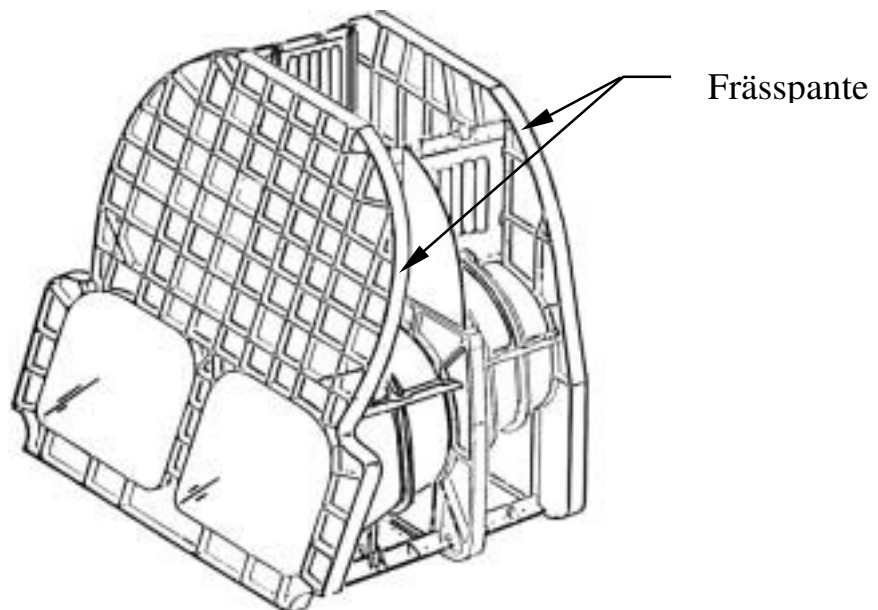


Abbildung 1.1: Titanstruktur Rumpfmittelteil Eurofighter EF2000

Trotz hochfester Werkstoffe und moderner Optimierungsverfahren können dynamisch verformte Bauteile nicht dauerhaft ausgelegt werden. Dazu wäre eine sicherheitsbedingte Überdimensionierung des Bauteils und damit eine dem Leichtbau entgegenwirkende Steigerung des Gewichtes notwendig. Es ist allgemein akzeptiert, dass in einem Bauteil technische Anrisse in Form von herstellungsbedingten Materialfehlern und Kerben an der Oberfläche

vorhanden sind. Aus diesem Grund wird das Bauteil praktisch nur auf Zeitfestigkeit ausgelegt. Um ein frühzeitiges Bauteilversagen zu vermeiden, muss der Nachweis einer ausreichenden Schwingfestigkeit gegenüber den jeweiligen Betriebsbelastungen erbracht und entsprechende Inspektionsintervalle für den Betrieb des Luftfahrzeuges festgelegt werden. Für die Abschätzung eines Inspektionszeitraums wird die Lebensdauer eines Bauteils in zwei Phasen unterteilt.

Dies sind die Risseinleitung und die Risswachstumsphase, die mit dem Versagen des Bauteils endet. Der in der Risseinleitungsphase entstehende technische Anriss kann als makroskopische Materialschädigung im allgemeinen mit zerstörungsfreien Prüfmethoden nachgewiesen werden. Für die Dimensionierung von Flugzeugkonstruktionen und die Festlegung späterer Inspektionsintervalle hat die Anrissphase jedoch nur eine untergeordnete Bedeutung. Aufgrund der im Schadenstoleranz-Prinzip angenommenen gefüge- und herstellungsbedingten Ausgangsfehler ist die Risswachstumsphase für eine Abschätzung der Restlebensdauer ausschlaggebend.

Bei Kenntnis des Rissfortschrittsverhaltens des verwendeten Werkstoffs und der Beanspruchungs-Zeit-Funktion (BZF) können Inspektionsintervalle festgelegt und damit die Betriebssicherheit gewährleistet werden. Die in der Literatur dargestellten Modelle zur Berechnung der Rissfortschrittslebensdauer unter Betriebsbeanspruchung können auf der Grundlage unterschiedlicher Ansätze nur Teilaspekte des Einflusses variabler Belastungsamplituden auf den Ermüdungsrissfortschritt erfassen [WHE72, WILL71, DEK81, NEW81, FÜH81]. Faktoren wie Reihenfolgeeffekte und variable Mittelspannungen werden meist nicht gleichzeitig und damit nur unzureichend berücksichtigt.

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit werden diese Aspekte aufgegriffen und näher untersucht. Diesbezüglich wird für eine warm- und eine kaltaushärtende Aluminiumlegierung aus dem Bereich der Luftfahrt das Rissausbreitungsverhalten charakterisiert. Die warmhärtende AlMgSi-Legierung wird im Flugzeugbau aufgrund ihrer hohen Festigkeit und

der guten Korrosionsbeständigkeit im Bereich der Außenhaut eingesetzt. Die kaltaushärtende AlCuMg-Legierung ist ebenfalls hochfest, wird aber aufgrund der unzureichenden Korrosionsbeständigkeit mit Reinaluminium plattiert. Zur grundlegenden Untersuchung der Reihenfolgeeinflüsse bei betriebsnahen Beanspruchungen werden einzelne Überlasten in eine Folge zyklisch konstanter Spannungsamplituden eingebracht und die Auswirkungen mit unterschiedlichen Untersuchungsmethoden charakterisiert.

Das Ziel der Untersuchungen ist es, eine verlässliche Lebensdauerabschätzung für Bauteile aus den verwendeten Aluminiumlegierungen zu erhalten. Dazu soll über die Charakterisierung des Rissausbreitungsverhaltens der Einfluss einer veränderlichen Mittelspannung in bestehende Berechnungskonzepte implementiert werden. Die Berücksichtigung auftretender Verzögerungs- und Beschleunigungseffekte in der Rissausbreitung, hervorgerufen durch Überlasten, soll mit verschiedenen Untersuchungsmethoden charakterisiert und mittels geeigneter Modelle beschrieben werden. Darauf aufbauend wird ein Berechnungskonzept entwickelt, das die Lebensdauervorhersage für betriebsbeanspruchte Bauteile erleichtert.

## 2. Grundlagen

Bei der Herstellung und dem Einsatz von Bauteilen ist die Entstehung von Risskeimen aufgrund mechanischer oder thermischer Belastung nicht zu vermeiden. Aufgrund dieser Defekte entstehen örtlich hohe Beanspruchungen, deren Berücksichtigung für das weitere Makrorisswachstum und damit für eine deterministische Beschreibung der Restlebensdauer rissbehafteter Bauteile unter Betriebsbeanspruchung unumgänglich ist. Überschreiten die Risskeime eine bestimmte Größe, werden sie der experimentellen Erfassung zugänglich und in einem Konzept zur Abschätzung der Lebensdauer als technischer Anriss definiert [SCHI67, HECK83]. Eine Festlegung der Größe des technischen Anrisses ist nur unter Berücksichtigung des Werkstoffes und dessen Gefüge möglich. Der Anriss kann beispielsweise in der Größenordnung mikrostruktureller Abmessungen, wie z.B. der Korngröße liegen [SCHO97, KRÜ96, KRÄ88].

Vor der Rissspitze kommt es in duktilen Werkstoffen zu örtlichen plastischen Verformungen. Ist dieser Bereich sehr klein gegenüber den Abmessungen des Risses, wird der Spannungszustand in dieser Zone weitgehend durch den Beanspruchungszustand des umgebenden linear-elastischen Materials bestimmt [SÄHN93]. Auf Grundlage dieser Voraussetzung ist eine kontinuumsmechanische Beschreibung des Risswachstums und des Rissspitzenfeldes makroskopischer Risse mit Hilfe der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM) möglich.

### 2.1 Die Mechanik am Riss

#### 2.1.1 Das Spannungs- und Verformungsfeld am Riss

Neben der numerischen Lösung ebener Rissprobleme existieren für einige Sonderfälle geschlossene analytische Lösungen. Als eine geeignete Methode hat sich das Verfahren der komplexen Spannungsfunktionen von Kolosov [KOL09] und Westergaard [WES39] erwiesen. Die auf diese Weise erhaltene



Airy'sche Spannungsfunktion kann auf Defekte mit veränderten Geometrien und geänderten Randbedingungen übertragen werden. Sneddon [SNED46] berechnete Näherungsausdrücke für die elastischen Spannungen in einer halbunendlich ausgedehnten Scheibe mit einseitiger Parabelkerbe (Abb. 2.1).

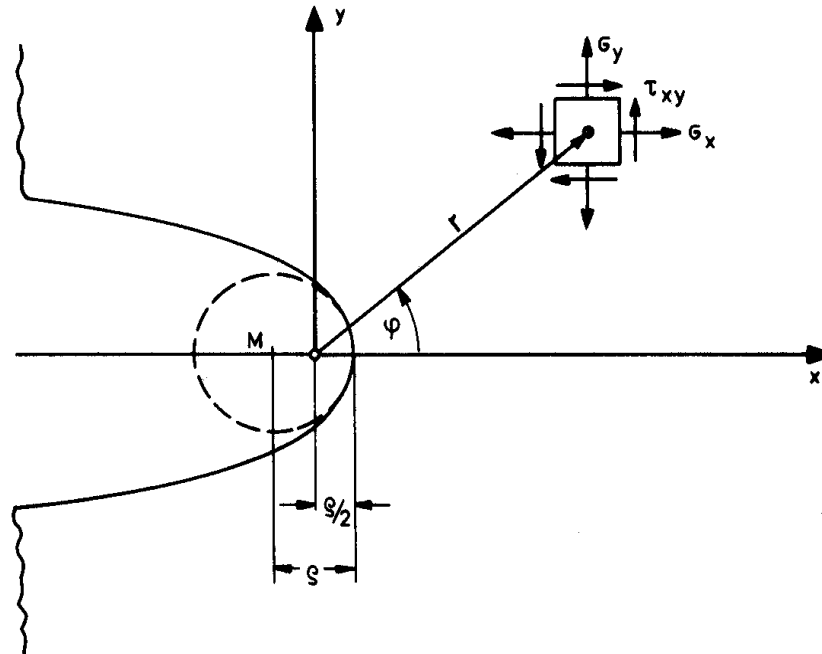


Abbildung 2.1: Spannungskomponenten an einer Parabelkerbe [HECK83]

Geht der Kerbspitzenradius  $\rho$  gegen null, entartet die einseitige Parabelkerbe zu einem scharfen Riss und man erhält die im allgemeinen als Sneddon-Gleichungen bezeichnete analytische Lösung zur Beschreibung des Rissspitzenfeldes. Die Spannungs- und Verschiebungsverteilungen ( $\sigma_{ij}$ ,  $u_{ij}$ ) in der Umgebung der Risspitze können demnach mit folgenden mathematischen Beziehungen beschrieben werden [ROS82].

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot [K_I \cdot f_{ij}^I(\Theta) + K_{II} \cdot f_{ij}^{II}(\Theta) + K_{III} \cdot f_{ij}^{III}(\Theta)] \quad (2.1)$$

$$u_{ij} = \sqrt{\frac{r}{8 \cdot \pi \cdot E^2}} \cdot [K_I \cdot g_{ij}^I(\Theta) + K_{II} \cdot g_{ij}^{II}(\Theta) + K_{III} \cdot g_{ij}^{III}(\Theta)] \quad (2.2)$$

Die Spannungsfelder vor dem Riss können je nach Art des Beanspruchungsmodus, in Gleichung (2.1) und (2.2) mit den Indizes I, II und III bezeichnet, in drei Rissöffnungsarten unterteilt werden. Im Folgenden

wird von den drei in Abbildung 2.2 dargestellten Rissöffnungsmodi aufgrund der vorrangigen Bedeutung für den Rissfortschritt in der vorliegenden Arbeit nur Modus I berücksichtigt.

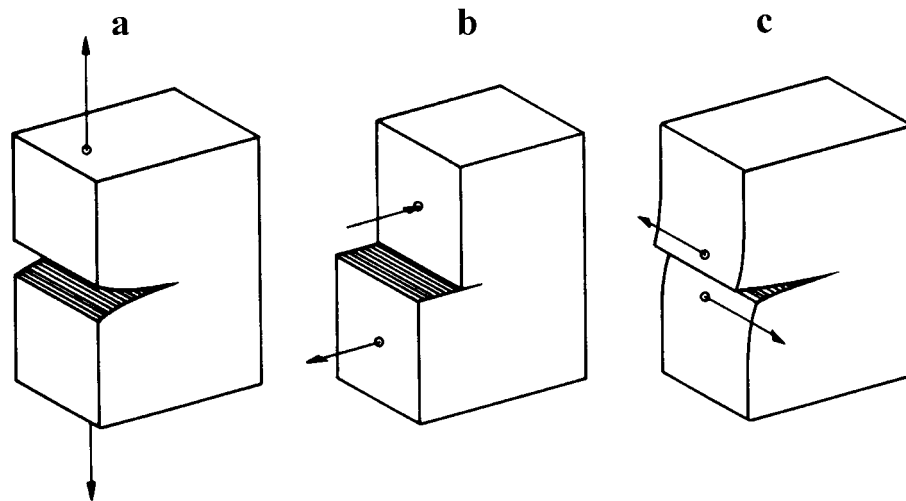


Abbildung 2.2: Beanspruchungsmodi bzw. Rissöffnungsarten [MCLI65]

a) Modus I b) Modus II c) Modus III

In dieser Betrachtungsweise reduziert sich der Ausdruck in Gleichung (2.1) für die Spannungsverteilung im Rissspitzenfeld auf die folgende Beziehung.

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2 \cdot \pi \cdot r}} \cdot f_{ij}(\Theta) \quad (2.3)$$

Mit Gleichung (2.3) kann der Spannungszustand in Abhängigkeit vom Abstand  $r$  zur Rissspitze und dem Winkel  $\Theta$  beschrieben werden. Die Winkelfunktion  $f_{ij}(\Theta)$  leitet sich aus der Airy'sche Spannungsfunktion ab und kann aus der allgemeinen Literatur entnommen werden [SCH80]. Die Größe  $K$  wird als Spannungsintensität bezeichnet und beschreibt den Beanspruchungszustand an der Rissspitze [BROE86, KIE93, MIA97]. Der Belastungszustand an der Rissspitze wird nahezu vollständig durch diesen von Irwin [IRW57] eingeführten Faktor charakterisiert. Die in Abbildung 2.3 dargestellten Spannungsverläufe auf dem Ligament eines Risses zeigen mit dem gestrichelten Verlauf für linear elastisches Materialverhalten eine  $1/\sqrt{r}$ -Singularität der Spannungen an der Rissspitze. In diesem Bereich liefert der analytische Ansatz unendlich hohe Spannungen und die lineare

Elastizitätstheorie ist nicht mehr anwendbar. Bei realen Werkstoffen kommt es aufgrund der zur Rissspitze hin stark ansteigenden Spannungen beim Überschreiten der Fließspannung zu plastischer Verformung [GRO96].

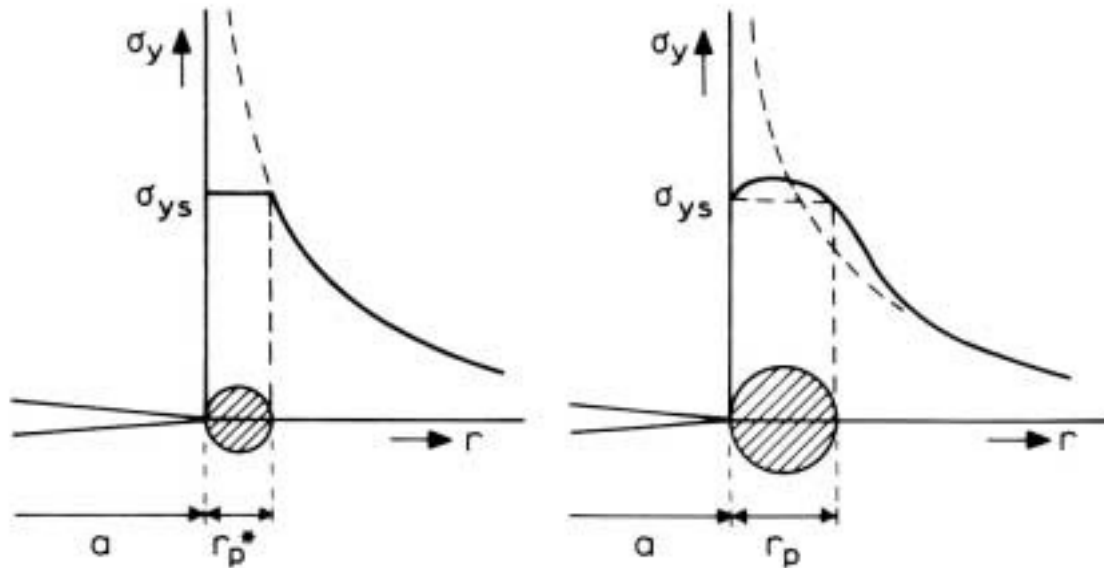


Abbildung 2.3: Spannungsverteilung vor der Rissspitze für elastisches und elastisch-plastisches Materialverhalten [BROE86]

Die in Abbildung 2.3 dargestellten Spannungsverläufe für elastisch-ideal plastisches und elastisch-plastisches Materialverhalten zeigen aufgrund der Überschreitung des Fließkriteriums keine Spannungssingularität an der Rissspitze. Durch eine Korrektur der effektiven Risslänge mit einem über Fließkriterien festzulegenden plastischen Radius wird so eine Beschreibung des Spannungszustandes vor dem plastisch verformten Bereich mit den Sneddon-Gleichungen ermöglicht [HECK83].

### 2.1.2 Fließbedingungen für elastisch-plastisches Materialverhalten

Überschreitet die Materialbeanspruchung eine bestimmte Grenze, so kommt es insbesondere bei metallischen Werkstoffen zum plastischen Fließen. Im Falle eines einachsigen Spannungszustandes tritt plastisches Fließen auf, sobald die auftretende mechanische Spannung die Zug- bzw. die Druckfließgrenze überschreitet. Beim Auftreten mehrachsiger Spannungs-

zustände ist die Zone des Fließbeginns nicht eindeutig einzugrenzen [KLE99]. Aus diesem Grund wird über eine verallgemeinerte Fließbedingung  $F(\sigma_{ij})$  aus den Spannungskomponenten eine Vergleichsspannung ermittelt, die der einachsigen Fließspannung gegenübergestellt wird. Der Beginn des plastischen Fließens wird über die Fließbedingung  $F(\sigma_{ij}) = 0$  beschrieben, die sich, wie in Abbildung 2.4 zu sehen ist, als Darstellung einer Fließfläche im Spannungsraum deuten lässt [GRO96]. Ein Spannungszustand auf der Fließfläche, also  $F(\sigma_{ij}) = 0$ , charakterisiert demnach plastisches Fließen. Innerhalb der Fließfläche, also für  $F(\sigma_{ij}) < 0$ , verhält sich das Material elastisch. Zustände  $F(\sigma_{ij}) > 0$  sind nicht definiert.

Für die Ermittlung eines Fließkriteriums gibt es in der Literatur verschiedene physikalische Ansätze [SÄHN93]. Die Spannungshypothese nach von Mises wird im Folgenden aufgrund der häufigen Anwendung als Fließkriterium vorgestellt. Das auch als Gestaltänderungsenergiehypothese bezeichnete Modell geht davon aus, dass bei einem mehrachsigen Spannungszustand Fließen eintritt, wenn die Gestaltänderungsarbeit gleich derjenigen bei Fließbeginn unter einachsiger Beanspruchung ist.

$$\sigma_v = \sqrt{\left(\frac{1}{2}[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2]\right)} \leq \sigma_F \quad (2.4)$$

Die Fließbedingung kann in diesem Modell über die zweite Invariante des Spannungstensors definiert werden [GRO96], und liefert im Koordinatensystem der Hauptspannungen die in Gleichung (2.4) dargestellte Beziehung für die Vergleichsspannung  $\sigma_v$ . Die Größe  $\sigma_F$  ist dabei die für den einachsigen Spannungszustand ermittelte Fließgrenze. Für ein kartesisches Koordinatensystem und für den ebenen Spannungszustand reduziert sich der Ausdruck aus Gleichung (2.4) zur nachfolgend dargestellten Beziehung.

$$\sigma_v = \sqrt{(\sigma_x^2 + \sigma_y^2 - \sigma_x \cdot \sigma_y + 3 \cdot \tau_{xy}^2)} \quad (2.5)$$

Für den dreiachsigen Spannungszustand erhält man in der räumlichen Darstellung der Fließfläche einen Fließzylinder (Abb. 2.4 b)) mit der hydrostatischen Achse als Symmetrieachse und der Vergleichsspannung als

Zylinderradius. Für den ebenen Spannungszustand erhält man eine Ellipse als Fließgrenzlinie (Abb. 2.4 a))

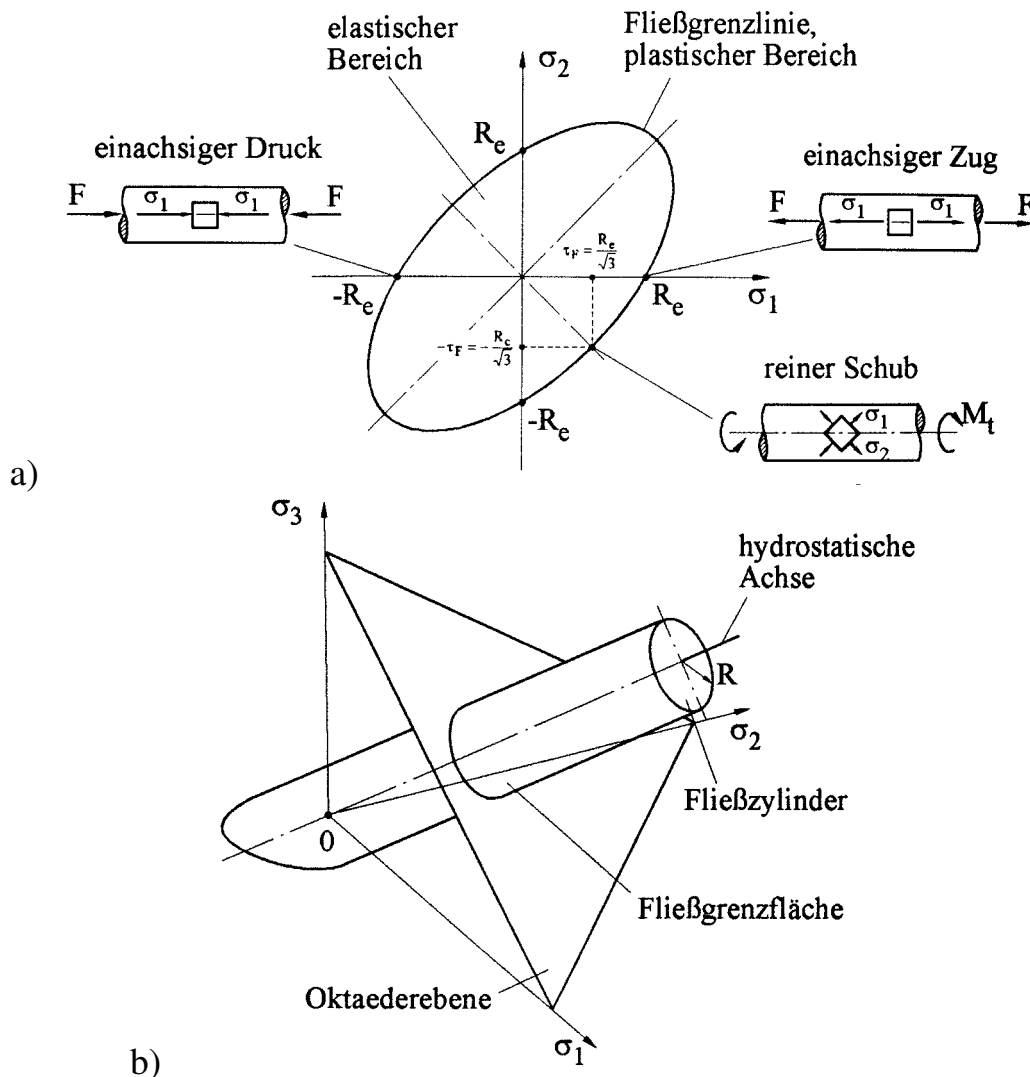


Abbildung 2.4: Darstellung der Fließbedingung nach von Mises [CHE89]

- a) Fließgrenzlinie für einen ebenen Spannungszustand
- b) Fließgrenzfläche für einen räumlichen Spannungszustand

### 2.1.3 Die plastische Zone

In der linear elastischen Bruchmechanik (LEBM) wird die plastische Zone als der Bereich definiert, in dem das Stoffverhalten vom linear elastischen Verhalten abweicht. Genaue Aussagen über die Form der plastischen Zone und das Materialverhalten innerhalb dieses Bereichs lassen sich nur über eine numerische Lösung des entsprechenden elastisch-plastischen

Randwertproblems erzielen [GRO96]. Eine Abschätzung der plastischen Zone vor der Risspitze für monotone Belastung und elastisch-ideal plastisches Materialverhalten ist jedoch mit der elastischen Nahfeldlösung aus Kapitel 2.1.1 möglich und geht auf Irwin [IRW64] zurück. Man erhält die Berandung dieser Zone demnach, wenn die Spannungen des elastischen Risspitzennahfeldes gerade die über ein Fließkriterium bestimmte Fließvergleichsspannung erreichen. Setzt man die entsprechende Spannungskomponente in die in Kapitel 2.1.2 beschriebene Fließbedingung nach von Mises ein, erhält man für den ebenen Spannungs- (ESZ) und Dehnungs- bzw. Verformungszustand (EVZ) folgende Ausdrücke [SÄHN93].

$$\text{ESZ} \quad r_p = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \left( \frac{K}{\sigma_F} \right)^2 \cdot \cos^2 \frac{\Theta}{2} \cdot \left( 1 + 3 \cdot \sin^2 \frac{\Theta}{2} \right) \quad (2.6)$$

$$\text{EVZ} \quad r_p = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \left( \frac{K}{\sigma_F} \right)^2 \cdot \cos^2 \frac{\Theta}{2} \cdot \left( (1 - 2 \cdot \nu)^2 + 3 \cdot \sin^2 \frac{\Theta}{2} \right) \quad (2.7)$$

Auf dem Ligament ( $\Theta = 0$ ) und mit der Näherung  $\nu \approx 0,3$  erhält man aus Gleichung (2.6) und (2.7) die auf Liu [LIU64] zurückgehenden Beziehungen für die Berandung der plastischen Zone  $r_p$  bei elastisch-ideal plastischem Materialverhalten.

$$\text{ESZ} \quad r_p = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \left( \frac{K}{\sigma_F} \right)^2 \quad (2.8)$$

$$\text{EVZ} \quad r_p = \frac{1}{18 \cdot \pi} \cdot \left( \frac{K}{\sigma_F} \right)^2 \quad (2.9)$$

Andere Modelle, die  $r_p$  über Finite Elemente Rechnungen [LEV71, DRU70], unter Berücksichtigung der Verfestigung [SCHI64] oder der plastischen Verformung der Rissflanken [DUG60] ermitteln, unterscheiden sich nur im Vorfaktor. Bei Auftragung der mit Gleichung (2.6) und (2.7) zu berechnenden Fließradien über die Risstiefe erhält man das in Abbildung 2.5 dargestellte Aussehen der plastischen Zone. Der Unterschied in der Größe

des Fließradius für ebene Dehnung und ebene Spannung ist deutlich zu erkennen.

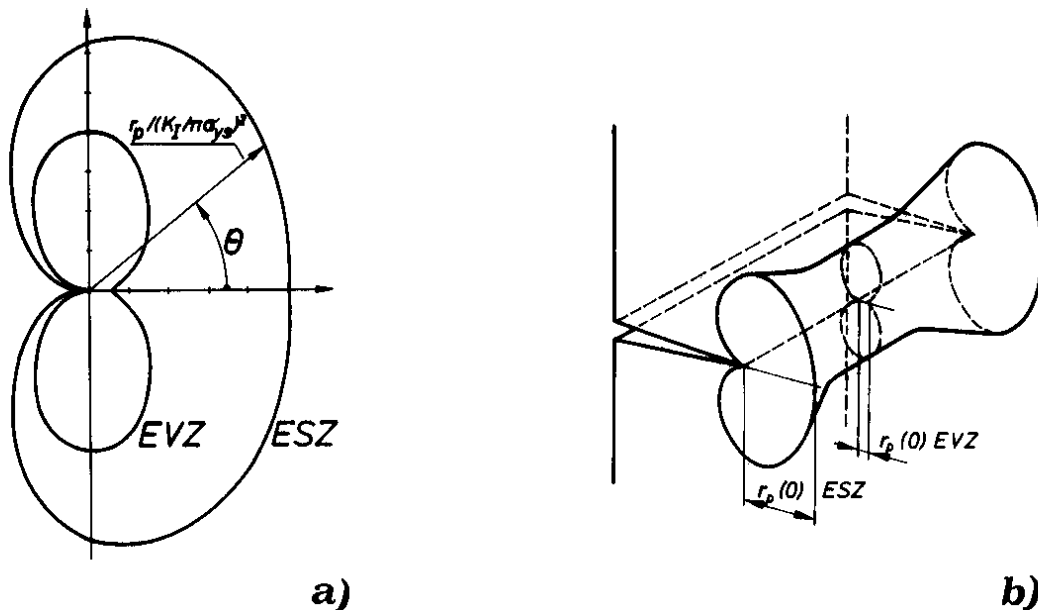


Abbildung 2.5: Begrenzung der plastischen Zone nach dem Fließkriterium nach v. Mises für den ebenen Spannungs- und Dehnungszustand [ROS82]

Eine Abschätzung der Größe der plastischen Zone bei zyklischer Belastung ist nach Rice [RIC67] ebenfalls möglich. Für den Fall der ebenen Spannung wird in Gleichung (2.8) der Faktor  $K$  durch seine zyklische Komponente  $\Delta K$  und die Fließspannung  $\sigma_F$  im Fall symmetrischen Fließverhaltens durch  $2\sigma_F$  ersetzt. Weiter muss für eine Bestimmung der zyklischen plastischen Zone die zyklische Fließgrenze berücksichtigt werden [CHR91]

$$r_{p_{zykl}} = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \frac{\Delta K^2}{4 \cdot \sigma_F^2} = \frac{(1-R)^2}{4} \cdot \underbrace{\frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \frac{K_{\max}^2}{\sigma_F^2}}_{r_{p_{mono}}} \quad (2.10)$$

$$r_{p_{zykl}} = \frac{(1-R)^2}{4} \cdot r_{p_{mono}} \quad (2.11)$$

Unter der Annahme, dass monotone und zyklische Fließspannung gleich sind, erhält man eine Beziehung zwischen monotoner und zyklischer plastischer Zone in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis  $R$  (Gleichung (2.11)) [SUR98]. Bei symmetrischer Zug-Druck Belastung ( $R=-1$ ) ist demnach der

Fließradius für monotone und zyklische Belastung gleich groß. Für eine reine Zug Schwellbelastung ( $R=0$ ) dagegen ist die plastische Zone um Faktor vier kleiner als bei monotoner Belastung.

## 2.2 Rissausbreitung metallischer Werkstoffe

Geht man davon aus, dass in einem Bauteil Risse vorhanden sind und damit die Rissinitiierungsphase bis zur Bildung eines technischen Anrisses abgeschlossen ist, kann die weitere Makrorissausbreitung in die stabile (vorkritische) und instabile (kritische) Rissausbreitung unterteilt werden [SCH80]. Bewegt sich die Spannungsintensität des wachsenden Risses unterhalb der durch die Risszähigkeit des Werkstoffes festgelegten kritischen Belastungsgröße  $K_{IC}$ , ist stabile Rissausbreitung zu erwarten, und der Riss kann jederzeit durch Entlastung gestoppt werden. Wird der  $K_{IC}$ -Wert überschritten tritt instabile Rissausbreitung ein und das Bauteil versagt schlagartig [GRI21]. Beide Phasen der Rissausbreitung treten sowohl bei monotoner als auch bei zyklischer Belastung auf.

### 2.2.1 Risswiderstand und Risszähigkeit

Zur Charakterisierung des Rissausbreitungsverhaltens bei monotoner Belastung formulierte Griffith [GRI21] auf der Grundlage eines Modells von Inglis [ING13] Kriterien für die Rissausbreitung in ideal elastischen Werkstoffen mit Hilfe der Energiebilanz. Im diesem Rissmodell ist Rissausbreitung immer dann möglich, wenn die Energiefreisetzung  $U_e$  durch die Rissverlängerung größer ist als die Oberflächenenergie  $U_o$ , die zur Schaffung neuer Bruchflächen benötigt wird. Bei ideal sprödem Werkstoffverhalten gibt es in diesem Modell nur instabile Rissausbreitung, d.h. jede Rissverlängerung  $\Delta a > 0$  führt zum sofortigen Versagen des Bauteils. Als Kriterium für den Beginn der instabilen Rissausbreitung gibt Griffith die in den Gleichungen (2.12) bis (2.14) dargestellten Beziehungen an.

Die differenzierte elastische Formänderungsenergie in Gleichung (2.13) wird



für den ebenen Spannungszustand mit  $G$  als Energiefreisetzungsrate oder als Rissweiterungskraft bezeichnet. Gleichung (2.14) zeigt die mit  $R$  als Risswiderstand bezeichnete differenzierte Form der Oberflächenenergie, die den Widerstand des Werkstoffes gegenüber Rissausbreitung charakterisiert [SCH80].

$$\frac{\partial U_e}{\partial 2a} = \frac{\partial U_o}{\partial 2a} \quad (2.12)$$

mit 
$$\frac{\partial U_e}{\partial 2a} = -\frac{\sigma_\infty^2 \cdot \pi \cdot a}{E} = G \quad (2.13)$$

und 
$$\frac{\partial U_o}{\partial 2a} = 2 \cdot \gamma_0 = R \quad (2.14)$$

Nach Gleichung (2.12) tritt demnach instabile Rissausbreitung ein, wenn gilt:

$$G \geq R \quad (2.15)$$

Das Griffith'sche Rissmodell berücksichtigt keine plastischen Verformungen und kann die stabile Rissausbreitung in metallischen Werkstoffen nicht beschreiben. In diesem Fall muss neben der Änderung der elastischen Energie die plastische Formänderungsenergie  $U_p$  berücksichtigt werden [EFT75]. Aufgrund des Wachstums des Risswiderstandes, hervorgerufen durch die plastische Verformung, kann stabiles Risswachstum auftreten. Der Risswiderstand  $R$  muss grundsätzlich experimentell bestimmt werden. Da der Beginn der Rissausbreitung messtechnisch erfassbar ist, kann  $R$  als Funktion der Rissverlängerung  $\Delta a$  ermittelt werden, und man erhält letztlich die in Abbildung 2.6 dargestellte Risswiderstandskurve (R-Kurve). Nach Krafft [KRA61] ist die R-Kurve unabhängig von der Anrisslänge  $a_0$ .

$$G = \frac{K^2}{E} \quad (2.16)$$

Wie Irwin [IRW57] gezeigt hat, lässt sich die Energiefreisetzungsrate  $G$  bei Modus I Belastung und im ebenen Spannungszustand mit der in Gleichung (2.16) dargestellten Beziehung in die Spannungsintensität  $K$  umrechnen.

Stabile und instabile Rissausbreitung lässt sich damit mittels einer kontinuumsmechanischen Größe in Form der R-Kurve, äquivalent zur Auftragung in Abbildung 2.6, darstellen.

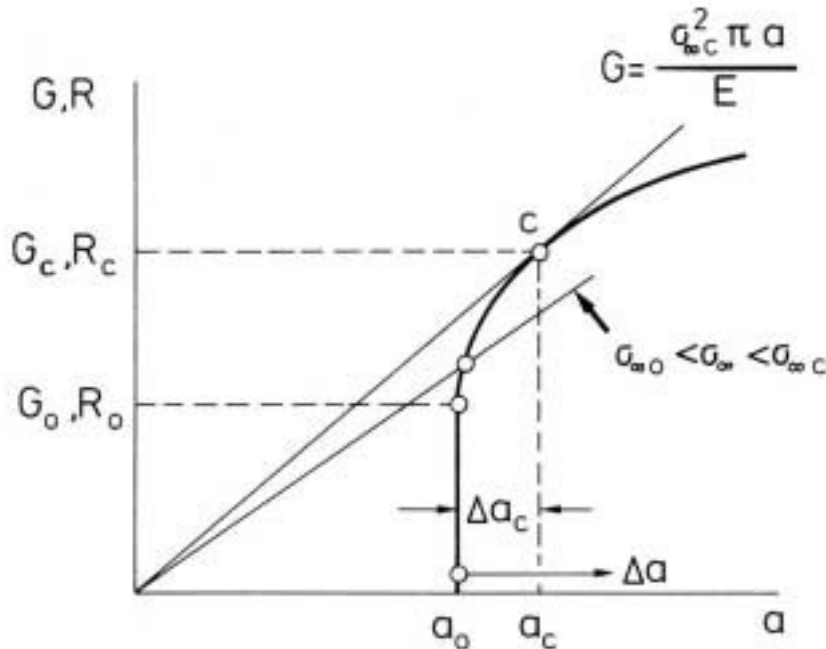


Abbildung 2.6: R-Kurve für ebene Spannung [nach SCH80]

Stabiles Risswachstum ist zu erwarten, solange die Energiefreisetzungsrateschwächer mit der Risslänge  $a$  zunimmt, als der Risswiderstand  $R$ .

$$\frac{\partial R}{\partial a} > \frac{\partial G}{\partial a} \quad (2.17)$$

Ist die Zuwachsrates von  $G$  größer als die von  $R$ , tritt instabiles Risswachstum auf. Dieser Punkt ist in Abbildung 2.6 mit  $C$  bezeichnet und ist durch die in Gleichung (2.18) dargestellte Beziehung bestimmt.

$$\left. \frac{\partial R}{\partial a} \right|_{\sigma_{\infty} = \sigma_c} = \left. \frac{\partial G}{\partial a} \right|_{\sigma_{\infty} = \sigma_c} \quad (2.18)$$

Nach Gleichung (2.18) lässt sich eine kritische Spannungsintensität  $K_c$  als Grenze zur instabilen Rissausbreitung bestimmen:

$$K_c = \sqrt{E \cdot G_c} \quad (2.19)$$

Im Fall der ebenen Dehnung ist die kritische Spannungsintensität  $K_{IC}$  bei

gegebenem Werkstoff eine Konstante und damit unabhängig von der Probendicke [SCH80]. Experimentelle Untersuchungen zeigen jedoch eine Abhängigkeit von der Probengeometrie [BROE65, BRO65]. Erreichen die plastischen Verformungen die Ausdehnung der Risslänge, muss ein erweitertes Konzept von Rice [RIC68], das J-Integral, angewendet werden. Ist das Werkstoffverhalten jedoch überwiegend elastisch,  $U_p \ll U_e$ , geht das J-Integral in die Risserweiterungskraft  $G$  über [HECK83], d.h.  $J = G = \frac{K^2}{E}$ .

### 2.2.2 Zusammenhang zwischen der Spannungsintensität $K$ und der zyklischen Rissausbreitung

Bei zyklischer Belastung kann das Beanspruchungsgeschehen an der Rissspitze mit dem von Irwin [IRW57] eingeführten  $K$ -Faktor beschrieben werden. Er wird durch die Risslänge und die außen anliegende Spannung bestimmt und als Spannungsintensitätsfaktor oder als Spannungsintensität bezeichnet. In allgemeiner Form kann  $K$  mit der nachfolgend dargestellten Beziehung beschrieben werden.

$$K = \sigma \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (2.20)$$

Die Spannungsintensität hängt auch von der Geometrie des belasteten Körpers ab. Durch die Korrekturfunktion  $f(a/W)$  können Bauteile mit unterschiedlichen Geometrien für gleiche Belastungsfälle miteinander verglichen werden. Für eine einseitig gekerbte Flachprobe endlicher Probenbreite (SEN) mit parallel geführten Probenenden gilt nach Harris [ROO76] die in Gleichung (2.21) dargestellte Korrekturfunktion.

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{5}{\sqrt{20 - 13 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 7 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2}} \quad (2.21)$$

Eingeschränkt wird die Gültigkeit des  $K$ -Konzeptes in diesem Fall durch den Gültigkeitsbereich der Korrektur- oder Geometriefunktion mit  $(a/W) \leq 0,7$ .

Bei zyklischer Belastung charakterisiert der sogenannte zyklische Spannungsintensitätsfaktor  $\Delta K$  den Beanspruchungszustand im Rissspitzenbereich.

$$\Delta K = K_{\max} - K_{\min} \quad (2.22)$$

$K_{\max}$  und  $K_{\min}$  entsprechen den mit Gleichung (2.20) berechneten Spannungsintensitäten für den minimalen und maximalen Spannungswert. Abbildung 2.7 zeigt die bei Verschiebung der Mittelspannung  $\sigma_m$  möglichen Beanspruchungsbereiche bei zyklischer Belastung.

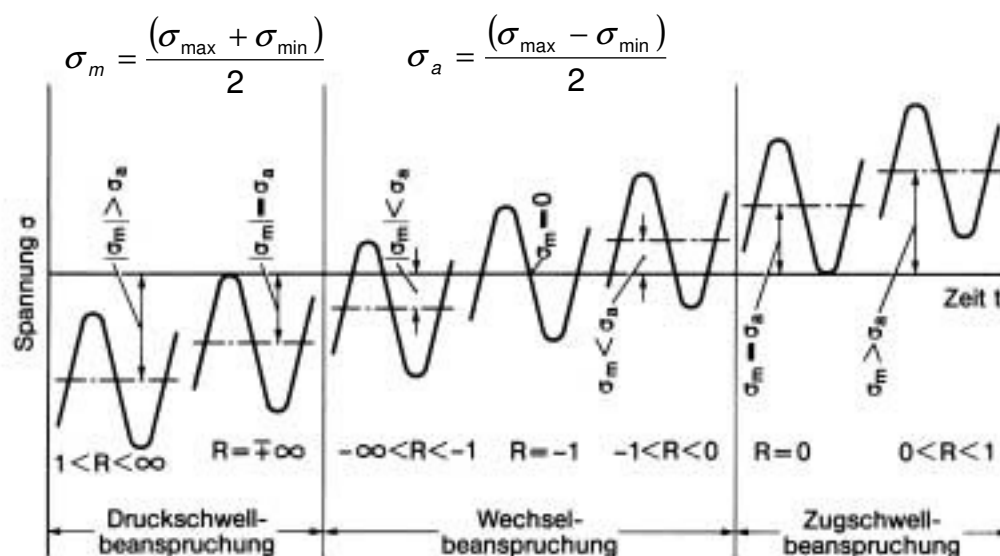


Abbildung 2.7: Beanspruchungsbereiche bei zyklischer Belastung [RAD95]

Die Verschiebung der Mittelspannung wird durch den R-Wert oder auch Spannungsverhältnis beschrieben [BLU93].

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} = 1 - \frac{\Delta K}{K_{\max}} \quad (2.23)$$

Unterschieden werden Druckschwellbeanspruchungen ( $1 < R \leq \infty$ ), Wechselbeanspruchungen ( $-\infty < R < 0$ ) und Zugschwellbeanspruchungen ( $0 \leq R < 1$ ). Bei einer Mittelspannung von  $\sigma_m = 0$  liegt im Bereich der Wechselbeanspruchung eine symmetrische Zug-Druck Belastung vor.

Der zyklische Rissfortschritt  $\Delta a/\Delta N$  ist abhängig vom Werkstoff, den Umgebungsbedingungen und weiteren Beanspruchungsparametern, wie

beispielsweise der maximalen oder zyklischen Spannungsintensität. Aus diesem Grund kann nachfolgend ein allgemeiner Zusammenhang zwischen dem Rissfortschritt und dem wichtigsten Belastungskennwert  $\Delta K$  formuliert werden [PAR60].

$$\frac{da}{dN} = \lim_{\Delta N \rightarrow 1} \left( \frac{\Delta a}{\Delta N} \right) = f(\Delta K) \quad (2.24)$$

Die Größe  $da/dN$  wird als Rissfortschrittsrate oder Rissgeschwindigkeit bezeichnet. Üblich ist die in Abbildung 2.8 dargestellte doppelt-logarithmische Auftragung der Rissfortschrittsrate über die zyklische Spannungsintensität. Diese Rissfortschrittskurve oder  $da/dN$ -Kurve zeigt einen S-förmigen Verlauf und nähert sich asymptotisch den beiden Grenzwerten  $\Delta K_{th}$  und  $\Delta K_C$  an.  $\Delta K_{th}$  ist der Schwellenwert, unterhalb dessen sich ein Ermüdungsriss nicht mehr ausbreitet. Oberhalb der Risszähigkeit  $K_C$  führt jedes weitere Schwingspiel zum sofortigen Bauteilversagen.

Die Rissfortschrittskurve zwischen den beiden Grenzwerten kann in drei Bereiche unterteilt werden [SCH80]. Der mit I bezeichnete Bereich des Schwellenwertes ist durch sehr kleine Rissgeschwindigkeiten gekennzeichnet. Die Existenz des Schwellenwertes wird von verschiedenen Autoren hauptsächlich mit dem Auftreten von Riss-schließeffekten, die in Kapitel 2.2.3 näher erläutert werden, in Verbindung gebracht [OHT75]. Die Schädigung in diesem Bereich ist so gering, dass ein Rissfortschritt nicht mehr gemessen werden kann.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad (2.25)$$

Die stabile Rissausbreitung in Bereich II wurde von Paris und Erdogan mit Gleichung (2.25) beschrieben [PAR60]. Die in der Paris-Gleichung verwendeten Konstanten  $C$  und  $m$  sind abhängig vom Werkstoff, dem Spannungsverhältnis und vom Umgebungsmedium und müssen experimentell bestimmt werden [SCH80]. Im Bereich III weicht die  $da/dN$ -Kurve von der Paris-Geraden ab, und der Riss breitet sich mit zunehmender Rissfortschrittsrate instabil aus.

Analytische Ansätze zur gemeinsamen Beschreibung der Bereiche I und II sowie II und III der Rissausbreitungskurve sind aus der Literatur bekannt.

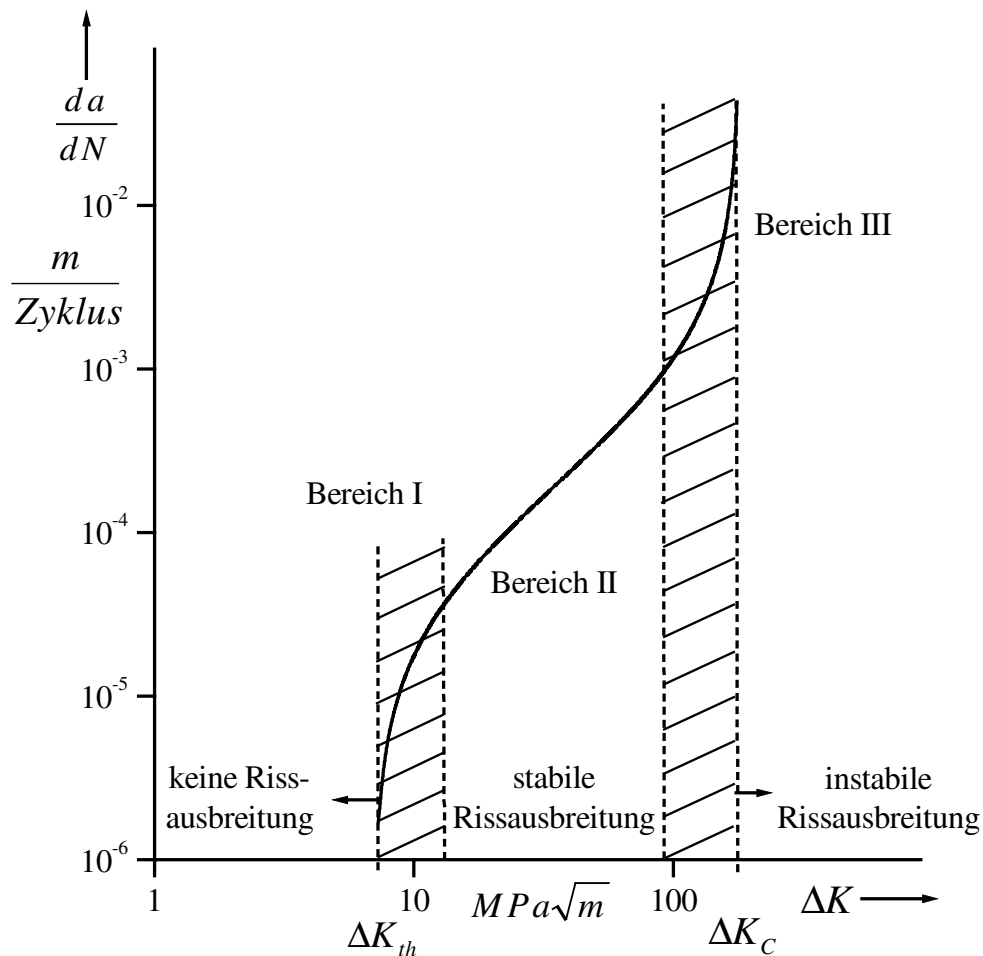


Abbildung 2.8: Schematische Rissausbreitungskurve zur Charakterisierung der zyklischen Makrorissausbreitung [nach SÄHN93]

Beispielsweise hat sich die in Gleichung (2.26) dargestellte Rissfortschrittsgleichung nach Klesnil-Lukáš zur Beschreibung des Rissfortschrittsverhaltens in Bereich I und II bewährt [KLE72, DON72].

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K^m - \Delta K_{th}^m) \quad (2.26)$$

Zur Beschreibung der Bereiche I, II und III haben Erdogan-Ratwani [ERD70], Priddle [SCH179], Mc Evily [EVI84], Yarema [YAR81] und Kohout [KOH99] Gleichungen vorgeschlagen, die in der Grundkonzeption auf eine Beziehung von Forman [FOR67] zurückgehen. Aufgrund der

geringen Anzahl von zusätzlichen Parametern ist jedoch die in Gleichung (2.27) dargestellte Rissfortschrittsgleichung nach Erdogan-Ratwani hervorzuheben.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C \cdot (\Delta K^m - \Delta K_{th}^m)}{(1-R) \cdot K_C - \Delta K} \quad (2.27)$$

Eine Integration dieser Rissfortschrittsgleichungen zur Bestimmung von Restlebensdauern ist aufgrund der Abhängigkeit der Geometriefunktion von der Risslänge nur auf numerischem Weg möglich [FOR67].

### 2.2.3 Rissschließmechanismen

Im Sinne der LEBM ist ein Riss unter elastischem Materialverhalten an den Flanken kräftefrei. Untersuchungen von Elber [ELB70a] lassen den Schluss zu, dass die plastische Verformung an der Rissspitze dessen Spannungsfeld beeinflusst. Im Laufe der Rissverlängerung bewirken die an den Rissflanken verbleibenden Restverformungen Druckeigenspannungen unmittelbar hinter der Rissspitze. Diese Kontaktspannungen bewirken ein als „Rissschließen“ bezeichnetes vorzeitiges Schließen des Ermüdungsrisses bei positiven Nennspannungen. Unter der Annahme, dass kein Rissfortschritt bei geschlossenem Modus I - Riss stattfinden kann [ELB70a, RAD95], muss die zyklische Spannungsintensität  $\Delta K$  auf den effektiven Beitrag  $\Delta K_{\text{eff}}$  reduziert werden. Rissfortschritt wird nach diesem Modell nur dann erwartet, wenn der Riss geöffnet ist. Für  $\Delta K_{\text{eff}}$  gilt demnach mit  $K_{\text{cl}}$  als Spannungsintensität für das Rissschließen:

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{cl}} \quad \text{mit } K_{\text{cl}} \geq K_{\text{min}} \quad (2.28)$$

Abbildung 2.9 zeigt die in Gleichung (2.28) verwendeten Beanspruchungskennwerte unter Berücksichtigung des Rissschließens bei zyklischer Belastung. In der Literatur werden verschiedene Arten des Rissschließens unterschieden, die auf unterschiedlichen Mechanismen beruhen. Suresh [SUR98] unterscheidet die Rissschließmechanismen für Aluminium hauptsächlich in die drei Rissschließarten plastisch induziertes,

oxidschichtinduziertes und rauhigkeitsinduziertes Rissschließen. Üblicherweise treten diese drei Mechanismen gleichzeitig auf, und können mit den bis heute bekannten Messmethodiken nicht isoliert betrachtet werden [SCHO97].

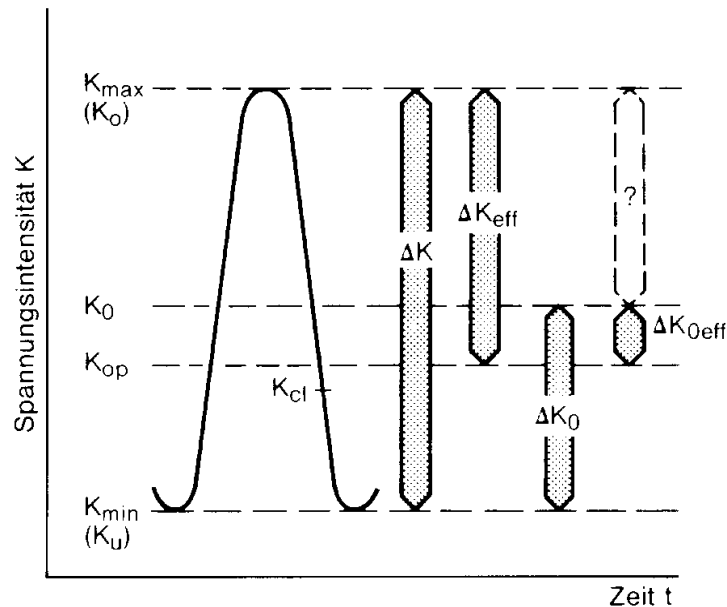


Abbildung 2.9: Beanspruchungskennwerte unter Berücksichtigung des Rissschließens bei zyklischer Beanspruchung [SCHI88], Schwellenwerte sind mit 0 gekennzeichnet

- Rissschließen durch plastische Verformung

Eine zyklische Beanspruchung führt, wie in Kapitel 2.1.3 erläutert, zur Ausbildung einer plastischen Zone vor der Rissspitze. Mit wachsender Risslänge wächst auch dieser plastisch verformte Bereich. Die an den Rissflanken verbleibenden Restverformungen verursachen Druckeigenstressungen, die zu einem vorzeitigen Schließen des Risses führen [SUR98]. Experimente von Elber lassen eine Beschreibung für  $\Delta K_{eff}$  in Abhängigkeit vom vorliegenden Spannungsverhältnis  $R$  zu [ELB71, ELB70b].

$$\Delta K_{eff} = U(R) \cdot \Delta K \quad (2.29)$$

Der als „Rissöffnungsfaktor“ bezeichnete Korrekturterm  $U$  kann als Maß für den Einfluss des Rissschließens auf die Rissausbreitung angesehen werden



[SUR98], und wird mit nachfolgend dargestellter Beziehung beschrieben.

$$U = \frac{K_{\max} - K_{cl}}{K_{\max} - K_{\min}} \quad (2.30)$$

In der Literatur haben neben Elber weitere Autoren phänomenologisch ermittelte Ansätze für verschiedene Legierungen und R-Werte vorgestellt. Die vier am häufigsten angewendeten Ansätze sind im Folgenden kurz dargestellt.

Elber [ELB70b] ermittelte für 2024 T3:

$$\Delta K_{eff} = (0,5 + 0,4 \cdot R) \cdot \Delta K \quad \text{mit } (-0,1 \leq R \leq 0,7) \quad (2.31)$$

Schwalbe [SCH75] modifizierte diesen Ansatz für 7075 T7 zu:

$$\Delta K_{eff} = (0,6 + 0,5 \cdot R) \cdot \Delta K \quad \text{mit } (0 \leq R \leq 0,8) \quad (2.32)$$

Schijve [SCHI81] entwickelte eine analytische Beziehung für Aluminiumlegierungen und Stähle, die sich aus Finite Elemente Rechnungen ergab:

$$\Delta K_{eff} = \frac{3,72}{(3 - R)^{1,74}} \cdot \Delta K \quad \text{mit } (-5 \leq R \leq 0,7) \quad (2.33)$$

Newman [NEW81, NEW82, NEW84] schlug auf der Basis eines Fließstreifenmodells von Dugdale für verschiedene Aluminiumlegierungen eine nicht parameterfreie Beschreibung des Korrekturterms U vor.

$$\Delta K_{eff} = \frac{1 - A_0 - A_1 \cdot R - A_2 \cdot R^2 - A_3 \cdot R^3}{(1 - R)} \cdot \Delta K \quad \text{für } R \geq 0 \quad (2.34)$$

$$\Delta K_{eff} = \frac{1 - A_0 - A_1 \cdot R}{(1 - R)} \cdot \Delta K \quad \text{für } R < 0 \quad (2.35)$$

Vormwald [VOR89] wendete dieses Modell ebenfalls erfolgreich bei verschiedenen Stahlsorten an. Die in den Gleichungen (2.34) und (2.35)

verwendeten Parameter sind für den ebenen Spannungszustand in den Gleichungen (2.36) bis (2.39) dargestellt.

$$A_0 = 0,535 \cdot \cos\left(\frac{\pi \cdot \sigma_{\max}}{2 \cdot \sigma_F}\right) \quad (2.36)$$

$$A_1 = 0,344 \cdot \frac{\sigma_{\max}}{\sigma_F} \quad (2.37)$$

$$A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \quad (2.38)$$

$$A_3 = 2 \cdot A_0 + A_1 - 1 \quad (2.39)$$

Zur Berechnung der „wahren“ Rissfortschrittsraten wird für Bereich II der Rissausbreitung in Gleichung (2.25)  $\Delta K$  somit durch  $\Delta K_{\text{eff}}$  ersetzt [ELB70b].

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K_{\text{eff}})^m = C \cdot (U \cdot \Delta K)^m \quad (2.40)$$

Auf diese Weise erhält man eine Rissausbreitungskurve, die nicht durch den beschriebenen Rissschließmechanismus beeinflusst wird.

- Rissschließen durch Oxidation

Ryder und Lynch [RYD77] zeigten erstmals, dass eine sich in sauerstoffhaltigen Atmosphären aufbauende Oxidschicht auf den neu geschaffenen Bruchflächen Rissschließen noch während der Zugphase bewirken kann. Die Dicke der Oxidschichten nimmt im weiteren Rissverlauf zu, und kann bei niedrigen R-Werten durch Reib-Korrosion (Fretting) [SUR98] wesentlich dicker sein, als eine ohne Ermüdung gewachsene Oxidschicht. Suresh hat versucht das Rissschließen durch Oxidation mit stark vereinfachenden Annahmen rechnerisch abzuschätzen [SUR98], konnte aber aufgrund der experimentell sehr schwer zugänglichen Schichtdicke keine allgemeingültige Aussage treffen.

- Rauigkeitsinduziertes Rissschließen

Abweichungen des Ermüdungsrisses von seiner ursprünglichen Ausbreitungsrichtung, z.B. sogenannte Zick-Zack Risse, wie sie bei

Al-Li-Basislegierungen beobachtet wurden, führen zu einer hohen Bruchflächenrauigkeit. Plastische Verformungen an der Rissspitze und Modus II und III Anteile in der Rissspitzenbeanspruchung verursachen eine Fehlpassung der Bruchflächen z.B. durch Verzahnung. Dies führt zu einem früheren Schließen und längeren Aneinanderhaften der Rissflanken [SUR98]. Rauigkeitsinduziertes Riss schließen wird durch ein grobkörniges Gefüge, niedrige Spannungsverhältnisse und durch Rissablenkung oder Rissverzweigung durch intermetallische Phasen oder Ausscheidungen begünstigt [PET88, STA84].

Die verschiedenen Riss schließeffekte sind eng mit dem rissnahen Eigenspannungszustand verknüpft und beeinflussen auf diese Weise den Rissfortschritt mit Mechanismen sowohl vor als auch hinter der Rissspitze [MCC91, SCHO97]. Die Beschreibung der Riss schließeffekte erfolgt bis dato fast ausschließlich auf empirischer Basis und steht damit noch nahezu am Anfang.

## **2.2.4 Einfluss von Überlasten**

Die Restlebensdauerbestimmung von Bauteilen durch zyklensweise Integration der Rissfortschrittsgleichungen (Kapitel 2.2.2) ist aufgrund des sogenannten „Reihenfolgeeffektes“ nur unzureichend möglich [SCH80]. Reale Beanspruchungen sind deterministisch oder stochastisch variabel, und die Reihenfolge der statistisch aufeinanderfolgenden Spannungsamplituden unterschiedlicher Höhe bestimmt den Rissfortschritt [SCHI62, HUD63]. Zur Klärung dieses Reihenfolgeeffektes tragen systematische Untersuchungen mit einfachen Lastreihenfolgen bei. Im einfachsten Fall kann die Auswirkung einer betriebsnahen Beanspruchung auf die Rissausbreitung durch das Einbringen einzelner Überlasten in eine Folge zyklisch konstanter Spannungsamplituden untersucht werden.

Nach dem Aufbringen einer Überlast zeigt sich die erwartete kurze Rissbeschleunigung, die dem Überlastzyklus zugeordnet werden kann. Corbly [COR73] konnte dies nachweisen und zeigen, dass der in diesem

Bereich durch die Spitzenlast erreichte beschleunigte Rissfortschritt größer ist, als nach dem Rissfortschrittsgesetz für die Maximallast der Überlast zu erwarten gewesen wäre [STE76, EUW72, MIL76, JAC76]. Unmittelbar nach dieser durch die Überlast verursachten Rissbeschleunigung findet man eine erhebliche Verzögerung des Rissfortschritts, die bei allen Überlasten mit  $\sigma_{\dot{U}} > \sigma_{GL}$  festzustellen ist [CHA75, NOW79, FLE88, FLE85, GEA92]. Am Ende des Verzögerungsbereichs nähert sich die Rissfortschrittsrate wieder dem Wert der Ausgangsrissgeschwindigkeit an [SCH80]. Abbildung 2.10 zeigt an zwei Überlastbeispielen (B, C) die Verzögerung der Rissfortschrittsrate gegenüber der Rissausbreitung (A) bei konstanter Spannungsamplitude.

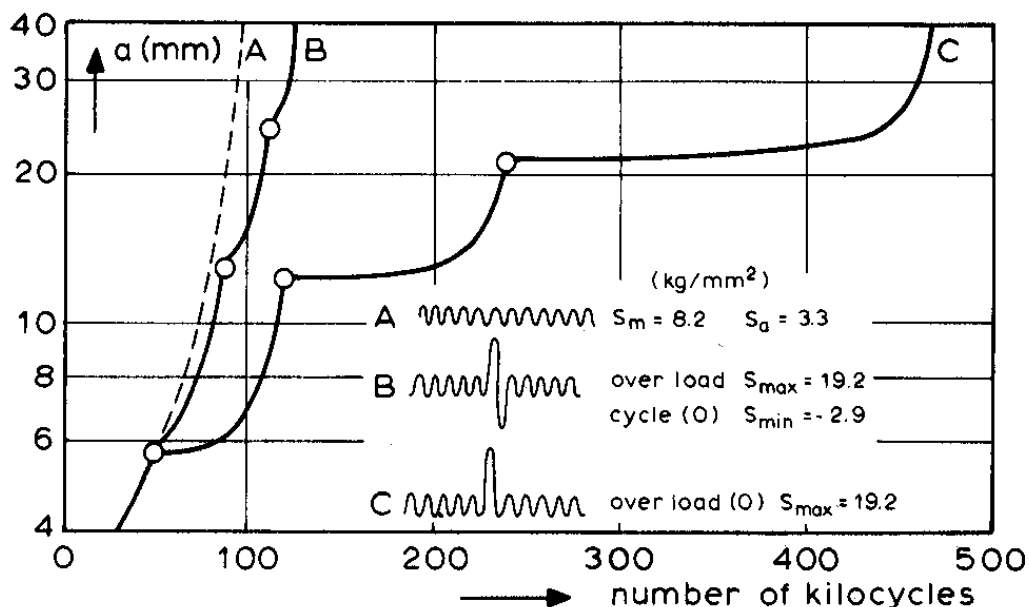


Abbildung 2.10: Rissverzögerung verursacht durch Überlasten [SCH162]

Die Überlast erzeugt neben der bereits vorhandenen zyklischen plastischen Zone, hervorgerufen durch die Grundlast, eine größere durch die Spitzenlast verursachte plastische Zone. Nach Entlastung von der Überlast zur Grundlast erfolgt eine Rückverformung des elastisch verformten Materials außerhalb der plastischen Zone. Der bleibend verformte Bereich an der Risspitze ist nun jedoch vergrößert und setzt der elastischen Rückverformung einen Widerstand entgegen. Auf diese Weise entsteht im Bereich der Risspitze, wie in Abbildung 2.11 gezeigt, ein Druckspannungsfeld [BROE86].

Experimentell nachgewiesen wurde der entsprechende Druckspannungsbereich vor der Risspitze in Aluminium und Stahl mittels Röntgen- [WAN00, JÄG97, JÄG96, LI92, BUSC88, WEL83, KUN79] und Neutronen-Diffraktometrie [WEB89]. Nach Elber [ELB71] führen die erzeugten Druckspannungen zu einem verstärkten Riss schließen und damit zu der beobachteten Verzögerung der Rissausbreitung [FLE89]. Erst nachdem der Riss diesen Druckspannungsbereich durchwandert hat, kehrt er zu der durch die Grundlast bedingten, stabilen unbeeinflussten Rissausbreitung, zurück [BROE86].

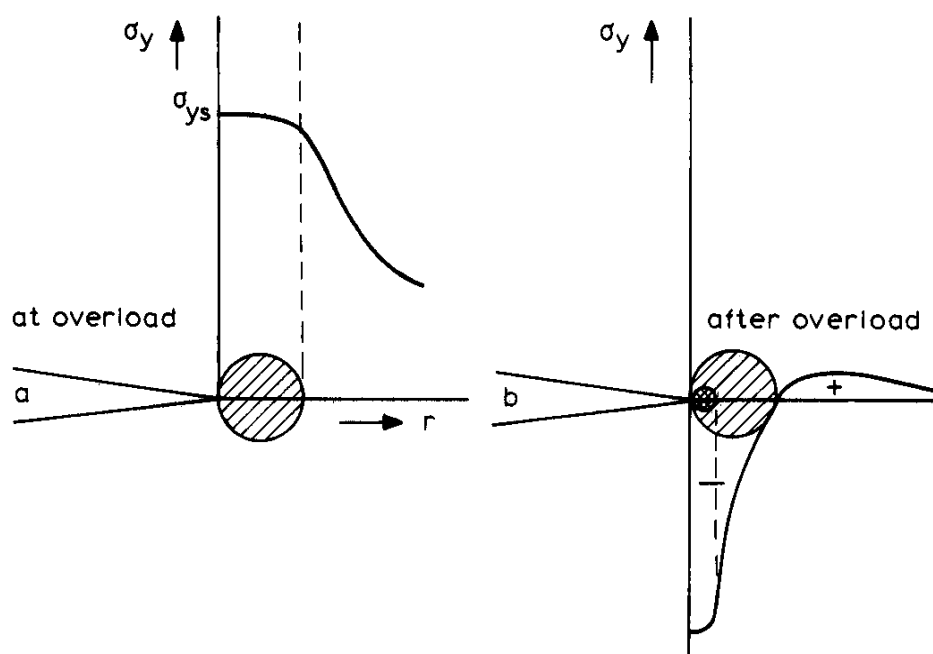


Abbildung 2.11: Eigenspannungsfeld an der Risspitze verursacht durch eine einzelne Überlast [BROE86, WIL79]

Die zu beobachtenden Effekte sind von der Amplitude der Überlast, der Grundlast, der Mikrostruktur des Werkstoffes und den Umgebungsbedingungen abhängig [PET88, RAN90, ZUI87] und können sich über mehrere Millimeter bzw. Tausende von Zyklen erstrecken [MCM67]. Sehr hohe Überlastbeanspruchungen können Druckspannungen im Risspitzenfeld erzeugen, die eine Rissöffnung soweit erschweren, dass Rissstop eintritt [HIM76, BÄR02].

Mit plastisch induziertem Riss schließen in Verbindung mit einem

Druckspannungsbereich vor der Riss Spitze kann die Rissverzögerung durch Überlasten jedoch nicht vollständig erklärt werden. Nach Suresh [SUR98] sind neben den in Kapitel 2.2.3 aufgeführten Riss schließmechanismen zwei weitere Prozesse, die eine Geometrie veränderung an der Riss Spitze bewirken, zu berücksichtigen. Riss Spitzenabstumpfung („Blunting“) [RIC67] und Riss ablenkung oder –verzweigung [SCHI74, LAN81] können ebenfalls eine Riss verzögerung nach einer Überlast bewirken. In beiden Fällen wird durch eine Geometrie veränderung der Riss Spitze eine geringere Spannungskonzentration erreicht.

Drucküberlasten haben bei reiner Modus I Belastung keinen Einfluss auf den Riss fortschritt, da der Riss während der Druckphase geschlossen ist [SCHI65, HUD69]. Bei realen Riss verläufen können Drucküberlasten aufgrund auftretender Modus II und III Belastungen in Abhängigkeit von der Probengeometrie zu einer Beschleunigung der Riss ausbreitung, also zu Zugspannungen vor der Riss Spitze, führen [CRO71, TOP85]. Buschermöhle, Vormwald und Memhard [BUS96, BUS97] geben eine Zusammenstellung der in der Literatur zu findenden Experimente zu Drucküberlasten und deren Ergebnis in Bezug auf die Ermüdungsrisssausbreitung. Bei Untersuchungen mit CT-Proben wurde keine Beeinflussung [POW87, ZAI85], mit CCT-Proben eine Beschleunigung [TOP85, YU84, ASW88] und mit CCT-Proben größerer Dicke eine Verzögerung der Rissausbreitung [ZUI91, CAR94] festgestellt.

Eine indirekte Beeinflussung des Verzögerungseffektes einer Zugüberlast durch Drucküberlasten ist jedoch festzustellen. Überlasten im Druckbereich können die durch Zugüberlasten verursachten Eigenspannungsfelder vor der Riss Spitze teilweise aufheben und somit den Verzögerungseffekt abschwächen [FÜH76, FÜH84, MAR84]. Abbildung 2.10 zeigt diesen Effekt mit den Kurven C und B für reine Zug und Zug-Druck Überlasten.

Überlasten mit wechselnder Amplitude erzeugen in Abhängigkeit ihrer Reihenfolge zusätzliche Verzögerungseffekte [EUW72, COR73]. Erhöht man die Anzahl der eingestreuten Überlasten soweit, dass der verursachte Rissfortschritt der Gleichgewichtsgeschwindigkeit der anliegenden Belastung

entspricht, wird die Beanspruchung nicht mehr als Mehrfachüberlast, sondern als Lastblock bezeichnet. Beim Übergang eines Lastblocks mit hoher Schwingbreite zu einem mit niedriger Belastung (Abb. 2.12a)), sind die Beschleunigungs- und Verzögerungseffekte nur für den letzten Zyklus des Blocks relevant [JAC76]. Bei der Veränderung des Lastblocks zu einer höheren Belastung tritt keine Rissverzögerung im Sinne einer isolierten Überlast auf (Abb. 2.12b)). Zunächst steigt die Rissgeschwindigkeit über den Gleichgewichtswert der neuen Belastung an, auf den sie dann allmählich wieder absinkt [TRE73].

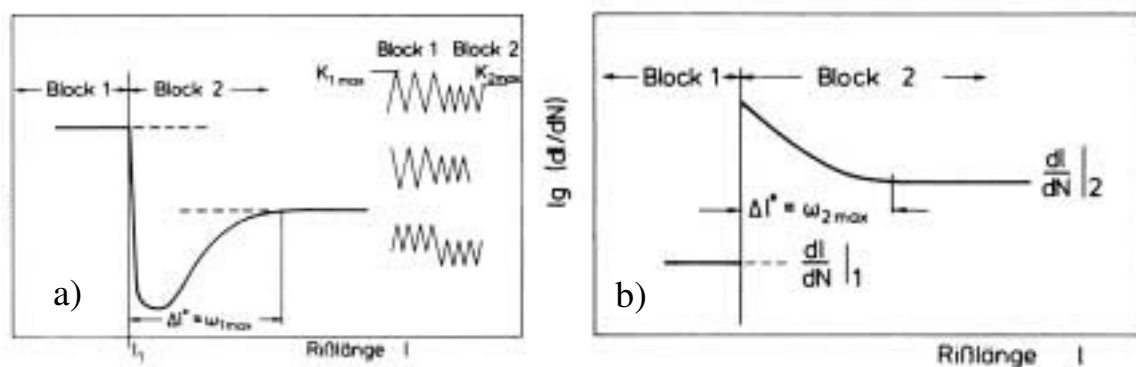


Abbildung 2.12: Rissgeschwindigkeitsübergang zwischen zwei Lastblöcken [SCH80]

Es gibt noch kein Modell, welches die Eigenspannungen vor der Risspitze und die damit verknüpften Riss-schließeffekte zur Beschreibung des Überlasteinflusses ausreichend genau berücksichtigt [BROE86].

## 2.3 Die Positronenannihilationsspektroskopie

### 2.3.1 Positronenannihilation - Lebensdauer-messungen zur Charakterisierung von Defektstrukturen

Die Positronenannihilationsspektroskopie ist mittlerweile ein etabliertes Verfahren zur Untersuchung oberflächennaher Defekte in unterschiedlichen Materialien [KRA99]. Das Positron  $e^+$  als Antiteilchen des Elektrons wurde 1928 von Dirac [DIR28] vorhergesagt und 1932 von Anderson [AND32] experimentell nachgewiesen. Die Wechselwirkung von Positronen mit

Materie wurde nach 1940 intensiv studiert und zur Untersuchung von Festkörpereigenschaften über Annihilationsprozesse eingesetzt. Durch die positive Ladung ist das Positron in erster Linie sensitiv gegenüber leerstellenartigen Defekten, in denen die Elektronendichte reduziert ist. Dies führt zu einer niedrigeren Wahrscheinlichkeit für das Positron einen Annihilationspartner zu finden, und damit zu einer Erhöhung der Lebensdauer im Defektvolumen. Aus der Zerfallsrate der freien Positronen und der dabei emittierten  $\gamma$ -Strahlung im Werkstoff sind Rückschlüsse auf die Dichte und die kinetischen Eigenschaften der Elektronen am Annihilationsort und in Korrelation mit der gemessenen Positronenlebensdauer auf die Konzentration und die Größe vorhandener Defekte im Material möglich [SCHA92]. Die Methode bietet sich demnach z.B. zur Untersuchung von Defektkonfigurationen im Bereich eines Ermüdungsrisses an.

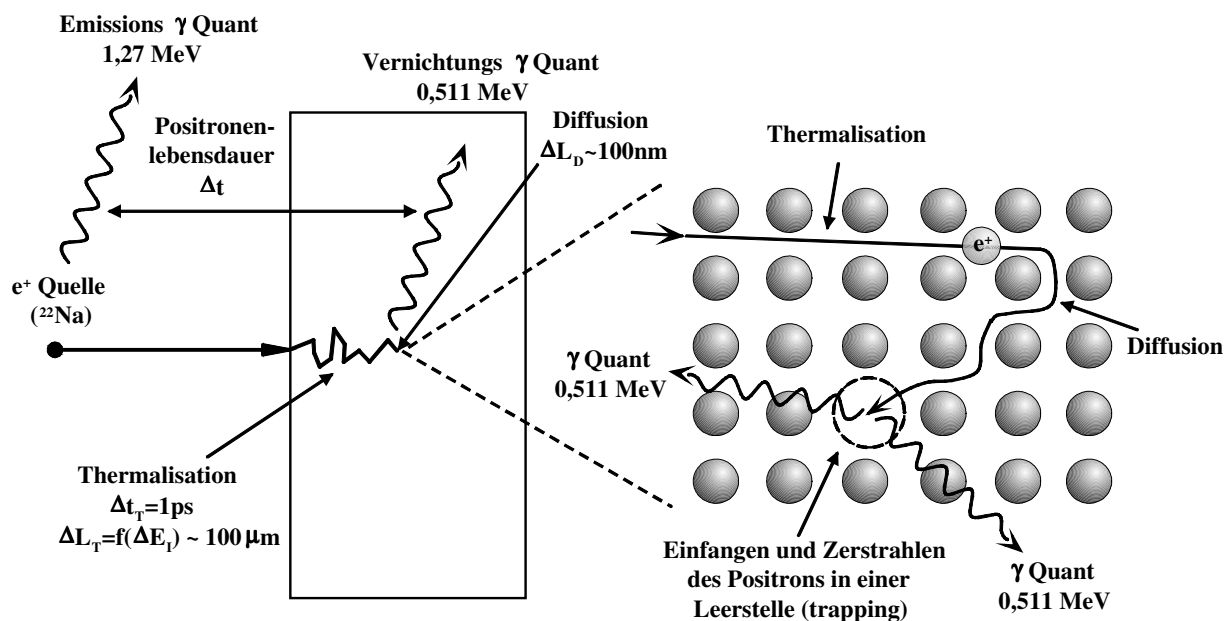


Abbildung 2.13: Positroneneinfang durch Kristalldefekte [nach KRA99]

Zwei Anforderungen an eine Positronenquelle zum Studium der Positronenannihilation sind eine hohe Ausbeute an  $e^+$ -Strahlung und eine ausreichende Energie der Positronen. Das Isotop  $^{22}\text{Na}$  ist aufgrund der hohen Positronenausbeute (90%) und der langen Halbwertszeit ( $t_{1/2} = 2,6$  Jahre) zur Standardquelle geworden [SCHA92]. Wird ein Positron aus einer solchen Positronenquelle emittiert, entsteht simultan ein charakteristisches  $\gamma$ -Quant mit einer Energie von  $1,27 \text{ MeV}$ . Trifft ein solches Positron auf einen



Festkörper, tritt es in die Kristallstruktur ein und verliert durch Thermalisation sehr schnell seine Energie (Abb. 2.13). Das thermalisierte Positron diffundiert im Festkörper bis es ein Elektron findet und mit ihm unter Aussendung von zwei  $\gamma$ -Quanten mit einer Energie von 0,511 MeV annihiliert. Konventionelle Lebensdauermessungen nutzen die bei der Emission und der Annihilation entstehenden  $\gamma$ -Quanten zur Bestimmung der Positronenlebensdauer  $\Delta t$ . Die in Abbildung 2.13 dargestellte Eindringtiefe  $\Delta L_T$  ist abhängig von der kinetischen Energie der Positronen und liegt bei der beschriebenen Standardquelle bei etwa  $100\mu\text{m}$  [KRA99]. Typische Diffusionslängen eines thermalisierten Positrons in kristallinen Festkörpern betragen zwischen 10 und 100nm.

Primär zur Untersuchung geeignet sind im Festkörper befindliche Defekte mit freiem Volumen, wie Leerstellen, deren Agglomeraten sowie innere Oberflächen. Je nach Größe dieser Defekte tritt neben der Lebensdauer für das Grundmaterial eine zweite höhere Lebensdauerkomponente im Spektrum auf, deren Intensität direkt mit der Konzentration des gemessenen Defekttyps korreliert werden kann [KRA99].

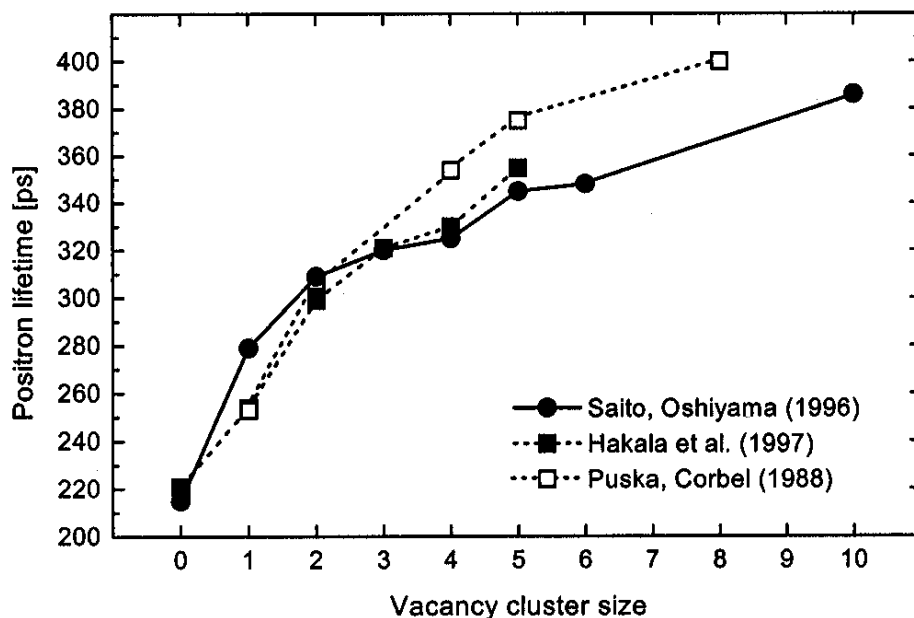


Abbildung 2.14: Korrelation der Positronenlebensdauer mit der Defektgröße von Leerstellenagglomeraten für Silizium [KRA99]

Gezeigt wurde dieses Verhalten für Stahl [ASO02], für ein- und polykristallines Kupfer [DIA85, LEP81, KET81] sowie für verschiedene

technische Aluminiumlegierungen [POL01, SOM01]. Die in diesen Arbeiten nachgewiesenen Defektkonfigurationen wurden durch Ermüdung erzeugt. Bei allen drei Werkstoffgruppen zeigt sich mit zunehmender Ermüdung ein starker Anstieg der Defektkonzentration bis zur Sättigung [ASO02]. Eine direkte Korrelation der Lebensdauer mit der Defektgröße, wie sie in Abbildung 2.14 gezeigt wird, ist in der Literatur für technische Werkstoffe wie Stahl und Aluminium auf numerischer und teilweise experimenteller Basis zu finden [ASO02], ist aber messtechnisch in den meisten Fällen nicht oder nur unzureichend möglich.

### **2.3.2 Prinzip der Positronenstrahlsysteme**

Die verwendeten Positronenquellen weisen eine kontinuierliche Energieverteilung der emittierten Positronen auf, und erlauben aus diesem Grund keine Tiefenauflösung der Untersuchungen [KRU90]. Um dies zu erreichen, benötigt man moderierte monoenergetische Positronen, die je nach Energie unterschiedliche Implantationstiefen aufweisen. Zur Moderation nutzt man dünne Metallfolien, deren Transmissionseigenschaften die Erzeugung eines monoenergetischen Positronenstrahls niedriger Energie zulassen [KRA99]. Die langsamen Positronen werden dann für tiefenaufgelöste Messungen auf die gewünschte Implantationsenergie, die proportional zur mittleren Eindringtiefe  $\Delta L_T$  ist (Abb. 2.13), beschleunigt. Die bei konventionellen Lebensdauerermessungen verwendete, durch ein bei der Emission des Positrons erzeugtes  $\gamma$ -Quant festgelegte Zeitinformation, steht bei Verwendung langsamer Positronen aufgrund des Moderationsprozesses nicht mehr zur Verfügung [BAU00]. Um die Positronenlebensdauer dennoch messen zu können, wird dem Positronenstrahl durch Hochfrequenzfelder eine Zeitstruktur aufgeprägt. Durch Anlegen einer sägezahnförmigen Spannung im „Buncher“ ergibt sich durch Komprimierung aus dem monoenergetischen Strahl ein gepulstes Spektrum mit Untergrund. Mit einem „Chopper“ wird im weiteren Verlauf der unerwünschte Untergrund zwischen den Pulsen unterdrückt [BAU00]. Die so erreichten Positronenspektren erlauben eine zeitliche Auflösung der

Positronenlebensdauer mit einem statistischen Fehler von  $\Delta t \approx 1$  ps. Im Folgenden werden die in den Abbildungen 2.15 und 2.16 dargestellten Systeme, die beide mit einem gepulsten monoenergetischen Positronenstrahl arbeiten, kurz vorgestellt.

### 2.3.2.1 Gepulstes Positronenstrahlsystem (PLEPS)

Das Positronenstrahlsystem PLEPS (Pulsed Low Energy Positron System) erlaubt mit einem gepulsten Positronenstrahl mit Energien von 3 – 20 keV punktuelle, tiefenaufgelöste Messungen der Positronenlebensdauer. Mit einem Strahldurchmesser von 2 mm sind bei einer Zählrate von maximal 4 kHz statistisch abgesicherte Messungen von Defektstrukturen in großen Werkstoffbereichen möglich [BAU00].

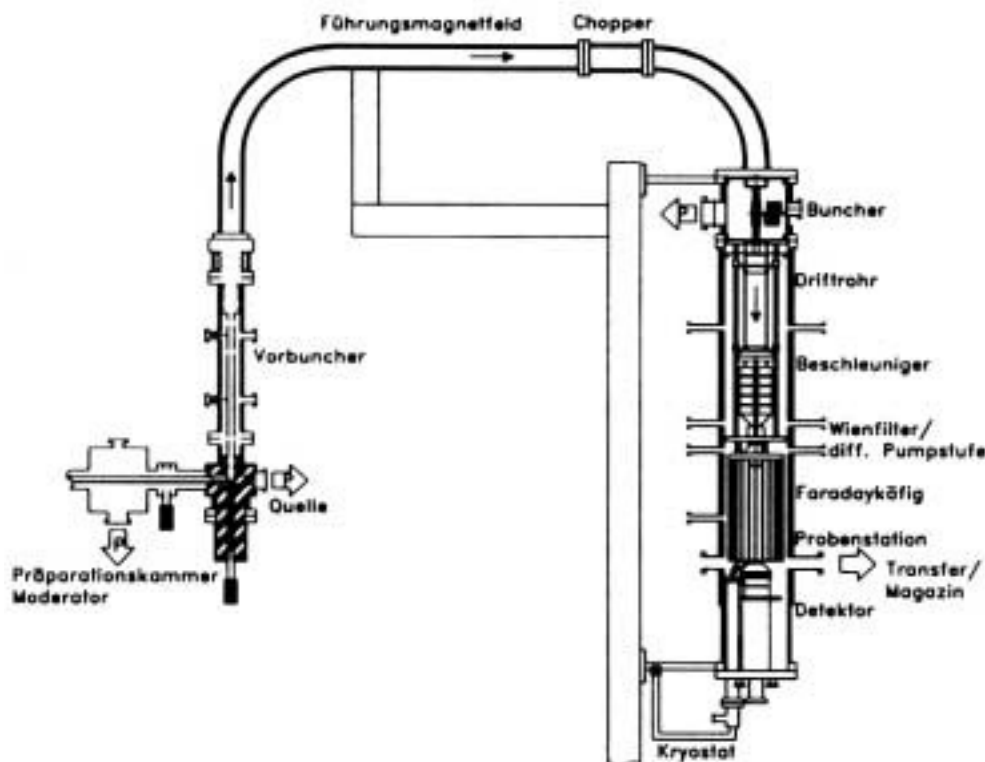


Abbildung 2.15: Gepulstes Positronenstrahlsystem PLEPS [BAU00, BAU01]

Der Aufbau der Anlage, von der  $^{22}\text{Na}$ -Quelle über den „Buncher“, den „Chopper“ und den Beschleuniger bis hin zur Probenkammer und dem Detektor, ist in Abbildung 2.15 dargestellt.

### 2.3.2.2 Rasterpositronenmikroskop (SPM)

Die Lokalisierung von Defektstrukturen in technischen Legierungen wie Kupfer oder Aluminium erfordert je nach Gefüge einen Positronenstrahldurchmesser im Submikrometerbereich. Diese Anforderungen werden teilweise mit einem gepulsten Positronenstrahl variabler Energie (1 – 20 keV) und einem Durchmesser zwischen 1 und 50  $\mu\text{m}$  im von Triftshäuser und Mitarbeitern in München aufgebauten Rasterpositronenmikroskop SPM (Scanning Positron Microscope) erfüllt [DAV01].

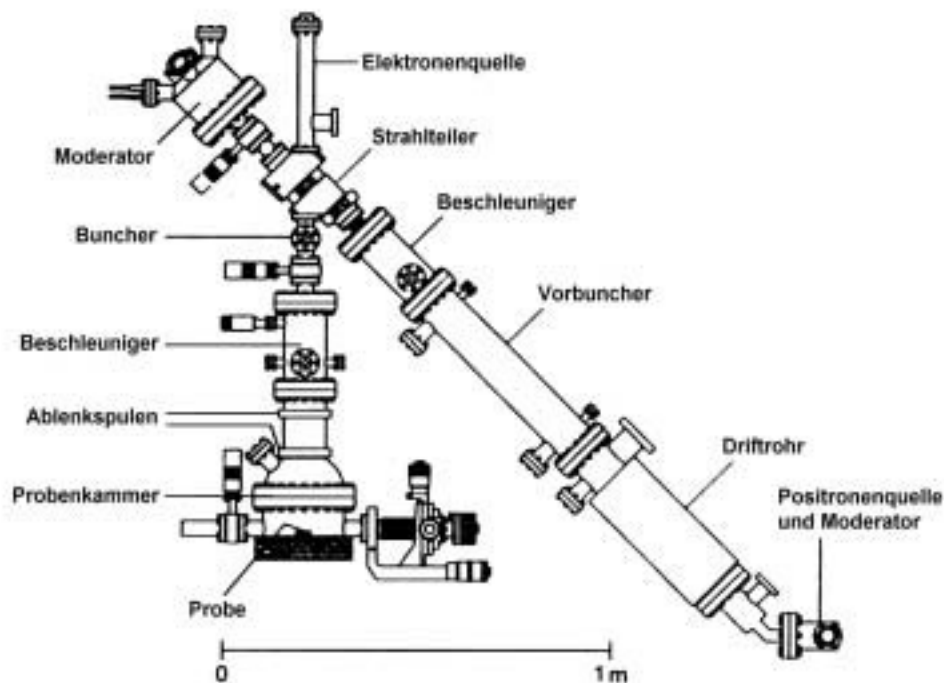


Abbildung 2.16: Schematischer Aufbau des Rasterpositronenmikroskops SPM [DAV01]

Prinzipiell hat das in Abbildung 2.16 gezeigte SPM den gleichen Aufbau wie ein Rasterelektronenmikroskop. Allerdings wurde die Elektronenquelle durch eine Positronenquelle aus dem Isotop  $^{22}\text{Na}$  ersetzt und alle elektrischen Felder dementsprechend umgepolt [KÖG01]. Aufgrund der gegenüber einer Elektronenquelle um Größenordnungen niedrigeren Positronendichte, verlängern sich die Messzeiten entsprechend. Eine maximale Zählrate von 300 Ereignissen pro Sekunde und Spektren mit etwa 1 Millionen Ereignissen

bedeuten für eine abzurasternde Fläche von z.B. 20 x 20 Pixel (150 x 150  $\mu\text{m}^2$ ) eine Messdauer von etwa 16 Stunden [DAV01]. Die Positronenlebensdauerspektren können für jeden abgerasterten Punkt mit einer lateralen Auflösung im Bereich des Strahldurchmessers aufgenommen werden [KÖG01]. Das System erlaubt tiefen- und lateral aufgelöste Untersuchungen von Defektstrukturen in technischen Legierungen im Mikrometermaßstab und damit innerhalb eines Kornes.

## 3. Experimentelles

### 3.1 Werkstoffcharakterisierung

Die verwendeten Werkstoffe wurden von der Firma EADS Airbus Bremen zur Verfügung gestellt. Es handelt sich um gewalzte Bleche zweier Aluminium Knetlegierungen vom Typ 6013 (AlMgSi) und 2024 (AlCuMg) mit einer Dicke von 3,9 bzw. 3,3 mm. Die chemischen Zusammensetzungen der beiden Aluminiumlegierungen ist in den Tabellen 3.1 und 3.2 dargestellt.

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Ti +Zr	Andere		Al
										Einzeln	Total	
Min.	0,6	-	0,1	0,2	0,6	-	0,1	-	-	-	-	Rest
Max.	1,3	0,5	1,1	1,0	1,2	0,2	0,7	0,1	0,2	0,05	0,15	

Tabelle 3.1: Hauptlegierungsbestandteile der Aluminiumlegierung 6013 in Gewichts % [AIMS00]

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Andere		Al
									Einzeln	Total	
Min.	-	-	3,8	0,3	1,2	-	-	-	-	-	Rest
Max.	0,5	0,5	4,9	0,9	1,8	0,1	0,25	0,15	0,05	0,15	

Tabelle 3.2: Hauptlegierungsbestandteile der Aluminiumlegierung 2024 in Gewichts % [AIMS99]

Die Aluminiumlegierung 6013 lag im Behandlungszustand T4 vor (lösungsgeglüht, abgeschreckt und kaltausgelagert) [DIN1089]. Später erfolgte eine weitere Lösungsglühung, es wurde abgeschreckt und mit einer Warmauslagerung von etwa 4 Stunden bei 190°C die höchste Festigkeit im Zustand T62 eingestellt [AIMS00]. Die Legierung 2024 liegt im Zustand T351 vor, wurde also bei etwa 495°C lösungsgeglüht, abgeschreckt, durch einen kontrollierten Reckgrad von 0,5 - 2 % entspannt und länger als 5 Tage kaltausgelagert [AIMS99]. Aufgrund der durch den hohen Kupferanteil

verursachten Korrosionsanfälligkeit wurde die Aluminiumlegierung 2024 auf beiden Seiten des Bleches mit einer etwa 150 µm dicken Plattierung aus Reinaluminium versehen. Die maximal zulässigen Verunreinigungen der Plattierungsschichten sind in Tabelle 3.3 aufgeführt.

Element	Si + Fe	Cu	Mn	Mg	Zn	Ti	Andere	Al
							Einzel	
Max.	0,7	0,1	0,05	0,05	0,1	0,03	0,03	Rest

Tabelle 3.3: Chemische Zusammensetzung der auf 2024 aufgebrachten Plattierung in Gewichts % [AIMS99]

Für Referenzuntersuchungen mit der Positronenspektroskopie wurde ein sauerstofffreies Elektrolyt-Kupfer (OFHC) mit einem Reinheitsgrad von 99,95 % oder besser verwendet.

Material	E [GPa]	R <sub>m</sub> [MPa]	R <sub>p0,2</sub> [MPa]	R <sub>p0,01</sub> [MPa]	A [%]	Härte [HBW]
6013 T62	72 (68-72)	399 (350)	365 (310)	224	16 (8)	131
2024 T351	69 (68-72)	463 (430)	382 (310)	217	22 (15)	144
Plattierung	-	-	-	-	-	42
ECu	108	210	147	87	65	71

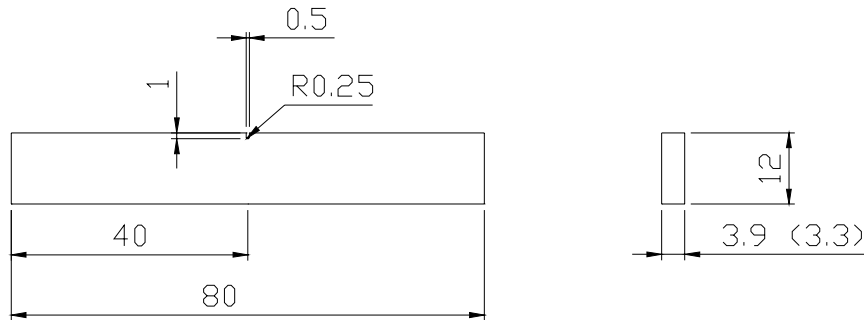
Tabelle 3.4: Mechanische Eigenschaften von 6013 T62, 2024 T351 und ECu (OFHC). Herstellerangaben in Klammern [AIMS99, AIMS00]

Die im Zugversuch und bei Härtemessungen ermittelten mechanischen Eigenschaften sind Tabelle 3.4 zu entnehmen. Zum Vergleich sind die vorhandenen, vom Hersteller als Mindestwerte geforderten, Angaben in Klammern aufgeführt.

## 3.2 Probenform und -herstellung

Für dynamische Untersuchungen wurden aus den angelieferten Blechen einseitig gekerbte Flachproben (SEN) mit den in Abbildung 3.1 dargestellten

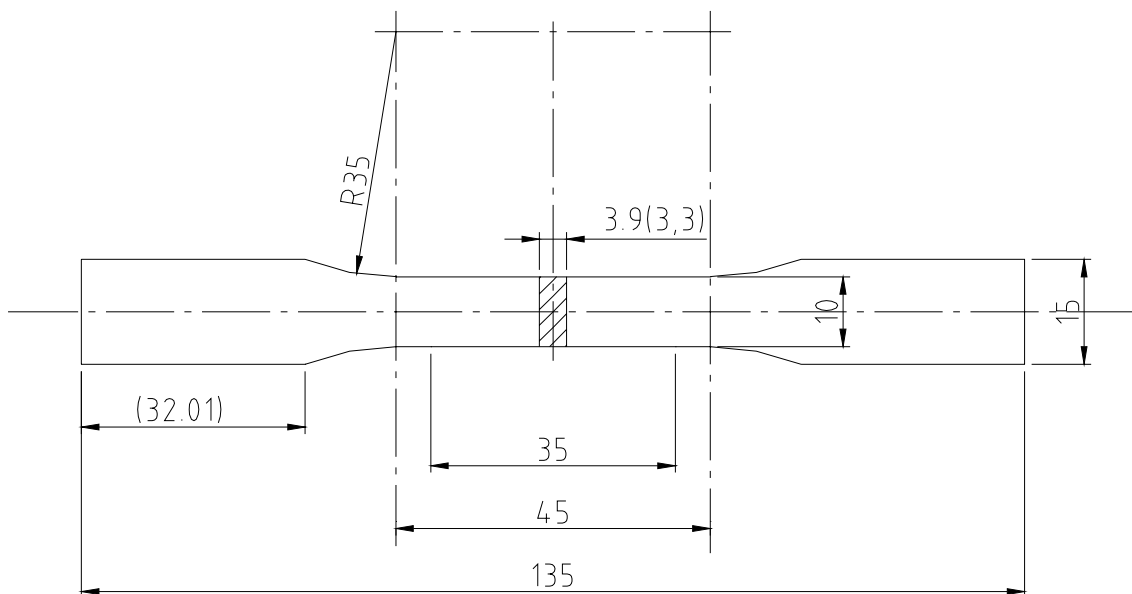
Maßen und Toleranzen [DIN691] gefertigt. Alle Proben wurden mit der Probenlängsachse in Walzrichtung aus den Blechen entnommen.



Allgemeintoleranzen  
nach DIN ISO 2768 T1 f

Abbildung 3.1: Einseitig gekerbte Flachprobe (SEN)

Die Seitenflächen wurden gefräst, die Blechoberflächen dagegen nicht bearbeitet. Die Kerbe mit einer Tiefe von  $1,0 \pm 0,1$  mm wurde mit einer Diamantdrahtsäge eingebracht. Der Kerbradius beträgt bei allen Proben 0,25 mm.



Allgemeintoleranzen  
nach DIN ISO 2768 T1 f

Abbildung 3.2: Zugprobe E4 x 10 x 35 nach DIN 50125 [DIN491]

Für statische Versuche wurden die nach DIN 50125 gefertigten, in Abbildung 3.2 dargestellten, Flachproben mit der Form E4 x 10 x 35 als Zugproben mit Köpfen für Spannkeile verwendet.



### 3.3 Rissausbreitungsexperimente

Die Versuchsanordnung zur Durchführung der Rissausbreitungsexperimente basiert auf einer servohydraulischen Prüfmaschine vom Typ Schenk PSA 10 mit einer Steuerelektronik vom Typ S56 [BÄR01]. Mit der Prüfanlage sind dynamische Belastungen von  $\pm 8$  kN, bei Frequenzen zwischen 0,01 und 200 Hz und den Signalformen Sinus, Rechteck und Dreieck möglich.

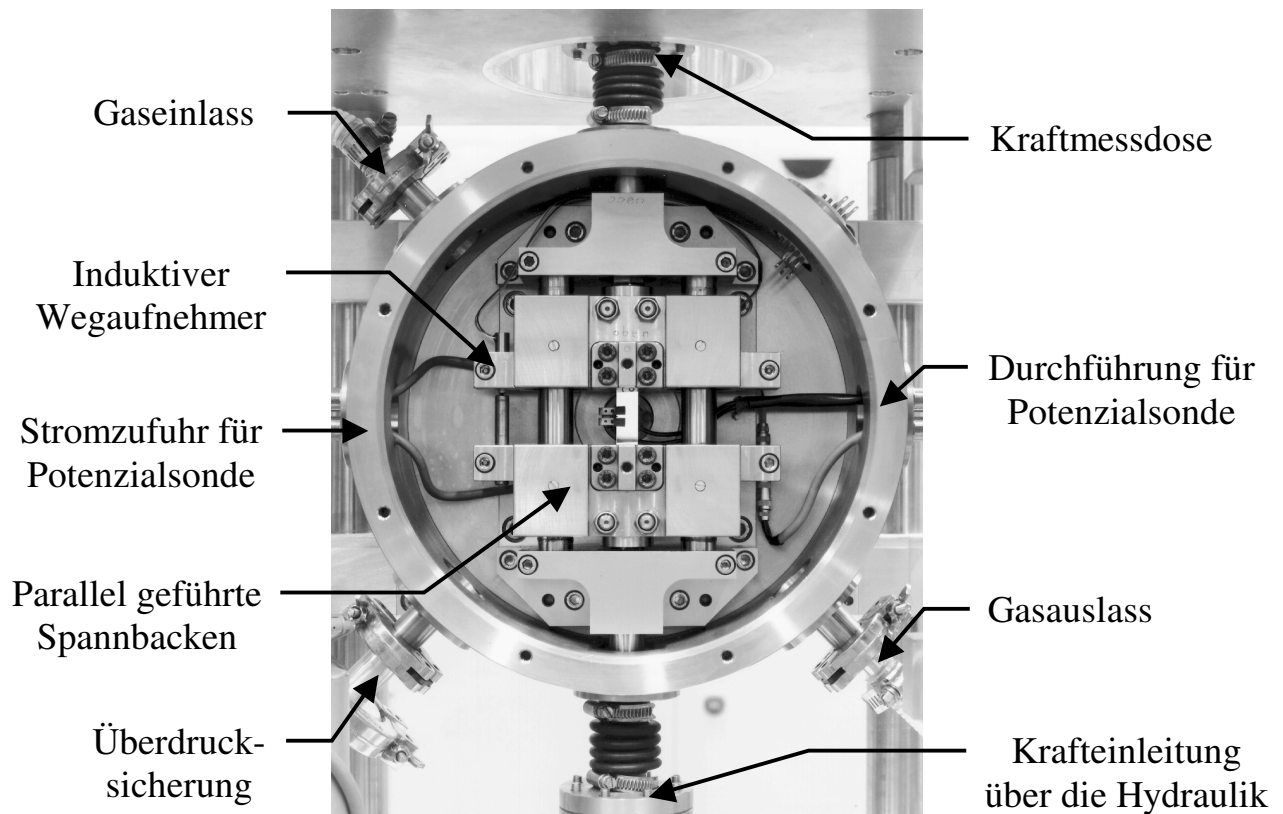


Abbildung 3.3: Probenkammer und Einspannvorrichtung

Für die Prüfmaschine stand die in Abbildung 3.3 dargestellte Probenkammer zur Verfügung, die eine Durchföhrung von Versuchen in Atmosphären mit beliebiger Zusammensetzung und Feuchte ermöglicht. Mittels einer Mischbatterie können mit verschiedenen Gasen Feuchtigkeitsgehalte von  $1,5\% \pm 0,5\%$  ( $-33^{\circ}\text{C} \leq \text{Taupunkt} \leq -27^{\circ}\text{C}$ ) bis zu  $98\% \pm 1,0\%$  (Taupunkt entspricht der Umgebungstemperatur) erreicht werden [VOL99]. Die in dieser Arbeit dargestellten Untersuchungen wurden in angefeuchteter Pressluft bei einem Feuchtegrad von  $40\% \pm 1\%$  ( $10^{\circ}\text{C} \leq \text{Taupunkt} \leq 11^{\circ}\text{C}$ ) und einer Umgebungstemperatur von  $25^{\circ}\text{C} \pm 1^{\circ}\text{C}$  durchgeführt. Die

Überwachung der Temperatur und der Feuchtigkeit erfolgte mit einem Präzisionsdrucktaupunktfühler vom Typ 601 der Firma Testo. Um unter Minimierung der Biegespannungen eine reine Modus I Belastung der Proben zu gewährleisten und Belastungen im Druckbereich zu ermöglichen, wurde in die Probenkammer die in Abbildung 3.3. zu sehende parallele Probenführung implementiert.

Zur Messung der Risslänge sind drei voneinander unabhängige Methoden in die Prüfanlage integriert. Zum einen ein Messmikroskop zur optischen Risslängenerfassung, induktive Wegaufnehmer zur Risslängenmessung über die Rissöffnungsverschiebungen und eine Gleichstrompotenzialsonde zur Erfassung der Risslänge über Potenzialänderungen der Probe.

### **3.3.1 Optische Risslängenmessung**

Die optische Risslängenbestimmung über ein auf einem Kreuztisch befestigtes Mikroskop mit 100-facher Vergrößerung ist ein vollständig manuelles Verfahren. Um den Riss bei entsprechenden Versuchsfrequenzen verfolgen zu können, ist das Abstandsmikroskop mit einer Stroboskoplampe ausgestattet, mit der ein stehendes Bild des geöffneten Risses erzeugt werden kann. Die Position der Risspitze im Fadenkreuz wird mit zwei induktiven Wegaufnehmern in x und z-Richtung bestimmt und über die Steuerelektronik an den Steuerrechner übertragen. Ein gravierender Nachteil dieser Methode ist die nur einseitige Erfassung der Risslänge und die notwendige manuelle Nachführung.

### **3.3.2 Potenzialsondenverfahren**

Die Gleichstrompotenzialsonde lässt eine Automatisierung der Versuchsführung zu und weist gegenüber den herkömmlichen Compliance-Methoden einen deutlichen Vorteil in der Genauigkeit auf [BRO65]. Aus diesen Gründen ist das Verfahren zur Risslängenmessung bei metallischen Werkstoffen allgemein anerkannt und wird bei der hier vorgestellten Versuchsanlage zur Risslängenbestimmung verwendet.

### 3.3.2.1 Risslängenmessung

Grundprinzip der Potenzialmethode ist die mit zunehmender Risslänge gut messbare Potenzialänderung der Probe [SCH80]. Zur Risslängenmessung wird mit einem Konstanter der Firma Delta Electronics ein konstant bleibender Gleichstrom durch die Probe geleitet. Symmetrisch zur Rissstarterkerbe werden zwei Potenzialabgriffe befestigt, mit deren Hilfe die von der Risslänge abhängige Potenzialdifferenz als Spannung gemessen werden kann [MLE79]. Zur Messung des Spannungssignals wird ein Nanovoltmeter des Typs 182 der Firma Keithley verwendet. Aufgrund der guten Leitfähigkeit der untersuchten Aluminiumlegierungen sind Stromstärken von etwa 50 A notwendig, um je nach Risslänge Potentiale von 0,2 bis 1,2 mV zu erhalten [RÖD02]. Die so ermittelten Messwerte werden über eine IEEE Schnittstelle an den Steuerungsrechner übergeben.

$$a = \frac{2 \cdot W}{\pi} \cdot \arccos \left\{ \frac{\cosh \frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W}}{\cosh \left[ \frac{U}{U_0} \arccos \frac{\cosh \frac{\pi \cdot y_0}{2 \cdot W}}{\cos \frac{\pi \cdot a_K}{2 \cdot W}} \right]} \right\} \quad (3.1)$$

Die Risslänge  $a$  kann mit dem erfassten Spannungssignal über die sogenannte Johnson-Formel [JOH65], einer analytischen Lösung der Laplace'schen Potentialgleichung [HAL80], aus der Änderung des Potentials  $U$  berechnet werden. Für eine einseitig gekerbte Flachprobe (SEN) gilt die in Formel (3.1) dargestellte Beziehung. Die verwendeten Parameter sind neben dem Anfangspotenzial  $U_0$ , die Probenbreite  $W$ , die Kerbtiefe  $a_K$  und der halbe Potenzialabgriffabstand  $y_0$  (Abstand Kerbmitte - Abgriff).

Die Empfindlichkeit der Messmethode wird im wesentlichen von der Risslänge und dem Potenzialabgriffabstand bestimmt. Eine höhere Genauigkeit des Verfahrens erhält man für zunehmende Risslängen und einem möglichst kleinen Abstand der Potenzialabgriffe. Eine Überprüfung

der Messmethode kann über die optische Risslängenbestimmung erfolgen [RÖD02]. Mit einem Potenzialabgriffabstand von  $2y_0 = 2,5 \text{ mm} \pm 0,1 \text{ mm}$ , einer Auflösung des Nanovoltmeters von  $\Delta U = 50 \text{ nV}$  sowie unter Berücksichtigung thermisch induzierter Schwankungen des Spannungssignals durch Umgebungseinflüsse, ergibt sich eine Genauigkeit in der Risslängenmessung von  $\Delta a = \pm 0,5 \text{ }\mu\text{m}$ . Das Potenzialsondenverfahren ist ein integrales Messverfahren und liefert ein der Rissfläche entsprechendes Spannungssignal. Rissfrontkrümmungen werden demnach aufgrund der Mittelung über die gesamte Breite der Bruchfläche einer mittleren Risslänge  $\bar{a}$  zugeordnet. Proben mit einer Abweichung der Risslänge auf beiden Probenoberflächen von mehr als 20 % werden jedoch nicht zur Auswertung herangezogen.

### 3.3.2.2 Hysteresenmessung

Eine weitere Anwendungsmöglichkeit der Potenzialsonde ist die Messung von Hystereseschleifen, den sogenannten Potenzialsondenhysteresen, mit denen Aussagen über Risssschließeffekte und das Verhalten eines Risses unter Belastung möglich sind [VOL99, RÖD02]. Mit Hilfe eines externen Rechners und eines in Visual Basic verfassten Programms zur Messwertaufnahme können Spannungswerte des Nanovoltmeters über die IEEE Hochgeschwindigkeitsschnittstelle mit einer Datenerfassungsrate von maximal 25 Hz aufgenommen werden. Um bei der Hysteresenmessung eine Mindestanzahl von 50 Messpunkten pro Hysteresenschleife zu erhalten, werden die Experimente bei einer maximalen Versuchsfrequenz von 0,5 Hz durchgeführt. Simultan wird die über den induktiven Wegaufnehmer an der Einspannung definierte Probenaufweitung und die von der Prüfanlage aufbrachte Kraft erfasst. Die Messwerte stehen im ASCII-Format zur Verfügung und können mit einer Tabellenkalkulation weiterverarbeitet werden.

Wird die über die Potenzialsondenspannung ermittelte Risslänge über der Nennspannung aufgetragen, erhält man die in Abbildung 3.4 dargestellten Potenzialsondenhysteresen. Ein Vergleich mit einer herkömmlichen

Hysterese aus der Compliance-Messung ist, wie in Abbildung 3.4 zu sehen, mit einer Auftragung der Rissöffnungsverschiebung über der Nennspannung möglich.

Abbildung 3.4 zeigt darüber hinaus das unterschiedliche Aussehen zweier Potenzialsondenhysteresen aufgrund der Bildung einer Oxidschicht auf den Bruchflächen. Ist genügend Sauerstoff zur Bildung einer elektrisch isolierenden Aluminiumoxidschicht auf den Bruchflächen vorhanden, ist der Riss für die Potenzialsonde immer geöffnet. Dies spiegelt sich in dem waagerechten Verlauf der Potenzialhysterese wieder und ermöglicht ausschließlich die Bestimmung der maximalen Risslänge.

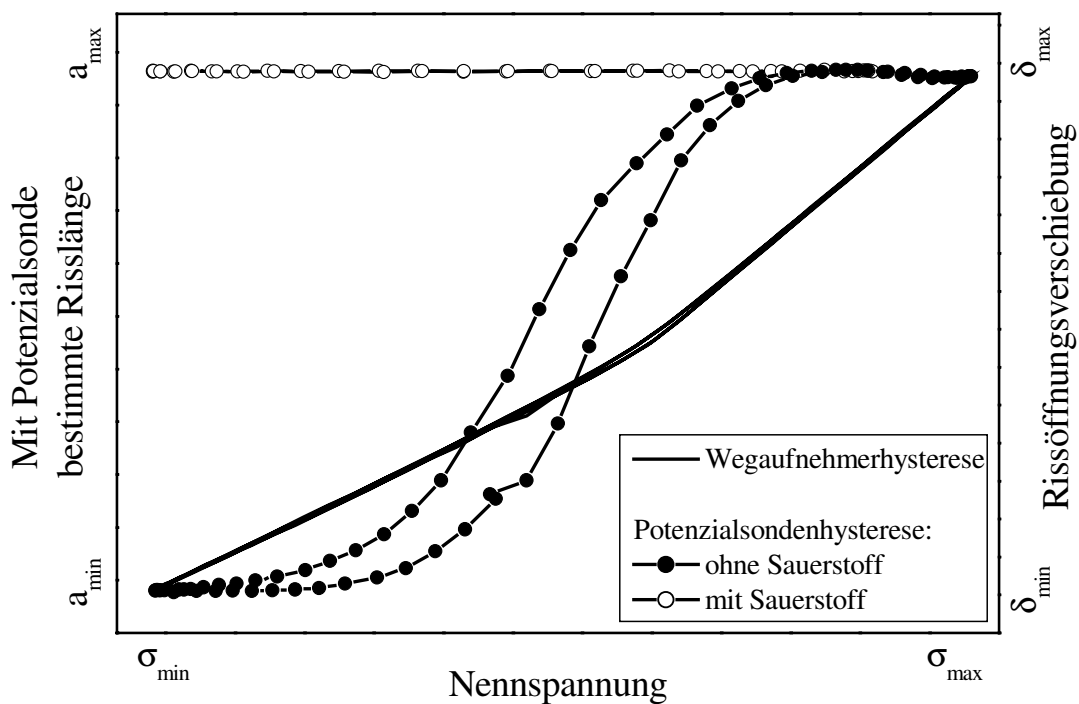


Abbildung 3.4: Darstellung von Potenzialsondenhysteresen im Vergleich mit der Compliance-Methode [RÖD02]

In sauerstoffarmen Atmosphären ist aufgrund der dünneren Oxidschicht eine Öffnung der Hysterese festzustellen, die beim Öffnen und Schließen des Risses auf die unterschiedlich große leitende Kontaktfläche der Rissflanken zurückzuführen ist. Das Schließen des Risses reduziert die Risslänge auf  $a_{\min}$ . Sobald der Riss geöffnet ist, wird die wahre Risslänge  $a_{\max}$  gemessen. Die Potenzialhysterese erlaubt somit eine Beurteilung des Öffnungs- und

Schließvorganges des Risses und entspricht im Gegensatz zur Wegaufnahmehysterese weitestgehend einer CTOD-Messung. Aussagen über das Öffnungsverhalten eines Ermüdungsrisses und die entsprechenden Rissschließeffekte sind mit den Potenzialsondenhysteresen aber demnach nur in sauerstoffarmen Atmosphären möglich [RÖD02].

### 3.3.3 Versuchssteuerung und Messdatenerfassung

Die Regelelektronik vom Typ S56 ist über eine Hochgeschwindigkeitschnittstelle mit einem Steuerungs- und Messwerterfassungsrechner verbunden. Steuerung und Regelung des Versuchsablaufs sowie die Messdatenerfassung für die Rissausbreitungsexperimente erfolgt automatisch mit Hilfe eines von Trefzer, Volpp und dem Autor selbst [TRE95, VOL99] entwickelten Visual-Basic-Programms. Zusätzlich wurde für die in Kapitel 3.3.2.2 bereits beschriebene Hysteresenmessung mit der Potenzialsonde ein weiterer Rechner zur Messdatenerfassung implementiert. Die gesamte Messdatenerfassung erfolgt dabei vollautomatisch risslängenabhängig oder in Abhängigkeit von der Schwingenspielzahl. Mit dem aus der Gleichstrompotenzialsonde erhaltenen Spannungssignal und der daraus nach Gleichung (3.1) berechneten Risslänge werden zur Ermittlung der Rissgeschwindigkeit risslängenabhängige Messpunkte erfasst. Die Rissfortschrittsrate  $da/dN$  wird durch Quotientenbildung berechnet.

$$\frac{da}{dN} \approx \frac{\Delta a}{\Delta N} = \frac{a_j - a_{j-1}}{N_j - N_{j-1}} \quad (3.2)$$

Die Versuchssteuerung und die Regelung des Pulsers erfolgt mit den zur Verfügung stehenden Messwerten der Kraft und der Potenzialsondenspannung kraftgeregelt bei sinusförmiger Belastung. Da die Risslänge  $a$  jederzeit berechnet werden kann, lassen sich spannungsintensitätskontrollierte Rissausbreitungsexperimente durchführen. Dazu stehen mehrere Versuchsmodi zur Verfügung, die bei den hier vorgestellten Untersuchungen zur Anwendung kamen.

### 3.3.3.1 Vollautomatische Rissausbreitungsexperimente

Zur Charakterisierung des Rissfortschrittsverhaltens für unterschiedliche Spannungsverhältnisse (R-Werte) sind nur zwei Experimente mit jeweils unterschiedlicher Versuchsführung notwendig [VOL99]. Zum einen die experimentelle Ermittlung einer Rissausbreitungskurve und damit des Schwellenwertes bei konstantem Spannungsverhältnis  $R$  (Abbildung 3.5) und zum anderen die Ermittlung des Schwellenwertes bei konstanter maximaler Spannungsintensität  $K_{\max}$  mit dem als „alternative Schwellenwertermittlung“ bezeichneten Versuchsmodus (Abbildung 3.6).

Die Anriss erzeugung ist für alle Versuchsmodi identisch und läuft in zwei Phasen ab. Zu Beginn wird bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  und einer Versuchsfrequenz von 40 Hz unter regelmäßiger Lastanhebung ein Anriss in der Rissstarterkerbe erzeugt. Im Anschluss schreitet der Riss bei konstanter Maximalkraft und konstantem Spannungsverhältnis fort, bis das Spannungsfeld der Kerbe keinen Einfluss mehr auf die Rissausbreitung besitzt. Daran schließt sich nun der eigentliche Versuchsablauf nach dem entsprechenden Versuchsmodus an.

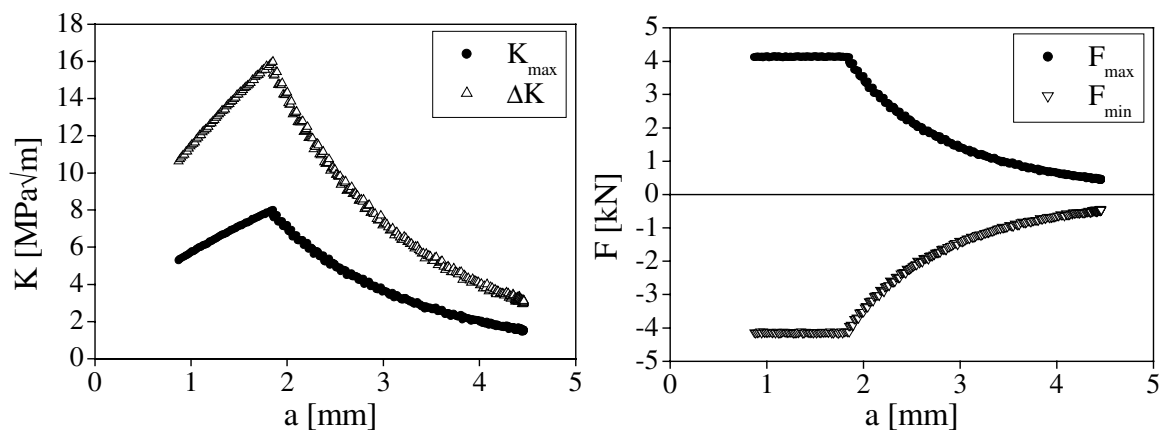


Abbildung 3.5: Versuchsmodus mit konstantem R Wert [AST92] (am Beispiel  $R = -1$ )

Abbildung 3.5 zeigt den Verlauf der maximalen bzw. zyklischen Spannungsintensitäten  $K_{\max}(a)$  bzw.  $\Delta K(a)$ , sowie der entsprechenden maximalen und minimalen Kraft  $F_{\max}(a)$  bzw.  $F_{\min}(a)$  für die Ermittlung einer Rissausbreitungskurve bei konstantem Spannungsverhältnis nach

ASTM E 647. Im Anschluss an den Bereich mit konstanter Kraft beginnt die risslängenabhängige Absenkung der Spannungsintensität bis zum Erreichen des Schwellenwertes nach der Load-Shedding Methode.

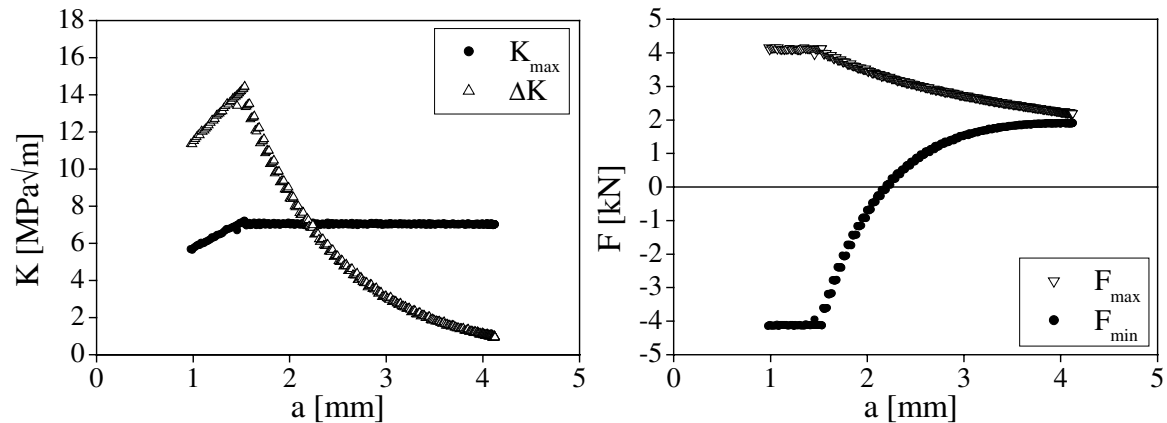


Abbildung 3.6: Versuchsmodus  $K_{\max}$  konstant [HER88] ( $-1 < R < 0,95$ )

Der Verlauf der Spannungsintensitäten und Kräfte für die alternative Schwellenwertermittlung ist in Abbildung 3.6 dargestellt. Bei diesem Versuchsmodus wird die maximale Spannungsintensität  $K_{\max}$  konstant gehalten, während sowohl das Spannungsverhältnis  $R$  als auch die minimale Spannungsintensität  $K_{\min}$  ansteigen. Vorteil dieser Versuchsführung ist, dass der so ermittelte Schwellenwert nicht mehr durch die in Kapitel 2.2.3 erläuterten Risschließeffekte beeinflusst wird [DÖK87, PIP93]. Die Lastabsenkung erfolgt bei beiden Versuchsmodi über einen konstanten Amplitudenabschwächungsfaktor ( $\kappa < 1$ ), um durch die mit sinkender Maximallast feiner werdende Abstufung überproportionale Plastifizierungen und damit Lastreihenfolgeeffekte zu minimieren.

### 3.3.3.2 Überlastexperimente

Untersuchungen zum Einfluss von Überlasten auf den Rissfortschritt werden üblicherweise kraft geregelt bei konstanter Spannungsamplitude durchgeführt. Dies entspricht bei wachsender Risslänge einer stetig steigenden Spannungsintensität, und führt wegen  $da/dN \sim \Delta K^m$  zu einem stetigen Anstieg der Rissfortschrittsrate. Kleine Abweichungen vom stationären Rissverhalten, verursacht durch einzelne Spitzenlasten, können jedoch bei



einer konstanten Rissgeschwindigkeit deutlicher nachgewiesen werden [BER76]. Die in dieser Arbeit vorgestellten Untersuchungen zum Überlasteinfluss wurden K-kontrolliert bei konstantem  $K_{\max}$  und  $K_{\min}$ , d.h.  $\Delta K = \text{konstant}$  durchgeführt, und führen mit der in Abbildung 3.7 verdeutlichten Versuchsführung zu der geforderten konstanten Rissfortschrittsrate.

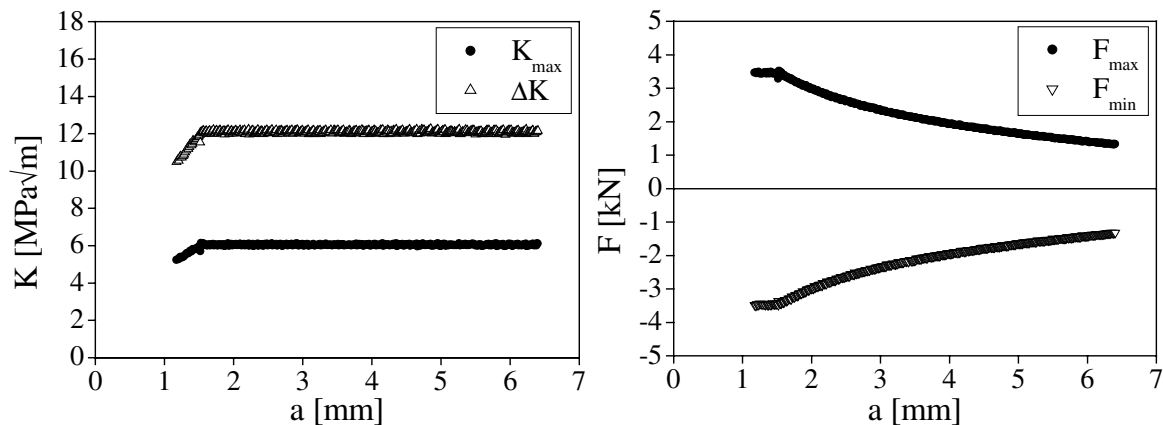


Abbildung 3.7: Versuchsmodus K konstant, d.h.  $da/dN = \text{konstant}$

Die Ermüdungsexperimente für die Anrissphase und den Rissfortschritt wurden bis zur Überlasteinstreuung mit einer Versuchsfrequenz von 20 Hz durchgeführt. Die Überlast selbst musste aufgrund der in Kapitel 3.3.2.2 beschriebenen Hysteresenmessung bei einer Frequenz von 0,5 Hz eingestreut werden. Die Regelung der Spannungsintensität  $\Delta K$  erfolgte bei den durchgeführten Experimenten mit einer Genauigkeit von  $\pm 0,1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Dem bestehenden Steuerungsprogramm wurde ein Zusatzmodul hinzugefügt, mit dem einzelne oder mehrfache Überlasten manuell oder in Abhängigkeit von der Risslänge oder der Zyklenzahl eingestreut werden können. Die Überlast (ÜL), wird ohne den Versuchsablauf zu stoppen, durch die kurzzeitige Änderung des Spannungsverhältnisses aus der Grundlast (GL) erzeugt.

$$R_{\text{ÜL}} = \frac{K_{\min_{\text{ÜL}}}}{K_{\max_{\text{ÜL}}}} \quad (3.3)$$

Die Überlasthöhe wird durch die Multiplikation der maximalen oder minimalen Spannungsintensitäten der Grundlast  $K_{\text{GL}}$  mit einem

Überhöhungsfaktor  $\alpha$  wie in den Gleichungen (3.4) und (3.5) dargestellt definiert.

$$K_{\ddot{U}L} = \alpha \cdot K_{GL} \quad (3.4)$$

$$\text{Überlasthöhe [\%]} = (\alpha - 1) \cdot 100\% \quad (3.5)$$

Durch die Erzeugung eines Überlasthalb- oder vollzyklus können reine Zug- und Druck-Überlasten, aber auch kombinierte Zug/Druck bzw. Druck/Zug-Überlasten aufgebracht werden.

Die in den Gleichungen (3.3) bis (3.5) verwendeten Parameter sind in Abbildung 3.8 an einer symmetrischen Zug/Druck-Überlast erläutert.

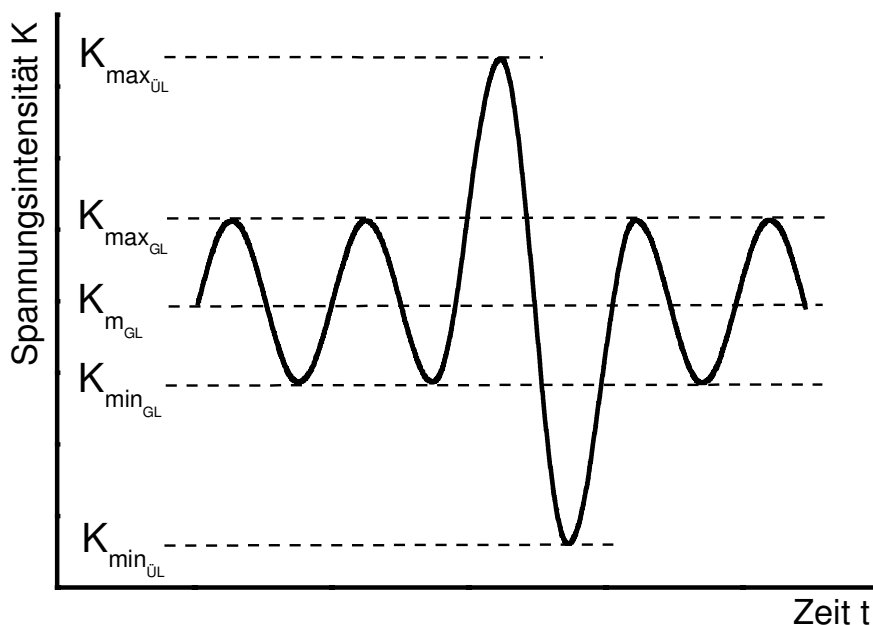


Abbildung 3.8: Definition der Überlastparameter

Die gezeigte Überlast wurde nach Gleichung (3.3) bei einem Spannungsverhältnis von  $R_{\ddot{U}L} = -1$ , mit einem Vollzyklus und nach Gleichung (3.4) und (3.5) mit einem Überlastfaktor  $\alpha = 3$  und einer Überlasthöhe von 200% eingestreut.

### 3.4 Bruchzähigkeitsmessungen

Die mit Bruch- oder Risszähigkeit bezeichnete Kenngröße  $K_{IC}$  bzw.  $K_C$  ist wie bereits in Kapitel 2.2.1 beschrieben, ein wichtiger Parameter zur

Charakterisierung der instabilen Rissausbreitung unter monotoner Belastung. Im Bereich der dynamischen Rissausbreitungsmodelle stellt dieser Parameter in der Form  $\Delta K_C$  bzw.  $K_{\max,C}$ , wie in Abbildung 2.8 zu sehen, die obere Beanspruchungsgrenze dar.

Obwohl die zur Ermittlung der Bruchzähigkeit verwendeten angerissenen SEN-Proben nicht den normierten Standardproben nach ASTM E 399-90 [AST90] und DIN EN ISO 12737 [DIN499] entsprechen, wurden die in dieser Arbeit vorgestellten Messergebnisse unter Einhaltung der in der Norm festgelegten Voraussetzungen ermittelt.

Die Versuchsführung erfolgte jedoch entgegen den in der Norm aufgeführten Vorgaben lagegeregelt mit konstanter Traversengeschwindigkeit  $v_T$  an der in Kapitel 3.3 beschriebenen Versuchsanlage. Schwalbe gibt den bei der Versuchsdurchführung einzuhaltenden Geschwindigkeitsbereich nach ASTM E 399-90 wie folgt an [SCH80]:

$$0,55 \leq \frac{dK}{dt} \leq 2,75 \left[ MPa\sqrt{m} \cdot s^{-1} \right] \quad (3.6)$$

Ist der Elastizitätsmodul  $E$  konstant und tritt bis zum Bruch keine vorzeitige Rissausbreitung auf, gilt für den quasistatischen Versuch:

$$\frac{d\sigma}{dt} = \frac{\frac{dK}{dt}}{\sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)} = E \cdot \frac{d\varepsilon}{dt} \quad (3.7)$$

Für die Prüfgeschwindigkeit gilt definitionsgemäß:

$$v_T = \frac{d\varepsilon}{dt} \cdot L_0 \quad (3.8)$$

Unter Verwendung der in den Gleichungen (3.7) und (3.8) dargestellten

Zusammenhänge kann mit den bekannten Größen  $dK/dt$ ,  $E$ ,  $a$ ,  $f(a/W)$  und  $L_0$  die Traversengeschwindigkeit  $v_T$  berechnet werden.

$$v_T = \frac{L_0}{E} \cdot \frac{d\sigma}{dt} = \frac{L_0}{E} \cdot \frac{\frac{dK}{dt}}{\sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)} \quad (3.9)$$

Zur Bestimmung der kritischen Spannungsintensität  $K_C$  oder  $K_{IC}$  aus der Anfangsrislänge und der ermittelten Maximalkraft muss mit der nachfolgend dargestellten Korrekturfunktion die Probengeometrie und die Einspannung berücksichtigt werden [HECK83, SCH80].

$$f\left(\frac{a}{W}\right) = \frac{5}{\sqrt{20 - 13 \cdot \left(\frac{a}{W}\right) - 7 \cdot \left(\frac{a}{W}\right)^2}} \quad (3.10)$$

Die aufgeführte Geometriefunktion gilt für SEN-Proben mit parallel geführten Probenenden und einem Verhältnis der Rislänge zur Probenbreite von  $a/W \leq 0,7$ . Dieses Verhältnis und eine annähernd gerade Rissfront sind grundlegende Voraussetzungen für die Gültigkeit eines Versuchs zur Bestimmung der Risszähigkeit. Ob der für die kritische Spannungsintensität bestimmte Wert  $K_Q$  ein  $K_C$  oder ein  $K_{IC}$ -Wert ist, hängt in erster Linie vom vorherrschenden Spannungs- oder Dehnungszustand ab und kann mit folgenden Bedingungen überprüft werden [DIN499, HECK83, BLU93]:

$$B, a \geq 2,5 \cdot \left(\frac{K_Q}{R_{P_{0,2}}}\right)^2 \quad (3.11)$$

$$W \geq 5 \cdot \left(\frac{K_Q}{R_{P_{0,2}}}\right)^2 \quad (3.12)$$

Sind die Bedingungen erfüllt, liegt in der Probe vorwiegend der ebene Dehnungszustand vor und die ermittelte Grenze zur instabilen Rissausbreitung ist unabhängig von der Probengeometrie und der Risskonfiguration und damit ein  $K_{IC}$ -Wert.

## 4. Ergebnisse

### 4.1 Ermüdungsrissausbreitung

Im Folgenden werden Ergebnisse zur Charakterisierung der Ermüdungsrissausbreitung für die Legierungen 6013 T62 und 2024 T351, durchgeführt in Laborluft, vorgestellt.

#### 4.1.1 Rissausbreitungsverhalten und Schwellenwert

In Abbildung 4.1 und 4.2 sind die Rissfortschrittsraten  $\Delta a/\Delta N$  der beiden Aluminiumlegierungen 6013 und 2024 als Funktion von  $\Delta K$  für drei verschiedene R-Werte aufgetragen.

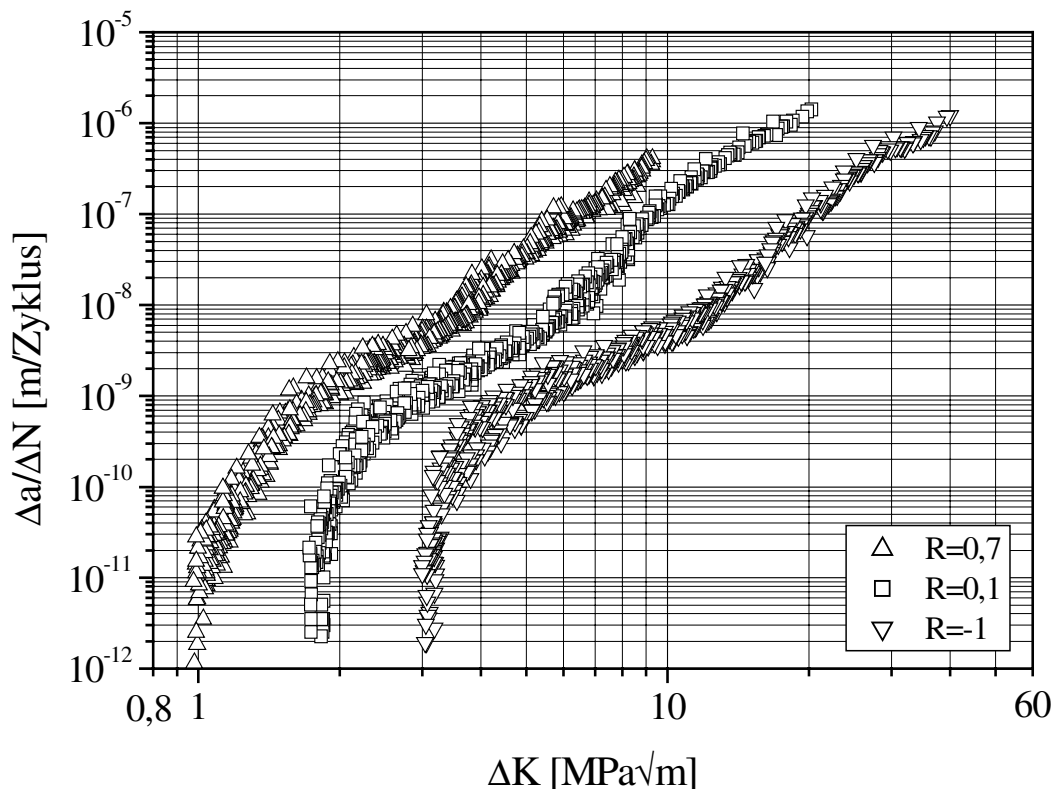


Abbildung 4.1: Rissausbreitungskurven für 6013 in Laborluft

Die unterschiedlichen Rissausbreitungskurven sind bei beiden Legierungen aufgrund des starken Einflusses des Spannungsverhältnisses R deutlich

separiert. Die abschnittsweise linear mit annähernd konstanter Steigung m verlaufenden Parisbereiche und die vom R-Wert abhängigen Schwellenwerte  $\Delta K_{th}(R)$  sind zu erkennen.

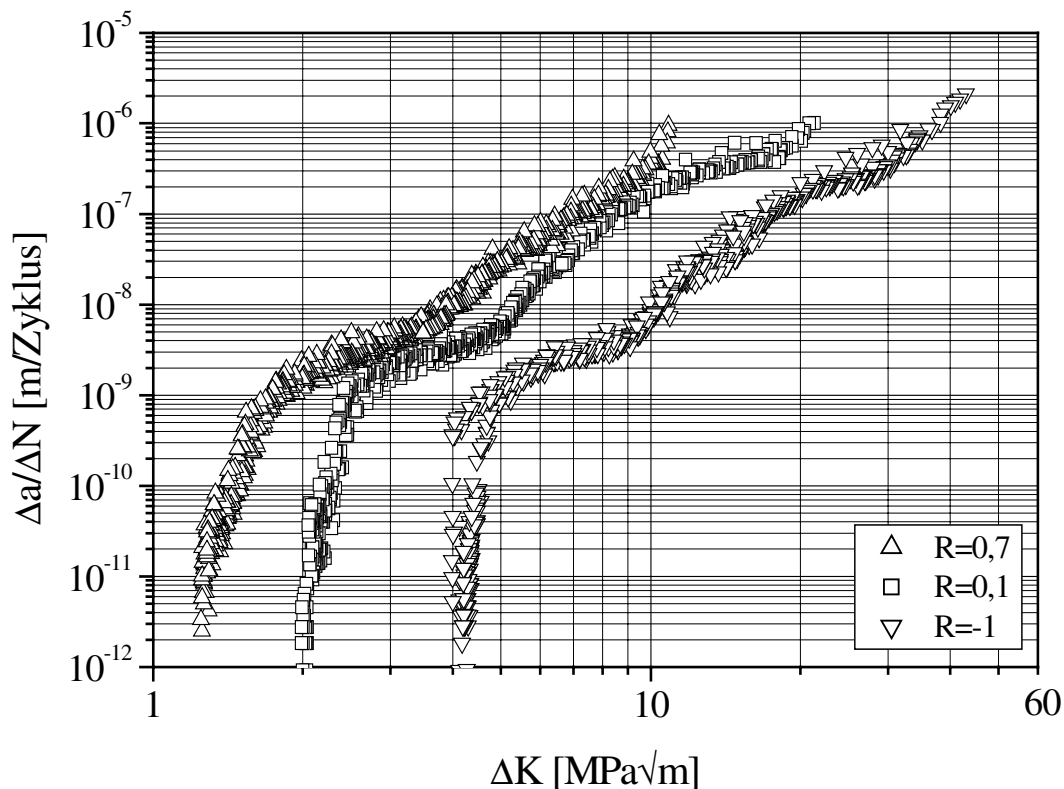


Abbildung 4.2: Rissausbreitungskurven für 2024 in Laborluft

Die für die verwendeten Aluminiumlegierungen und die verschiedenen Spannungsverhältnisse ermittelten Schwellenwerte sind in Tabelle 4.1 zusammengestellt. Die ermittelte Streuung resultiert aus den Messverfahren und aus Schwankungen der Gefügeparameter. Der Einfluss des Werkstoffes liefert jedoch mit etwa  $\pm 0,15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  den größeren Beitrag zum Fehler.

$\Delta K_{th} [\text{MPa}\sqrt{\text{m}}]$	R = 0,7	R = 0,1	R = -1
6013	$1,0 \pm 0,2$	$1,9 \pm 0,2$	$3,2 \pm 0,2$
2024	$1,2 \pm 0,2$	$2,0 \pm 0,2$	$4,2 \pm 0,2$

Tabelle 4.1: Schwellenwerte der Legierungen 6013 und 2024 in Laborluft

Im Übergang vom Schwellenwert zum linear verlaufenden Parisbereich ist bei beiden Werkstoffen unabhängig vom R-Wert zwischen Rissfortschrittsraten von etwa  $1 \cdot 10^{-9} \text{ m/Zyklus}$  und  $5 \cdot 10^{-9} \text{ m/Zyklus}$  ein

Bereich mit niedrigerer Steigung zu erkennen. Darauf folgend nimmt die Steigung wieder zu und bleibt im gemessenen Bereich annähernd konstant. Zur weiteren Untersuchung des Einflusses des Spannungsverhältnisses auf die Rissausbreitung wurde für beide Legierungen die in Kapitel 3.3.3.1 beschriebene alternative Schwellenwertermittlung durchgeführt.

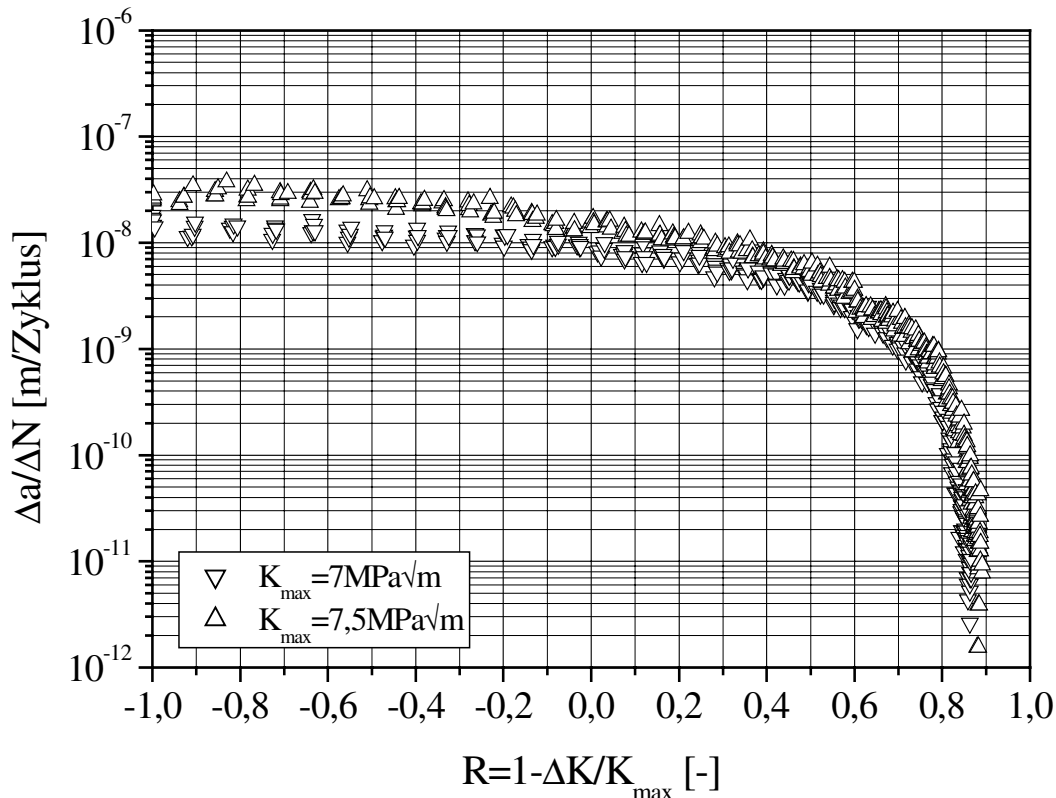


Abbildung 4.3: Rissausbreitungskurven für 6013 in Laborluft als Funktion des R-Wertes (Alternativer Schwellenwert ( $K_{\max} = \text{konst.}$ ))

Der für die alternative Schwellenwertbestimmung ermittelte Verlauf der Rissfortschrittsrate über dem Spannungsverhältnis ist für beide Legierungen in den Abbildungen 4.3 und 4.4 dargestellt. Im Bereich von  $-1 \leq R \leq 0$  ist bei beiden Materialien praktisch keine Abhängigkeit der Rissfortschrittsrate vom Spannungsverhältnis, sondern nur von der Belastung  $K_{\max}$  zu erkennen. Für  $R > 0$  nimmt die Rissgeschwindigkeit bei beiden Werkstoffen mit zunehmendem R-Wert ab, bis im Bereich  $0,85 \leq R \leq 0,90$  der Schwellenwert erreicht wird. Dieser Schwellenwert  $\Delta K_{\text{th}}(R)$  ist vom Spannungsverhältnis  $R$  und damit von  $K_{\max}$  abhängig. In Abbildung 4.3 und 4.4 ist zu erkennen, dass bei zunehmendem R-Wert und damit abnehmendem  $\Delta K$  eine minimale

zyklische Spannungsintensität notwendig ist, um Rissfortschritt zu erhalten. Dieser intrinsische Schwellenwert liegt bei beiden Legierungen nach Gleichung (2.23) bei etwa  $0,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

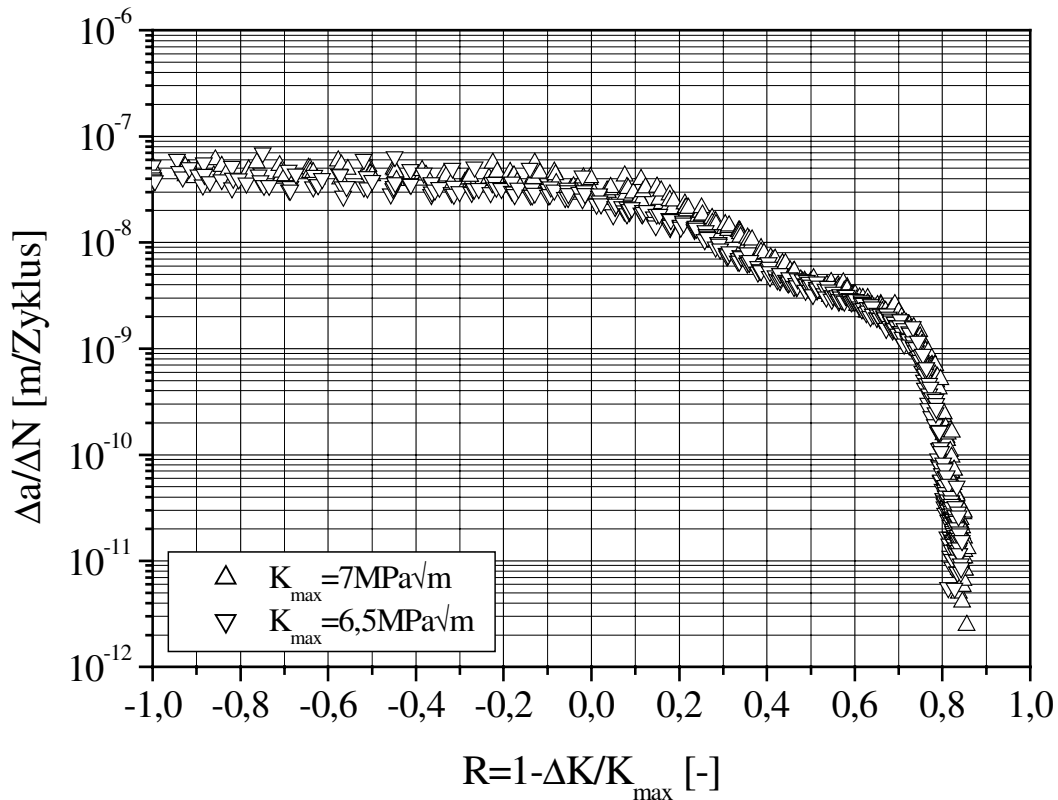


Abbildung 4.4: Rissausbreitungskurven für 2024 in Laborluft als Funktion des R-Wertes (Alternativer Schwellenwert)

Werden die aus den Rissausbreitungskurven und der alternativen Schwellenwertmessung ermittelten Werte für  $K_{\text{th}}$  zusammengefasst, ergibt sich für beide Materialien ein linearer Zusammenhang zwischen Schwellenwert und Spannungsverhältnis.

Abbildung 4.5 zeigt die Auftragung der Schwellenwerte über dem Spannungsverhältnis. Eine Beschreibung der Werte ist im Bereich  $-1 \leq R \leq 0,9$  mit der in Gleichung (4.1) dargestellten Beziehung möglich.

$$\Delta K_{\text{th}}(R) = \Delta K_{\text{th}}(R=0) \cdot (1 - \beta \cdot R) \quad (4.1)$$

Die für beide Materialien ermittelten Werte für  $\Delta K_{\text{th}}(R=0)$  und  $\beta$  sind mit dem jeweiligen Bestimmtheitsmaß in Tabelle 4.2 aufgeführt. Der Schwellenwert sinkt mit zunehmendem Spannungsverhältnis und die



angepassten Geraden schneiden sich aufgrund der unterschiedlichen Steigungen in dem bereits erwähnten intrinsischen, minimal möglichen, Schwellenwert von etwa  $0,9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Material	$\Delta K_{\text{th}}(R=0) [\text{MPa}\sqrt{\text{m}}]$	$\beta$	Bestimmtheitsmaß
6013	$2,0 \pm 0,2$	0,63	0,9931
2024	$2,4 \pm 0,2$	0,73	0,9955

Tabelle 4.2: Anpassungsparameter von Gleichung (4.1) für die Legierungen 6013 und 2024 in Laborluft

Die kaltaushärtende Aluminiumlegierung 2024 zeigt in Abbildung 4.5 einen steileren Verlauf und damit im Vergleich mit der warm aushärtenden Legierung 6013 für alle Spannungsverhältnisse einen größeren Schwellenwert.

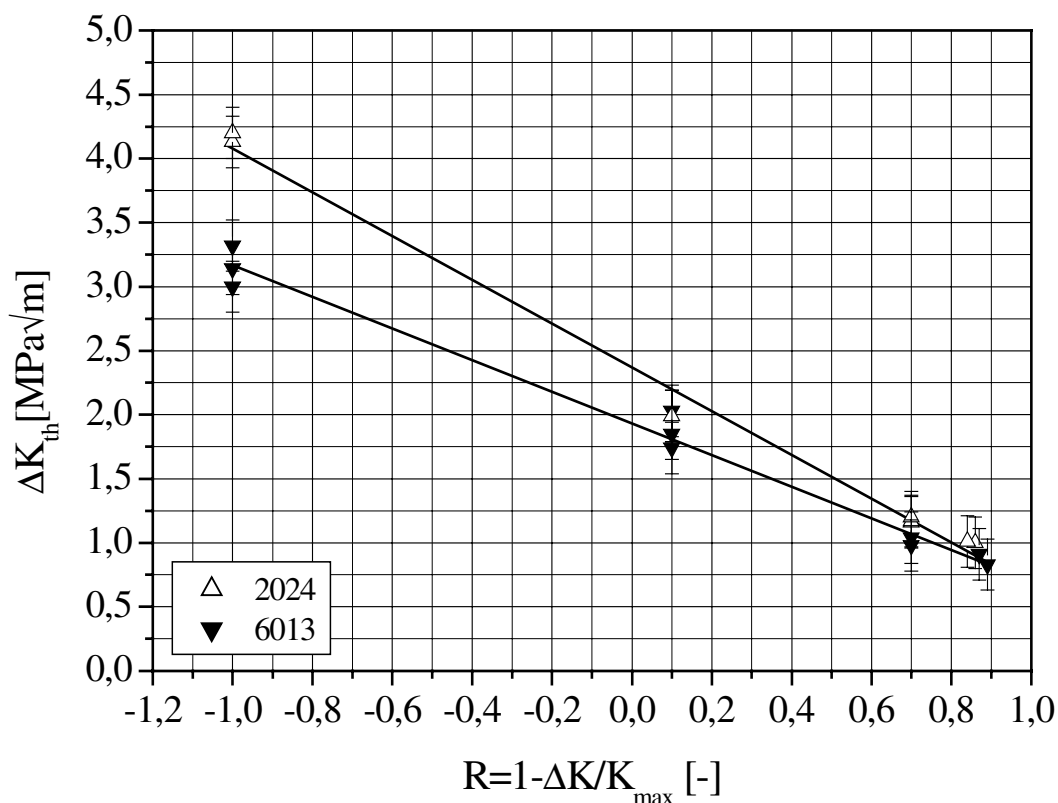


Abbildung 4.5: Schwellenwerte  $\Delta K_{\text{th}}$  für 6013 und 2024 in Laborluft in Abhängigkeit vom R-Wert

Dieses Verhalten ist bei einem direkten Vergleich der Rissausbreitungskurven in Abbildung 4.6 deutlich zu erkennen. Beide Legierungen zeigen einen ähnlich weit ausgedehnten Parisbereich und den

Verlauf der Rissfortschrittsrate mit geringerer Steigung zwischen  $1 \cdot 10^{-9}$  und  $5 \cdot 10^{-9}$  m/Zyklus. Bei 2024 ist dieser Bereich stärker ausgeprägt. Daher kann dieses Verhalten auch bei der alternativen Schwellenwertbestimmung (Abbildung 4.4) beobachtet werden. Die Paris-Geraden verlaufen für beide Materialien bei konstantem R-Wert in einem gemeinsamen Streuband.

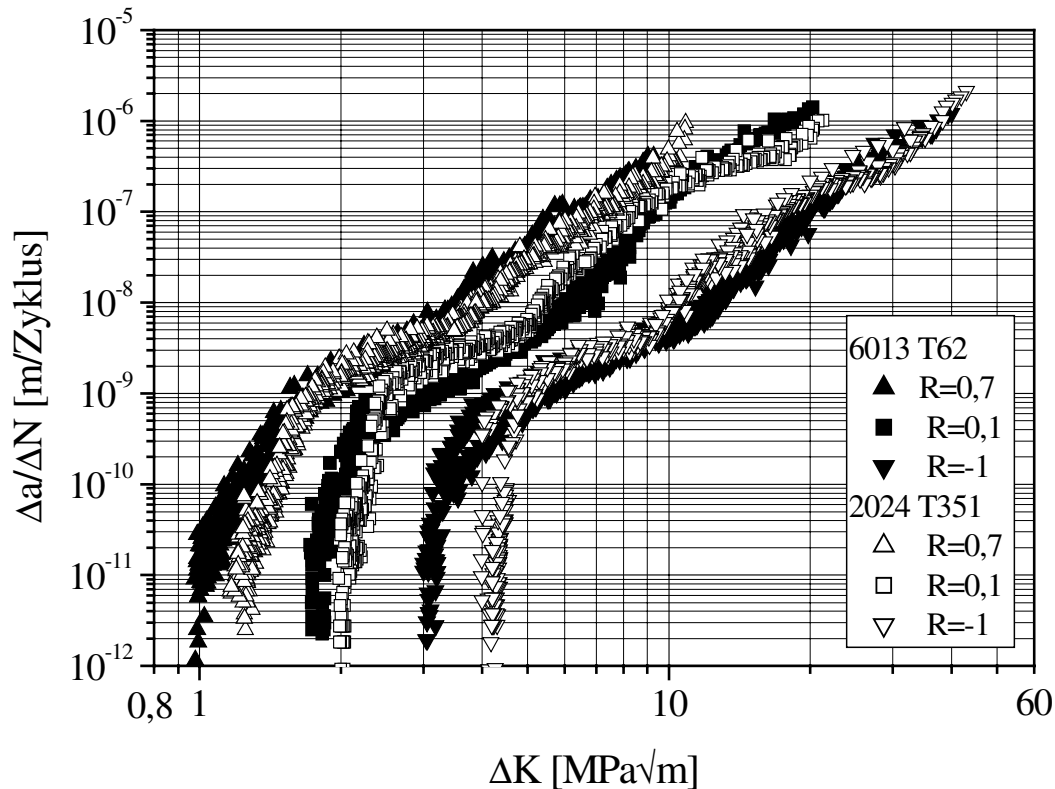


Abbildung 4.6: Vergleich der Rissausbreitungskurven der Legierungen 6013 und 2024 in Laborluft

### 4.1.2 Bruchzähigkeitsmessungen

Trotz der Durchführung der Rissausbreitungsexperimente mit Rissfortschrittsraten bis zu  $3 \cdot 10^{-6}$  m/Zyklus konnte weder bei 6013 noch bei 2024 der Übergang von der stabilen zur instabilen Rissausbreitung experimentell erfasst werden. Beispielsweise wird dieser Übergang zur instabilen Rissausbreitung für  $R = -1$  auch erst im Bereich von  $\Delta K > 50 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  erwartet.

Zur Ermittlung der Bruchzähigkeit wurden mit den angerissenen SEN-Proben nach Abschluss der Rissausbreitungsexperimente  $K_C$ -Messungen an der in

Kapitel 3.3 beschriebenen Versuchsanordnung durchgeführt. Die für die Gültigkeit der Messwerte einzuhaltenden Bedingungen sind in Kapitel 3.4 dargestellt. Für die verwendeten Probendicken von 2 bis 4 mm sind die Bedingungen in Gleichung (3.11) und (3.12) nicht erfüllt, d.h. bei beiden Materialien liegt vorwiegend der ebene Spannungszustand vor. Die Restbruchflächen zeigen einen reinen Scherbruch und lassen somit wie erwartet auf den ebenen Spannungszustand schließen. Die nach DIN 51221 einzuhaltenden Toleranzen bei der Bestimmung der Maximalkraft und der Risslänge ergeben nach der Gauß'schen Fehlerfortpflanzung einen Fehler bei der Berechnung der Bruchzähigkeit  $K_c$  von weniger als  $\Delta K_c = \pm 0,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

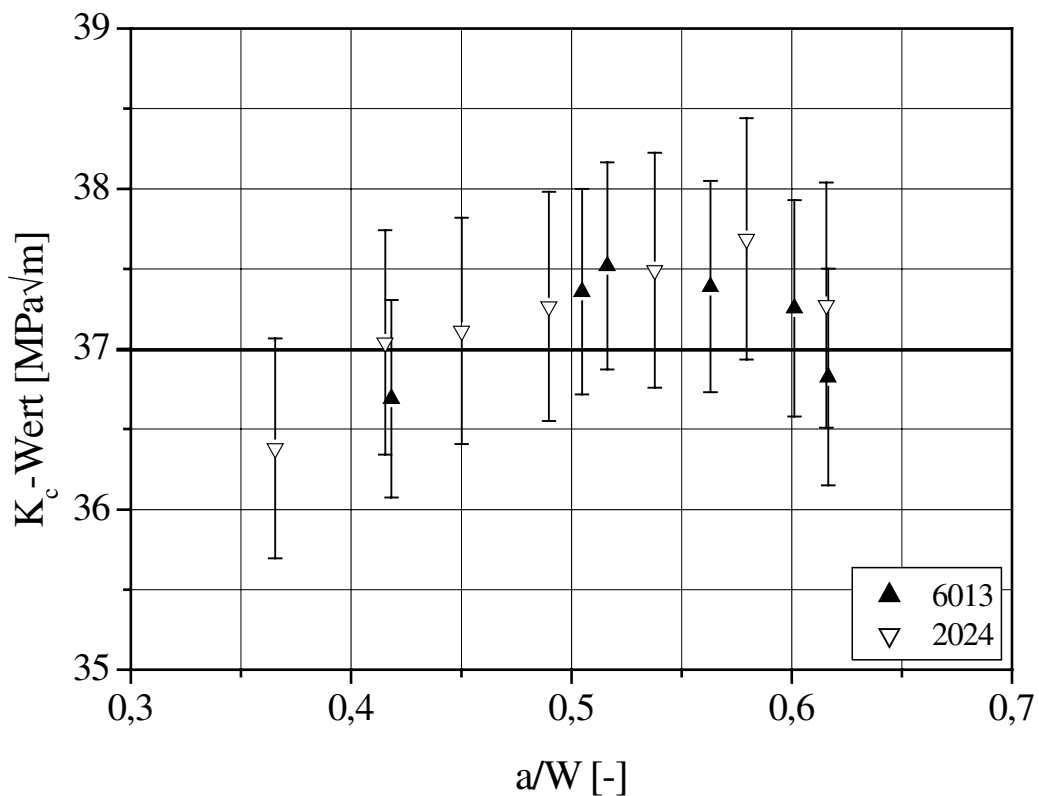


Abbildung 4.7: Bruchzähigkeiten für 6013 und 2024 in Abhängigkeit der über die Probenbreite  $W$  normierten Risslänge

Die berechneten  $K_c$ -Werte zeigen in der Auftragung über  $a/W$  in Abbildung 4.7 eine schwache Abhängigkeit von der Ausgangsrisslänge. Für beide Materialien steigt der  $K_c$ -Wert mit zunehmender Risslänge leicht an, erreicht bei  $a/W = 0,55$  ein Maximum und sinkt danach wieder. Es kann jedoch im Rahmen der ermittelten Messfehler ein mittlerer,

risslängenunabhängiger,  $K_C$ -Wert von  $37 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  festgelegt werden. Die durch die bei der Berechnung der kritischen Spannungsintensität verwendete Korrekturfunktion festgelegte Gültigkeitsgrenze mit  $a/W \leq 0,7$  wurde bei keiner Messung überschritten.

## 4.2 Überlastexperimente

Für gesicherte Vorhersagen der Rissfortschrittslebensdauer unter betriebsnaher Beanspruchung sind neben der Erfassung des Rissausbreitungsverhaltens weitergehende Untersuchungen zum Einfluss variabler Belastungsamplituden notwendig. Im einfachsten Fall kann eine betriebsnahe Beanspruchung durch das Einbringen einzelner Überlasten in eine Folge zyklisch konstanter Wechselbeanspruchung erzeugt werden. In den folgenden Kapiteln werden Ergebnisse zum Einfluss von Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung der Aluminiumlegierungen 6013 und 2024 dargestellt. Die Untersuchungen wurden an der in Kapitel 3.3 beschriebenen Versuchsanordnung zum Einen im Versuchsmodus K-konstant und zum Anderen bei konstanter Spannung durchgeführt.

### 4.2.1 Einfluss einzelner Überlasten auf die Rissausbreitung

#### 4.2.1.1 Definition der Einflussbereiche

Abbildung 4.8 zeigt am Beispiel einer bei der Legierung 6013 eingebrachten Zug-Überlast den prinzipiellen Einfluss einer einzelnen Überlast auf den Ermüdungsrissfortschritt. Das verwendete Beispiel zeigt im Versuchsmodus K-konstant bei einer konstanten maximalen Belastung von  $K_{\text{max}} = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  und  $R = -1$  eine Überlast mit einer Überlasthöhe von 200 %. Sowohl die Zyklenzahl, als auch die Risslänge sind in dieser Darstellung relativ zur eingestauten Überlast aufgetragen. Durch den verwendeten Versuchsmodus wird im Grundlastbereich eine lineare Zunahme der Risslänge mit der Zyklenzahl und damit eine konstante Rissfortschrittsrate erreicht. Durch die

Überlast hervorgerufene Effekte zeigen sich in Abbildung 4.8 durch Abweichungen vom linearen Verlauf und können in drei Einflussbereiche unterteilt werden. Direkt nach dem Aufbringen der Überlast (Bereich I) breitet sich der Riss während des Überlastzyklus mit höherer Geschwindigkeit aus. Dieser Bereich ist durch einen steileren Verlauf der Kurve zu erkennen. An diese kurze Beschleunigungsphase schließt sich in Bereich II eine ausgeprägte Phase mit reduzierter Rissfortschrittsrate an.

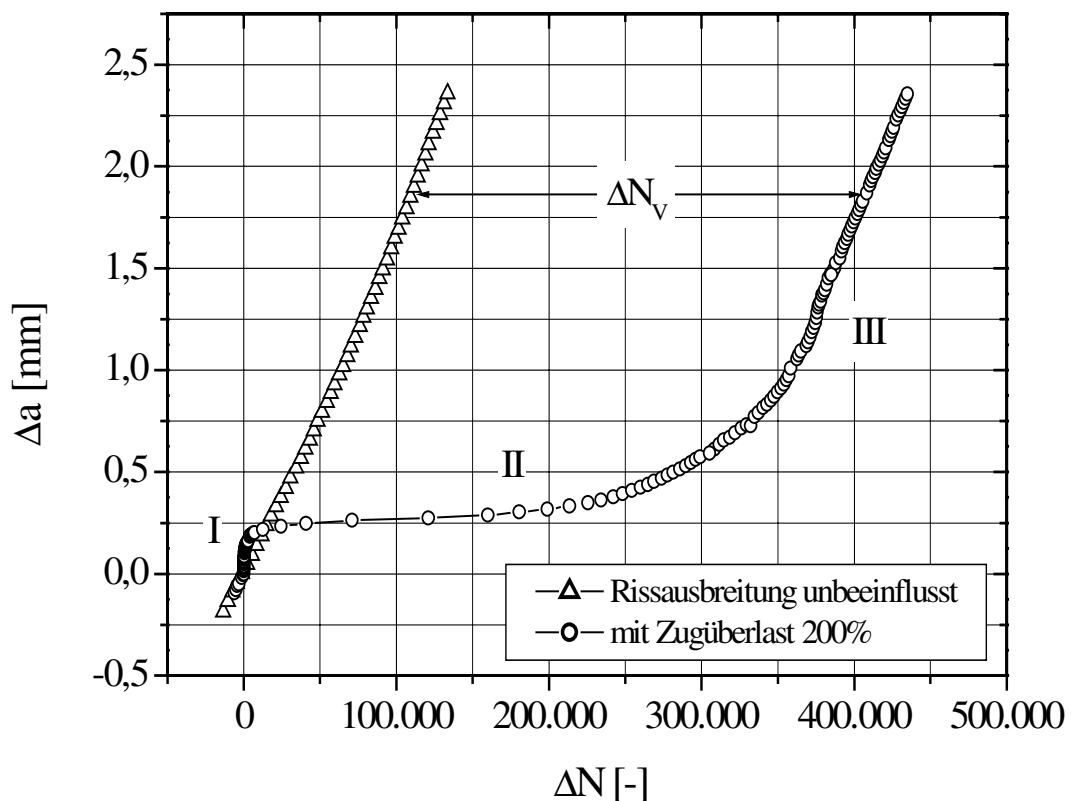


Abbildung 4.8: Einfluss einer einzelnen Überlast in der Darstellung  $a$  über  $N$

Die darauf folgend mit Bereich III gekennzeichnete erneute Rissbeschleunigung ist in Abbildung 4.8 kaum zu erkennen und wird erst in der Betrachtung der differenzierten Kurve in Abbildung 4.9 deutlich sichtbar. Durch die starke Ausprägung der Verzögerungsphase in Bereich II ergibt sich insgesamt eine Verlängerung der Gesamtlebensdauer. Diese Lebensdauererweiterung  $\Delta N_v$  kann, wie in Abbildung 4.8 gezeigt, in Relation zur unbeeinflussten Rissfortschrittsrate ermittelt werden. Im hier

gezeigten Beispiel beträgt die Lebensdauererlängerung  $\Delta N_V \cong 290.000$  Zyklen. Die Gesamtlebensdauer wird durch die Rissbeschleunigung in den Bereichen I und III kaum beeinflusst. Abbildung 4.9 zeigt die differenzierte Kurve in einer Darstellung der auf die Ausgangswerte normierten Rissfortschrittsrate  $\Delta a / \Delta N_{\min,rel}$  über der Risslänge  $\Delta a$ . Sie zeigt die drei beschriebenen Bereiche deutlicher als in Abbildung 4.8 und erlaubt eine direkte Quantifizierung der Einflussbereiche.

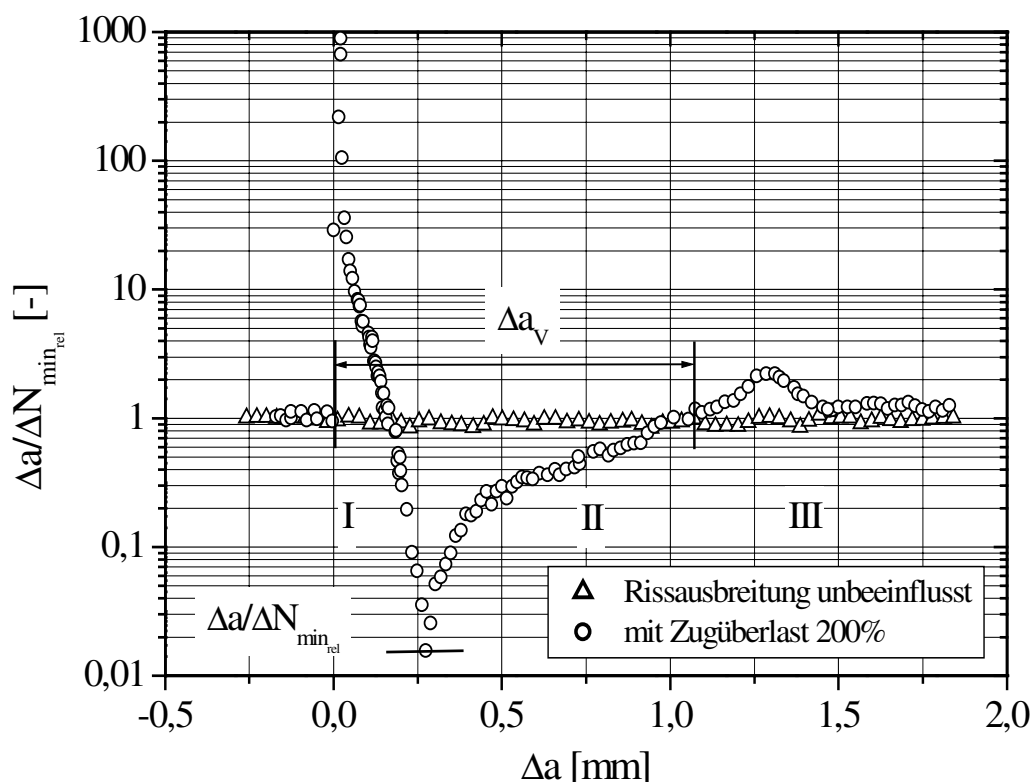


Abbildung 4.9: Einfluss einer einzelnen Überlast in der Darstellung  $\Delta a / \Delta N$  über  $a$

Der mit II gekennzeichnete Verzögerungsbereich hat in diesem Beispiel eine Ausdehnung von  $\Delta a_v = 1,1$  mm und die Rissfortschrittsrate sinkt auf  $\Delta a / \Delta N_{\min,rel} = 1,7\%$  der Ausgangsrissgeschwindigkeit. Die in Bereich I beobachtete und in  $\Delta a_v$  enthaltene Rissbeschleunigung  $\Delta a_B$  kann mit der Potenzialsonde direkt erfasst werden. Es zeigt sich, dass die gesamte Rissverlängerung nur während des Überlastzyklus stattfindet. Der in Abbildung 4.9 zu erkennende Verlauf der Rissfortschrittsrate im

Beschleunigungsbereich (Bereich I) wird lediglich durch die Integrationszeit, d.h. durch die Trägheit des Spannungsmessgerätes erzeugt und kann demnach nicht zur Bestimmung von  $\Delta a_B$  herangezogen werden.

In der in Abbildung 4.10 gezeigten Auftragung des Potenzialondensignals  $U(t)$  über der Zeit hingegen ist dies möglich. Die mit ① gekennzeichneten Grundlastzyklen vor der Einstreuung der Überlast zeigen aufgrund der vorhandenen elektrisch nichtleitenden Oxidschicht auf den Bruchflächen eine sehr geringe Schwankungsbreite des Spannungssignals und der daraus berechneten Risslänge. Während der Überlast wurde eine frische Bruchfläche erzeugt, auf der sich im Anschluss wieder eine Oxidschicht bildet. Aus der Differenz zwischen  $U_{\max, GL}$  und  $U_{\max, \ddot{U}L}$  kann  $\Delta a_B$  bestimmt werden.

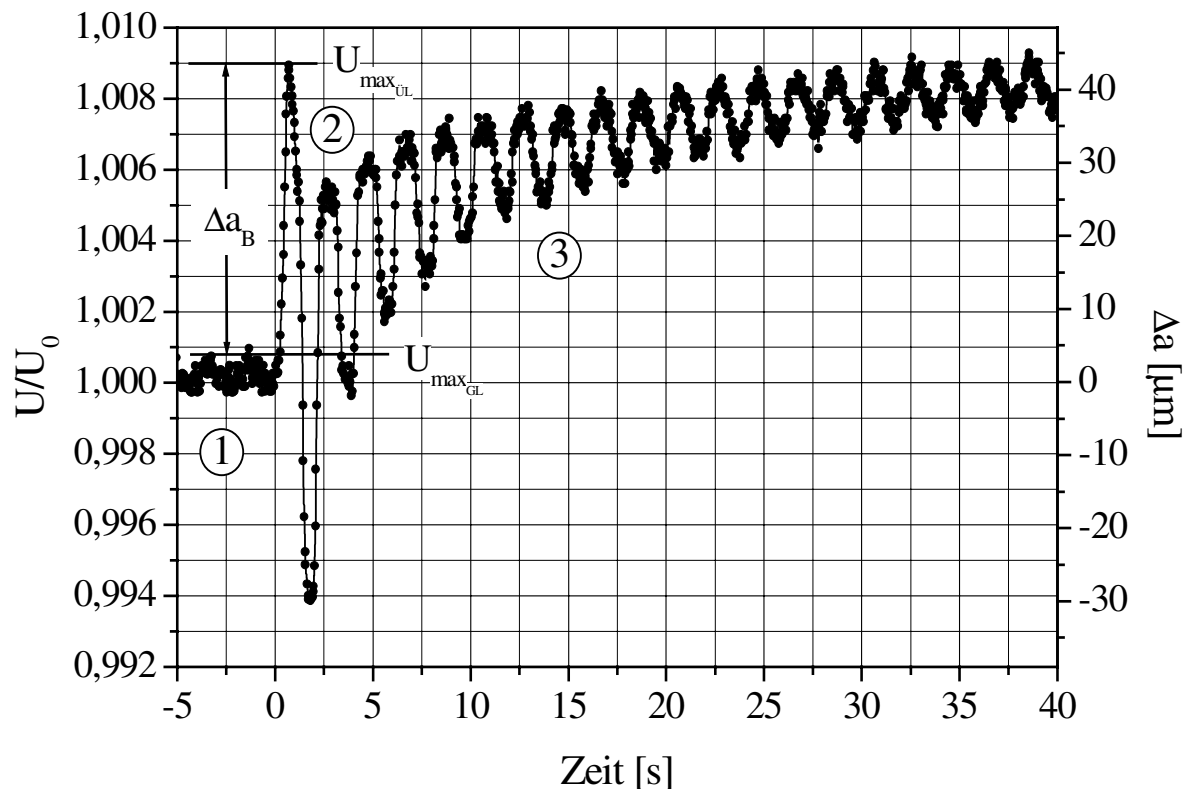


Abbildung 4.10: Potenzialondensignal einer Zug-Überlast über der Zeit

In Abbildung 4.11 ist die  $U(t)$ -Kurve über der Spannung aufgetragen. Diese sogenannte Potenzialsondenhysterese zeigt für Bereich ① den bereits anhand Abbildung 3.4 erläuterten waagerechten Verlauf der Potenzialspannung. Bei Mittelung über mehrere 100 Hysteresen kann für die Grundlast ein der Rissausbreitungskurve entsprechender Rissfortschritt von

$0,01 \mu\text{m}/\text{Zyklus} = 10^{-8} \text{ m}/\text{Zyklus}$  ermittelt werden. Beim Aufbringen der Überlast in Bereich ② wird eine frische Bruchfläche erzeugt und es zeigt sich ein deutlicher Anstieg der Potenzialspannung und damit der Risslänge bis zum Erreichen der Maximallast. Der im Überlastzyklus erzielte Rissfortschritt liegt mit  $\Delta a_B = 43 \mu\text{m}$  und  $\Delta a/\Delta N = 4,3 \cdot 10^{-5} \text{ m}/\text{Zyklus}$  deutlich über dem mit  $K_{\text{max}} = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  aus der Rissfortschrittskurve zu erwartenden Wert von etwa  $2 \cdot 10^{-6} \text{ m}/\text{Zyklus}$  (siehe Abbildung 4.1). Die durch die Überlast erzielte Rissgeschwindigkeit kann demnach nicht mit einem Konzept der Rissausbreitung unter zyklischer Belastung beschrieben werden.

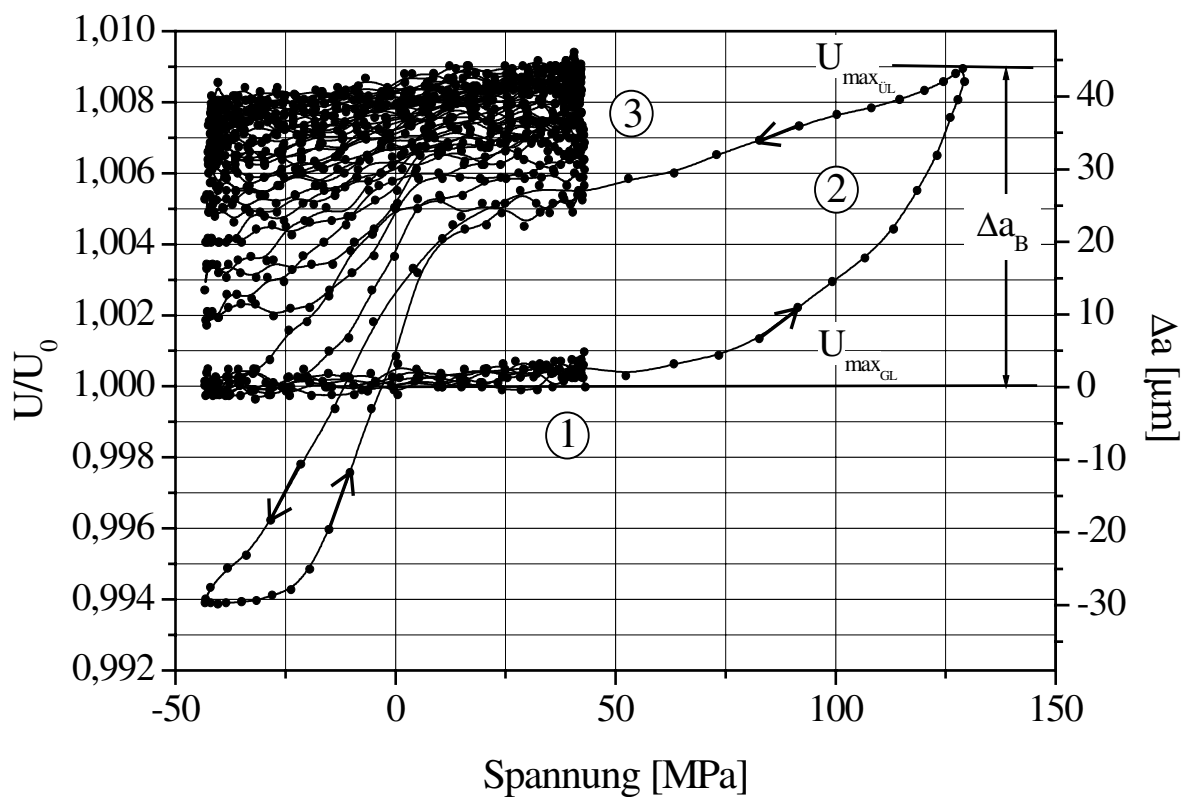


Abbildung 4.11: Potenzialsondenhysterese einer Zug-Überlast

Nach dem Aufbringen der Maximallast ist durch die plastische Verformung an der Rissspitze eine Öffnung der Hysterese festzustellen (Abbildung 4.11). Daran anschließend sinkt das Potenzial unter den in Bereich ① vor der Überlast ermittelten Wert. Dies zeigt, dass der Bruchflächenkontakt nach der Überlast in der Rissschließphase besser ist, als vor der Überlast. Im weiteren Verlauf der Hysteresenmessung in Bereich ③ steigt der untere Potenzialwert  $U_{\text{min}}$  der Hysteresen innerhalb der darauf folgenden Zyklen annähernd auf das



Niveau des Maximalwertes  $U_{\max}$  an. Weiter zeigt Abbildung 4.10 direkt nach der Überlast ein Absinken des Maximalwertes  $U_{\max}$  der Potenzialspannung infolge plastischer Verformungen an der Risspitze. Der so entstandene Potenzialunterschied verringert sich ebenfalls innerhalb weniger Zyklen.

### 4.2.1.2 Quantitative Beschreibung der Rissbeschleunigung

Zur quantitativen Beschreibung der Rissbeschleunigung in Bereich I, wurden Untersuchungen bei verschiedenen Grundlasten, Überlastarten und Überlasthöhen durchgeführt. Abbildung 4.12 zeigt die Auftragung mehrerer Potenzialsondenhysteresen für drei Zugüberlasten unterschiedlicher Überlasthöhe bei konstanter Grundlast.

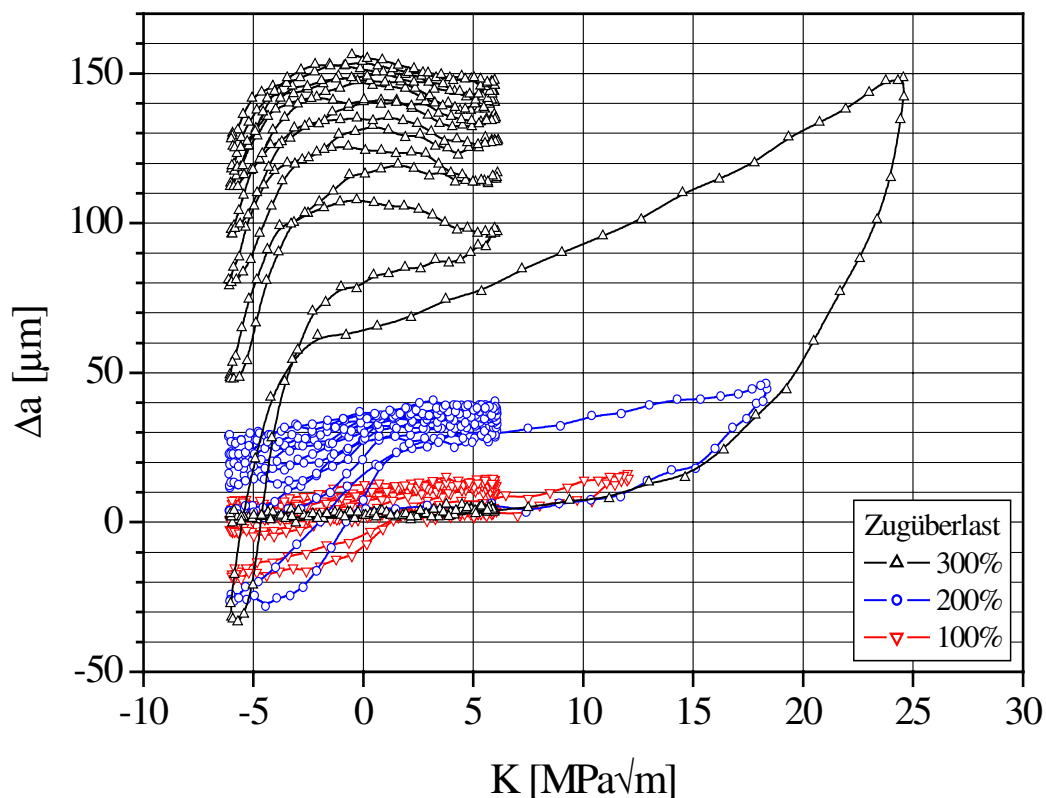


Abbildung 4.12: Vergleich von Potenzialhysteresen unterschiedlicher Überlasthöhen bei konstanter Grundlast am Beispiel der Legierung 6013

Das in Abbildung 4.11 dargestellte Verhalten der Potenzialsondenhysterese  $U(\sigma)$  über  $\sigma$  zeigt sich auch bei allen weiteren Überlasthöhen in der

Darstellung  $\Delta a(K)$  über  $K$ . Der aus den Hysteresen ermittelte Wert für  $\Delta a_B$  steigt mit zunehmender Überlasthöhe. Die Öffnung der Überlasthysterese sowie die Änderungen in den minimalen und maximalen Werten der Potenzialspannung in den auf die Überlast folgenden Zyklen sind mit zunehmender Überlasthöhe stärker ausgeprägt. Um den Einfluss der Überlastart zu verdeutlichen, sind in Abbildung 4.13 die Überlastarten Zug, Zug/Druck und Druck/Zug für eine konstante Überlasthöhe dargestellt.

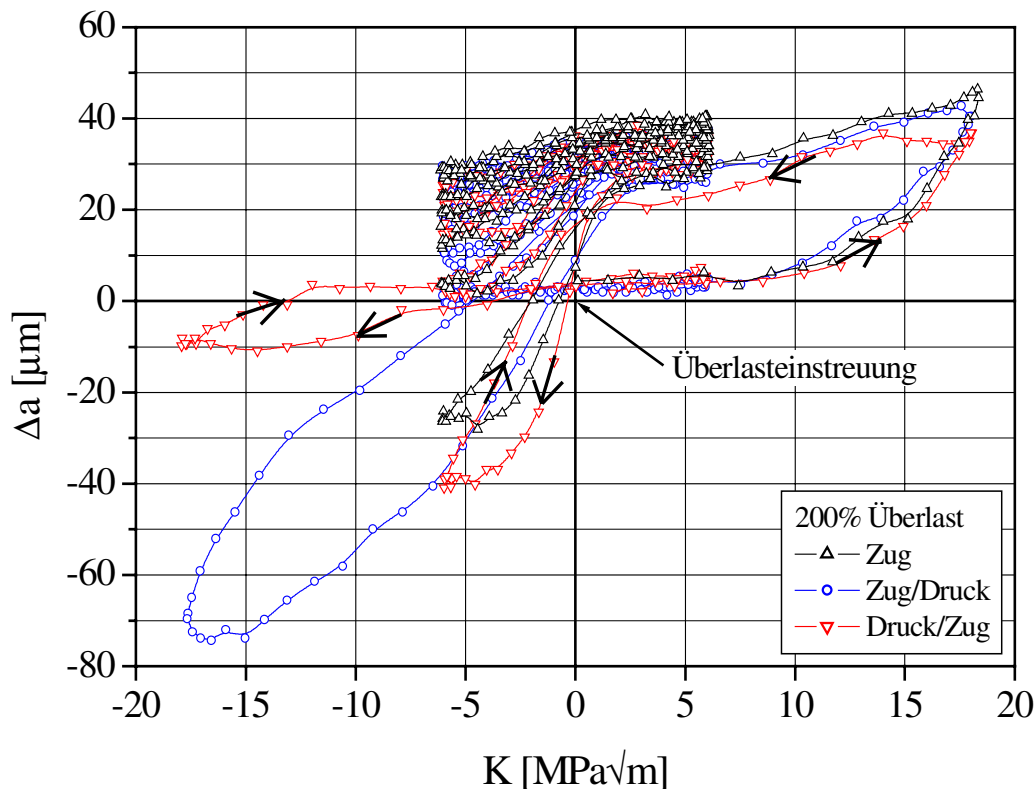


Abbildung 4.13: Vergleich von Potenzialhysteresen unterschiedlicher Überlastarten bei konstanter Grundlast am Beispiel der Legierung 6013

Reine Druck-Überlasten verursachen keine Rissbeschleunigung und werden aus diesem Grund nicht weiter betrachtet. Ein Vergleich der Druck/Zug-Überlast mit der reinen Zug-Überlast verdeutlicht, dass der zuerst aufgebrauchte Druckzyklus nur einen geringen Einfluss auf die nachfolgende Hysterese der Zug-Überlast hat. Aufgrund der an der Rissspitze erzeugten Verformungen wird ein geringfügig kleinerer Wert für  $\Delta a_B$  erreicht. Folgt der Druckzyklus auf die Zug-Überlast, ist ein stärkeres Absinken der Minimalspannung  $U_{\min}$  und eine daraus resultierende Veränderung des

Bruchflächenkontaktes beim Schließen des Risses zu erkennen. Der Vergleich in Abbildung 4.13 zeigt jedoch eindeutig, dass die Art der Überlast praktisch keinen Einfluss auf die Rissbeschleunigung  $\Delta a_B$  hat. Der Rissfortschritt ist ausschließlich vom Zuganteil der aufgetragenen Überlast und damit ungeachtet der Grundlast nur von der maximalen Beanspruchung abhängig.

In Abbildung 4.14 und 4.15 sind für beide Aluminiumlegierungen die aus den Potenzialsondenhysteresen ermittelten Werte für  $\Delta a_B$  beispielhaft für drei verschiedene Grundlasten und zwei R-Werte in Abhängigkeit von der Überlasthöhe dargestellt.

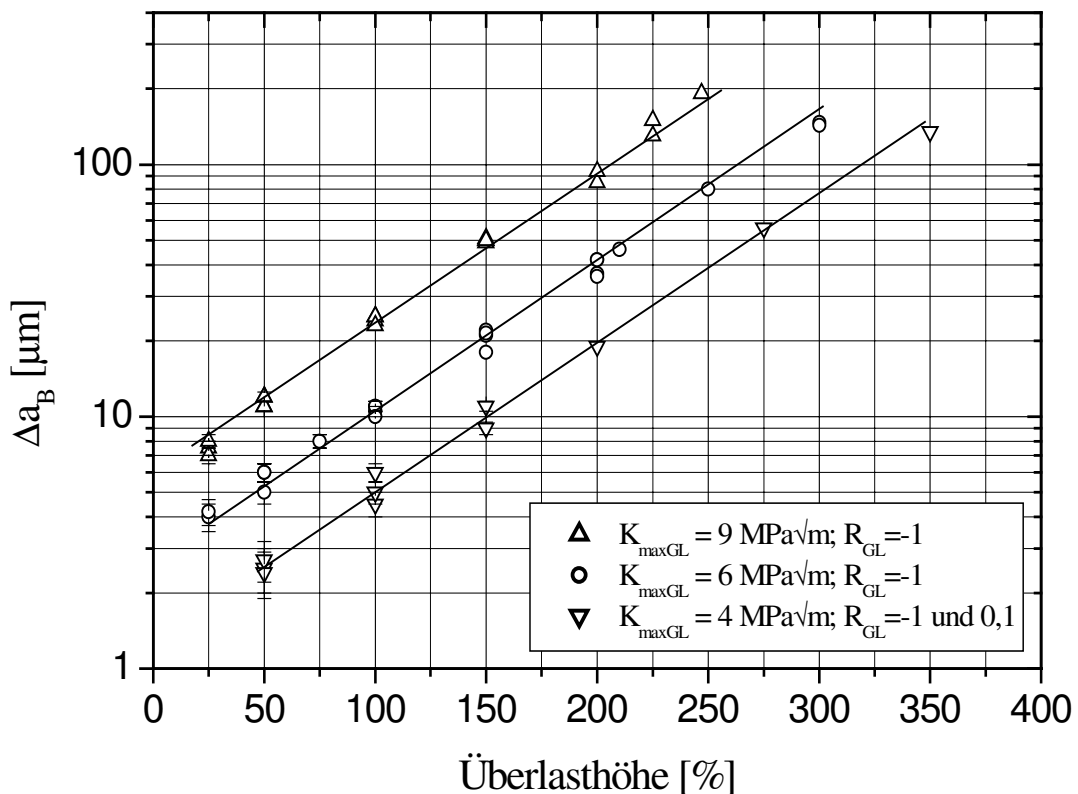


Abbildung 4.14: Beschleunigter Rissfortschritt  $\Delta a_B$  für die Legierung 6013

Bei konstanter Grundbelastung ergibt sich bei halblogarithmischer Auftragung der Datenpunkte im gemessenen Bereich ein linearer Zusammenhang zwischen Rissfortschritt  $\Delta a_B$  und der Überlasthöhe. Je nach Grundlast- und Überlasthöhe werden Werte zwischen  $2 \mu\text{m}$  und  $200 \mu\text{m}$  bestimmt. Unterhalb einer Überlasthöhe von 25 % kann nahezu keine Beeinflussung der Rissausbreitung mehr festgestellt werden. Im Fall der

Grundlast, d.h. bei einer Überlasthöhe von 0 %, entsprechen die Werte für  $\Delta a_B$  dem Rissfortschritt  $\Delta a/\Delta N = 0,01 \mu\text{m}/\text{Zyklus}$  für  $K_{\text{maxGL}} = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  (Abbildung 4.1 bzw. 4.2). Dieser Wert liegt deutlich unterhalb der durch lineare Extrapolation aus Abbildung 4.14 und 4.15 erhaltenen Werte. Bei Überlasthöhen, die größer als die in diesen Abbildungen eingezeichneten Werte sind, erreicht  $\Delta K$  die entsprechenden  $K_C$ -Werte und die Probe versagt, d.h. es können keine Messwerte ermittelt werden. Ein Einfluss der Grundlast- und Überlastart ist bei beiden Materialien nicht festzustellen. Der im Bereich I gemessene Rissfortschritt wird ausschließlich durch die Grund- und Überlasthöhe, also durch die Höhe der Maximalbelastung, bestimmt.

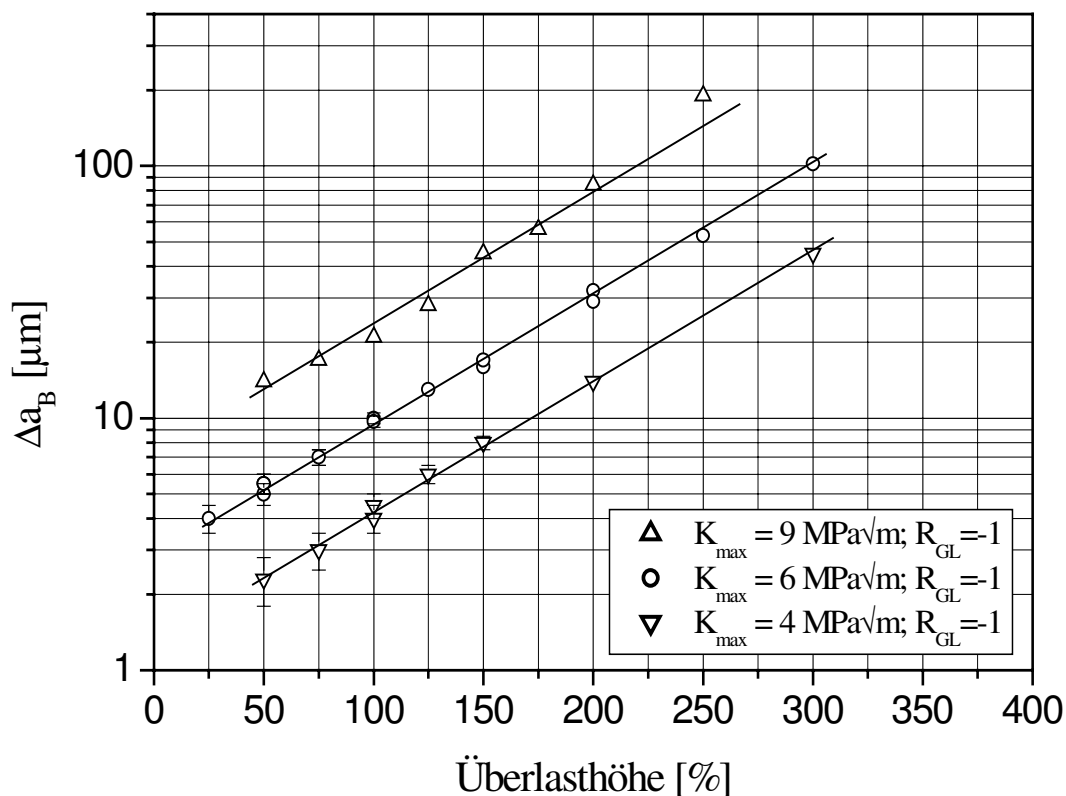


Abbildung 4.15: Beschleunigter Rissfortschritt  $\Delta a_B$  für die Legierung 2024

Vergleicht man die Messwerte für  $\Delta a_B$  aus Abbildung 4.14 und 4.15, so zeigt sich bei gleichen Grund- und Überlasthöhen nur ein geringfügiger Unterschied zwischen beiden Materialien. Die Messwerte für 6013 liegen bei allen Grund- und Überlasthöhen tendenziell über denen für 2024. In erster Näherung verlaufen die Werte für  $\Delta a_B$  jedoch in einem gemeinsamen Streuband.

### 4.2.1.3 Quantitative Beschreibung der Rissverzögerung

Zur quantitativen Beschreibung des Verzögerungsbereichs (Bereich II) wird die Verzögerungslänge  $\Delta a_v$  und der Wert der minimal erreichten Rissfortschrittsrate  $\Delta a / \Delta N_{\min_{rel}}$  verwendet. Der in Kapitel 4.2.1.1 mit III gekennzeichnete Einflussbereich der Überlast wird aufgrund seines geringen Einflusses auf die Lebensdauer nicht berücksichtigt.

Abbildung 4.16 zeigt in der Auftragung der Risslänge über der Zyklenzahl den Einfluss von fünf unterschiedlichen Überlasthöhen auf die Rissausbreitung. Der lineare Anstieg der Risslänge mit der Zyklenzahl ist bei allen Überlasten deutlich zu erkennen. Die Ausgangsrissgeschwindigkeiten unterscheiden sich von Überlast zu Überlast aufgrund der konstanten Grundlast nur geringfügig.

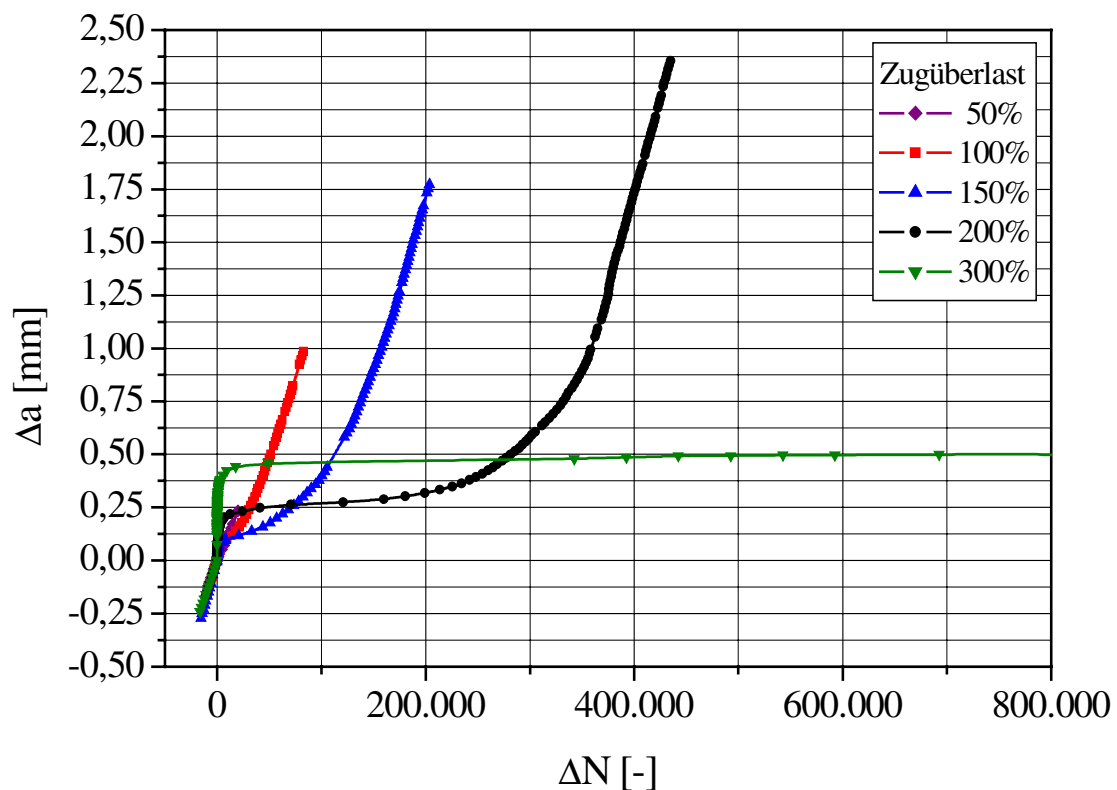


Abbildung 4.16: Vergleich verschiedener Überlasthöhen bei konstanter Grundlast in der Darstellung  $\Delta a$  über  $\Delta N$  für 6013

Mit steigender Überlast sinkt die Rissfortschrittsrate im Anschluss an die Überlast und die Ausdehnung der Einflusszone nimmt zu. Bei einer

Überlasthöhe von 300 % wird unter Berücksichtigung des Stabilitätskriteriums der Rissausbreitung mit  $K < K_C$  sogar Rissstillstand erreicht, d.h. über mehrere Millionen Zyklen ist der Rissfortschritt  $\Delta a$  kleiner als  $10^{-6}$  m.

In der Darstellung der Rissfortschrittsrate  $\Delta a / \Delta N_{rel}$  über der Risslänge  $\Delta a$  (Abbildung 4.17) ist mit steigender Überlasthöhe deutlich die steigende Ausdehnung des Verzögerungsbereiches und das Absinken der minimal erreichten Rissgeschwindigkeit zu erkennen. Bei einer Überlasthöhe von 300 % wurde Rissstillstand beobachtet, d.h. es gilt  $\Delta a / \Delta N_{min} = 0$ .

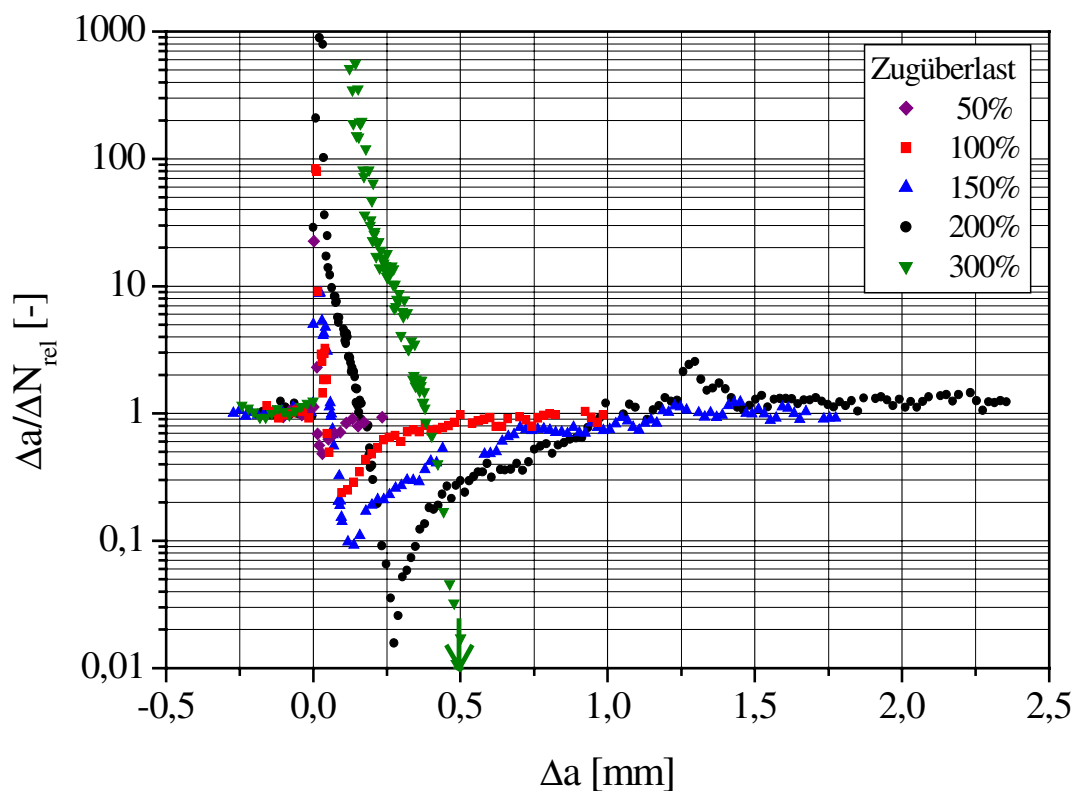


Abbildung 4.17: Vergleich verschiedener Überlasthöhen bei konstanter Grundlast in der Darstellung  $\Delta a / \Delta N$  über  $\Delta a$  für 6013

Abbildung 4.18 verdeutlicht den Einfluss des Druckanteils einer Überlast auf die Rissfortschrittskurve. Reine Druck-Überlasten zeigen keine Beeinflussung der Ermüdungsrissausbreitung und wurden daher nicht in das Diagramm aufgenommen. Eine Druckbelastung, die vor einer Zug-Überlast aufgebracht wird, zeigt gegenüber einer reinen Zug-Überlast keine Veränderung in der Beeinflussung des Rissfortschritts, und der Druckanteil

kann somit ebenfalls vernachlässigt werden. Folgt der Druckzyklus direkt auf den Zuganteil der Überlast, bleibt die von der Maximallast abhängige Ausdehnung des Verzögerungsbereichs gleich, die Rissgeschwindigkeit wird aber gegenüber einer reinen Zug-Überlast weniger stark verzögert.

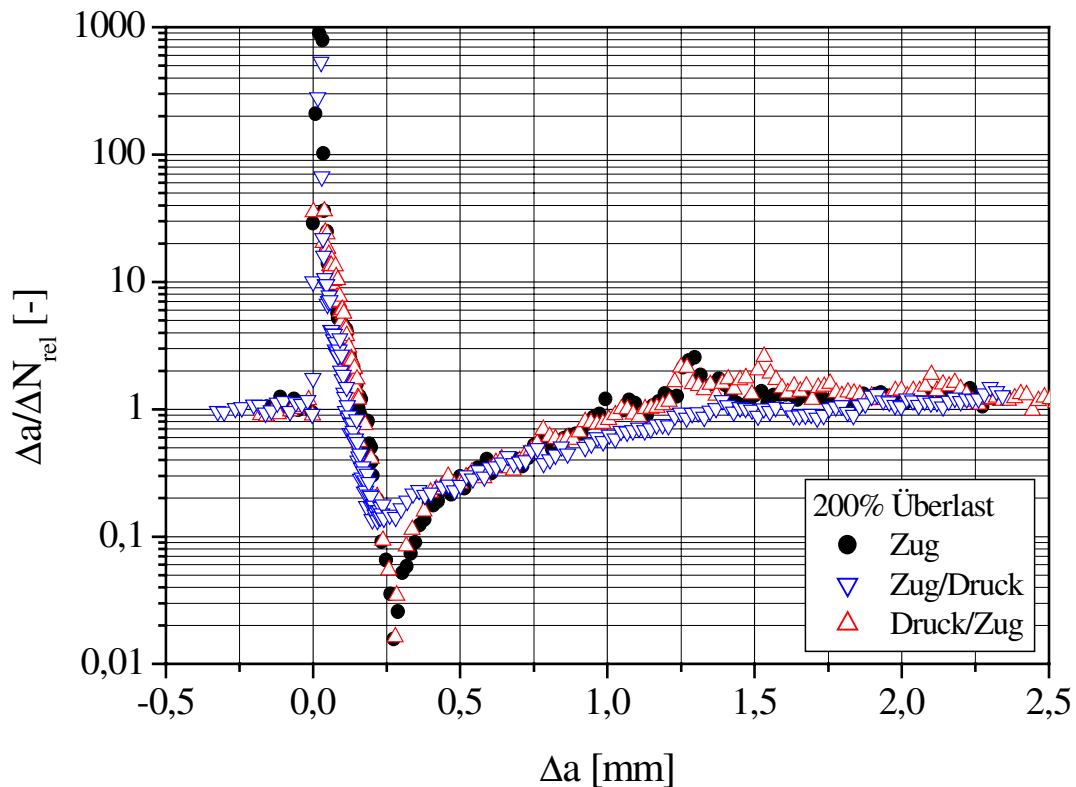


Abbildung 4.18: Vergleich der unterschiedlichen Überlastarten in der Darstellung  $\Delta a/\Delta N$  über  $a$  für 6013

Die Ausdehnung des Verzögerungsbereichs  $\Delta a_v$  in Abhängigkeit von der Überlasthöhe für drei verschiedene Grundlasthöhen und zwei R-Werte ist für 6013 und 2024 in den Abbildungen 4.19 und 4.20 dargestellt. Es ergibt sich eine Abhängigkeit der Form  $\Delta a_v \sim (K_{\text{ÜL}}/K_{\text{GL}})^2$ . Höhere Überlasthöhen als in Abbildung 4.20 dargestellt, lassen sich nicht beobachten, da entweder Risstilstand oder im Extremfall Probenbruch eintritt. Die Ausdehnung des Verzögerungsbereiches  $\Delta a_v$  ist für beide Materialien ausschließlich von der Grundlast- und Überlasthöhe, also von der Höhe der Maximalbelastung, abhängig.

Der Vergleich der Ausdehnung des Verzögerungsbereichs  $\Delta a_v$  für die Legierungen 6013 und 2024 zeigt über die durchgeführten nichtlinearen

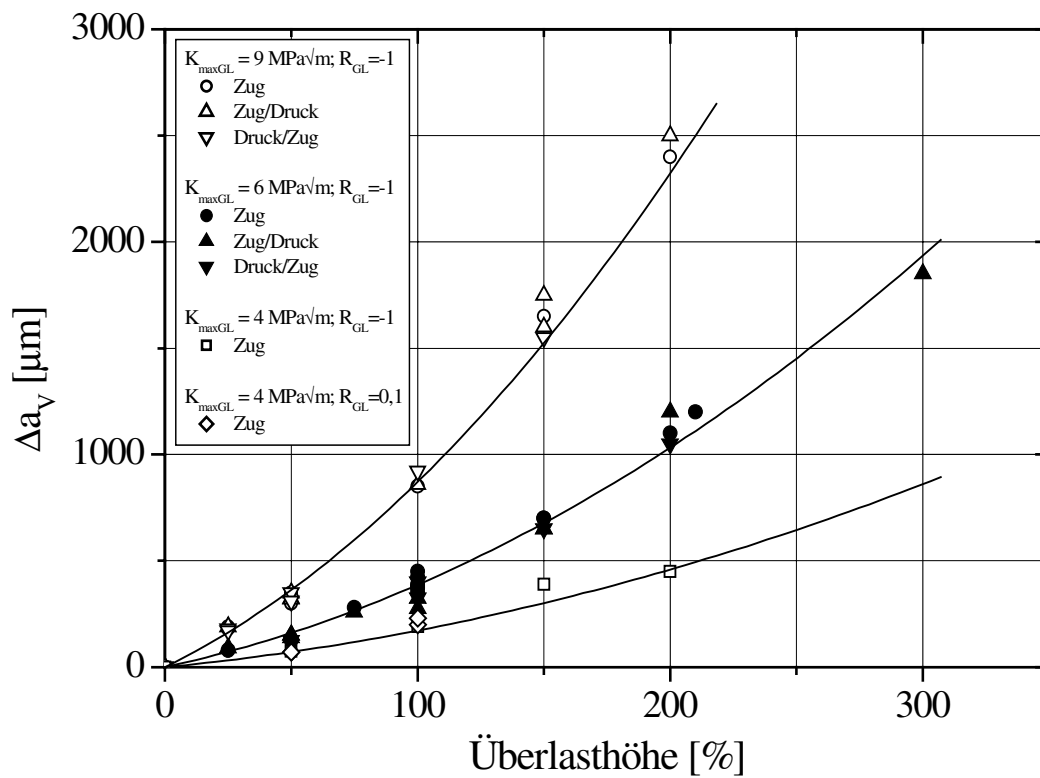


Abbildung 4.19: Ausdehnung des Verzögerungsbereichs  $\Delta a_v$  für 6013

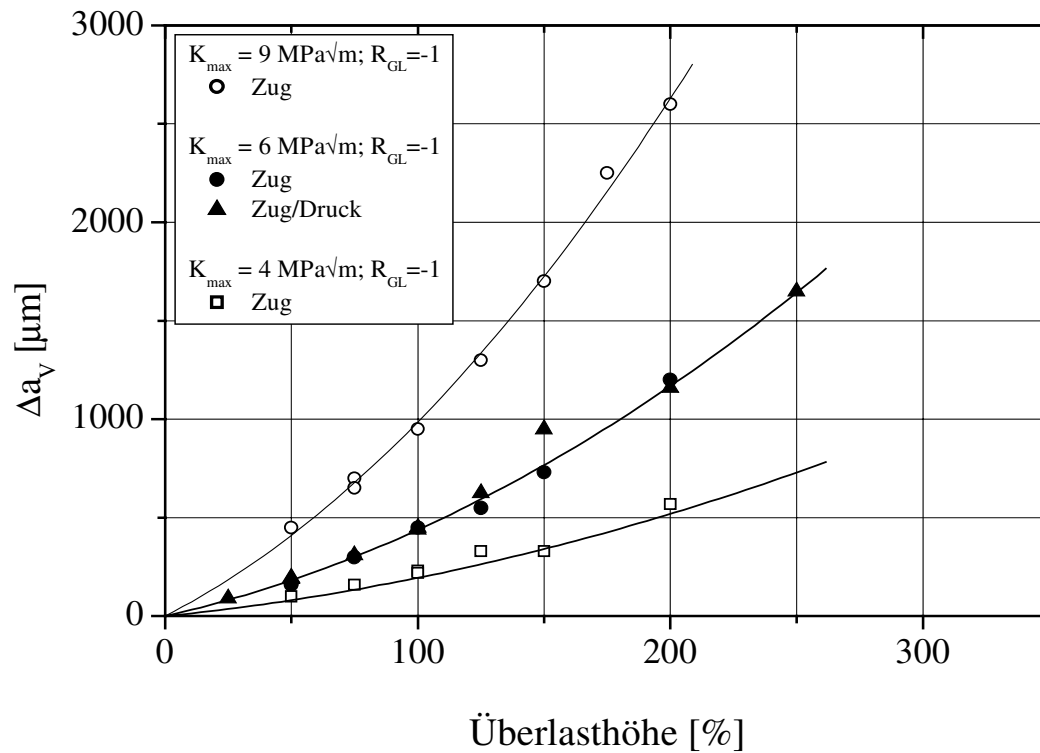


Abbildung 4.20: Ausdehnung des Verzögerungsbereichs  $\Delta a_v$  für 2024



Anpassungen nur eine schwache Abhängigkeit vom verwendeten Werkstoff. In erster Näherung liegen die Messdaten für beide Materialien in einem gemeinsamen Streuband.

Abbildung 4.21 zeigt die Auftragung der normierten minimalen Rissfortschrittsrate  $\Delta a / \Delta N_{\min,rel}$  in Abhängigkeit von der reziproken Überlasthöhe. In diesem Diagramm sind die Werte für  $\Delta a / \Delta N_{\min,rel}$  der drei verschiedenen Überlastarten bei einem konstanten Spannungsverhältnis der Grundlast ( $R = -1$ ) aufgetragen. Mit steigender Überlasthöhe sinkt der Wert der minimalen Rissfortschrittsrate bis zum Rissstillstand.

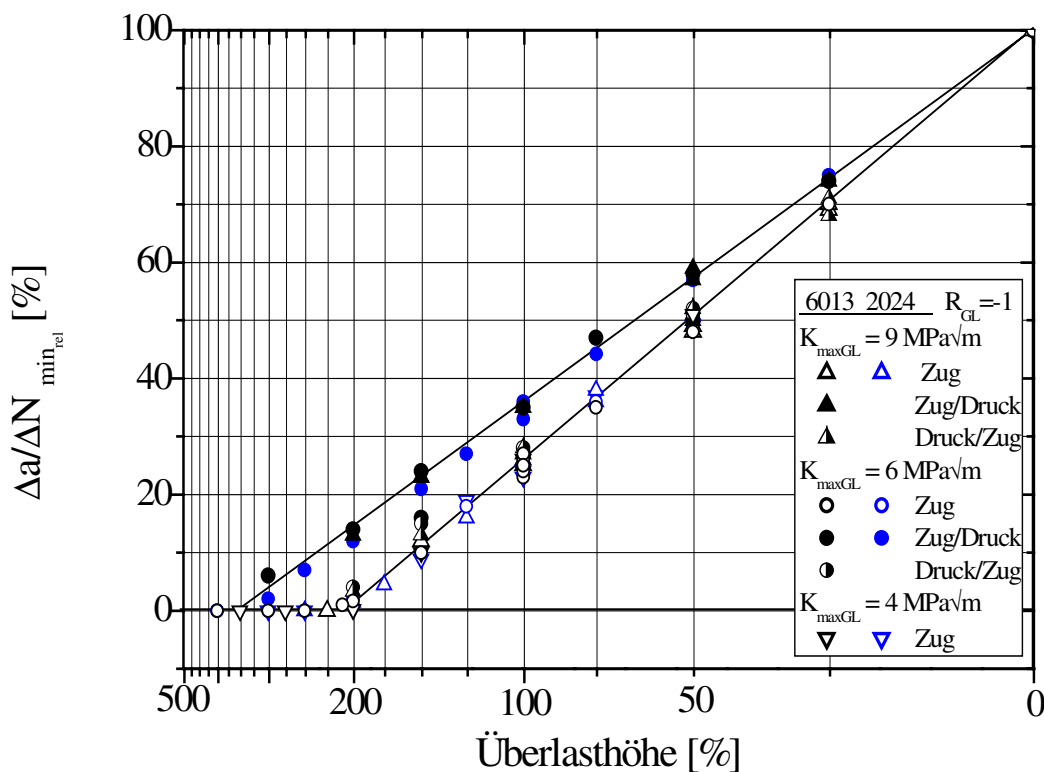


Abbildung 4.21: Minimale Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit von der Überlasthöhe und der Überlastart für 6013

Unabhängig vom Material kann für Zug- und Druck/Zug-Überlasten die Grenze der Überlasthöhe für den Rissstillstand auf 200 % und für Zug/Druck-Überlasten auf 350 % festgelegt werden. Für beide Versuchsreihen ist in der gewählten Auftragung für  $\Delta a / \Delta N_{\min,rel}$  keine

Abhängigkeit vom Werkstoff und der Grundlasthöhe festzustellen. Nur Zug/Druck-Überlasten haben aufgrund des auf die Zugüberlast folgenden Druckanteils einen Einfluss auf die maximale Verzögerung der Rissfortschrittsrate.

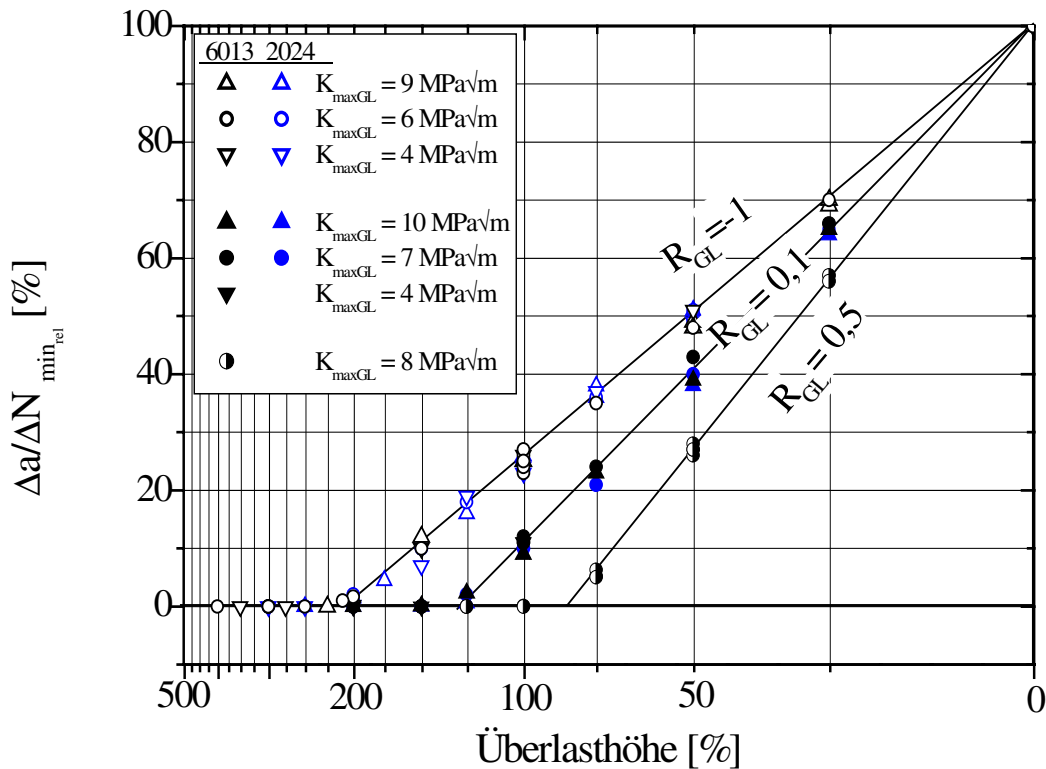


Abbildung 4.22: Minimale Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit von der Überlasthöhe und der Grundlastart für 6013

Abbildung 4.22 zeigt ebenfalls in der Darstellung von  $\Delta a / \Delta N_{\min_{rel}}$  über der reziproken Überlasthöhe den Einfluss des Spannungsverhältnisses  $R$  auf die Verzögerung. Bei beiden Werkstoffen ist deutlich zu erkennen, dass neben der Überlastart das Spannungsverhältnis der Grundlast die Verzögerung der Rissfortschrittsrate beeinflusst. Mit steigendem  $R$ -Wert wird der Riss bei gleichen Überlasthöhen stärker verzögert. Demnach wird für  $R = 0,1$  und  $R = 0,5$  Rissstillstand bereits bei Überlasthöhen von 125 % bzw. 85 % erreicht. Der Verlauf von  $\Delta a / \Delta N_{\min_{rel}}$  ist unabhängig vom verwendeten Werkstoff.

## 4.2.2 Mehrfachüberlasten

Das Rissausbreitungsverhalten für zwei unterschiedlich hohe Lastblöcke mit konstanter Beanspruchungsamplitude, wie sie bei der Marker-Load-Technik verwendet werden, kann bei bekannter Lasthöhe mit der entsprechenden Rissfortschrittsgleichung beschrieben werden. Einzelne Überlasten dagegen unterscheiden sich von den Lastblöcken im Rissfortschrittsverhalten durch eine deutlich höhere Rissfortschrittsrate. Zur Unterscheidung der durch Blockversuche und eingestreute Überlasten bedingten Rissausbreitungsarten wurden Untersuchungen mit Blocküberlasten unterschiedlicher Länge durchgeführt.

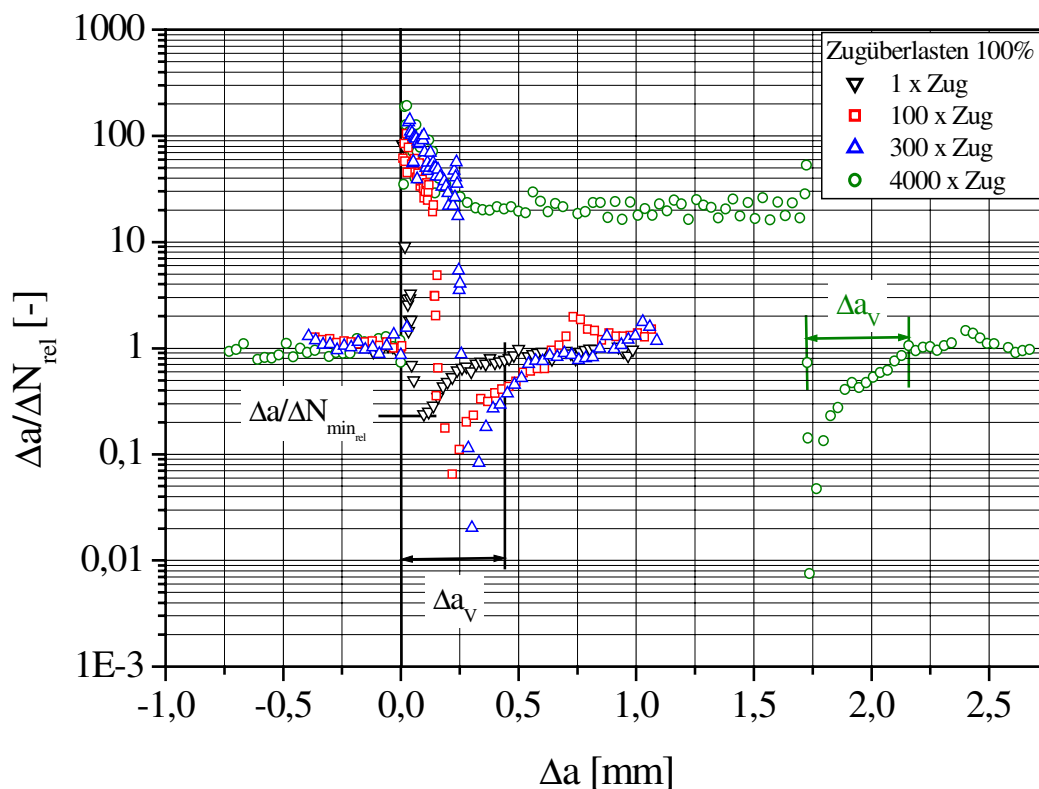


Abbildung 4.23: Einfluss von Mehrfachüberlasten auf den Rissfortschritt der Legierung 6013 für K-geregelte Experimente

Abbildung 4.23 zeigt die Auftragung der Rissfortschrittsrate über der Risslänge für drei Überlastblöcke von 100, 300 und 4000 Zug-Überlasten mit einer Überlasthöhe von 100 % im Vergleich zu einer einzelnen Überlast. Es lassen sich eindeutig zwei Bereiche im Übergang der Grundlast zum

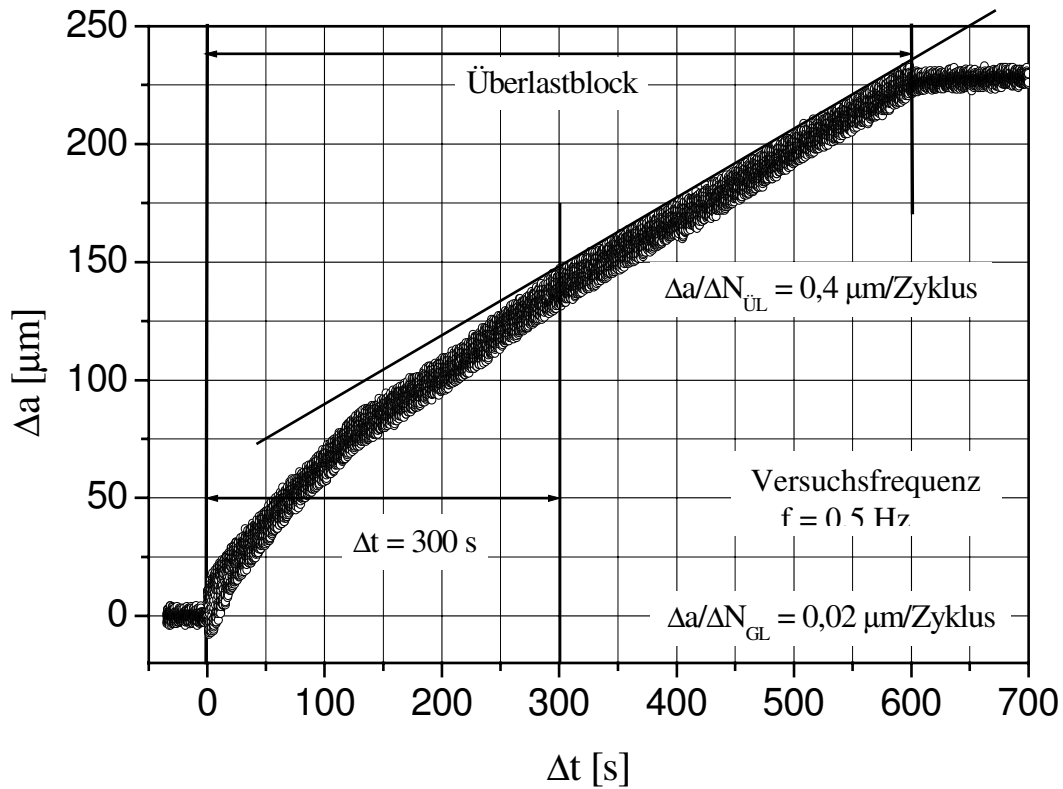


Abbildung 4.24: Potenzialsondenhysterese eines Überlastblocks von 300 Zug-Überlasten mit einer Überlasthöhe von 100 %

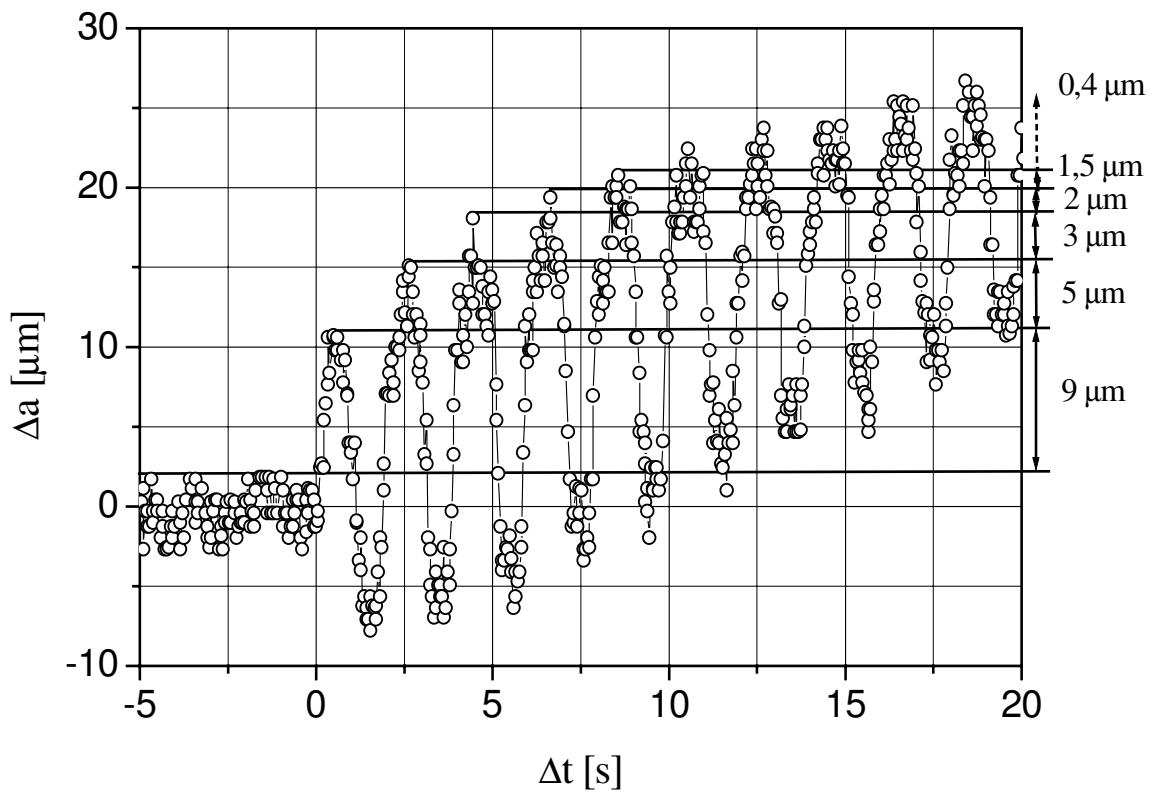


Abbildung 4.25: Potenzialsondenhysterese der ersten 10 Zyklen des in Abbildung 4.28 dargestellten Überlastblocks

Überlastblock voneinander abgrenzen. Nach dem Aufbringen des ersten Überlastzyklus zeigt sich eine starke Beschleunigung der Rissfortschrittsrate. Nach mehreren Zyklen beginnt der Wert der Rissgeschwindigkeit zu sinken und erreicht nach ca. 150 Zyklen den Wert, der für den Blockversuch erwartet wird. Bei dem nun folgenden Übergang auf den Wert der Grundlast ist eine Verzögerung festzustellen. Die Ausdehnung dieses Verzögerungsbereichs wurde zu  $\Delta a_v = 460$  bis  $480 \mu\text{m}$  bestimmt und ist unabhängig von der Länge der Überlastblöcke. Sie entspricht der Länge, die bei einer einzelnen Überlast gefunden wird. Die Ausdehnung des Verzögerungsbereichs  $\Delta a_v$  wird also nur durch die Maximallast beeinflusst. Dagegen ist  $\Delta a / \Delta N_{\min,rel}$  nicht konstant, sondern von der Blockgröße abhängig. Je mehr Überlastzyklen eingestreut werden, desto stärker wird der Riss verzögert. Ab einer bestimmten Blockgröße wird eine Sättigung erreicht und der beschriebene Trend setzt sich nicht weiter fort. Eine weitere Quantifizierung dieses Einflusses ist aufgrund der geringen Anzahl von Experimenten nicht möglich.

Die Auftragung der aus den Potenzialsondenhysterese gewonnenen Kurven der Risslänge  $\Delta a(t)$  über der Zeit  $t$  in Abbildung 4.24 und 4.25 für den Versuch mit 300 Zug-Überlasten beschreiben alle wichtigen Charakteristika der Rissausbreitung während des gesamten Überlastblockes. Abbildung 4.24 zeigt vor dem ersten Überlastzyklus die zur Grundlast gehörige Rissgeschwindigkeit von  $\Delta a / \Delta N = 2 \cdot 10^{-8} \text{ m/Zyklus}$ . Während des nun folgenden Überlastblocks ist anfangs eine starke Zunahme der Rissfortschrittsrate zu beobachten (Abbildung 4.25). Nach etwa 150 Überlastzyklen erreicht die Rissfortschrittsrate den für die Maximallast erwarteten Gleichgewichtswert. In Abbildung 4.24 entspricht dies einer stetigen Abnahme der Rissfortschrittsrate von  $\Delta a / \Delta N = 9 \cdot 10^{-6} \text{ m / Zyklus}$  bis zu  $4 \cdot 10^{-7} \text{ m / Zyklus}$ . Abbildung 4.25 verdeutlicht dies anhand der ersten zehn Zyklen des Überlastblocks. Der Wert  $\Delta a_B / \Delta N = 9 \mu\text{m / Zyklus}$  entspricht der Rissbeschleunigung einer einzelnen Überlast.

### 4.2.3 Überlastexperimente bei konstanter Spannung

Die meisten in der Literatur zu findenden Untersuchungen zum Einfluss von Überlasten auf den Rissfortschritt werden aufgrund des hohen experimentellen Aufwands bei der Regelung der Spannungsintensität  $K$  im Modus  $K$ -konstant kraft geregelt bei konstanter Spannung durchgeführt. Auch im Rahmen dieser Arbeit wurden Versuche bei konstanter Spannung mit unterschiedlichen Überlasthöhen durchgeführt. Abbildung 4.26 und 4.27 zeigen die auf die Ausgangswerte bei der Einstreuung der Überlast normierten Daten für jeweils einen Versuch ohne Überlast, mit einer 100 %, einer 150 % und zwei aufeinanderfolgenden 150 % Zug-Überlasten. Die Experimente wurden bei einem Spannungsniveau von  $\sigma_{\max} = 110$  MPa und einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  an der Aluminiumlegierung 6013 durchgeführt.

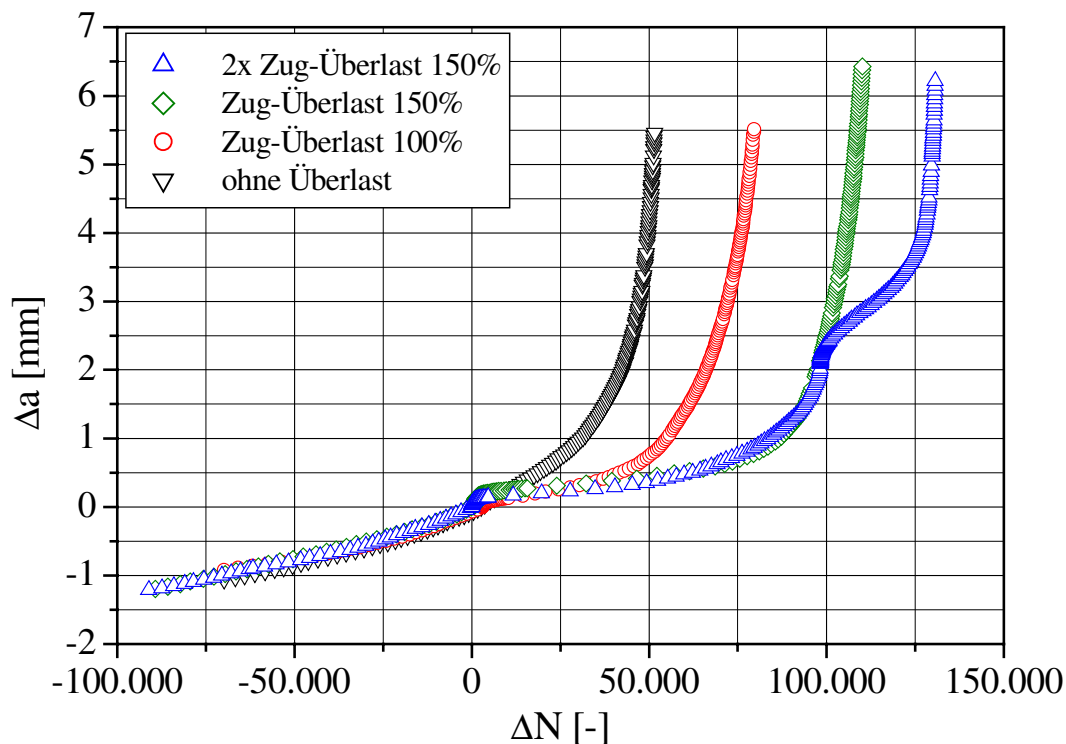


Abbildung 4.26: Überlastexperimente bei konstanter Grundlast  $\Delta\sigma_{GL}$  in der Auftragung a über N

Die Darstellung der Risslänge über der Zyklenzahl in Abbildung 4.26 verdeutlicht die Zunahme der Rissgeschwindigkeit mit wachsendem  $\Delta K$ . Im Vergleich zur Kurve ohne eingestreuter Überlast ist mit zunehmender

Überlasthöhe eine Abnahme der Steigung der  $a(N)$ -Kurve und damit eine stärker werdende Verzögerung der Rissgeschwindigkeit festzustellen. Durch den nichtlinearen Anstieg der Kurven sind die in Kapitel 4.2.1.1 beschriebenen Effekte, die durch die Überlast bewirkt werden, nur schwer zu erkennen. Beispielsweise kann die Ausdehnung des Verzögerungsbereiches nicht genau bestimmt werden.

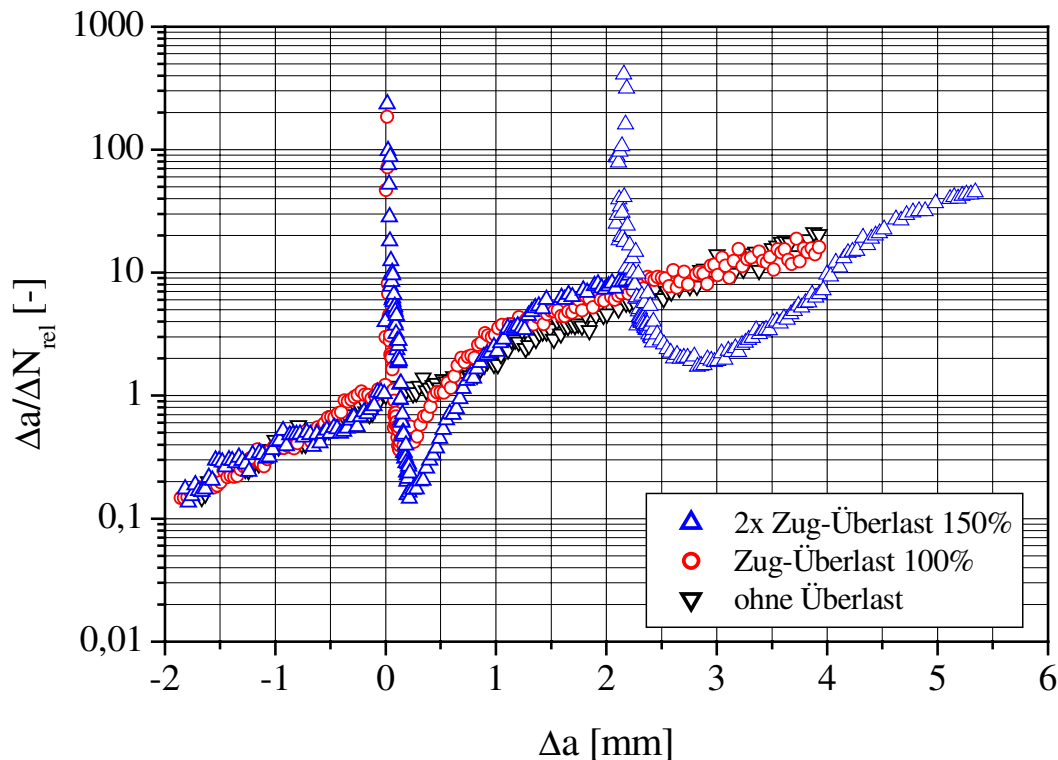


Abbildung 4.27: Überlastvergleich bei einer Grundlast mit konstanter Spannungsamplitude in der Auftragung  $da/dN$  über  $a$

Die Auftragung der differenzierten  $a(N)$ -Kurve, d.h. der normierten Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit von der Risslänge, zeigt die durch die Überlasten erzeugten Beschleunigungs- und Verzögerungseffekte deutlicher (Abbildung 4.27). Die Auswertung und Quantifizierung der Verzögerungslänge  $\Delta a_v$  und der erreichten minimalen Rissfortschrittsrate  $\Delta a / \Delta N_{\min,rel}$  ist jedoch aufgrund der nicht konstanten Steigung im Paris-Bereich der Rissausbreitungskurve und der sich in Abbildung 4.27 daraus ergebenden nichtlinearen Zunahme der Rissfortschrittsrate nicht möglich. Dies zeigt, dass die in dieser Arbeit verwendete Versuchsführung (K-konstant) der oben angeführten vorzuziehen ist.

## 4.3 Positronenannihilationsexperimente

Bei der Ermüdung metallischer Werkstoffe kommt es vor der Risspitze zu plastischer Verformung. Diese wird durch Versetzungsbildung und -reaktionen erzeugt und sind mit der Entstehung von Leerstellen und Leerstellenagglomeraten verbunden. Mit Hilfe der in Kapitel 2.3.2 dargestellten Positronenstrahlsysteme sind Untersuchungen der durch Ermüdung verursachten Defektstrukturen in technischen Werkstoffen möglich. In den folgenden Kapiteln werden die in Kooperation mit dem Institut für nukleare Festkörperphysik unserer Fakultät an technischem Kupfer und den Aluminiumlegierungen 6013 und 2024 durchgeführten Untersuchungen mittels Positronenannihilationsspektroskopie genauer erläutert.

### 4.3.1 Messungen im Umfeld eines Risses

Mit dem hochauflösenden Rasterpositronenmikroskop (SPM) sind erste Untersuchungen in der Umgebung eines Ermüdungsrisses in polykristallinem Kupfer durchgeführt worden. Der Riss wurde in einer SEN-Probe mit einer Länge von 80 mm, einer Breite von 12 mm und einer Dicke von 4 mm mittels der in Kapitel 3.3 dargestellten Versuchsanordnung erzeugt.



Abbildung 4.28: Nachgezeichneter Rissverlauf in polykristallinem Kupfer

Dies geschah unter symmetrischer Zug / Druck-Belastung ( $R = -1$ ) bei konstanter zyklischer Spannungsintensität  $\Delta K = 18 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Nach dem der



Ermüdungsriss eine Länge von  $a = 6000 \mu\text{m}$  erreicht hatte, wurde das Experiment abgebrochen und die Probe für das SPM vorbereitet. Dazu wurden die Proben in mehreren Schritten mit Körnungen bis zu  $0,05 \mu\text{m}$  poliert. Abbildung 4.28 zeigt den Verlauf des untersuchten Ermüdungsrisses sowie die Kornstruktur der SEN-Probe aus technischem Kupfer.

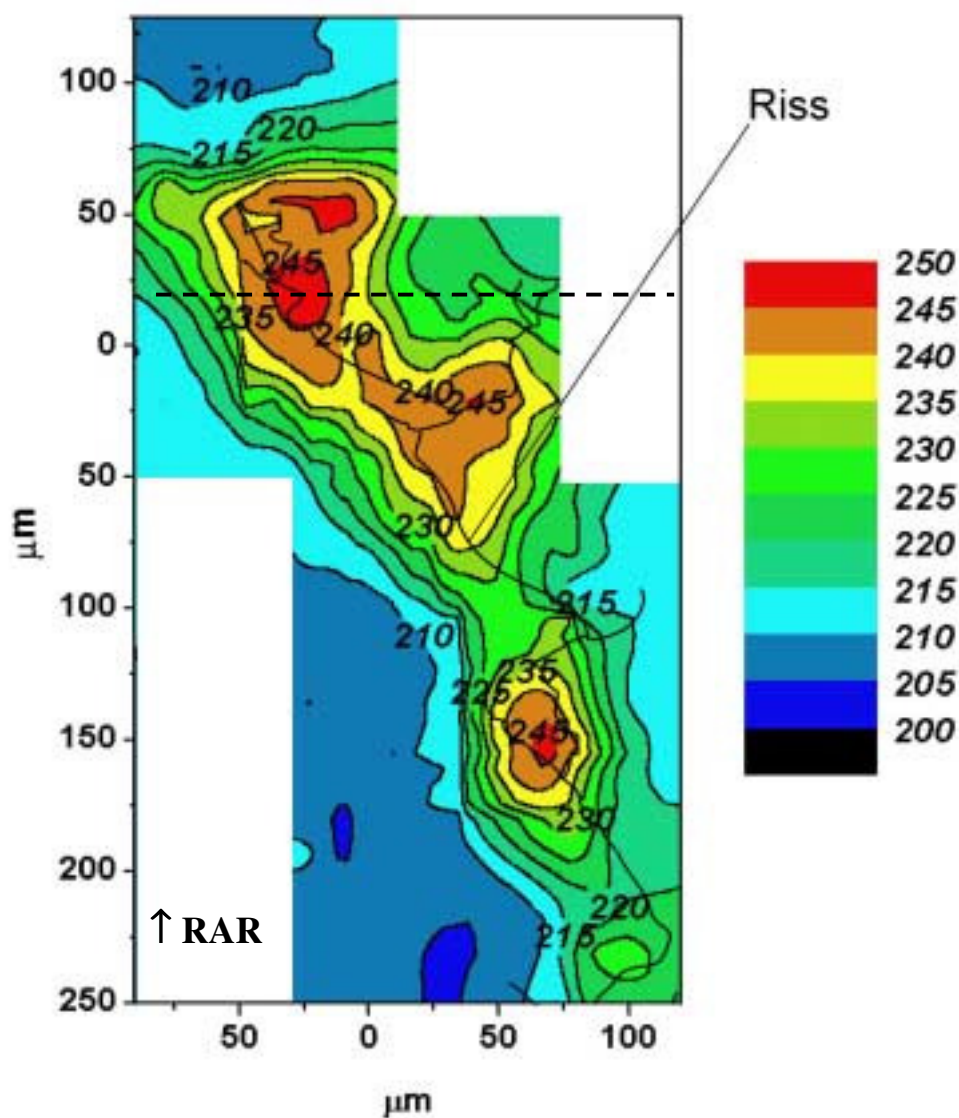


Abbildung 4.29: Darstellung der mittleren Positronenlebensdauer in der Umgebung eines Ermüdungsrisses bei einer Implantationsenergie der Positronen von 16 keV [EGG02]

Der Riss ist an mehreren Stellen verzweigt und zeigt neben kleineren transkristallinen Anteilen hauptsächlich interkristallinen Charakter. Die mittlere Korngröße des isotropen Gefüges beträgt bei dem untersuchten

Werkstoff etwa  $50\ \mu\text{m}$ . Durch den verwendeten Versuchsmodus  $K = \text{konstant}$  konnte die Größe der plastischen Zone vor der Rissspitze konstant gehalten werden. In einem Messfeld von etwa  $200 \times 400\ \mu\text{m}^2$  im Umfeld der Rissspitze wurde die mittlere Lebensdauer der Positronen mit verschiedenen Implantationsenergien in Schrittweiten von  $10\ \mu\text{m}$  erfasst. Die laterale Auflösung betrug  $5\ \mu\text{m}$ . Während der Messungen wurden pro Spektrum  $1,5 \cdot 10^5$  Annihilationsereignisse gezählt.

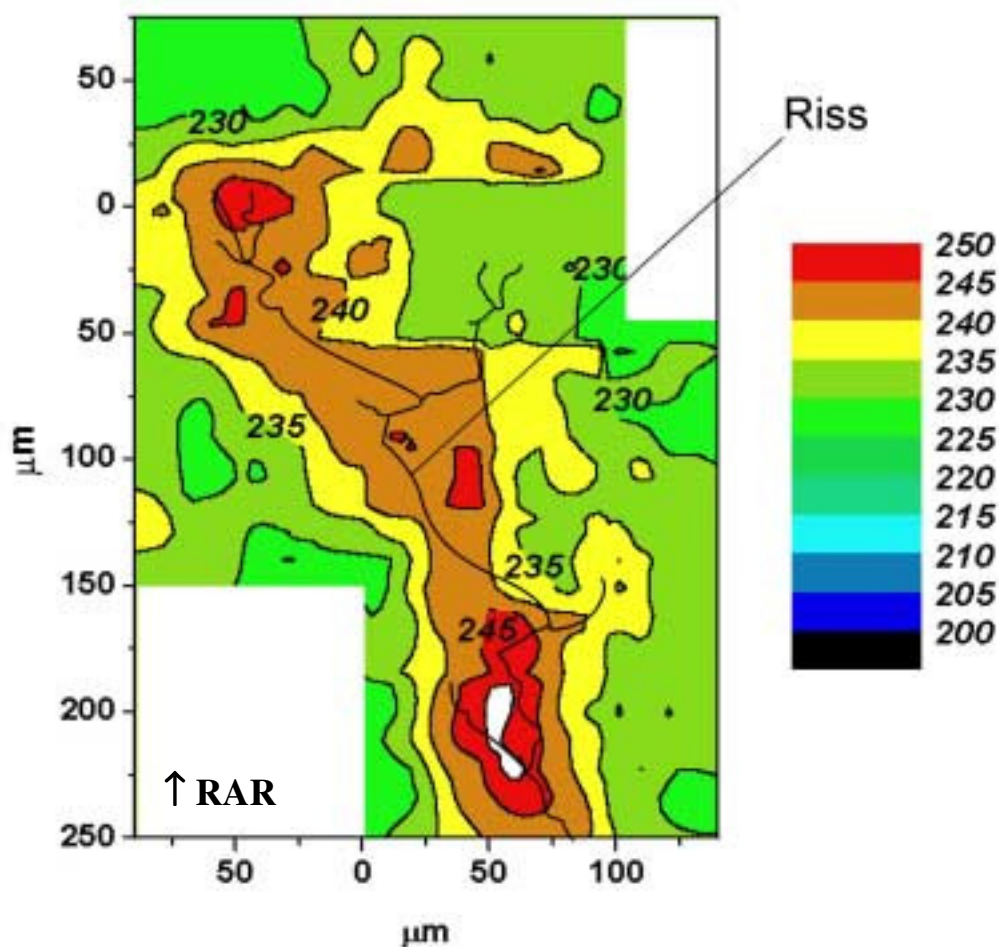


Abbildung 4.30: Darstellung der mittleren Positronenlebensdauer in der Umgebung eines Ermüdungsrisses bei einer Implantationsenergie der Positronen von 5 keV [EGG02]

Abbildung 4.29 und 4.30 zeigen die Darstellung der mittleren Positronenlebensdauer in der Umgebung des Risses für Implantationsenergien von 16 und 5 keV und damit für verschiedene

Eindringtiefen. Bei einer Implantationsenergie von 16 keV (Abbildung 4.29) steigt die mittlere Positronenlebensdauer von 200 ps in großer Entfernung auf 250 ps in der direkten Umgebung des Risses an. Die Region mit erhöhter Lebensdauer ist symmetrisch zum Riss und hat eine Ausdehnung von etwa 100  $\mu\text{m}$ .

Die maximale Lebensdauer von 250 ps übersteigt den in der Literatur für plastisch verformtes Kupfer zu findenden Wert von 172 ps bei weitem [LEP81]. Dies lässt auf Defekte mit größerem freien Volumen in der unmittelbaren Nähe des Risses schließen. Diese gleichmäßig ausgedehnte Zone erhöhter Lebensdauer entlang des Risses kann mit der konstant gehaltenen Zone plastischer Verformung am Riss korreliert werden. Darüber hinaus kann an Stellen mit Rissverzweigungen und in Bereichen mit transkristallinen Bruchanteilen ebenfalls eine stärkere Erhöhung der mittleren Lebensdauer beobachtet werden.

Abbildung 4.30 bestätigt diese Beobachtungen auch für eine geringere Eindringtiefe bei einer Implantationsenergie von 5 keV. Die in großer Entfernung zum Riss gegenüber Abbildung 4.29 um 20 ps erhöhte Lebensdauer kann der bei geringeren Eindringtiefen stattfindenden Rückdiffusion von Positronen an die Oberfläche zugeschrieben werden. In der Nähe des Risses wird dieser Effekt durch die erhöhte Defektdichte unterdrückt, und der Lebensdaueranstieg unterscheidet sich nicht zu dem aus Abbildung 4.29. Die Erhöhung der Lebensdauer am Riss ist also unabhängig von der Eindringtiefe der Positronen und demnach nicht auf eine mechanische Bearbeitung der Oberflächen zurückzuführen.

Zur Charakterisierung der Defekte wurden Linescans mit verschiedenen Implantationsenergien quer zum Riss durchgeführt. Der in Abbildung 4.31 dargestellte Linescan für 8 keV erfolgte entlang der gestrichelten Linie in Abbildung 4.29. Im Lebensdauerspektrum (Abbildung 4.31) können zwei Lebensdauern  $\tau_1$ ,  $\tau_2$  eindeutig getrennt werden. Der Wert  $\tau_1$  liegt bei etwa 190 ps und damit oberhalb des Wertes für plastisch verformtes Kupfer. Dies ist ein Hinweis auf kleine Leerstellenagglomerate auch in größerer Entfernung vom Riss. Die zweite Lebensdauer  $\tau_2$  liegt zwischen 360 und

420 ps und lässt auf Leerstellenagglomerate mit größerem freien Volumen schließen. Die Intensität der zweiten Lebensdauer steigt in der direkten Umgebung des Risses von 15 % auf nahezu 35 % an.

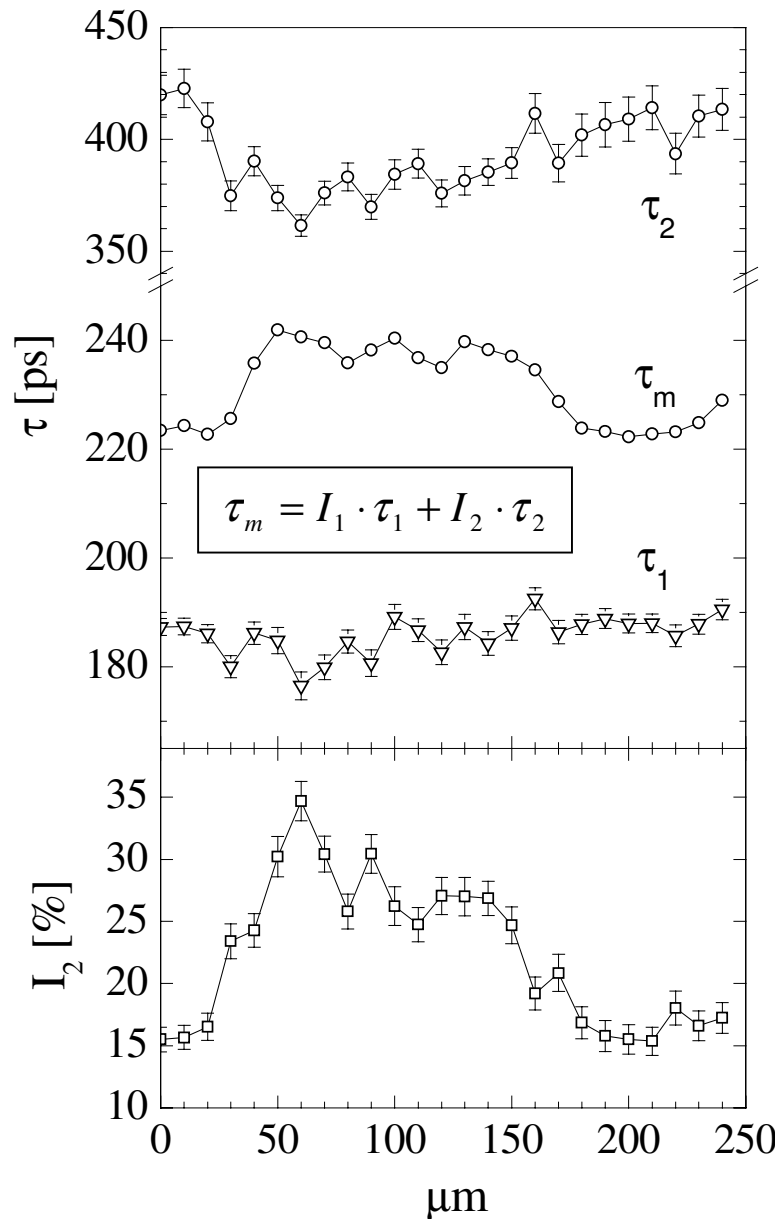


Abbildung 4.31: Lebensdauerspektrum und Intensitätsverteilung quer zum Ermüdungsriss bei einer Implantationsenergie der Positronen von 8 keV [EGG03]

Dieser dargestellte Intensitätsanstieg der zweiten Lebensdauer  $\tau_2$  steht im direkten Zusammenhang mit dem Riss. Er verursacht den großen Anstieg der mittleren Lebensdauer  $\tau_m$ . Dies spricht für einen starken Anstieg der

Konzentration von großen Leerstellenagglomeraten in der zyklischen plastischen Zone, die durch den Ermüdungsriss erzeugt wird. Die absolute Konzentration der Defekte, die Größe der Defektagglomerate, sowie ein Zusammenhang zwischen Lebensdauererhöhung und Grad der plastischen Verformung kann aus den derzeit vorliegenden Experimenten nicht bestimmt werden.

### 4.3.2 Schwingungs- und Gewaltbruch

Zur Untersuchung, inwieweit die Belastungsart Defekte im Material beeinflusst, wurden mit dem gepulsten Positronenstrahlsystem PLEPS Lebensdauerermessungen auf Schwingungs- und Gewaltbruchflächen der Aluminiumlegierungen 6013 und 2024 durchgeführt. Die verwendeten SEN-Proben wurden mit einer konstanten maximalen Spannungsintensität von  $6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ , bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$  bis zu einer Risslänge von  $a = 6 \text{ mm}$  ermüdet. Im Anschluss daran wurde mit einer Universalzugprüfmaschine aus dem verbliebenen Restquerschnitt eine Gewaltbruchfläche erzeugt.

Die folgenden Abbildungen 4.32 und 4.33 zeigen für die beiden verwendeten Materialien jeweils die Lebensdauerspektren in Abhängigkeit von der Eindringtiefe für einen Schwingungs- und Gewaltbruch. Die Bruchflächenrauigkeit liegt unterhalb von  $100 \mu\text{m}$  und kann aufgrund des verwendeten Strahldurchmessers von etwa  $2 \text{ mm}$  als störende Einflussgröße für die Messung vernachlässigt werden. In Abbildung 4.32 sind die Ergebnisse für die Aluminiumlegierung 6013 dargestellt. Für den Ermüdungsbruch können eindeutig zwei Lebensdauern voneinander getrennt werden. Die Lebensdauer  $\tau_1$  liegt mit  $250 \text{ ps}$  im Bereich der für Einzelleerstellen und kleine Leerstellenagglomerate charakteristischen Positronenlebensdauer in Aluminium [HÄK90]. Die Lebensdauer  $\tau_2$  erreicht Werte zwischen  $300$  und  $600 \text{ ps}$  und ist charakteristisch für Defekte mit deutlich größerem Volumen. Mit zunehmender Eindringtiefe ist eine Abnahme der Lebensdauerkomponente  $\tau_2$  festzustellen. Die Intensität dieser Lebensdauer liegt bei etwa  $20 \%$  und bleibt konstant bis zu einer

Implantationsenergie von 18 keV, was einer Eindringtiefe von ca. 1,5  $\mu\text{m}$  entspricht. Das Auftreten von größeren Defekten verursacht durch die so entstehende zweite hohe Lebensdauerkomponente einen Anstieg der mittleren Lebensdauer  $\tau_m$ . Das Lebensdauerspektrum des Gewaltbruchs hingegen zeigt nur eine Lebensdauerkomponente bei etwa 250 ps. Dies entspricht der auch bei Ermüdung ermittelten Lebensdauer  $\tau_1$  für kleine Leerstellenagglomerate. Die mittlere Lebensdauer des Ermüdungsbruchs ist um etwa 30 bis 50 ps höher als die Werte für den Gewaltbruch.

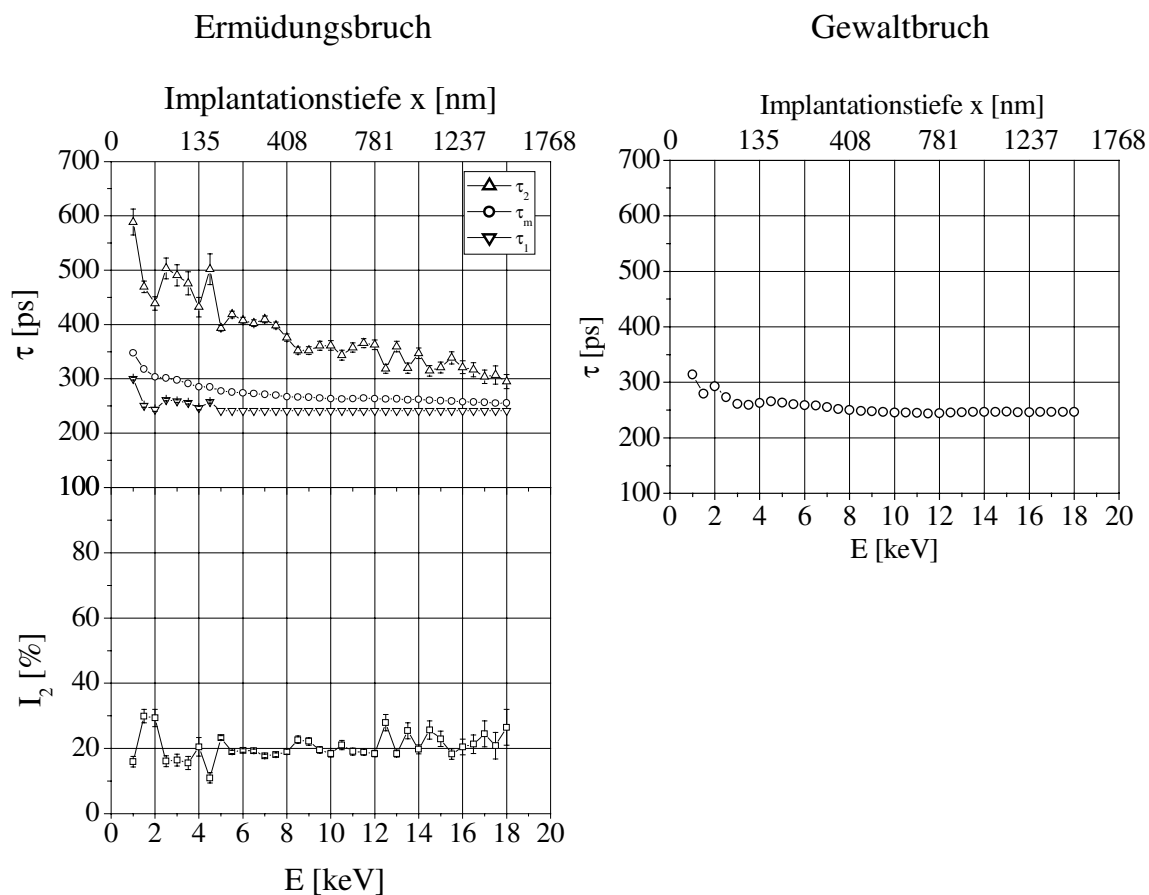


Abbildung 4.32: Positronenlebensdauerspektren für einen Schwingungs- und Gewaltbruch der Legierung 6013

Die für 2024 ermittelten Ergebnisse sind in Abbildung 4.33 in Abhängigkeit von der Implantationstiefe aufgetragen. Sowohl beim Schwingungs-, als auch beim Gewaltbruch liegt die niedrige Lebensdauerkomponente  $\tau_1$  bei etwa 210 ps. Diese charakterisiert die hohe Zahl von kleinen Defekten, wie Einzelleerstellen und kleine Leerstellenagglomerate, die sowohl für

monotone als auch zyklische Verformung typisch sind. Bei den Schwingungsbruchflächen hingegen wurde ebenso wie bei der Aluminiumlegierung 6013 ein Anstieg der mittleren Lebensdauer  $\tau_m$  festgestellt, der auf der vorhandenen hohen Lebensdauerkomponente  $\tau_2$  mit 290 bis 650 ps beruht. Diese zweite Lebensdauerkomponente wird nur für schwingende Beanspruchung beobachtet. Mit zunehmender Implantationsenergie ist eine Abnahme der Lebensdauern und damit eine Verringerung der Defektdichte sowohl beim Gewaltbruch als auch beim Ermüdungsbruch festzustellen.

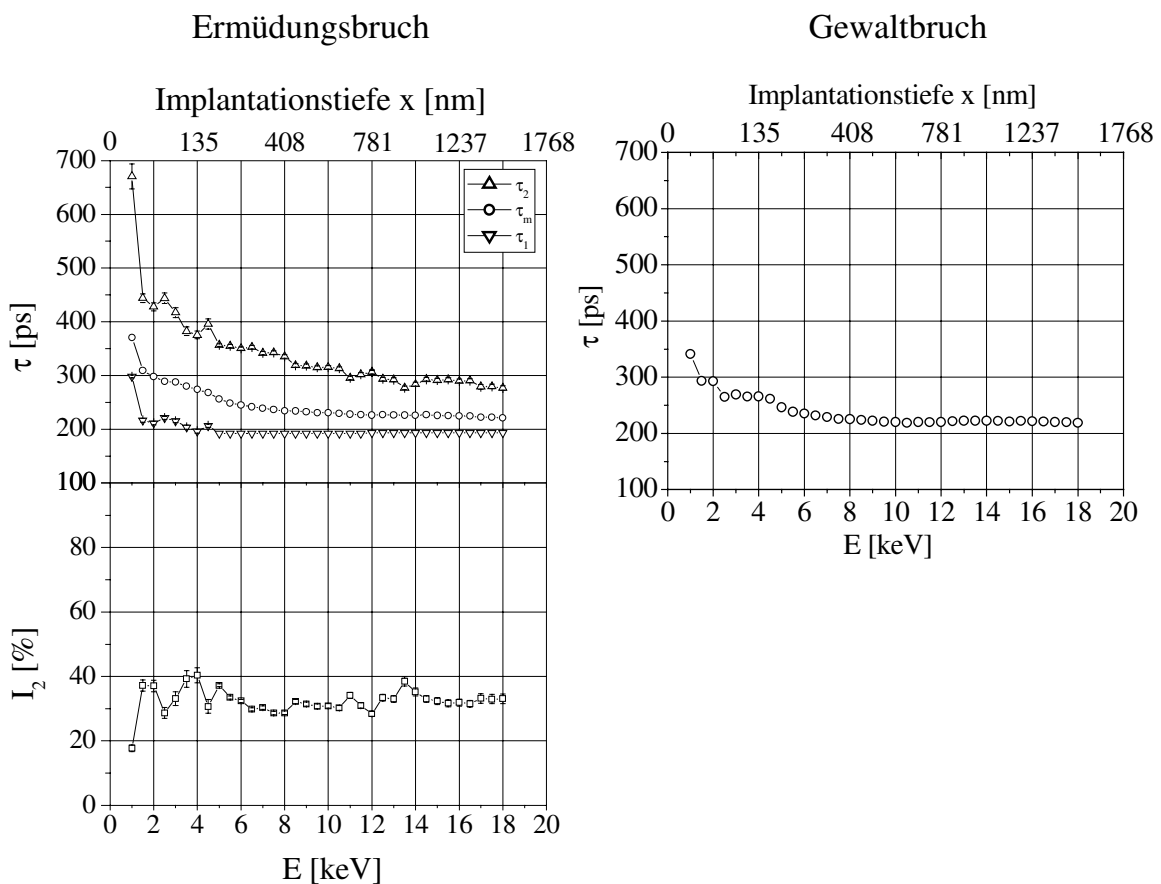


Abbildung 4.33: Positronenlebensdauerspektren für einen Schwingungs- und Gewaltbruch der Legierung 2024

### 4.3.3 Messungen im Einflussbereich einer Überlast

Um weitergehende Aussagen zum Verhalten einzelner Überlasten in Bezug auf die Bruchart zu erhalten, wurden die Bruchflächen mit dem SPM

untersucht. Abbildung 4.34 zeigt eine im Rasterelektronenmikroskop (REM) aufgenommene Übersichtsaufnahme der Bruchfläche. Zur Orientierung im SPM wurde auf der Bruchfläche eine Referenz am linken oberen Rand erzeugt. Die Rissausbreitungsrichtung (RAR) verläuft von unten nach oben. Der durch die Zug-Überlast mit einer Überlasthöhe von 400 % verursachte Beschleunigungsbereich ist in der Mitte des Bildes durch eine Farbänderung, die auf eine geringere Rauigkeit der Bruchfläche hindeutet, deutlich zu erkennen. Die Ausdehnung der Überlastzone  $\Delta a_B$  beträgt  $300 \mu\text{m}$ . Die Ermüdung vor und nach der Überlast erfolgte K-kontrolliert ( $K_{\text{max}} = 4$  bzw.  $9 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ ) und mit einer symmetrischen Belastung ( $R = -1$ ).

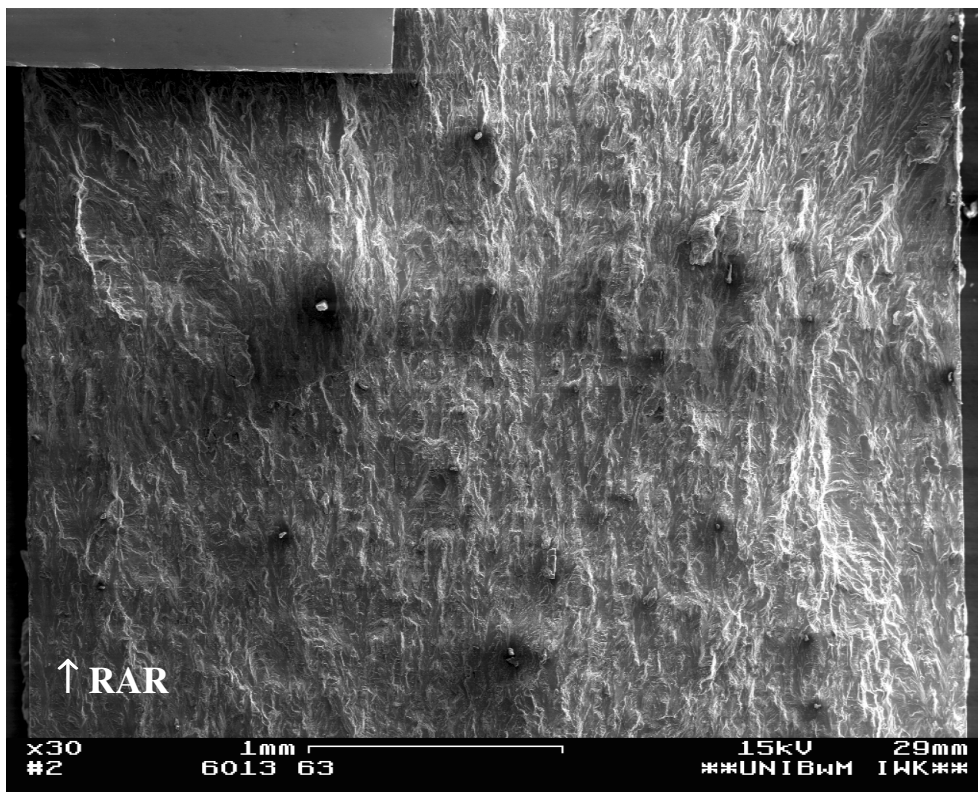


Abbildung 4.34: REM Übersichtsaufnahme der Bruchfläche im Bereich einer Überlast für die Aluminiumlegierung 6013

Abbildung 4.35 zeigt die Darstellung der mittleren Positronenlebensdauer für einen  $2500 \times 2200 \mu\text{m}^2$  großen Bereich der in Abbildung 4.34 dargestellten Bruchfläche. Die durchgezogene Linie in der Mitte des Bildes markiert den Beginn des durch die Überlast verursachten Beschleunigungsbereichs. Die Festlegung dieses Bereichs ist mit Hilfe der Referenzfläche möglich. Diese



bewirkt eine Lebensdauer von  $\tau = 145$  ps und ist damit wesentlich niedriger als die in Aluminium zu messende. Im Bereich der Ermüdungsrissausbreitung ist, analog zu der in Abbildung 4.32 dargestellten Messung, eine mittlere Lebensdauer von  $\tau_m = 290$  ps ermittelt worden. Im Beschleunigungsbereich der Überlast steigt die mittlere Positronenlebensdauer um 20 bis 30 ps auf über 330 ps.

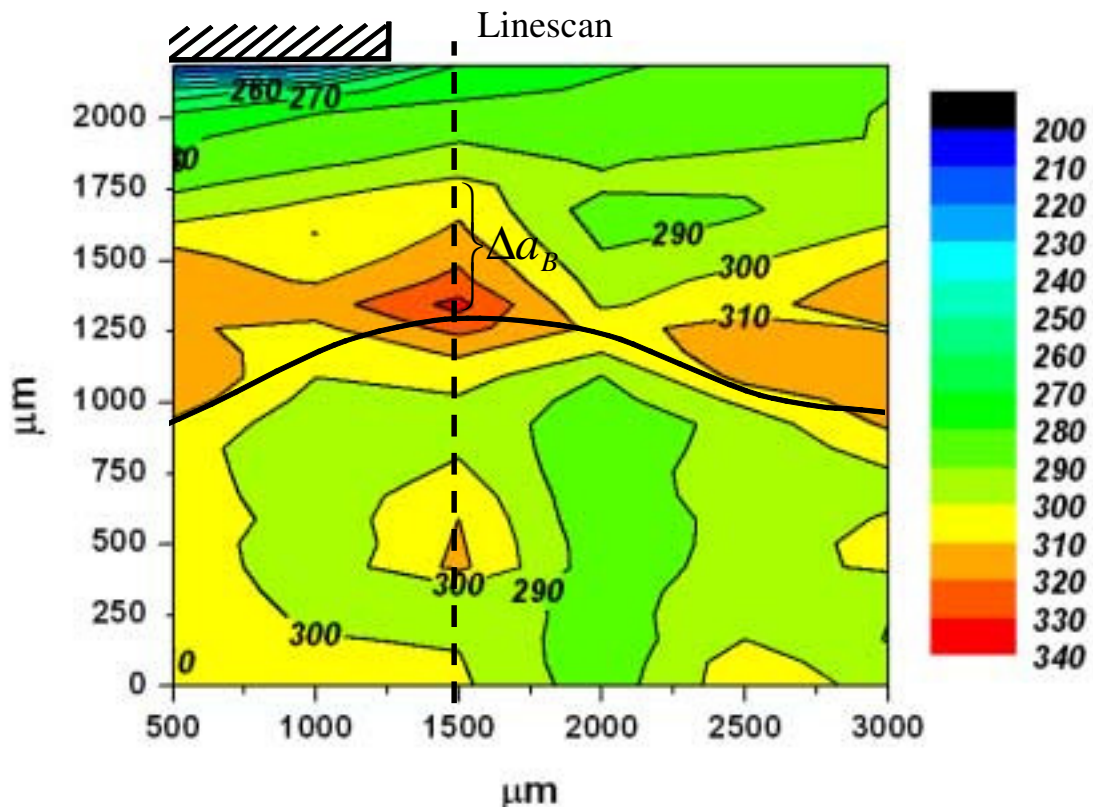


Abbildung 4.35: Darstellung der mittleren Positronenlebensdauer  $\tau_m$  im Bereich einer Überlast bei einer Implantationsenergie von 5 keV (dies entspricht einer Eindringtiefe von 192 nm) für die Legierung 6013

Abbildung 4.36 zeigt die Darstellung des in Abbildung 4.35 eingezeichneten Linescans in Rissausbreitungsrichtung über den Beschleunigungsbereich der Überlast. Es ist deutlich zu erkennen, dass der Anstieg von  $\tau_m$  im Bereich mit erhöhter Rissfortschrittsrate durch den Anstieg der beiden separierten Lebensdauern  $\tau_1$  und  $\tau_2$  und der Zunahme von  $I_2$  im Bereich der beschleunigten Rissausbreitung (gestrichelte Linien) verursacht wird. Dieses

Verhalten im Bereich mit erhöhter Rissfortschrittsrate deutet auf eine Vergrößerung der Konzentration der vorhandenen Defekte und der Defektagglomerate hin.

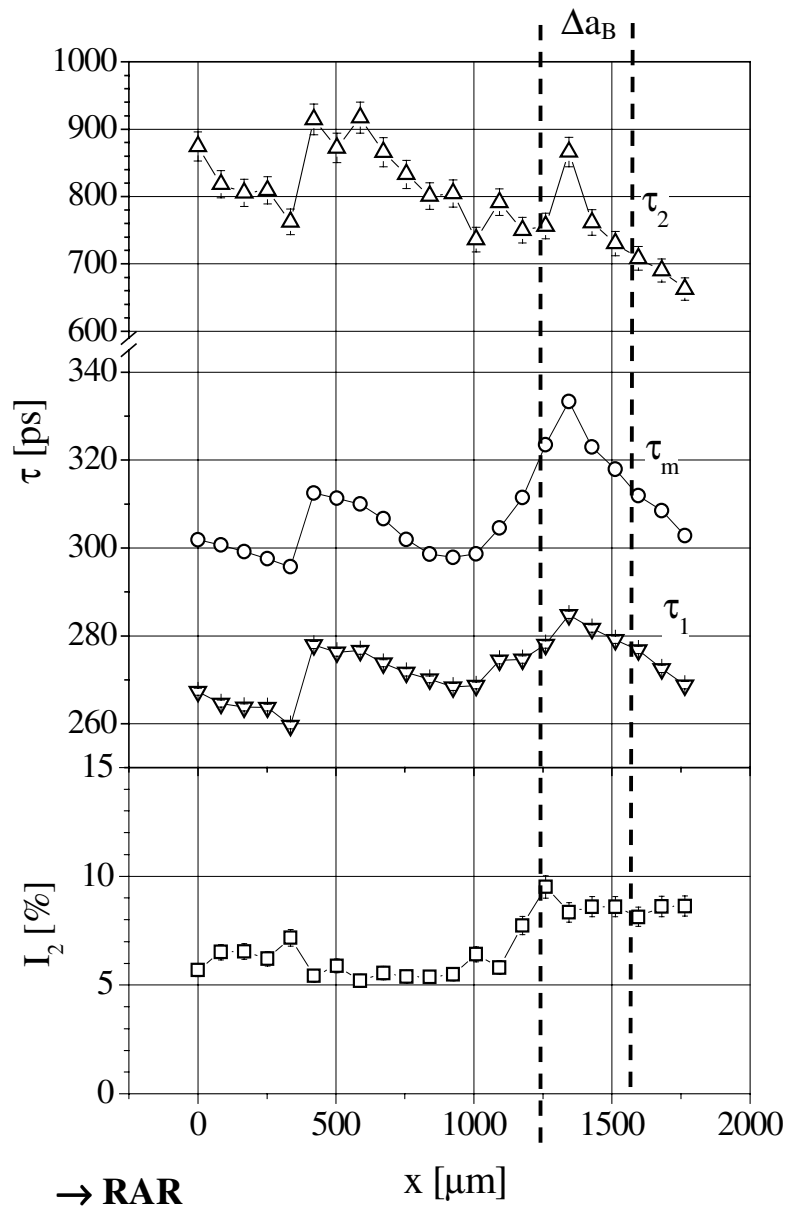


Abbildung 4.36: Lebensdauerspektrum eines Linescans bei einer Implantationsenergie der Positronen von 5 keV

## 4.4 Metallographische Untersuchungen

### 4.4.1 Mikrostruktur

Zur qualitativen und quantitativen Beschreibung des Gefüges beider Aluminiumlegierungen wurden Längs- und Querschliffe angefertigt. Abbildung 4.37 zeigt einen angeätzten Längsschliff der Aluminiumlegierung 6013 aus dem mittleren Teil des Blechs. Die durch die Herstellung der Legierung in Walzrichtung gestreckte Kornstruktur ist deutlich zu sehen.

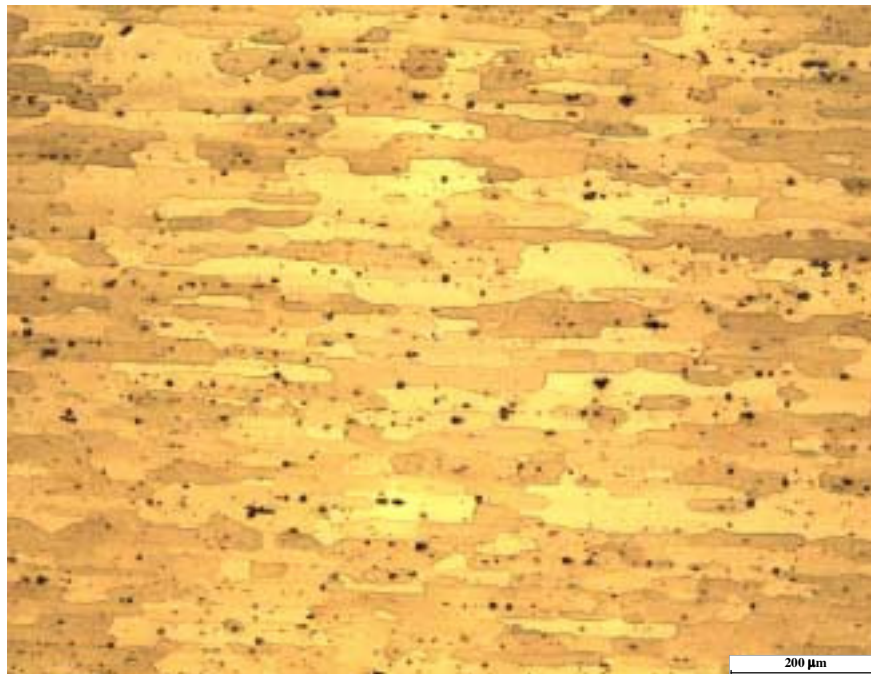


Abbildung 4.37: Gefügebau der Legierung 6013 T62

Im Schliff sind Primärphasen in Form von schwarzen Punkten zu erkennen. Diese sind zahlreich vorhanden und aufgrund der Walzbehandlung zeilenförmig angeordnet. In Bereichen mit weniger Primärphasen ist das Gefüge gleichmäßiger rekristallisiert. Sekundärausscheidungen können mit der verwendeten Untersuchungsmethode nicht erfasst werden. Abbildung 4.38 zeigt den Gefügebau der Legierung 2024. Die Körner sind in Walzrichtung gestreckt und die im Schliff zu erkennenden Primärphasen sind aufgrund der Walzbehandlung ebenfalls zeilenförmig angeordnet, aber

im Vergleich zu 6013 in geringerer Anzahl vorhanden. Aus diesem Grund ist das Gefüge gleichmäßiger, zeigt aber vereinzelt teilrekristallisierte Körner.

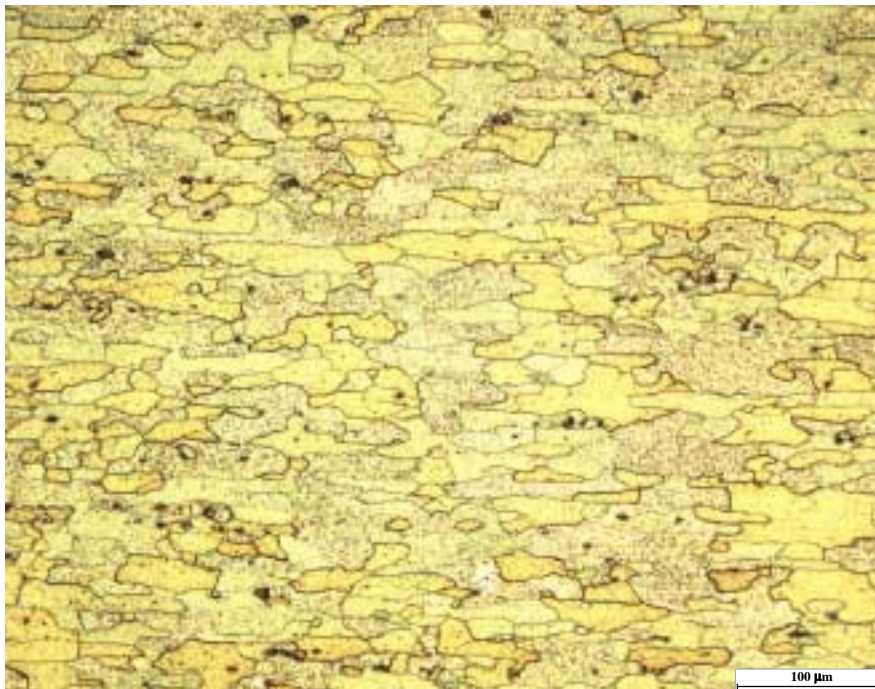


Abbildung 4.38: Gefügebau der Legierung 2024 T351

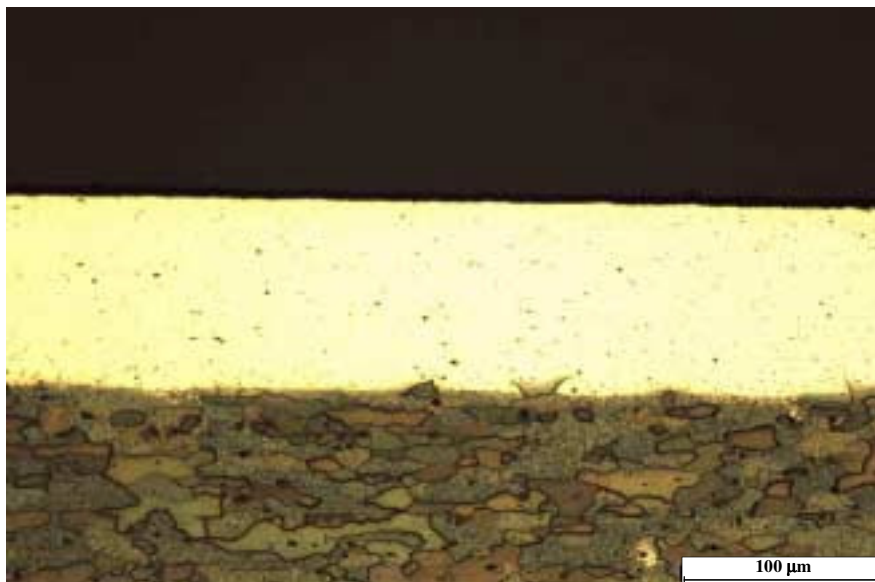


Abbildung 4.39: Randgefüge und Reinaluminiumplattierung der Legierung 2024 T351

In Abbildung 4.39 ist das Randgefüge und die Reinaluminiumplattierung der Legierung 2024 zu sehen. Die Plattierungsschicht wurde anhand mehrerer

Schliffe vermessen und weist auf beiden Seiten eine mittlere Dicke von 152  $\mu\text{m}$  auf. Beide Legierungen zeigen im Randgefüge des gewalzten Blechs eine geringfügige Abnahme der Korngröße.

Material	Mittlere Korngröße [ $\mu\text{m}$ ]		Streckungsgrad
	Walzrichtung	Quer zur Walzrichtung	
6013	192	45	4,3
2024	41	17	2,4

Tabelle 4.3: Gefügeparameter der Legierungen 6013 und 2024

Die wichtigsten Gefügeparameter wie Korngröße und Streckungsgrad sind für beide Werkstoffe in Tabelle 4.3 zusammengestellt.

## 4.4.2 Bruchflächenanalyse und Rissverlauf

Im Anschluss an die Ermüdungsversuche wurden die Bruchflächen mit Hilfe von lichtmikroskopischen sowie rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen analysiert. Besonderes Augenmerk wurde hierbei auf die Bruchflächenmorphologie und den Rissverlauf im Bereich der Einflusszone der Überlast gerichtet.

### 4.4.2.1 Makromorphologie der Bruchfläche

Makroskopische Untersuchungen der Bruchflächen beider Aluminiumwerkstoffe zeigen im Bereich mit beschleunigtem Risswachstum direkt nach der Überlast eine sichtbare Veränderung der Bruchflächenstruktur.

Abbildung 4.40 und 4.41 zeigen für die Legierungen 6013 und 2024 für Überlasten mit unterschiedlicher Maximallast die Morphologie der Bruchflächen.

In Abbildung 4.40 sind beispielhaft die einzelnen Bereiche der Bruchfläche gekennzeichnet. Ausgehend von der am linken Rand der Probe zu erkennenden Kerbe breitet sich der Ermüdungsriss bis zum Gewaltbruch hin

aus. Der Gewaltbruch ist aufgrund des in der Probe vorliegenden ebenen Spannungszustandes als reiner Scherbruch ausgebildet. In der Mitte der Ermüdungsbruchfläche und am Übergang vom Schwingungsbruch zum Gewaltbruch sind Änderungen in der Struktur der Bruchflächen zu erkennen.

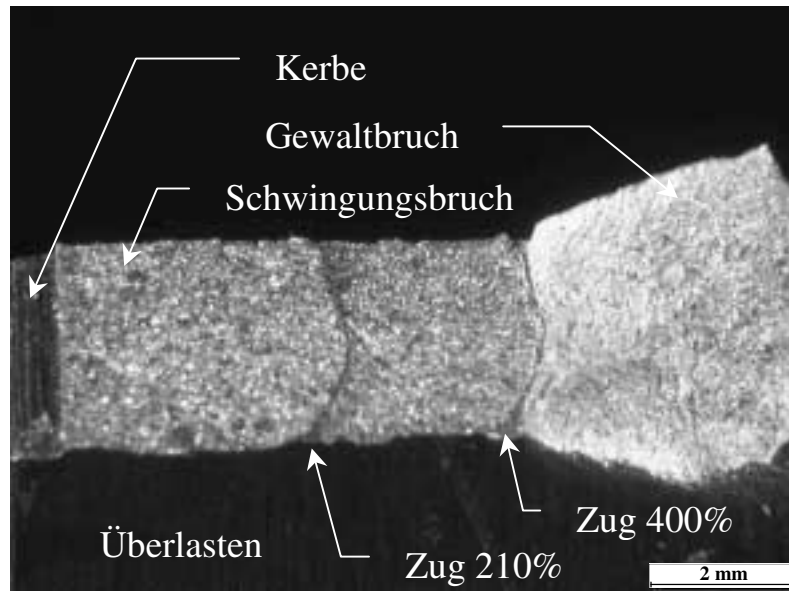


Abbildung 4.40: Bruchflächenmorphologie der Legierung 6013 für Überlasten mit unterschiedlicher Maximallast

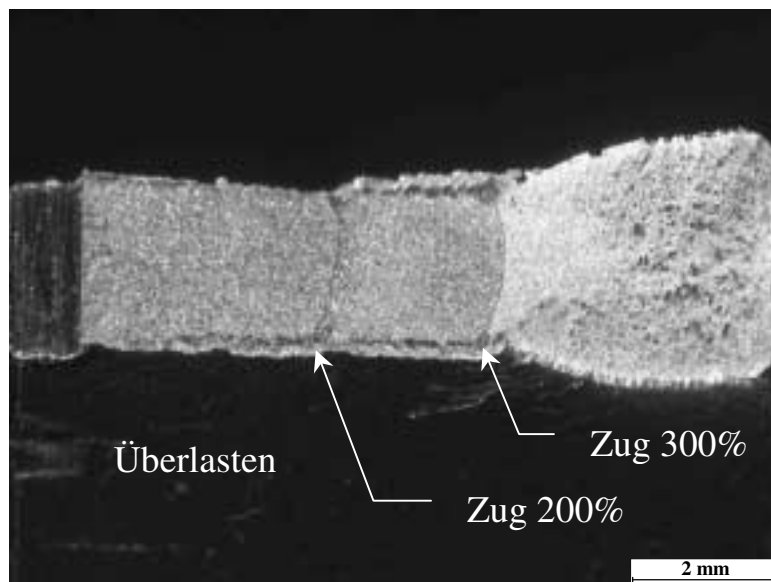


Abbildung 4.41: Bruchflächenmorphologie der Legierung 2024 für Überlasten mit unterschiedlicher Maximallast

Der Beginn der Bruchstrukturänderung in Rissausbreitungsrichtung entspricht der gekrümmten Rissfront zum Zeitpunkt der Überlasteinstreuung

und die Länge dieser Änderung der Ausdehnung des durch die Überlast verursachten beschleunigten Bereichs. Eine Erhöhung der Überlasthöhe und damit der aufgebrachten Maximallast verursacht eine größere Ausdehnung des Bereichs mit beschleunigtem Rissfortschritt bis zum Rissstillstand. Eine Quantitative Erfassung der Ausdehnung dieses Beschleunigungsbereichs ist in Kapitel 4.2.1.2 dargestellt.

Das gleiche Verhalten zeigt sich bei Aluminium 2024 (Abbildung 4.41). Kerbe, Ermüdungsbruch und Gewaltbruch sind deutlich unterscheidbar und die Überlasten sind aufgrund des Beschleunigungsbereichs zu erkennen. Die in Abbildung 4.41 am Rand zu erkennenden Scherlippen sind auf die Plattierung aus Reinaluminium zurückzuführen. Die in Kapitel 4.2.2 dargestellten Zweistufenversuche mit Blöcken zwischen 100 und 4000 Überlastzyklen verursachen in den ersten 150 Zyklen einen anfangs stark beschleunigten Rissfortschritt, der sich danach dem für die Maximalbelastung der Überlast zu erwartenden Gleichgewichtswert annähert.

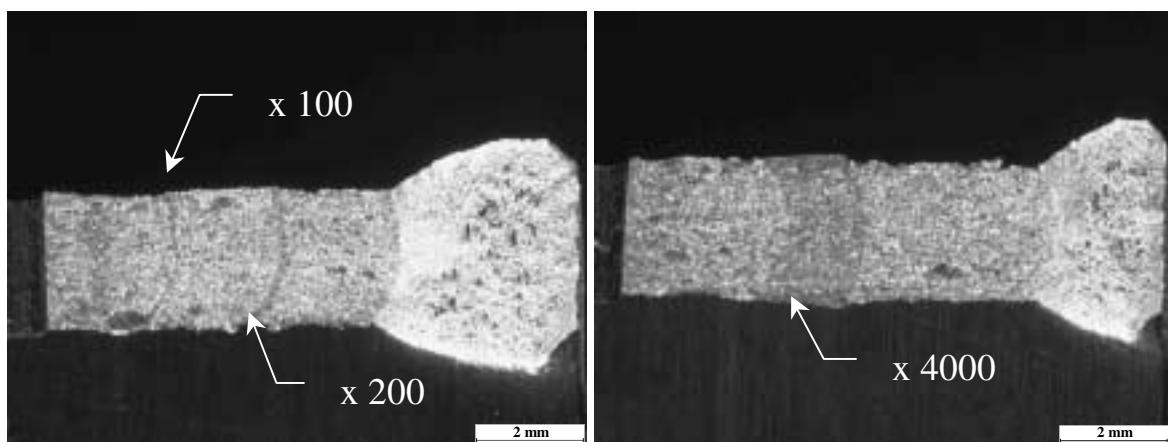


Abbildung 4.42: Bruchflächenmorphologie der Legierung 6013 für unterschiedlich große Überlastblöcke

Die durch die erhöhte Rissfortschrittsrate veränderte Bruchflächenstruktur zeigt sich je nach Größe des Überlastblocks in Abbildung 4.42 durch den entsprechend ausgedehnten dunklen Bereich auf der Bruchfläche. In der linken Abbildung sind zwei Blöcke mit jeweils 100 und 200 Überlasten bei konstanter Spannungsintensität und in der rechten Abbildung mit 4000 Überlasten zu erkennen. Die im Makroskop zu erkennende dunklere

Bruchfläche im Bereich mit erhöhter Rissfortschrittsrate deutet auf eine Abnahme der Bruchflächenrauigkeit hin.

#### 4.4.2.2 Mikroskopischer Rissverlauf

Zur Beschreibung des mikroskopischen Rissverlaufs bezüglich des werkstoffspezifischen Gefüges wurden für alle verwendeten Materialien Schiffe parallel zur Rissausbreitungsrichtung angefertigt, und die Kornstruktur durch Anätzen sichtbar gemacht. Für die Aluminiumlegierungen 6013 und 2024 (Abbildungen 4.43 und 4.44) verläuft der Riss senkrecht zur Belastungsrichtung als klassischer Stufe-II Riss. Selbst in Bereichen mit erhöhter Rissfortschrittsrate, wie im Anrissbereich und im Einflussbereich der Überlast, zeigt der Riss kaum Abweichungen von der Rissausbreitungsrichtung. In Abbildung 4.43 ist beispielhaft die Einflusszone einer Überlast markiert. Trotz deutlicher Nebenrissbildung sind auf den Bruchflächen keine kristallographischen Anteile zu erkennen.



Abbildung 4.43: Rissverlauf in Bezug auf das Gefüge der Aluminiumlegierung 6013 T62



Abbildung 4.44: Rissverlauf in Bezug auf das Gefüge der Aluminiumlegierung 2024 T351

Der in Abbildung 4.44 dargestellte Rissverlauf für 2024 zeigt bei gleicher Vergrößerung eine glattere Bruchfläche, die auf die deutlich feinere Kornstruktur gegenüber 6013 zurückzuführen ist. Der Ermüdungsriss verläuft



von links ausgehend aus der Kerbe heraus nach rechts bis zum Gewaltbruch, der durch einen Anstieg der Bruchflächenrauigkeit charakterisiert wird.

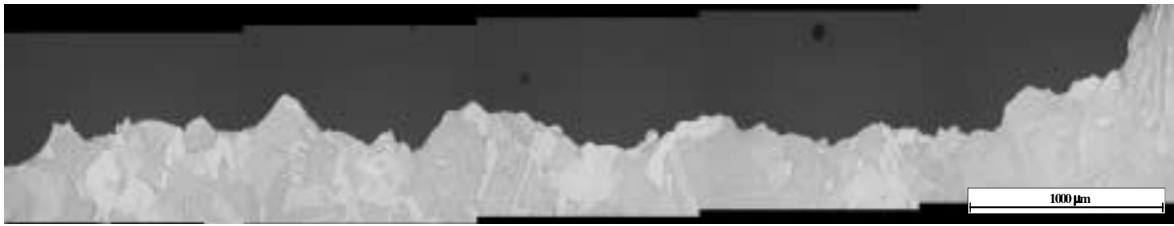


Abbildung 4.45: Rissverlauf in Bezug auf das Gefüge von Kupfer ECu (OFHC)

Das verwendete Kupfer hat einen größeren mittleren Korndurchmesser und zeigt in Abbildung 4.45 aufgrund interkristalliner Anteile im Rissverlauf eine deutlich höhere Rauigkeit der Bruchfläche. Die Unterschiede im Rissverlauf der drei beschriebenen Werkstoffe sind werkstoffbedingt und nicht auf äußere Einflüsse zurückzuführen.

#### 4.4.2.3 Elektronenoptische Bruchflächenuntersuchungen

Das Aussehen der Bruchflächen wird bei beiden Aluminiumlegierungen im wesentlichen durch die Höhe der maximalen Spannungsintensität und das Spannungsverhältnis beeinflusst. Die folgenden elektronenmikroskopischen Aufnahmen sollen Unterschiede in der Bruchflächenstruktur zwischen dem mit den Versuchsbedingungen erzielten Ermüdungsrissfortschritt und dem Einflussbereich verschieden hoher Überlasten verdeutlichen. Die Rissausbreitungsrichtung verläuft bei allen rasterelektronenmikroskopischen Aufnahmen grundsätzlich von unten nach oben.

Abbildung 4.46 a) zeigt bei Aluminium 6013 die für einen duktilen Schwingungsbruch erwarteten typischen Bruchbahnen. Der Bruchverlauf ist, wie schon in Kapitel 4.4.2.2 gezeigt, transkristallin. Auf der Bruchfläche sind an einigen Stellen kleine Nebenrisse und durch den Druckanteil der Belastung verursachte Verformungen zu erkennen. Abbildung 4.46 b) zeigt im Vergleich zum Schwingungsbruch den durch monotone Belastung verursachten Gewaltbruch. Die Bruchfläche in diesem Bereich ist stark zerklüftet und zeigt die für duktile Werkstoffe typische Wabenstruktur. Die

mittlere Dimpelgröße liegt im Bereich weniger  $\mu\text{m}$  und deutet auf das Vorhandensein spröder intermetallischer Phasen hin.

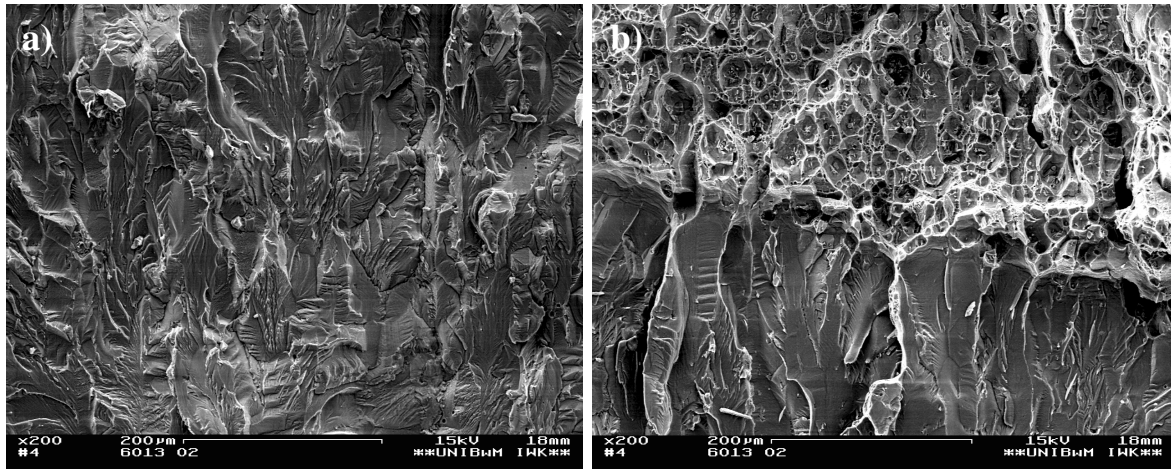


Abbildung 4.46: Typische Bruchflächentopographie der Legierung 6013 im stabilen Bereich der Rissausbreitung und im Übergang zum Gewaltbruch

Abbildung 4.47 zeigt Aufnahmen aus den gleichen Bereichen für die Aluminiumlegierung 2024. Die Bruchbahnen sind entsprechend der kleineren Korngröße schmäler ausgeprägt und die Bruchfläche vermittelt gegenüber Aluminium 6013 den Eindruck einer geringeren Rauigkeit.

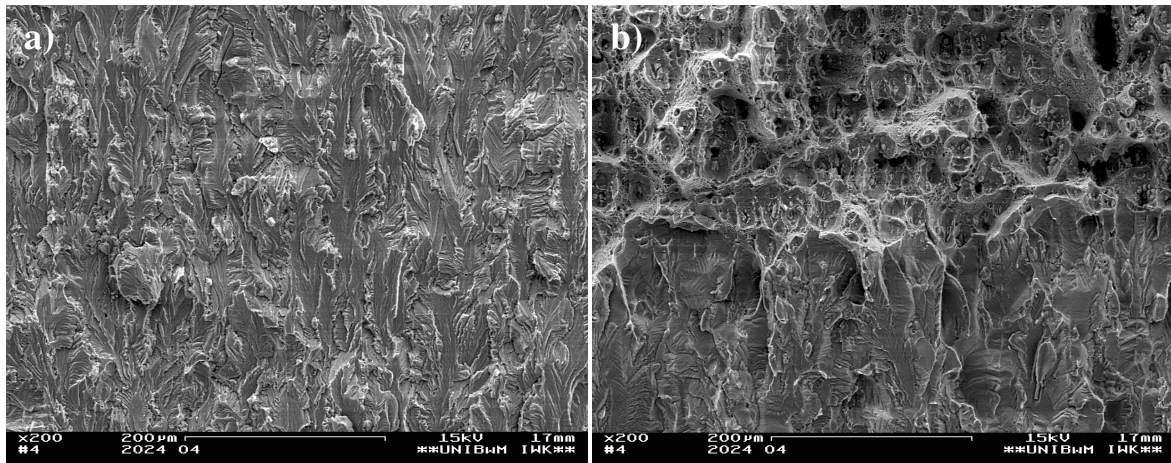


Abbildung 4.47: Typische Bruchflächentopographie der Legierung 2024 im stabilen Bereich der Rissausbreitung und im Übergang zum Gewaltbruch

Die auf der Bruchfläche ermittelten Höhenunterschiede erscheinen jedoch nur geringfügig kleiner. Die für einen duktilen Ermüdungsbruch typischen

Schwingungstreifen konnten auf den Bruchbahnen sowohl für Aluminium 6013, als auch für Aluminium 2024, eindeutig nachgewiesen und über die Abstände der Schwingungstreifen eindeutig der entsprechenden Rissfortschrittsrate zugeordnet werden. Abbildung 4.51 b) zeigt am Beispiel von 2024 Schwingungstreifen für Rissfortschrittsraten im Paris-Bereich der Rissfortschrittskurve. In Bezug auf die Neigung zur Bildung von Nebenrissen auf der Ermüdungsbruchfläche und der Morphologie des Gewaltbruchs sind im Vergleich zu 6013 keine Unterschiede festzustellen.

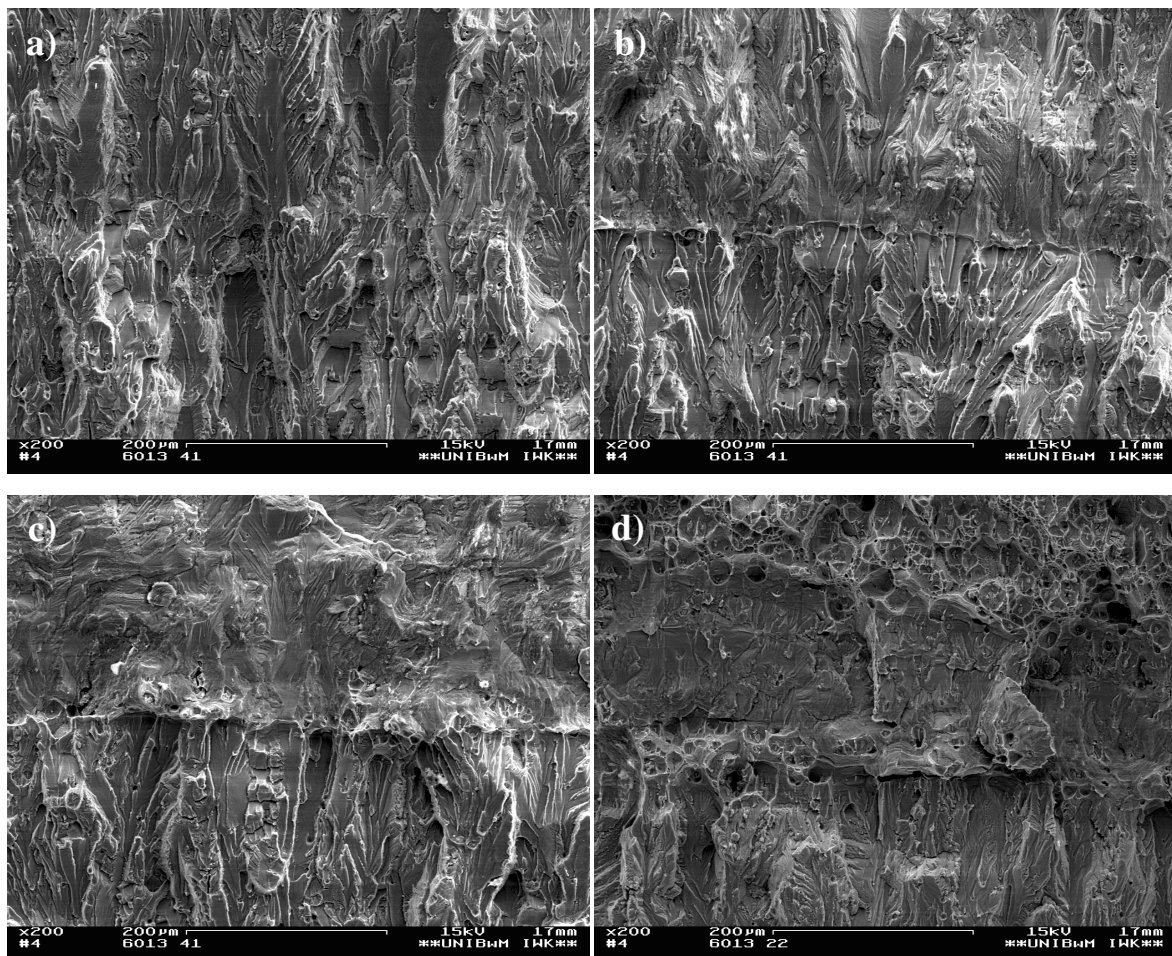


Abbildung 4.48: Bruchflächenmorphologie im Einflussbereich einzelner Überlasten für 6013 a) kleinste Überlast  
d) größte Überlast

Die elektronenmikroskopischen Aufnahmen in den Abbildungen 4.48 a) bis d) und 4.49 a) bis d) zeigen für 6013 und 2024 den Einfluss einer Überlast auf die Bruchflächenmorphologie. Die mit der Überlast aufgebrachte Maximallast steigt bei beiden Abbildungen von a) nach d). Folgt direkt auf

die Überlast der Gewaltbruch, führte die Überlast zum Rissstillstand und es ist nur die Einflusszone mit erhöhter Rissfortschrittsrate direkt im Anschluss an die Überlast zu erkennen. Beide Legierungen bilden beim Aufbringen der Überlast eine mit zunehmender Belastungshöhe stärker ausgeprägte Stufe aus.

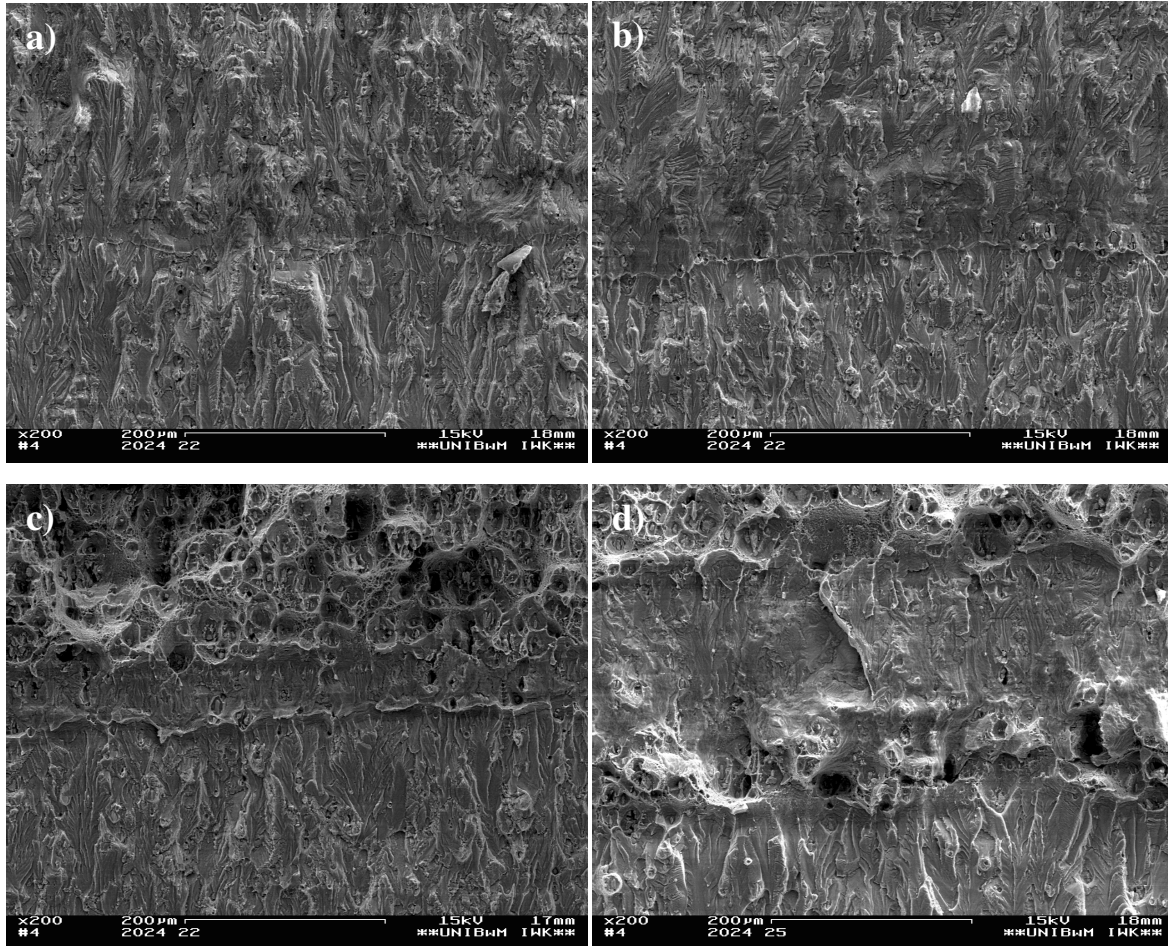


Abbildung 4.49: Bruchflächenmorphologie im Einflussbereich einzelner Überlasten für 2024 a) kleinste Überlast d) größte Überlast

Diese Abweichung von der ursprünglichen Rissausbreitungsrichtung ist in den Abbildungen 4.48 und 4.49 bei allen Überlasthöhen deutlich zu erkennen. Die Bildung dieser Stufe ist entlang der Rissfront fast durchgehend mit der Bildung eines Nebenrisses senkrecht zur Rissausbreitungsrichtung verbunden. Im durch die Überlast verursachten Bereich mit erhöhter Rissfortschrittsrate ist gegenüber der normalen Ermüdungsrissausbreitung eine deutlich flachere Bruchflächenstruktur mit einer stark erhöhten Anzahl

von größeren Nebenrissen festzustellen. Bei sehr hohen Überlasten sind im Bereich der Überlaststufe in den Abbildungen 4.48 c) und d) und 4.49 d) bereits Gewaltbruchstrukturen mit geöffneten Nebenrissen zu erkennen. Die Ausdehnung des zu beobachtenden Bereichs mit erhöhter Rissfortschrittsrate  $\Delta a_B$  entspricht in allen Fällen der in Kapitel 4.2.1.2 mit der Potenzialsonde bereits quantifizierte Länge des durch die Überlast verursachten Beschleunigungsbereichs.

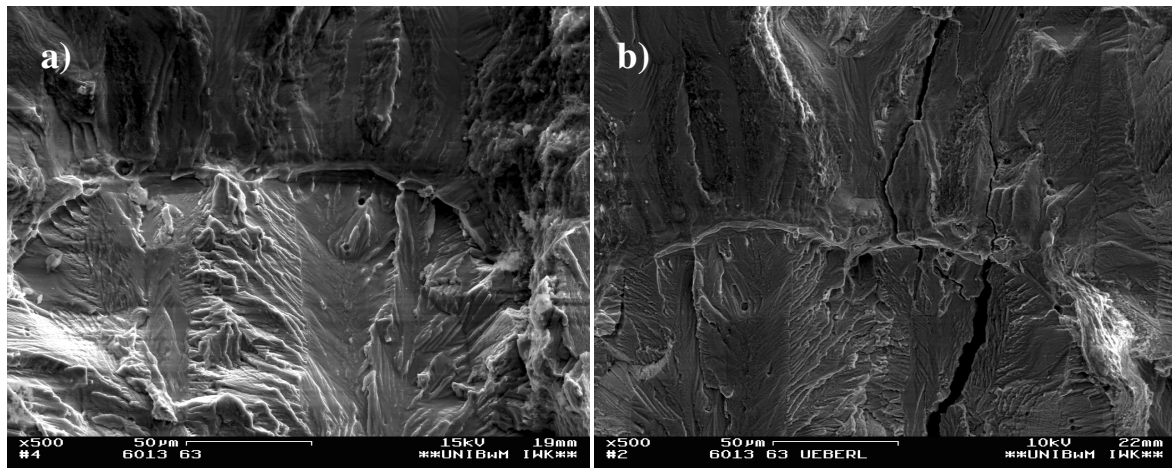


Abbildung 4.50: Typische Bruchstrukturen im Einflussbereich einer Überlast für die Legierung 6013

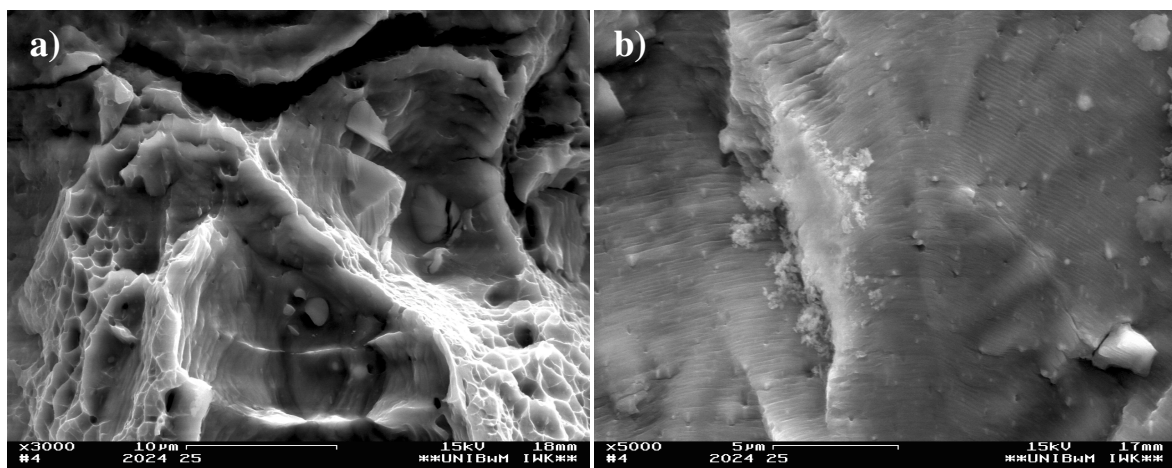


Abbildung 4.51: Typische Bruchstrukturen im Einflussbereich einer Überlast für die Legierung 2024

Die Abbildungen 4.50 a) und b) verdeutlichen im Bereich der Überlaststufe die durch die Überlast verursachte Nebenrissbildung. Die Nebenrisse quer und parallel zur Rissausbreitungsrichtung sind gegenüber den Nebenrissen

auf der Ermüdungsbruchfläche häufiger vorhanden, weiter ausgedehnt und deutlich weiter geöffnet. Die in Abbildung 4.51 a) dargestellte Bruchfläche stammt aus dem Bereich einer Überlaststufe und zeigt die auftretenden Gewaltbruchstrukturen. Am oberen Rand der Aufnahme ist ein mehrere Mikrometer weit geöffneter Nebenriss zu erkennen. Schwingungstreifen, wie sie in Abbildung 4.51 b) auf der Ermüdungsbruchfläche auftreten, sind im Bereich des beschleunigten Rissfortschritts nicht zu finden.

#### 4.4.2.4 Rauigkeitsmessungen im Überlastbereich

Rauigkeitsmessungen im Bereich der Überlasten wurden mit Hilfe der quantitativen Bildanalyse und unter Verwendung der in der Norm DIN EN ISO 4287 [DIN1098] aufgeführten Rauigkeitskenngrößen durchgeführt. Beispielhaft zeigt Abbildung 4.52 einen metallographischen Schliff der Aluminiumlegierung 6013 aus dem Bereich des Gewaltbruchs. Man kann eindeutig den hellen Werkstoff und die zum Einbettmittel deutlich abgegrenzte Kontur der Bruchfläche erkennen.

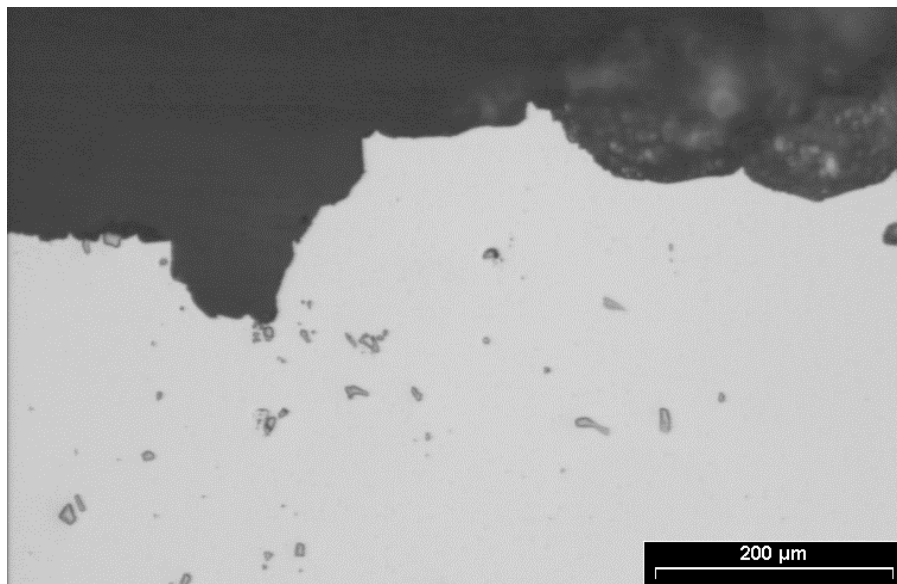


Abbildung 4.52: Typisches Schliffbild der Bruchkontur aus dem Bereich des Gewaltbruchs der Legierung 6013

Unter Verwendung eines Bildanalyseystems der Firma Imatec wurde aus dem Schliffbild ein Binärbild erzeugt und die Kontur der Bruchfläche auf

eine Linie reduziert. Abbildung 4.53 zeigt die so erzeugte Bruchkontur. Mit der Bildanalyse kann nun direkt die Länge dieser Linie bestimmt und in definierten Abständen die Entfernung vom oberen Bildrand zur Bruchkontur vermessen werden.

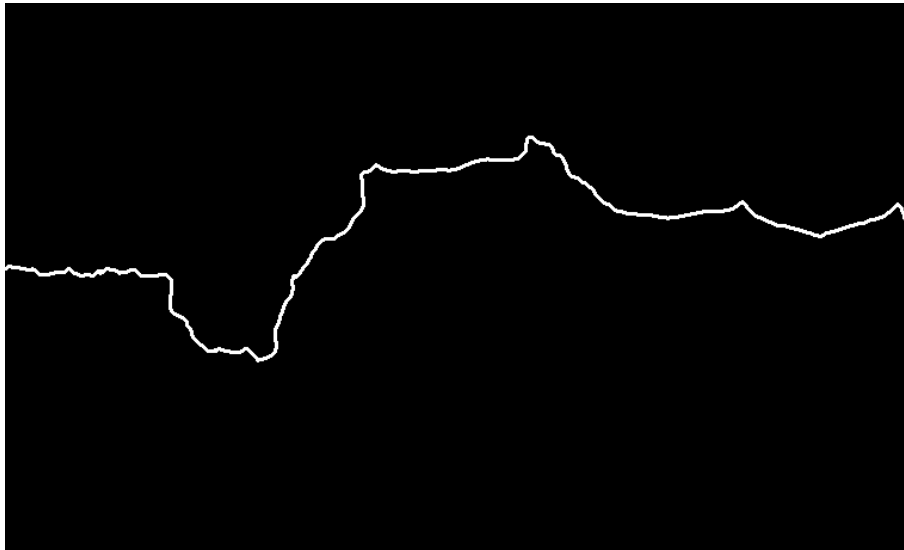


Abbildung 4.53: Bildanalytische Separation der Bruchkontur

Die Länge der Bruchflächenkontur  $R_L$  kann, wie in der Literatur [WEN95] gezeigt, bereits als Maß für die Rauigkeit der Bruchfläche verwendet werden. Da  $R_L$  aber aufgrund von Hinterschneidungen und einem unterschiedlich stark gezackten Rissverlauf nicht genügend Informationen über die Rauigkeit beinhaltet, wurden mit Hilfe der vom oberen Bildrand zur Bruchkontur vermessenen Abstände die in DIN EN ISO 4287 [DIN1098] genormten Kenngrößen zur Beschreibung der Oberflächenbeschaffenheit bestimmt. Untersuchungen in der Literatur [REG95] bestätigen, dass die in dieser Arbeit gezeigte Verwendung der Kennwerte zur Beschreibung der Rauigkeit von Bruchflächen möglich ist.

Zur Auswertung herangezogen wurde die gemittelte Rautiefe  $R_z$ , die maximale Rautiefe  $R_{max}$ , der Mittenrauwert  $R_a$ , die Profiltiefe  $P_t$  und die Spitzenzahl  $RP_c$ . Gestaltabweichungen 1. und 2. Ordnung, also Formabweichungen und die Welligkeit der Oberfläche, konnten nur bedingt berücksichtigt werden. Die Definition der verwendeten Rauigkeitskennwerte anhand eines schematisierten Rauigkeitsprofils ist in Abbildung 4.54 dargestellt. Tabelle 4.4 zeigt am Beispiel von 6013 die an 9 Schlif-

bestimmten Rauigkeitskenngrößen und die durchschnittliche Linienlänge der Bruchkontur für die verschiedenen Bereiche der Rissausbreitung.

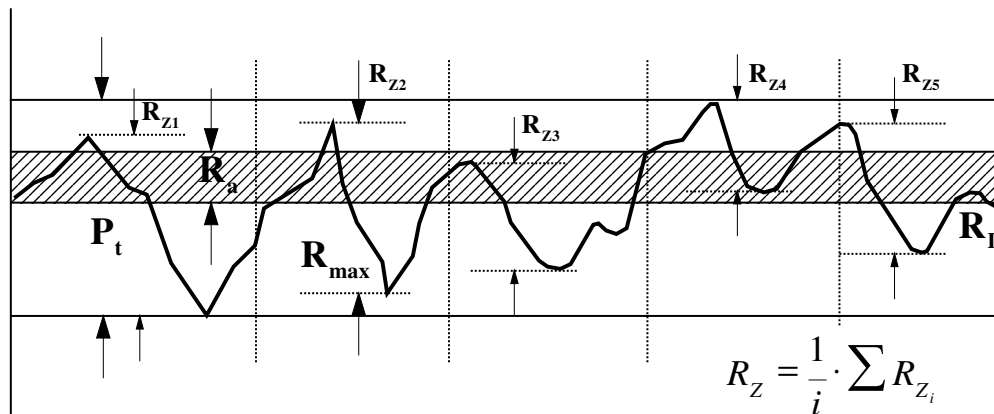


Abbildung 4.54: Definition der Rauigkeitskennwerte

Für den Gewaltbruch konnte mit den höchsten Werten für alle verwendeten Kenngrößen die höchste Bruchflächenrauigkeit ermittelt werden. Im Vergleich zur Ermüdungsrissausbreitung hat der Verlauf der Bruchkontur im Einflussbereich der Überlast die geringste Profiltiefe und weist mit den kleinsten Werten für  $R_z$ ,  $R_{max}$  und  $R_a$  die geringsten Höhenunterschiede und damit den geradlinigsten Rissverlauf aller drei Bereiche auf.

Rissausbreitungsbereich	$R_z$	$R_{max}$	$R_a$	$P_t$	$RP_c$	$R_L$
Ermüdungsrissausbreitung	37	65	28	143	34	371
Überlasteinflusszone	17	35	21	72	24	333
Gewaltbruch	65	180	79	289	41	472

Tabelle 4.4: Kennwerte zur Beschreibung der Bruchflächenrauigkeit nach DIN EN ISO 4287 für die verschiedenen Bereiche der Rissausbreitung am Beispiel von 6013 [DIN 1098]

Die Spitzenzahl  $RP_c$  ist gegenüber der normalen Rissausbreitung und dem Gewaltbruch am niedrigsten und beschreibt den wenig gezackten Rissverlauf im Bereich der Überlast. Die Länge der Bruchkontur ist ebenfalls am kleinsten und bestätigt den mit Untersuchungen am REM gewonnenen Eindruck einer glatteren Bruchoberfläche im Einflussbereich direkt nach der Überlast.



Abbildung 4.55 zeigt für die Ermüdungsrissausbreitung, für den Gewaltbruch und für die Einflusszone der Überlast typische Bruchflächenkonturen im direkten Vergleich.

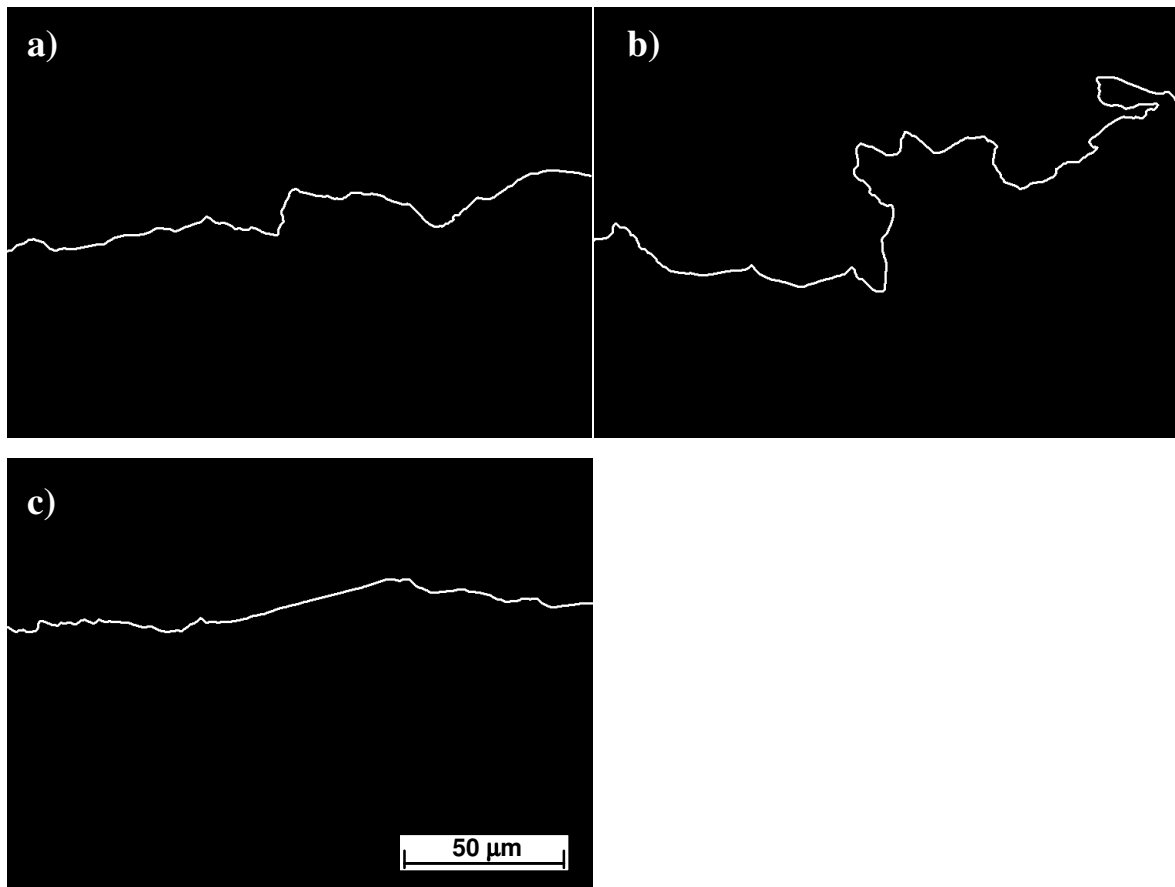


Abbildung 4.55: Vergleich typischer Bruchkonturen aus den Bereichen der normalen Rissausbreitung (a), des Gewaltbruchs (b) und der Überlasteinflusszone (c)

Die mit c) bezeichnete Kontur der Überlastzone zeigt einen sehr flachen Verlauf und keine Hinterschneidungen auf der Bruchfläche. Bei der mit b) gekennzeichneten Kontur des Gewaltbruchs sind noch in größerem Maße wie bei der Ermüdungsrissausbreitung a) große Höhenunterschiede im Rissverlauf und viele Hinterschneidungen auf der Bruchfläche zu erkennen. Der visuelle Eindruck beim Vergleich der Bruchflächenkonturen untereinander und die bildanalytisch ermittelten Rauigkeitskennwerte für 6013 zeigen eine Abnahme der Bruchflächenrauigkeit im Einflussbereich der Überlast. Vergleichbare Ergebnisse zeigen sich ebenfalls bei Aluminium 2024 und Kupfer.

## 5. Diskussion

Die Berücksichtigung von Mittelspannungseinflüssen und Reihenfolgeeffekten bei Belastungen mit variablen Beanspruchungsamplituden über Fließzonen- oder Riss-schließmodelle ist sehr komplex und nur mit großem Aufwand möglich. Die verschiedenen, in der Literatur zu findenden, Modelle zur Berechnung der Rissfortschrittslebensdauer [WHE72, WILL71, CAN81, JOH81, DEK81, BAU88, NEW81, DEK86, FÜH81, DOU92] erfassen jeweils nur einen Teil der genannten Einflussparameter.

Im einfachsten Fall kann auf der Grundlage standardisierter Rissfortschrittsexperimente durch Einstreuung einzelner Überlasten in eine Folge zyklisch konstanter Beanspruchungen der Einfluss der Mittelspannung sowie zu erwartender Reihenfolgeeffekte dargestellt werden.

Die in dieser Arbeit vorgestellten Untersuchungen zum Rissfortschrittsverhalten bieten die Möglichkeit, den Mittelspannungseinfluss bei der Beschreibung der Rissfortschrittslebensdauer unter betriebsnaher Belastung zu berücksichtigen.

Die Untersuchungen zum Einfluss von Überlasten auf den Rissfortschritt haben gezeigt, dass die Größen  $\Delta a / \Delta N_{\min}$  und  $\Delta a_v$ , die eine Überlast charakterisieren, bei Lebensdauerberechnungen berücksichtigt werden müssen.

Die im Folgenden geführte Diskussion zeigt Möglichkeiten auf, inwieweit die ermittelten Einflussparameter, die aus der Ermüdungsrissausbreitung unter variablen Belastungsamplituden ermittelt werden, in bestehende Berechnungskonzepte für die Rissfortschrittslebensdauer implementiert werden sollen.

## 5.1 Ermüdungsrissausbreitung

Ein Teilaspekt bei der Berechnung der Rissfortschrittslebensdauer ist der Einfluss des Spannungsverhältnisses, der aus den verschiedenen Riss-schließmechanismen resultiert. Damit wirkt die Mittellast als eine lebensdauerbestimmende Einflussgröße und muss bei Betrachtungen zur Rissfortschrittslebensdauer berücksichtigt werden. Volpp [VOL99, BÄR01] konnte zeigen, dass zur Bestimmung der Rissausbreitungskurven in Abhängigkeit vom R-Wert nur zwei unabhängige Experimente notwendig sind. (siehe Kapitel 3.3.3.1, S. 42) Dieses nachfolgend auf die Legierungen 6013 und 2024 angewendete Verfahren bietet die Möglichkeit der analytischen Beschreibung der Rissausbreitungskurven für beliebige Spannungsverhältnisse und damit die der Implementierung des Mittelspannungseinflusses in bestehende Modelle zur Berechnung der Bauteillebensdauer für Betriebslastfolgen.

### 5.1.1 Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens bei konstantem Spannungsverhältnis

Als Grundlage muss eine Rissfortschrittskurve für das Spannungsverhältnis  $R = -1$  ermittelt und durch eine geeignete Anpassung die empirischen Parameter des gewählten Rissfortschrittsgesetzes bestimmt werden. Die Auswahl der zu verwendenden Rissfortschrittsgleichung hat im weiteren Verlauf keinen Einfluss auf die analytische Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens für variable Spannungsverhältnisse. In den in diesem Kapitel dargestellten Beispielen für die Aluminiumlegierungen 6013 und 2024 wurde zunächst eine Anpassung der Rissausbreitungskurven für symmetrische Wechselbeanspruchung ( $R = -1$ ) mit dem von Klesnil und Lukáš vorgeschlagenen Rissausbreitungsgesetz durchgeführt.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (K_{\max}^m - K_{\max,th}^m) = \frac{C}{(1-R)^m} \cdot (\Delta K^m - \Delta K_{th}^m) \quad (5.1)$$

Gleichung (5.1) zeigt den bereits in Gleichung (2.26) dargestellten Zusammenhang mit der entsprechenden Umrechnung von der zyklischen in

die maximale Spannungsintensität. In Tabelle 5.1 sind die mit diesem Rissfortschrittsgesetz aus den experimentellen Daten ermittelten Anpassungsparameter dargestellt.

Werkstoff	C	m	$K_{\max,th}$
6013	$1,5 \cdot 10^{-10}$	3	$1,6 \pm 0,2$
2024	$1,5 \cdot 10^{-10}$	3	$2,1 \pm 0,2$

Tabelle 5.1: Experimentell ermittelte Parameter für Gleichung (5.1) bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$

Die zugehörige Anpassungsfunktion ist in den Abbildungen 5.1 und 5.2 als gestrichelte Linie eingezeichnet. Beide Legierungen zeigen jedoch im mittleren Bereich der Paris-Geraden bei einer Rissfortschrittsrate von etwa  $5 \cdot 10^{-9}$  m/Zyklus einen Bereich mit niedrigerer Steigung und damit eine deutliche Abweichung der experimentellen Daten von der Anpassungsfunktion. Detert [DET88] erklärt die Verzögerung der Rissfortschrittsrate im Bereich niedriger Spannungsintensitäten mit einer Änderung des Rissausbreitungsmechanismus. Andere in der Literatur zu findende Untersuchungen [GUD90, GUD91] weisen eher auf einen starken Einfluss des Gefüges bzw. der Umgebungsbedingungen auf die Ausbildung dieses Bereichs hin. Beide Interpretationen sind in Abhängigkeit vom Werkstoff denkbar, können aber aufgrund fehlender experimenteller Daten nicht verifiziert werden.

Rissfortschrittsrechnungen durch Integration des angepassten Rissfortschrittsgesetzes ergeben immer dann fehlerhafte Lebensdauerwerte, wenn die Experimente das Auftreten dieses Plateaus zeigen. Eine bereichsweise Anpassung der Rissausbreitungskurve, wie sie in den Abbildungen 5.1 und 5.2 mit durchgezogenen Linien verdeutlicht ist, liefert eine verbesserte Beschreibung der experimentellen Daten und kann ebenfalls zur Beschreibung der Rissausbreitung bei variablem Spannungsverhältnis verwendet werden. In Bereich 1 zur Beschreibung des Schwellenwertes ist das Rissfortschrittsgesetz nach Klesnil und Lukáš aus Gleichung (5.1) und im Bereich höherer Spannungsintensitäten das in Gleichung (2.25) dargestellte

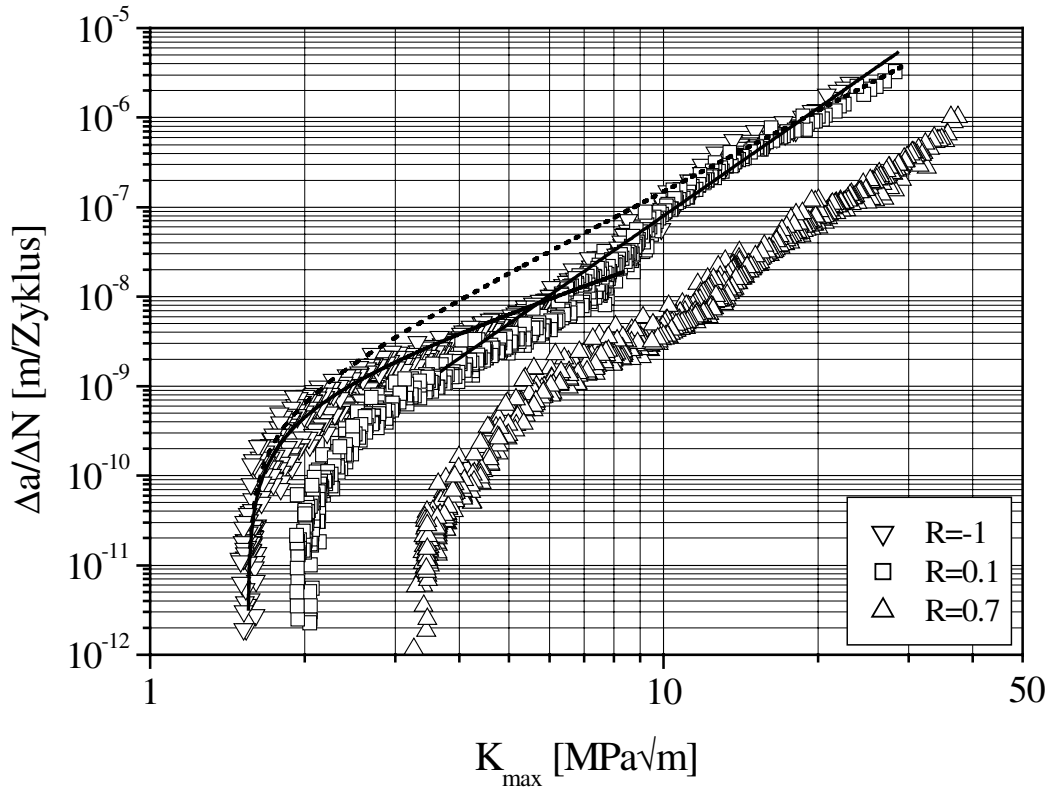


Abbildung 5.1: Rissausbreitungskurven für die Legierung 6013 in Laborluft aufgetragen über der maximalen Spannungsintensität

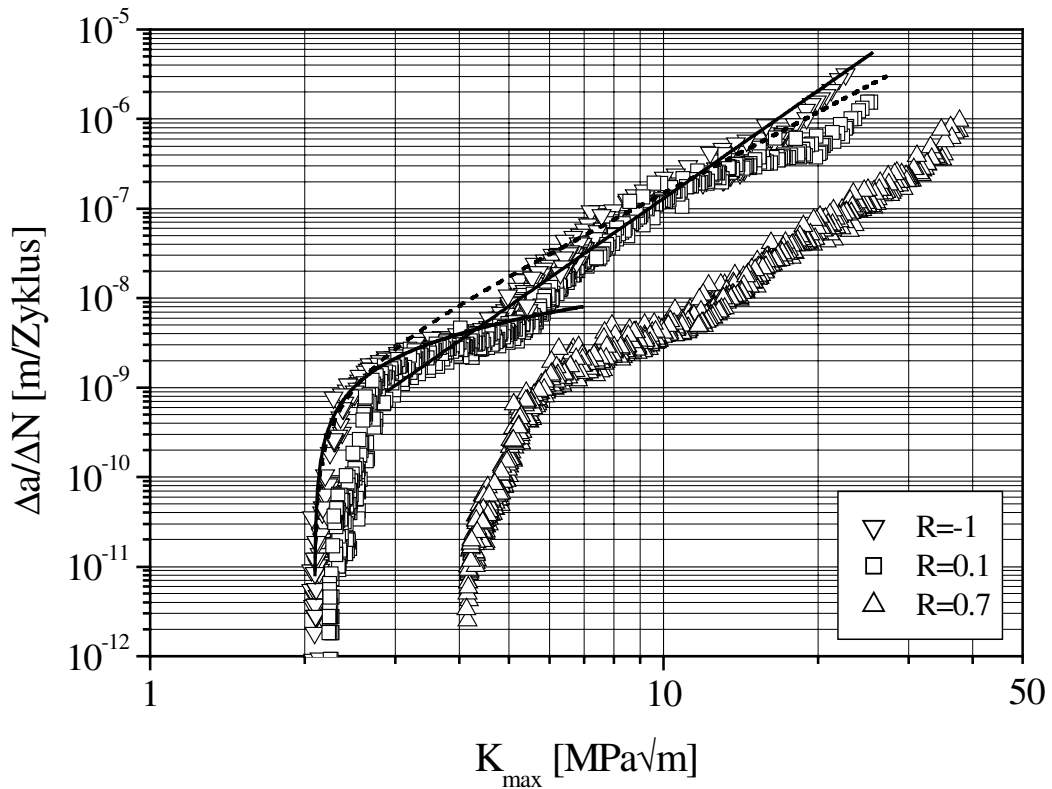


Abbildung 5.2: Rissausbreitungskurven für die Legierung 2024 in Laborluft aufgetragen über der maximalen Spannungsintensität

Paris-Gesetz am besten geeignet. Die Bereichsgrenze liegt bei allen Rissausbreitungskurven nahezu gleich und kann über die Rissfortschrittsrate bei etwa  $5 \cdot 10^{-9}$  bis  $8 \cdot 10^{-9}$  m/Zyklus festgelegt werden. Im sogenannten Plateaubereich konnte der Exponent  $m$  für beide Legierungen zu 2 bzw. 0,3 bestimmt werden. Tabelle 5.2 zeigt eine Zusammenstellung aller für die Rissfortschrittsrechnung wichtigen Anpassungsparameter.

Werkstoff	Klesnil / Lukáš			Paris	
	$C_1$	$m_1$	$K_{\max,th}$	$C_2$	$m_2$
6013	$3,2 \cdot 10^{-10}$	2	$1,6 \pm 0,2$	$1,0 \cdot 10^{-11}$	4
2024	$1,5 \cdot 10^{-8}$	0,3	$2,1 \pm 0,2$	$1,3 \cdot 10^{-11}$	4

Tabelle 5.2: Experimentell ermittelte Parameter für die bereichsweise Anpassung bei einem Spannungsverhältnis von  $R = -1$

### 5.1.2 Vorhersage der Rissausbreitungskurven bei variablem Spannungsverhältnis

Die in den Abbildungen 5.1 und 5.2 für jeweils drei verschiedene Spannungsverhältnisse dargestellten Rissausbreitungskurven zeigen bei entsprechender Anpassung mit den in Tabelle 5.2 angegebenen Parametern eine Abhängigkeit der Konstanten  $C$  und des Schwellenwertes  $\Delta K_{th}$  vom  $R$ -Wert. Dies wird in den Gleichungen (5.2) und (5.3) berücksichtigt.

$$(1) \quad \frac{da}{dN_1}(R) = \frac{C_1(R)}{(1-R)^{m_1}} \cdot (\Delta K^{m_1} - \Delta K_{th}^{m_1}(R)) \quad (5.2)$$

$$(2) \quad \frac{da}{dN_2}(R) = \frac{C_2(R)}{(1-R)^{m_2}} \cdot \Delta K^{m_2} \quad (5.3)$$

Die Bestimmung des Schwellenwertes  $\Delta K_{th}(R)$  ergibt sich aus der für  $R = -1$  ermittelten Rissfortschrittskurve und der alternativen Schwellenwertmessung mit  $K_{\max} = \text{konstant}$ . Abbildung 4.5 aus Kapitel 4.1.1 zeigt die  $\Delta K_{th}$ -Abhängigkeit für  $-1 \leq R \leq 0,9$ , die sich in allgemeiner Form mit der bereits in Gleichung (4.1) dargestellten und in Gleichung (5.4) nochmals

verdeutlichen allgemeinen Beziehung beschreiben lässt. Die entsprechenden Parameter für die verwendeten Werkstoffe sind in Tabelle 4.2 zusammengestellt.

$$\Delta K_{th}(R) = \Delta K_{th}(R = 0) \cdot (1 - \beta \cdot R) \quad (5.4)$$

Der Vorfaktor  $C(R)$  kann für die zwei Bereiche direkt aus den Versuchsdaten der alternativen Schwellenwertermittlung und der bekannten Rissfortschrittskurve für  $R = -1$  ermittelt werden. Mit der Bedingung  $K_{max} = \text{konstant}$  ergibt sich für  $C(R)$  die in Gleichung (5.5) beschriebene Beziehung.

$$C_{1/2}(R) = C_{1/2}(R = -1) \cdot \frac{\frac{da}{dN}(R)}{\frac{da}{dN}(R = -1)} \quad (5.5)$$

Der Verlauf der Rissfortschrittsrate  $da/dN(R)$  kann aus den in Abbildung 5.3 und 5.4 dargestellten Versuchsdaten für beide Legierungen ermittelt werden. Unter Berücksichtigung des Schwellenwertverhaltens und der Rissschließeffekte ist mit dem in Gleichung (5.6) gezeigten Zusammenhang eine analytische Beschreibung der Kurve, die sich aus den Versuchsdaten ergibt, möglich.

$$\frac{da}{dN}(R) = C_3 \cdot \left( \underbrace{U^m \cdot K_{max}^m \cdot (1 - R)^m}_{\Delta K_{eff}^m} - \Delta K_{th}^m(R) \right) \quad (5.6)$$

Diese Beziehung basiert auf dem in Gleichung (2.26) und (5.1) erläuterten Rissfortschrittsgesetz nach Klesnil / Lukáš. Der empirische Vorfaktor  $C_3$  muss aus den Versuchsdaten der alternativen Schwellenwertbestimmung ermittelt werden. Die Steigung  $m$  folgt aus der in Kapitel 5.1.1 für  $R = -1$  durchgeführten Anpassung der Rissfortschrittskurve, und das Schwellenwertverhalten  $\Delta K_{th}(R)$  wird durch den in Gleichung (5.4) gezeigten allgemeinen Zusammenhang beschrieben. Rissschließeffekte werden über den in Gleichung (5.6) eingefügten Term für  $\Delta K_{eff}$  berücksichtigt. Die Größe  $K_{max}$  ist konstant, und für den Korrekturterm  $U$  können verschiedene Modelle

zur Beschreibung der Rissschließeffekte in die Funktion eingebunden werden. Die für die verwendeten Rissschließmodelle nach Elber, Schijve und Newman anzusetzenden Korrekturterme sind in den Gleichungen (2.31) bis (2.39) in Kapitel 2.2.3 erläutert.

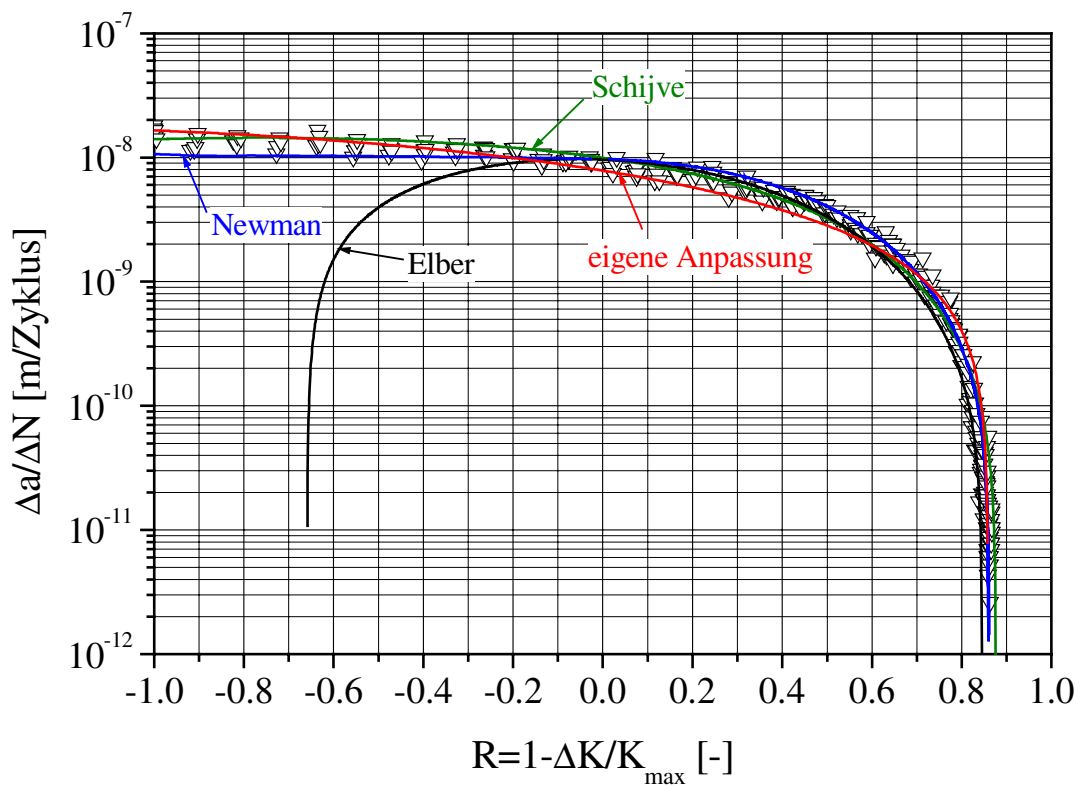


Abbildung 5.3: Bestimmung der Konstanten  $C(R)$  mit Hilfe der alternativen Schwellenwertermittlung für 6013 in Laborluft

In Abbildung 5.3 und 5.4 ist für die Aluminiumlegierungen 6013 und 2024 die in Gleichung (5.6) dargestellte Anpassung für die Rissschließmodelle nach Elber, Schijve und Newman durchgeführt. Elber legt für Aluminiumlegierungen die Gültigkeitsgrenzen seines Modells bei  $-0,1 \leq R \leq 0,7$  fest. Für beide Legierungen ist die Anpassung nur in diesen Grenzen ausreichend genau und zeigt für niedrigere Spannungsverhältnisse große Abweichungen von den Versuchsdaten. Das Rissschließmodell nach Schijve wurde auch für niedrigere  $R$ -Werte konzipiert, zeigt allerdings unterhalb von  $R = -0,8$  ebenfalls Fehler in der Anpassung. Das Modell nach Newman zeigt die beste Beschreibung der Versuchsdaten für beide



Legierungen, bietet sich aber aufgrund der nicht geschlossenen Funktion nicht zur analytischen Berechnung der Rissfortschrittskurven an.

In Abbildung 5.4 ist für 2024 bei R-Werten zwischen 0,1 und 0,7, wie bereits bei den Rissausbreitungskurven in Abbildung 5.2 beobachtet, ein Absinken der gemessenen Rissfortschrittsraten festzustellen. In diesem Bereich beschreibt keiner der zur Beschreibung der Riss-schließeffekte verwendeten Ansätze die Versuchsdaten genau genug, um exakte Lebensdauervorhersagen erzielen zu können.

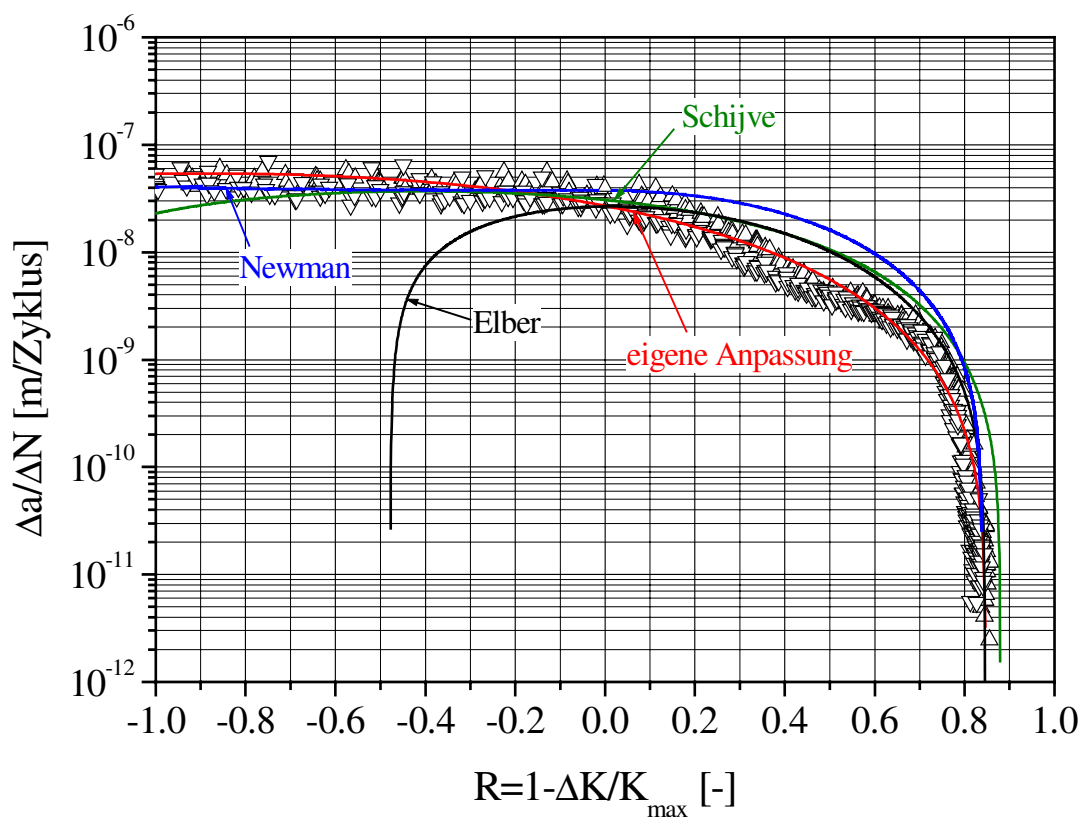


Abbildung 5.4: Bestimmung der Konstanten  $C(R)$  mit Hilfe der alternativen Schwellenwertermittlung für 2024 in Laborluft

Aus diesem Grund und um eine analytisch geschlossene Funktion zu erhalten, wurde für die Berechnung der Rissfortschrittsdaten für variable Spannungsverhältnisse die in Gleichung (5.7) beschriebene eigene Anpassungsfunktion verwendet (rote Kurve in Abbildung 5.3 und 5.4). Sie verwendet den Wert der Rissfortschrittsrate für  $R = 0$  als Referenz. Der

exponentielle Ausdruck  $R \cdot e^{-\lambda \cdot R^2}$  wurde empirisch ermittelt und beschreibt den Einfluss der wirksamen Rissschließmechanismen.

$$\frac{da}{dN}(R) = \frac{da}{dN}(R=0) - \frac{da}{dN_{alt}} \cdot R \cdot e^{-\lambda \cdot R^2} \quad (5.7)$$

Für beide Legierungen liefert diese Anpassung sehr gute Übereinstimmungen mit den Versuchsdaten.

Werkstoff	da/dN (R=0) [m/Z]	da/dN <sub>alt</sub> [m/Z]	$\lambda$	da/dN (R=-1) [m/Z]
6013	$7,8 \cdot 10^{-9}$	$1,1 \cdot 10^{-8}$	0,19	$1,5 \cdot 10^{-8}$
2024	$2,7 \cdot 10^{-8}$	$5 \cdot 10^{-8}$	0,63	$5 \cdot 10^{-8}$

Tabelle 5.3: Experimentell über die alternative Schwellenwertermittlung ermittelte Parameter der Gleichungen (5.7) und (5.5)

Tabelle 5.3 beinhaltet die für beide Legierungen ermittelten empirischen Parameter  $\lambda$  und da/dN (R=0) für  $K_{max} = 7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ . Unter Zusammenführung von Gleichung (5.2) bis (5.7) und unter Verwendung der entsprechenden empirisch ermittelten Parameter erhält man zwei geschlossene Funktionen zur bereichsweisen Beschreibung der Rissfortschrittskurven für variable Spannungsverhältnisse.

In den Abbildungen 5.5 und 5.6 wurde für beide Legierungen mittels der beschriebenen Funktionen eine Vorhersage für die Rissfortschrittskurven durchgeführt. Die für beide Werkstoffe experimentell ermittelten Daten zeigen eine gute Übereinstimmung mit den vorhergesagten Kurven. Für sehr große Rissfortschrittsraten im Bereich des  $K_C$ -Wertes findet man aufgrund der beginnenden Instabilitäten Abweichungen von der Modellrechnung.

Für die vorliegende Probenkonfiguration wurde nach Kapitel 4.1.2 eine mittlere Bruchzähigkeit von  $K_C = 37 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ermittelt. In den folgenden Betrachtungen wird dieser  $K_C$ -Wert als Grenze für die zyklische Rissausbreitung und damit als Kriterium für den Bruch des Werkstoffes eingesetzt.

Durch das gezeigte Verfahren ist eine Implementierung des Mittelspannungseinflusses in bestehende Berechnungsverfahren der Bauteil-

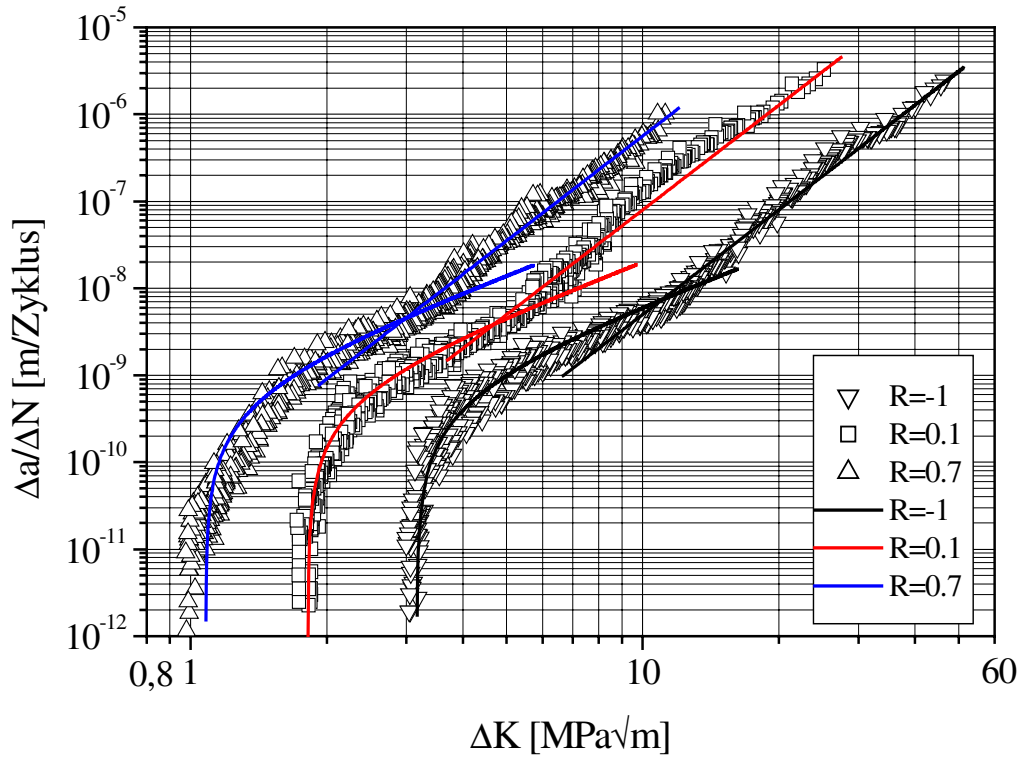


Abbildung 5.5: Vergleich experimentell ermittelter Rissfortschrittskurven mit analytischen Berechnungen für verschiedene Spannungsverhältnisse in Laborluft und für 6013

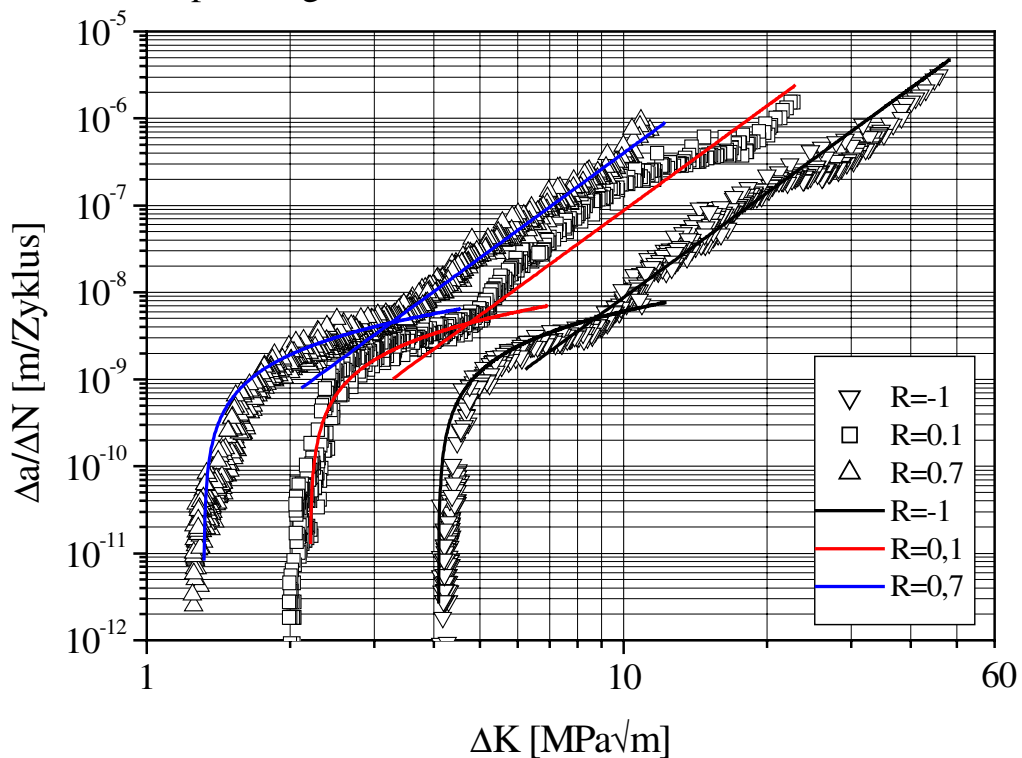


Abbildung 5.6: Vergleich experimentell ermittelter Rissfortschrittskurven mit analytischen Berechnungen für verschiedene Spannungsverhältnisse in Laborluft und für 2024

lebensdauer für Betriebslastfolgen möglich. Das Verfahren liefert eine geschlossene Funktion zur Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis und beschreibt somit für gleichbleibende Umgebungsbedingungen den Rissfortschritt in Bezug auf die vorhandenen Riss-schließeffekte.

## **5.2 Betrachtung der Auswirkung von Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung**

Ein zweiter zu berücksichtigender Teilaspekt der Ermüdungsrissausbreitung unter variablen Belastungsamplituden ist der Einfluss auftretender Überlasten und der daraus resultierende Reihenfolgeeffekt. Eine vollständige Beschreibung der Lastinteraktionseffekte zwischen  $\Delta\sigma$  und  $\Delta a / \Delta N$  ist derzeit nicht möglich. Allenfalls existieren Ansätze, von denen das Wheeler-Modell große Verbreitung gefunden hat. In den folgenden Abschnitten soll versucht werden die Wechselwirkungen zwischen dem Rissausbreitungsverhalten und auftretender Überlasten für Aluminium 6013 und 2024 näher zu untersuchen und zugrundeliegende Mechanismen zu verdeutlichen. Im Anschluss soll aus den ermittelten Ergebnissen eine Verbesserung der Vorhersage der Rissfortschrittslebensdauer für variable Belastungsamplituden abgeleitet werden.

### **5.2.1 Überlasteinfluss und Eigenspannungsverlauf**

Der grundsätzliche Einfluss von Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung ist in Kapitel 4.2 dargestellt und kann für eine einzelne Spitzenlast nach Abbildung 4.9 in drei Bereiche unterteilt werden.

- I) Eine direkt durch die Überlast verursachte Beschleunigung.
- II) Eine Verzögerung des Rissfortschritts im Anschluss an den Überlastzyklus.
- III) Ein Überschwingen der Rissfortschrittsrate im Anschluss an die Verzögerung.

Kombinationen verschiedener Überlastarten sowie Mehrfachüberlasten bewirken lediglich eine Variation in der Ausdehnung und der Ausprägung der Bereiche I - III.

Die auftretenden Verzögerungseffekte beim Einbringen einer Überlast in Bereich II werden im Allgemeinen auf die vier folgenden Mechanismen zurückgeführt [BROE86, SUR82, SUR83, SUR98, SCH80]:

- 1) Eine Abstumpfung der Rissspitze (Blunting) führt aufgrund einer Veränderung der Rissspitzengeometrie und durch zusätzliche plastische Verformung zu einer Verzögerung der Rissausbreitung.
- 2) Rissablenkung (Crack-Deflection) verursacht eine Mixed-Mode Belastung an der Rissspitze und damit eine Veränderung der Beanspruchungssituation. Eine Vorhersage der Auswirkungen auf den Rissfortschritt ist sehr komplex und nicht ohne weiteres möglich.
- 3) Rissverzweigung (Crack-Branching) führt zu einer Entlastung des ehemaligen Hauptrisses und auf diese Weise zu einer Verzögerung der Rissausbreitung.
- 4) Die überlastbedingte Entstehung und Umlagerung von Eigenspannungen verursacht Druckspannungen vor der Rissspitze, die zu einer Veränderung der Beanspruchung und damit zu einer Verzögerung der Rissausbreitung führen. Eine experimentelle Ermittlung der Eigenspannungen und entsprechende Modellrechnungen sind möglich [MÜL01, WILH02, JÄG97].

Überlastinduzierte Veränderungen im Rissspitzenbereich wie Blunting, Rissablenkung oder Rissverzweigung werden von der Duktilität sowie dem Gefüge des Werkstoffes bestimmt und sind somit nicht ohne weiteres vorherzusagen [SAD99, LANG99]. Aus diesem Grund werden bei der Betrachtung der Spannungsumlagerungen und der daraus resultierenden Mittelspannungsveränderung die Materialeigenschaften im Sinne der Kontinuumsmechanik betrachtet, was eine qualitative Berechnung erlaubt.

Abbildung 5.7 verdeutlicht schematisch die experimentell ermittelten

Abläufe im Rissspitzenbereich während der Einstreuung einer einzelnen Überlast. Die in den Punkten 1) bis 4) erläuterten Mechanismen treten während der Verzögerungsphase gleichzeitig auf und tragen zur Reduktion der Rissfortschrittsrate im Anschluss an die Überlast bei.

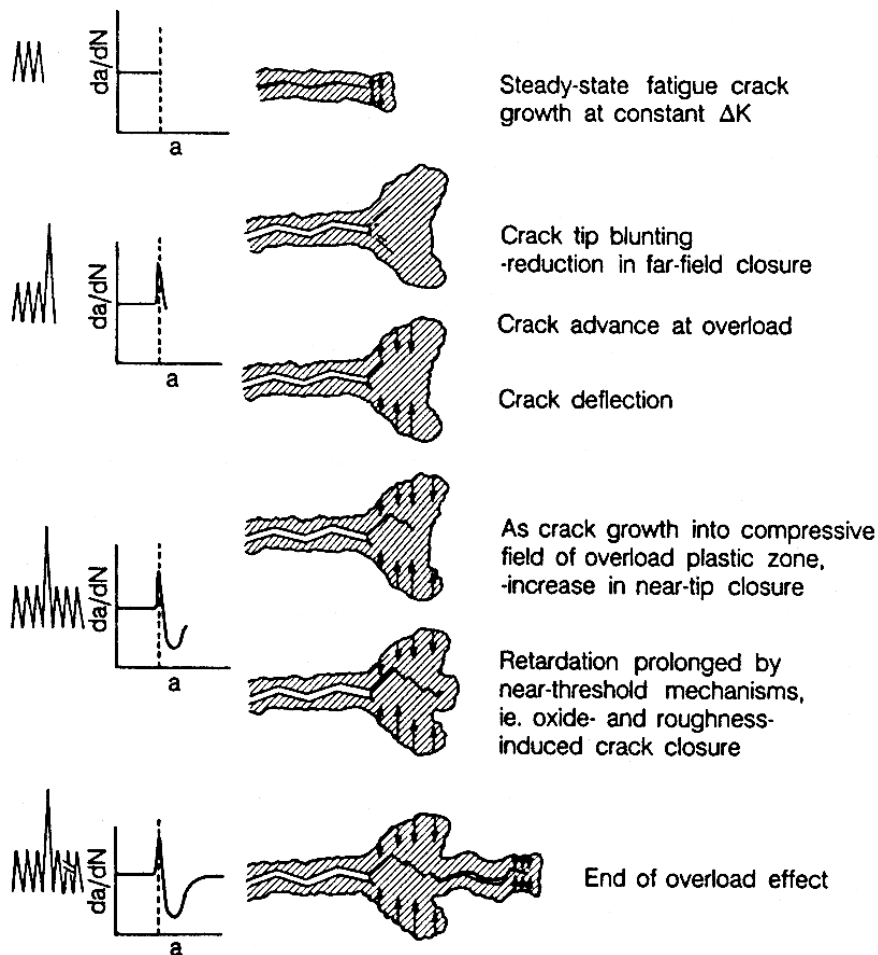


Abbildung 5.7: Darstellung der Abläufe im Rissspitzenbereich während der Rissausbreitung in der Einflusszone einer Überlast [VEN88]

Die Beschreibung der Beschleunigungs- und Verzögerungseffekte im Einflussbereich einer Überlast unter Berücksichtigung der in Kapitel 2.2.3 beschriebenen Rissschließmechanismen, geht von einer Reduzierung der effektiven Spannungsintensität durch eine überlastbedingte Veränderung der Schließspannung aus [VEN88, ALZ76, ADE88]. In diesem Konzept führen die in 1) bis 3) beschriebenen Veränderungen der Rissspitzengeometrie zu einem veränderten Rissschließen durch Rauigkeitseinflüsse und Oxidschichtbildung. Plastizitätsinduziertes Rissschließen wird als vorrangig

wirksamer Mechanismus angenommen und führt zu einem vorzeitigen Schließen des Risses aufgrund hoher Druckspannungen vor der Rissspitze. Untersuchungen zeigen jedoch, dass die Beschleunigung der Rissausbreitung während des Überlastzyklus und die Ausdehnung des Verzögerungsbereichs mit einem Rissschließkonzept alleine nicht vollständig beschrieben werden können [VEN88, STE76]. Die Verwendung der Spannungsumlagerung vor der Rissspitze zur Beschreibung der Überlastauswirkungen zeigt qualitativ die richtigen Ergebnisse, kann aber nicht getrennt von vorhandenen Rissschließmechanismen betrachtet werden. Weiter ist eine experimentelle Verifikation der Eigenspannungen im Rissspitzenbereich nur bei entsprechend großen Proben und Belastungshöhen möglich [LAN99, ALE87, BER76, BER77].

Die in 1) bis 4) dargestellten Mechanismen treten bei der Einstreuung einer Überlast gemeinsam auf und führen zu der ermittelten Verzögerung der Ermüdungsrissausbreitung. Die in 4) erläuterte Spannungsumlagerung vor der Rissspitze, und damit das plastizitätsinduzierte Rissschließen, haben jedoch einen vorrangigen Einfluss auf die Auswirkungen einer Überlast auf den Rissfortschritt [SAD99, BAT78].

Bestätigt wird diese Betrachtungsweise durch Überlastuntersuchungen mit zwischengeschalteten Wärmebehandlungen zur Veränderung des Spannungszustandes im Material [LIN92, DAM91, KUM96]. Wird das Spannungsfeld der Rissspitze durch eine Spannungsarmglühung beseitigt, ist bei einer anschließenden Ermüdung keine Beeinflussung der Rissausbreitung durch eine vorangegangene Überlast festzustellen.

Eigene Berechnungen des Spannungszustandes vor der Rissspitze mit Hilfe der Methode der Finite Elemente [MÜL01] und Messungen mit der „Kontur-Methode“ [WILH02, BUE58, PRI01, PRI02, LU96] zeigen qualitativ den in Kapitel 2.2.4 dargestellten und in der Literatur [WAN00, JÄG97, LI92, BUSC88, WEL83, KUNZ79] mittels Röntgen- und Neutronendiffraktometrie gemessenen Eigenspannungsverlauf nach der Einstreuung einer einzelnen Überlast.

Gemessen oder berechnet wird in der Regel die für die Rissausbreitung maßgebliche Zug-Spannungskomponente in y-Richtung. Abbildung 5.8 zeigt die Auftragung der nach Gleichung 2.8 berechneten plastischen Zonen der Überlast  $r_{p\ddot{U}L}$  und der Grundlast  $r_{pGL}$ . Die entsprechende Spannungsumlagerung, die aus der Überlast resultiert  $\sigma_{E,\ddot{U}L}$  und die als Nennspannung anliegende Grundlast  $\sigma_{GL}$  sind ebenfalls in das Diagramm eingetragen. Eine Addition dieser Spannungen ergibt den in Abbildung 5.8 mit roten Pfeilen gekennzeichneten resultierenden wahren Spannungsverlauf  $\sigma_{\max,eff}(r)$ .

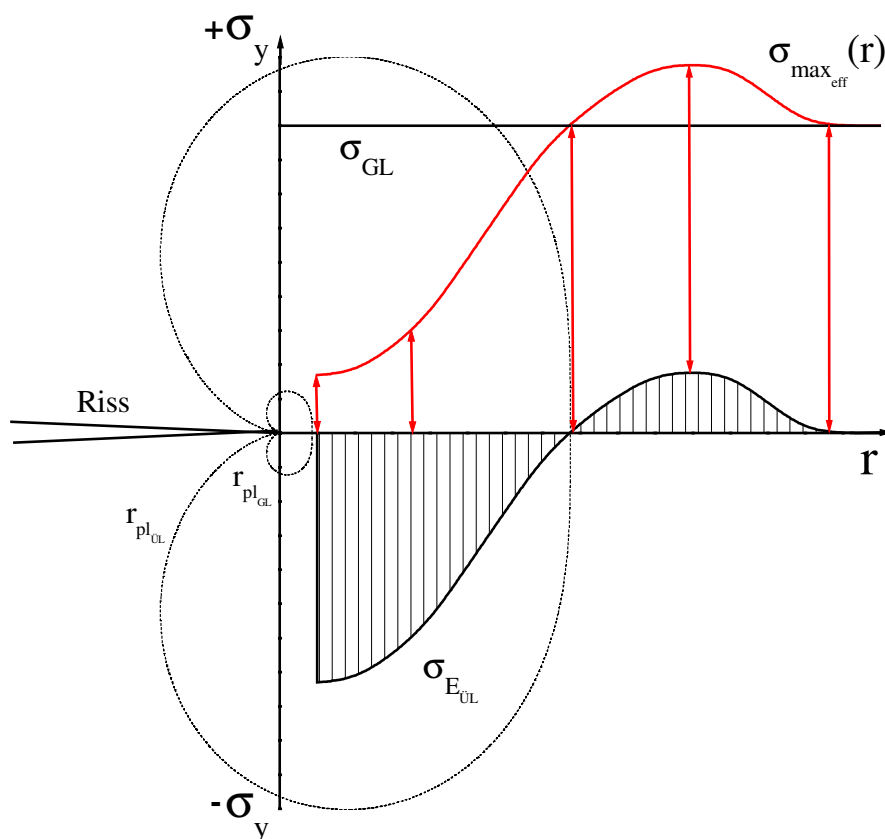


Abbildung 5.8: Überlasteinfluss und Eigenspannungsverlauf

Der in Abbildung 5.8 dargestellte überlastbedingte Verlauf der Eigenspannungen  $\sigma_{E,\ddot{U}L}$  wird durch plastische Verformungen an der Risspitze bedingt [BROE86]. Elastische Rückverformungen nach einer äußeren Entlastung führen zu einem mehrachsigen Spannungszustand mit teilweise sehr hohen Spannungskomponenten  $\sigma_{ij}$ . So werden in der Literatur mit verschiedenen Messmethoden und Finite-Elemente Berechnungsverfahren Druckspannungswerte in Belastungsrichtung nahe der



Streckgrenze gefunden [WAN00, JÄG97, LI92, BUSC88, WEL83, KUNZ79, WIL79]. Neuere Rechnungen lassen den Schluss zu, dass für Überlasten, die zum Rissstop führen, Druckspannungen sogar noch höher liegen können [MÜL01, WILH02]. Dies ist für eine dreiaxige Beanspruchung in einer Betrachtung des Spannungszustandes über Vergleichsspannungshypothesen möglich. Beispielsweise kann entsprechend der in Kapitel 2.1.2 beschriebenen Gestaltänderungshypothese nach von Mises (Abbildung 2.4 a) die y-Komponente des Spannungstensors deutlich über der im gedrehten Hauptspannungssystem ermittelten Fließgrenze liegen.

Leider beschreibt das Modell nur die statische Überlast und die darauf folgende Entlastung. Das Wechselspiel zwischen zyklischem Rissfortschritt, schlagartigem Rissfortschritt  $\Delta a_B$  / Überlast und der darauf folgenden Rissverzögerung  $\Delta a_V$  kann damit nur unvollständig erfasst werden.

Unter der Voraussetzung, dass die Spannungsintensität als kontinuumsmechanische Größe den Rissfortschritt als treibende Kraft bestimmt, ist es möglich der Rissfortschrittsrate einen Spannungsintensitätsverlauf  $K(r)$  zuzuordnen. Die Größe  $K_{\max}(r) = \sigma_{\max}(r) \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \cdot f\left(\frac{a}{W}\right)$  beinhaltet alle Spannungsanteile, die sich aus der Nennspannung und der Spannungsumlagerung, hervorgerufen durch die Überlast, ergeben.

Abbildung 5.9 zeigt den Verlauf für  $K(r)$ , nachdem eine 200 % Überlast eingestreut wurde. Die Versuchsführung  $K_{\max} = \text{konstant}$  erlaubt diese  $K(r)$  Bestimmung durch einen einfachen Vergleich der Rissfortschrittskurven mit und ohne Überlast.

$$K_{\max}(r) = \left( \frac{da}{dN}(r) + K_{\max_{th}}^m(R) \right)^{\frac{1}{m}} \quad (5.8)$$

Mit Hilfe der Rissfortschrittgleichung für ein konstantes Spannungsverhältnis und der Umformung nach  $K_{\max}$ , ergibt sich der in

Gleichung (5.8) dargestellte Zusammenhang zwischen der Rissfortschrittsrate und der benötigten maximalen Spannungsintensität.

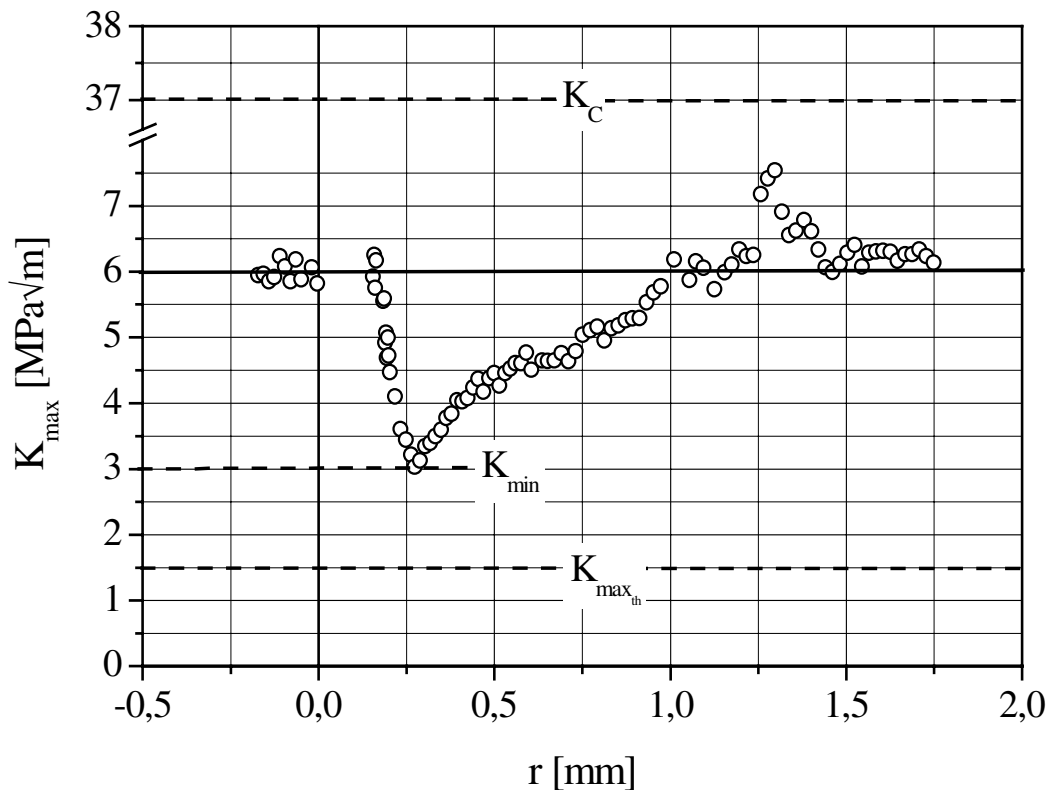


Abbildung 5.9: Verlauf der effektiven Spannungsintensität am Beispiel einer 200 % Zug-Überlast und einer symmetrischen Grundlast mit  $K_{\max} = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  für 6013

In  $K(r)$  sind die wirksamen Eigenspannungen und verschiedene Rissschließeffekte, die eine Verzögerung durch die Überlast bestimmen, enthalten. Aufgetragen über die Spannungsintensität kann in Abbildung 5.9 die Grenze für Rissstillstand über den vom Spannungsverhältnis, der Atmosphäre, dem Werkstoff und damit von Rissschließeffekten abhängigen Schwellenwert der Ermüdungsrissausbreitung  $K_{\max,th}$  festgelegt werden. Sinkt die effektive Spannungsintensität unter diese Grenze, kommt es zum Rissstillstand. Überschreitet die durch die Überlast erreichte maximale Spannungsintensität dagegen die Bruchzähigkeit  $K_C$ , tritt Probenbruch ein. Diese Grenze ist in Abbildung 5.9 ebenfalls eingezeichnet und liegt weit über der für Rissstillstand notwendigen Überlasthöhe.

Der in Abbildung 5.9 dargestellte Spannungsintensitätsverlauf  $K(r)$  unterstützt das in Abbildung 5.8 dargestellte Modell und bestätigt den vorrangigen Zusammenhang der Verzögerungseffekte mit der in Punkt 4) erläuterten Spannungsumlagerung durch die Überlast.

## 5.2.2 Beschleunigter Rissfortschritt durch die Überlast

Die folgenden Kapitel sollen die Beschreibung des Einflussbereichs einer Überlast in Bezug auf Berechnungskonzepte für mehrstufige Belastungen verdeutlichen. Da sich die beiden verwendeten Aluminiumlegierungen mit den Bezeichnungen 6013 T62 und 2024 T351 nach Kapitel 4.2 in der Beeinflussung durch verschiedene Überlasten nur unwesentlich unterscheiden, werden die meisten im Folgenden dargestellten Betrachtungen beispielhaft an 6013 durchgeführt.

### 5.2.2.1 Der „partielle“ Gewaltbruch

Der in Bereich I ermittelte Rissfortschritt  $\Delta a_B$  wurde mit Hilfe der Potenzialsonde gemessen und muss dem Überlastzyklus zugeordnet werden. Abbildung 5.10 zeigt am Beispiel von 6013 die bereits in Kapitel 4 dargestellte Auftragung des Rissfortschritts  $\Delta a_B$  über dem Überlastfaktor  $\alpha$  für die drei verschiedenen grundlastbestimmenden Spannungsintensitäten 4, 6 und 9  $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ .

Wie schon in Kapitel 4.2.1.2 gezeigt, liegt der ermittelte Rissfortschritt  $\Delta a_B$  / Zyklus um einen Faktor 20 über der Rissgeschwindigkeit, die man nach den in Kapitel 4.1 dargestellten Rissfortschrittskurven erhalten sollte. Die Größe  $\Delta a_B$  kann also nicht im Sinne der Ermüdungsrissausbreitung betrachtet werden. Der Überlastzyklus wird daher im Folgenden als monotone Belastung interpretiert und der Rissfortschritt  $\Delta a_B$  unter Berücksichtigung des Stabilitätskriteriums der Rissausbreitung und dem Modell nach Griffith als „partieller Gewaltbruch“ bezeichnet.

Der Übergang zwischen Ermüdungs- und partiellem Gewaltbruch ist

fließend. Für Überlastfaktoren  $\alpha < 1,25$  nähert sich  $\Delta a_B$  immer stärker dem Wert  $\Delta a / \text{Zyklus}$  an, der sich für den entsprechenden  $\Delta K$ -Wert aus der Rissausbreitungskurve ergibt.

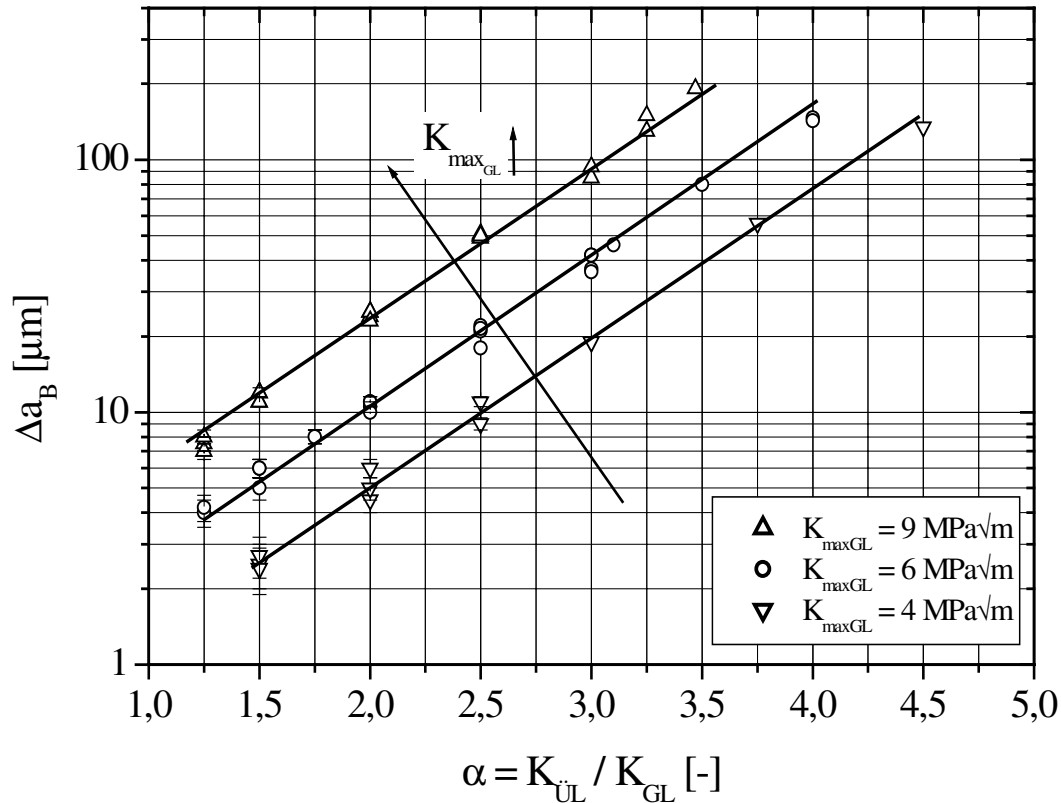


Abbildung 5.10: Einflussparameter auf die Rissbeschleunigung während der Überlast am Beispiel von Aluminium 6013

Untersuchungen mit der Gleichstrompotenzialsonde für Blocküberlasten mit unterschiedlicher Zyklenzahl zeigen deutlich den Unterschied zwischen monotonem Rissfortschritt, verursacht durch eine einzelne Überlast, und dem im Gleichgewicht stattfindenden Rissfortschritt unter dynamischer Belastung. Wie in Abbildung 4.25 zu sehen, verursacht der erste Überlastzyklus den als „partiellen Gewaltbruch“ bezeichneten Rissfortschritt  $\Delta a_B$  entsprechend einer einzelnen Überlast. Bei weiteren Zyklen gleicher Höhe nimmt der Wert für  $\Delta a_B$  schnell ab, und erreicht nach etwa 150 Zyklen den Wert für den dynamischen Rissfortschritt, der aus dem entsprechenden Rissfortschrittsgesetz bestimmt werden kann (Abbildung 4.24 und 4.25). Bei dem beschriebenen Beispiel beträgt der quasi monotone Rissfortschritt durch

die Überlast  $9 \mu\text{m} / \text{„Zyklus“}$  gegenüber dem dynamischen Wert von  $0,4 \mu\text{m} / \text{Zyklus}$ , der nach ca. 150 Zyklen erreicht wird. Der entsprechende Übergang ist kontinuierlich.

Die durchgeführten Blockversuche unterstützen also die Annahme, dass der Rissfortschritt einer einzelnen Überlast nicht als zyklischer Rissfortschritt bezeichnet werden darf. Dies kann zusätzlich durch licht- und elektronenoptische Untersuchungen untermauert werden. Makroskopische Aufnahmen der Bruchflächen in den Abbildungen 4.40 bis 4.42 zeigen eine deutliche Veränderung der Bruchflächenmorphologie im Überlastbereich. Die erkennbaren Helligkeitsabstufungen deuten auf weniger raue Bruchstrukturen im Bereich der Überlast hin. Rauigkeitsmessungen (Kapitel 4.4.2.4) bestätigen diesen ersten optischen Eindruck. Deutlich reduzierte Rauigkeitswerte (siehe Tabelle 4.4) in der Umgebung des Überlastzyklus sind zwar kein direkter Hinweis auf einen vorliegenden Gewaltbruch, wie er in den Abbildungen 4.46 b) und 4.47 b) zu sehen ist, bestätigen aber die sehr hohen Rissfortschrittsraten im Beschleunigungsbereich. Untersuchungen mit dem Rasterelektronenmikroskop (REM) zeigen neben der im Bereich der Überlast vorhandenen glatten Bruchstruktur als weiteres Zeichen für hohe Rissfortschrittsraten viele weit geöffnete Nebenrisse (Abbildung 4.48, 4.49 und 4.50). Zum Zeitpunkt der Überlasteinstreuung neigt der Riss zur Verzweigung und damit wird die Rissspitze entlastet [ALE87]. Dieses, in Kapitel 5.2.1 als Mechanismus zur Rissverzögerung erläuterte, Crack-Branching zeigt sich durch einen großen, über die ganze Probenbreite verlaufenden, Nebenriss, der in Abhängigkeit von der Überlasthöhe deutlich in Form einer Stufe sichtbar wird (Abbildung 4.48 und 4.49). Im Bereich der Rissbeschleunigung  $\Delta a_B$  sind die typischen, bei dynamischer Belastung auf der Bruchfläche auftretenden Schwingungstreifen (Abbildung 4.51 b)) nicht zu erkennen (Abbildung 4.51 a)) [STE76]. Die wichtigste Unterstützung für die Annahme eines partiellen Gewaltbruchs in Bereich I geben jedoch Abbildung 4.48 d), 4.49 d) und 4.51 a), die eindeutig Gewaltbruchanteile im Beschleunigungsbereich der Überlast zeigen.

### 5.2.2.2 Positronenmikroskopie und Überlasteinfluss

Sowohl der monotone als auch der zyklische Rissfortschritt in den Bereichen I und II der Überlast und die in Bereich I vermehrt auftretenden Sekundärrisse sollten sich, wie in Kapitel 4.3 gezeigt wurde, auf Lebensdauerermessungen mittels Positronenannihilation teilweise auswirken.

Die Messungen mit der Positronenannihilationsspektroskopie an Kupfer und den verwendeten Aluminiumlegierungen zeigen in der direkten Umgebung eines Ermüdungsrisse eine deutliche Erhöhung der Defektkonzentration und im Gegensatz zu monoton erzeugten Bruchflächen Defekte mit deutlich größerem freien Volumen. Die in Kapitel 4.3.1 mit den Abbildungen 4.29 bis 4.31 vorgestellten Ergebnisse zeigen dies anhand einer hochauflösenden SPM Messung in der Umgebung einer Ermüdungsrissspitze. Zahlreiche weitere mit dem Positronenstrahlsystem PLEPS durchgeführte tiefenaufgelöste Messungen auf Schwing- und Gewaltbruchflächen bestätigen den Befund, dass Ermüdungsrisse größere Defektkonfigurationen initiieren als Gewaltbrüche. Auf den Schwingbruchflächen wurde eine für die Ermüdung typische zweite Lebensdauer  $\tau_2$  für leerstellenartige Defekte mit einer mit steigender Entfernung zum Riss abnehmenden Intensität  $I_2$  ermittelt [DIA85, KUM96]. Diese höhere Lebensdauer verursacht entsprechend den Abbildungen 4.32 bis 4.33 in Kapitel 4.3.2 einen Anstieg der mittleren Lebensdauer  $\tau_m$  und liefert somit ein Kriterium zur Unterscheidung von monoton bzw. dynamisch beanspruchten, rissbehafteten metallischen Bauteilen [EGG03]. Erstmals können mit einer zerstörungsfreien Untersuchungsmethode Defekte und Defekttagglomerate erfasst und einer Beanspruchungsart zugeordnet werden. Die nachgewiesenen Defekte mit freiem Volumen entstehen durch makroskopische Verformungen die mit massiven irreversiblen Versetzungsreaktionen und demnach mit der Entstehung und Umlagerung von Leerstellen und Leerstellenagglomeraten verbunden sind.

Die SPM Untersuchung der Bruchfläche, die einen partiellen Gewaltbruch beinhaltet, lieferte die in Kapitel 4.3.3, Abbildung 4.35 dargestellten

Ergebnisse. Sie zeigt unter anderem im Bereich mit erhöhter Rissfortschrittsrate (Abbildung 4.34) einen Anstieg der mittleren Lebensdauer. Erwartet wurde aufgrund des in diesem Bereich vorliegenden „partiellen Gewaltbruchs“ allerdings eher eine Abnahme von  $\tau_m$ . Der Anstieg der mittleren Lebensdauer ist in diesem Fall jedoch kein Hinweis auf einen Schwingbruch, da im untersuchten Bereich viele geöffnete Nebenrisse vorhanden sind, die freies Volumen darstellen und somit ebenfalls eine Erhöhung von  $\tau_m$  verursachen.

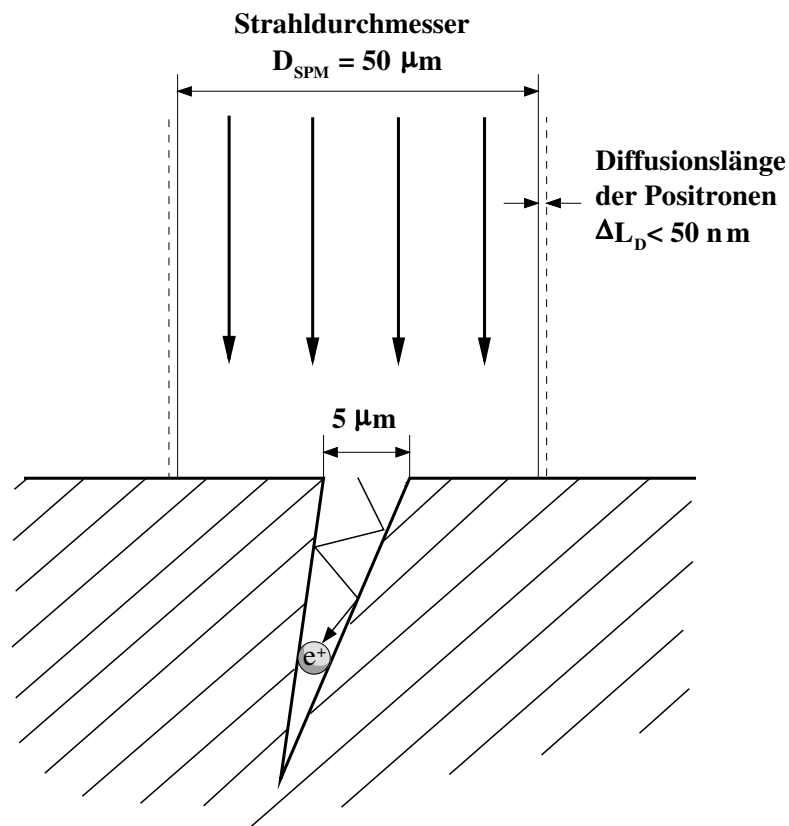


Abbildung 5.11: Schematischer Zusammenhang zwischen einem Lebensdaueranstieg der Positronen und Nebenrisse in der untersuchten Bruchoberfläche

Abbildung 5.11 zeigt schematisch die Erhöhung der Lebensdauer  $\tau_1$  bzw.  $\tau_2$  durch geöffnete Nebenrisse. Bei einem Strahldurchmesser von  $50 \mu\text{m}$  würde ein Riss mit einer Öffnung von nur  $5 \mu\text{m}$  ein Signal von 10 % für die größere Lebensdauer  $\tau_2$  ergeben. Solche Sekundärrisse ließen sich im REM nachweisen.

### 5.2.2.3 Die „lokale“ Risswiderstandskurve

In Abbildung 5.12 sind die mittels Gleichstrompotenzialsonde ermittelten Werte aus Abbildung 5.10 für den partiellen Gewaltbruch  $\Delta a_B$  über der maximalen Spannungsintensität  $K_{\max,abs}$  aufgetragen.

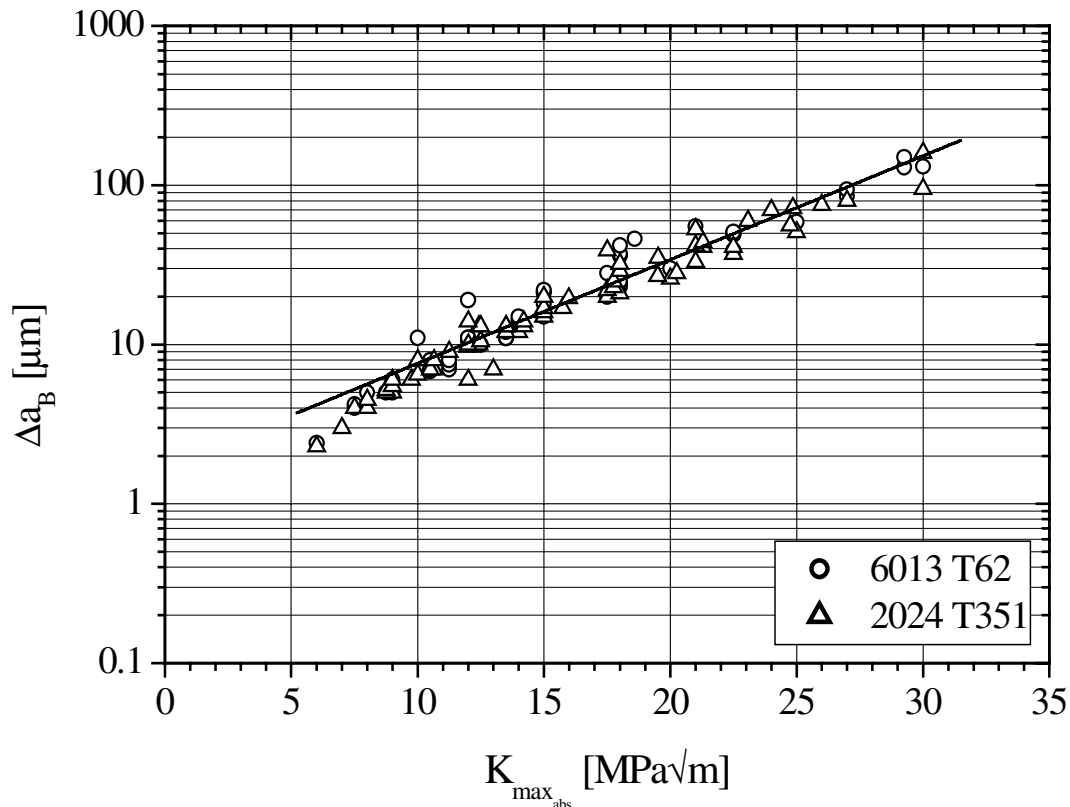


Abbildung 5.12: Beschleunigter Rissfortschritt  $\Delta a_B$  aufgetragen über dem maximalen Belastungswert

Das Diagramm zeigt, dass die ermittelten Werte für  $\Delta a_B$  ausschließlich von der aufgetragenen Maximallast abhängig sind. Die Werte für beide Werkstoffe verlaufen bei halblogarithmischer Darstellung in einem gemeinsamen Streuband. Im Bereich von  $K_{\max,abs} < 7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  weichen die Messwerte vom linearen Verlauf ab, und streben gegen den Rissfortschritt  $\Delta a$  / Zyklus der Grundlast. Bei Spannungsintensitäten im Bereich des Schwellenwertes geht  $\Delta a_B$  gegen null.

Unter Zugrundelegung der Linear Elastischen Bruchmechanik, können die aus den Überlastexperimenten ermittelten Werte für  $\Delta a_B$  und  $K_{\max}$  in Form eines lokalen R-Kurven Konzeptes interpretiert werden. Jeder Rissfortschritt,



hervorgerufen durch die Einstreuung einer Überlast, entspricht der Bestimmung des Risswiderstandes oder der Risserweiterungskraft bei einer jeweils veränderten Ausgangsrisslänge  $a_0$ . Die maximale Spannungsintensität  $K_{\max}$  entspricht daher dem Risswiderstand  $K_R^2/E$  und der Rissfortschritt  $\Delta a_B$  der effektiven Rissverlängerung  $\Delta a_{\text{eff}}$  bei einem entsprechenden Versuch zur Ermittlung einer makroskopischen R-Kurve.

Als Resultat erhält man die in Abbildung 5.13 dargestellte, auf die Ausgangsrisslänge normierte, „lokale R-Kurve“ [RÖD02].

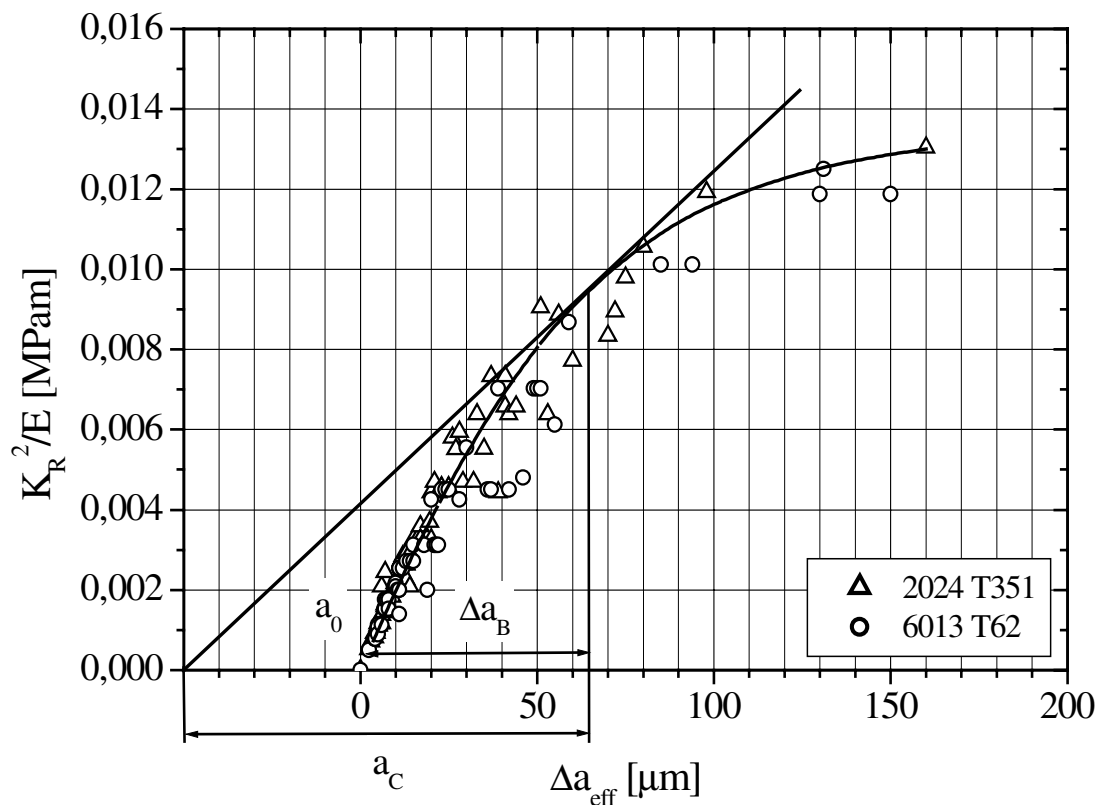


Abbildung 5.13: Lokale Risswiderstandskurve

Die so ermittelte Risswiderstandskurve muss als lokal bezeichnet werden, da hier im Gegensatz zur klassischen, makroskopischen R-Kurve [SCH801], nur der rissspitzennahe Bereich betrachtet wird. Die Mikrostruktur des Werkstoffes und lokale Plastifizierungen haben aufgrund der Größenordnung des Rissfortschritts einen erkennbaren Einfluss auf die Rissausbreitung und werden bei der „lokalen R-Kurve“ nicht vernachlässigt. Diese Risswiderstandskurve ist mit den gemessenen Risslängen im Vergleich zu

makroskopischen R-Kurven um nahezu drei Größenordnungen empfindlicher und beschreibt Rissausbreitungsvorgänge an der Rissspitze im mikrostrukturellen Bereich, d.h. unterhalb der Korngröße.

Ein direkter Vergleich mit den in der Literatur zu findenden, makroskopischen R-Kurven zeigt im Bereich der Streuung eine gute Übereinstimmung bei vergleichbaren Werkstoffen [SCH80, SCH801]. Die lokale Risswiderstandskurve liegt im Streubereich der makroskopischen R-Kurve, da für letztere bei einem auf 10% abgeschätzten Fehler in der Messlänge eine Streubreite für  $\Delta a_{\text{eff}}$  von etwa  $\pm 50 \mu\text{m}$  vorliegt. Der Fehler für die lokale R-Kurve hingegen liegt bei ca.  $\pm 0,5 \mu\text{m}$ .

Die Ermittlung dieser lokalen Risswiderstandskurve kann im Gegensatz zum herkömmlichen Verfahren, bei dem für jeden Punkt der Kurve eine separate Probe benötigt wird, im Extremfall an nur einer Probe erfolgen, d.h., mit einer Probe können bis zu sechs Messwerte gewonnen werden.

Nach den bislang vorgelegten Darstellungen bietet die aus den Überlasten resultierende R-Kurve die Möglichkeit zur Beschreibung des Rissfortschritts unter monotoner Belastung im mikroskopischen Bereich. Ihr kommt bei der Simulation des Rissfortschritts über die Methode der Finiten Elemente eine besondere Bedeutung zu, da sie den lokalen Risswiderstand direkt an der Rissspitze beschreibt.

Die Beschreibung der Messdaten mittels R-Kurven-Konzept zeigt, dass die Definition der Überlast als monotone Belastung und des daraus resultierenden Rissfortschritts  $\Delta a_B$  als partieller Gewaltbruch zutreffend war.

#### **5.2.2.4 Analytische Beschreibung der Rissbeschleunigung**

Zur Implementierung der Rissbeschleunigung in bestehende Berechnungsmodelle zur Rissfortschrittslebensdauer ist die im Folgenden durchgeführte analytische Beschreibung der empirischen Daten erforderlich.

Die in den Abbildungen 4.14 bis 4.15 und in Abbildung 5.10 aufgetragenen Messwerte für den beschleunigten Rissfortschritt zeigen bei Auftragung über

der Überlasthöhe im gemessenen Bereich einen linearen Zusammenhang. Es zeigt sich in der gewählten Auftragung eine Abhängigkeit von der maximalen Belastung. Eine Beschreibung des Verlaufs im Bereich zwischen Spannungsintensitäten von 5 und 37 MPa $\sqrt{m}$  ist mit Gleichung (5.9) möglich.

$$\Delta a_B = \varphi \cdot e^{\eta \cdot K_{\max, abs}} \quad (5.9)$$

Die Parameter  $\varphi$  und  $\eta$  sind empirische Größen und müssen aus experimentellen Daten ermittelt werden.

Die in Abbildung 5.14 dargestellte Auftragung der Messwerte über der maximalen Spannungsintensität erlaubt im Rahmen der Streubreite die Beschreibung beider Werkstoffe mit Hilfe von Gleichung (5.9).

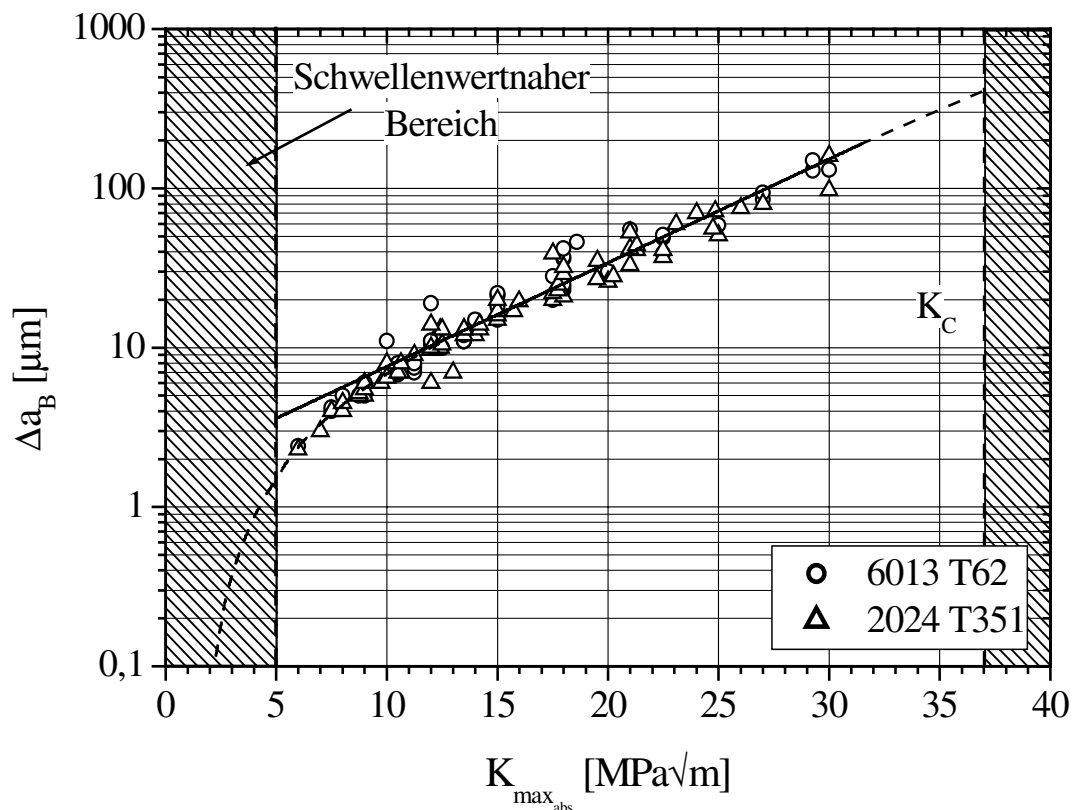


Abbildung 5.14: Analytische Beschreibung von  $\Delta a_B$  aufgetragen über der maximalen Spannungsintensität

Zu großen Spannungsintensitäten hin ist der  $K_C$ -Wert und damit die instabile Rissausbreitung die Bereichsgrenze. Im Bereich  $K_{\max, abs} \leq 7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  weichen die experimentellen Daten naturgemäß von Gleichung (5.9) ab, da im Bereich des Schwellenwertes  $\Delta a_B$  gegen null geht. Im Bereich  $7 \leq K_{\max, abs} \leq K_C$  findet

Gleichung (5.9) Verwendung. Für die beiden verwendeten Aluminiumlegierungen konnten die Parameter  $\varphi$  und  $\eta$  zu 1,7 und 0,15 bestimmt werden.

Für beliebige Überlasten, d.h. mehrstufige Beanspruchungen kann mittels Gleichung (5.9)  $\Delta a_B$  individuell berechnet werden. Die Grenze ab der eine Spitzenlast als wirksame, d.h. messbare Überlast bezeichnet werden kann, wird bei einem Überhöhungsfaktor von  $\alpha = 1,25$  festgelegt. Jede größere Differenz in den Maximallasten einer Spitzenlastfolge verursacht den mit Gleichung (5.9) zu beschreibenden „partiellen Gewaltbruch“ und kann berücksichtigt werden. Bei einer Betrachtung der Rissfortschrittslebensdauer ist die durch die Beschleunigung in Bereich I hervorgerufene Lebensdauerverkürzung gegenüber des Verzögerungseffekts der Überlast und der damit verbundenen Lebensdauerverlängerung jedoch vergleichsweise gering und muss bei der weiteren Abschätzung für einzelne Überlasten nicht betrachtet werden.

## 5.2.3 Rissverzögerung im Anschluss an die Überlast

### 5.2.3.1 Verzögerungsbereich und plastischer Radius

Die in den Abbildungen 4.19, 4.20 und 5.15 dargestellten Ergebnisse für die Ausdehnung des Verzögerungsbereichs  $\Delta a_V$  zeigen im Rahmen der Streubreite eine quadratische Abhängigkeit der Form  $\Delta a_V \sim \alpha^2$  (mit  $\alpha = K_{\text{ÜL}}/K_{\text{GL}}$ ) bzw.  $K_{\text{max,abs}}^2$ . In Abbildung 5.15 ist dies anhand unterschiedlicher Grundlasten am Beispiel der Aluminiumlegierung 6013 zu erkennen.

Mit steigender maximaler Spannungsintensität der Grundlast  $K_{\text{max,GL}}$  erhöht sich der bei einem bestimmten Überlastfaktor aufgebrauchte maximale Belastungswert  $K_{\text{max,abs}}$ , und die Ausdehnung des Beeinflussungsbereichs  $\Delta a_V$  nimmt zu. Die Ausdehnung dieses durch die Überlast erzeugten Bereichs unterliegt keinem Reihenfolgeeffekt und ist unabhängig von Lastzyklen vor oder hinter der Spitzenlast.

Die Korrelation zwischen dem durch die Überlast erzeugten Eigenspannungszustand vor der Rissspitze und der Rissverzögerung wurde schon von anderen Autoren bestätigt [WAN00, JÄG97, LI92, BUSC88]. Der Spannungszustand vor der Rissspitze ist dem Experiment allerdings nicht zugänglich.

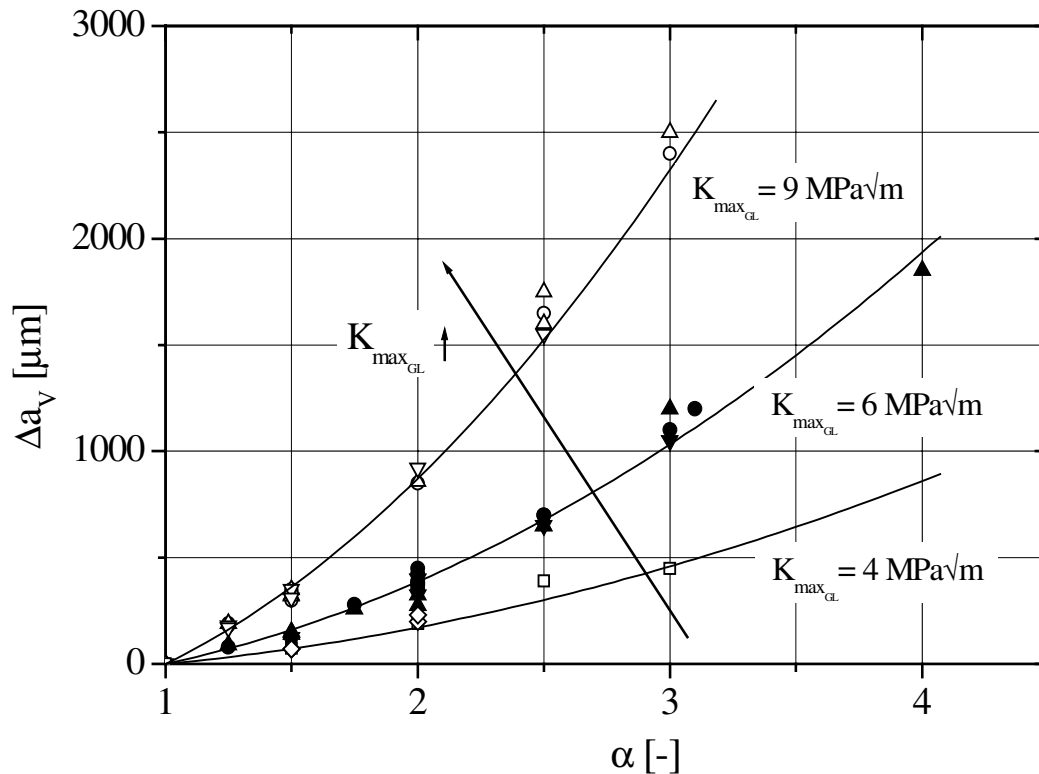


Abbildung 5.15: Einflussparameter auf die Ausdehnung des Einflussbereichs einer Überlast am Beispiel von Aluminium 6013

Aufgrund des quadratischen Zusammenhangs der Ausdehnung des Verzögerungsbereichs  $\Delta a_v$  mit der maximalen Beanspruchung  $K_{max,abs}$  kann  $\Delta a_v$  in guter Näherung mit der plastischen Zone korreliert werden [BAT78].

Wenn ein direkter Zusammenhang zwischen dem Eigenspannungsverlauf und der Ausdehnung der plastischen Zone besteht, kann  $\Delta a_v$  berechnet werden. Die erwartete Korrelation zwischen  $r_p$  und  $\Delta a_v$  ist nur dann gegeben, wenn die Berandung der berechneten plastischen Zone mit der Ausdehnung der Spannungen vor der Rissspitze nach Abbildung 5.8 in Kapitel 5.2.1 übereinstimmt. In Abbildung 5.16 wird  $\Delta a_v$  für eine 200 % Überlast für einen Versuch mit konstanter Spannungsintensität über die Ausdehnung der plastischen Zone der Überlast  $\omega_{\text{ÜL}}$  beschrieben. Bislang wurde der Einfluss

der zyklischen plastischen Zone  $\omega_{\text{aktuell}}$  noch nicht berücksichtigt. Dazu wird im folgenden postuliert, dass bei der ersten Berührung der Berandungen der plastischen Zone der Überlast und der zyklischen plastischen Zone der rissverzögernde Einfluss der Überlast nicht mehr vorhanden ist.

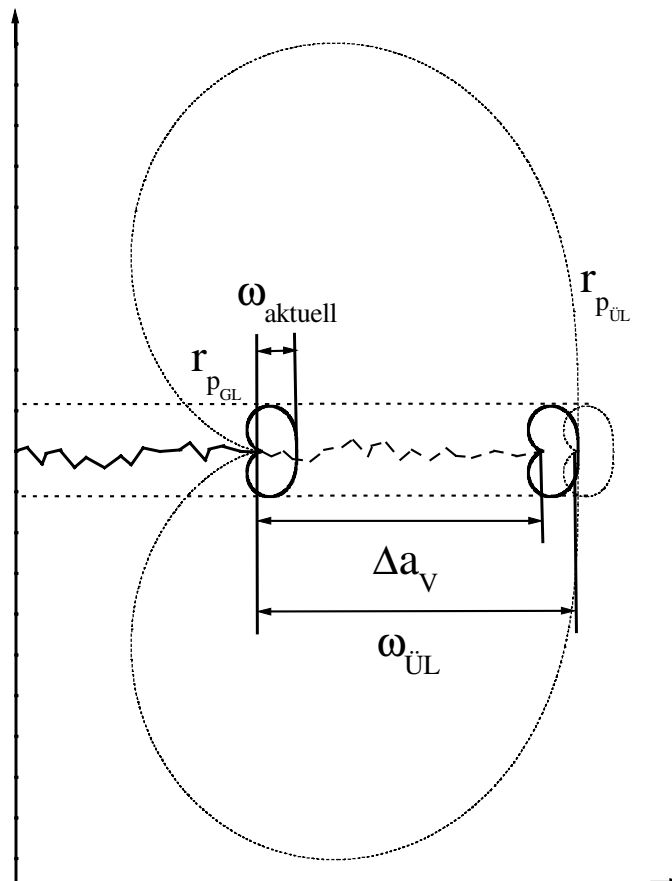


Abbildung 5.16: Herleitung der Ausdehnung des Verzögerungsbereichs über die Größe der plastischen Zonen am Beispiel einer 200 % Zug-Überlast

Verwendet man bei der analytischen Beschreibung der Versuchsergebnisse für Aluminium 6013 und 2024 die oben angeführte Vorstellung, ergeben sich die im Folgenden dargestellten Beziehungen.

$$\Delta a_V = \omega_{\text{ÜL}} - \omega_{\text{aktuell}} \quad (5.10)$$

Unter Verwendung der in Gleichung (2.8) dargestellten und auf Liu [LIU64] zurückgehenden Beziehung für die Ausdehnung der plastischen Zone bei

elastisch-ideal-plastischem Materialverhalten und einem ebenen Spannungszustand erhält man aus Gleichung (5.10) folgenden Ausdruck.

$$\Delta a_V = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \left( \frac{K_{\max_{\ddot{U}L}}}{\sigma_F} \right)^2 - \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \left( \frac{K_{\max_{GL}}}{\sigma_F} \right)^2 \quad (5.11)$$

Unter Einbeziehung des Überhöhungsfaktors  $\alpha = (K_{\ddot{U}L}/K_{GL})$  kann Gleichung (5.11) weiter zu folgender Beziehung umgeformt werden.

$$\Delta a_V = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \left( \frac{K_{\max_{GL}}}{\sigma_F} \right)^2 \cdot (\alpha^2 - 1) \quad (5.12)$$

Nimmt man die in Abbildung 5.16 mit  $\omega_{\ddot{U}L}$  bezeichnete Ausdehnung des Verzögerungsbereichs, wird die gesamte plastisch verformte Zone der Überlast als Einflussbereich  $\Delta a_V$  definiert. In diesem Fall wird statt dem in Gleichung (5.12) verwendeten Faktor  $(\alpha^2 - 1)$  nur  $\alpha^2$  herangezogen. Beide Möglichkeiten werden in der Literatur verwendet [SCH80].

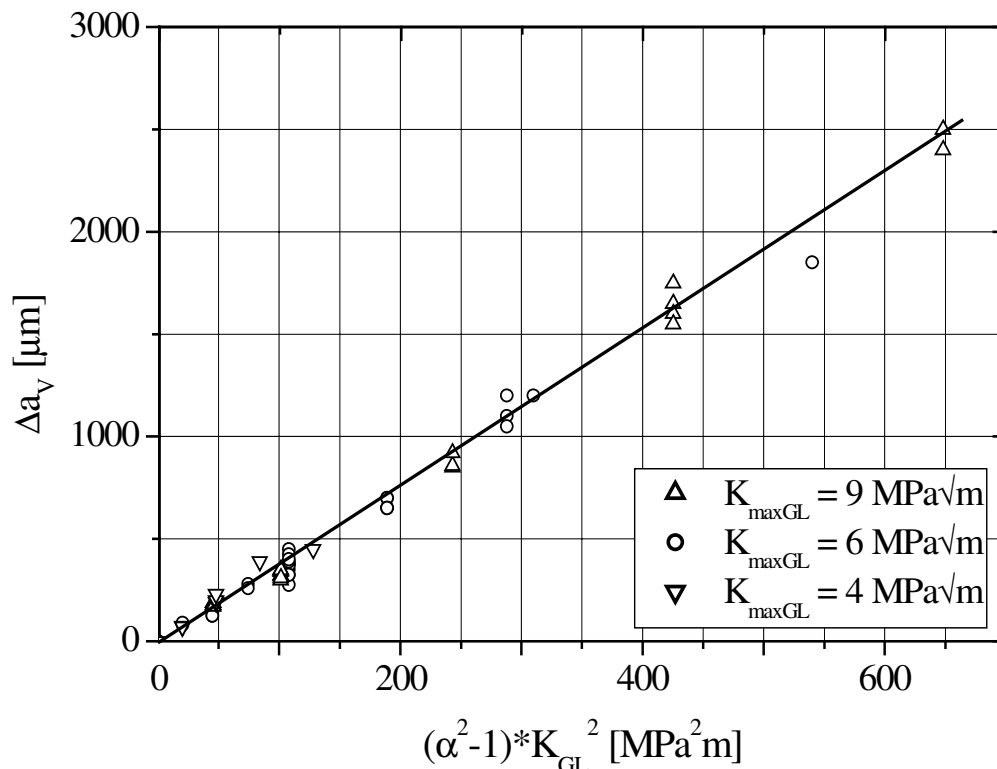


Abbildung 5.17: Analytische Beschreibung der Ausdehnung des Verzögerungsbereichs  $\Delta a_V$  am Beispiel von 6013

Die in Abbildung 5.17 gewählte Auftragung der Messdaten  $\Delta a_V$  über den Faktor  $(\alpha^2 - 1) \cdot K_{GL}^2$  ergibt eine Ursprungsgerade und bestätigt damit den in

Gleichung (5.13) verwendeten Ansatz. Der durch die Überlast verursachte Rissverzögerungsbereich muss demnach um den Anteil der zyklischen plastischen Zone reduziert werden. Gleichung (5.12) beschreibt somit auf der Basis der analytischen Berechnung der plastischen Zonen die Ausdehnung des Verzögerungsbereichs einer einzelnen Überlast in Abhängigkeit von Grundlast und Überlasthöhe.

Für die Legierungen 6013 und 2024 ergibt sich eine gute Übereinstimmung zwischen Modell (Gleichung (5.12)) und Experiment, wenn für die Fließspannung  $\sigma_F$  die 0,01 % Dehngrenze  $R_{p0,01}$  verwendet wird.

Bei beiden Aluminiumlegierungen ergibt sich in der Beschreibung der analytischen plastischen Zone nach Liu in Bezug auf die Verzögerungslänge  $\Delta a_v$  eine Differenz von 20 %, die in Gleichung (5.12) mit einem zusätzlichen Vorfaktor von 1,2 berücksichtigt werden muss. Dieser Unterschied in der erwarteten und tatsächlichen Ausdehnung des Einflussbereichs der Überlast resultiert in erster Linie aus der nicht eindeutig geklärten Korrelation des Spannungsfeldes vor der Rissspitze und der Ausdehnung der plastisch verformten Zone.

Die auf diese Weise erzielte gute Übereinstimmung bestätigt jedoch im Rahmen der Streuung den prinzipiellen theoretischen Ansatz. Das bei der Herleitung bereits verwendete Modell von Liu ist in Kombination mit der 0,01 % Dehngrenze der einfachste Zusammenhang zur Beschreibung aller untersuchten Werkstoffe. Der zusätzlich ermittelte Faktor 1,2 zeigt eindeutig Unzulänglichkeiten bei der Beschreibung der Einflusszone über die vorgestellten analytischen Modelle.

### **5.2.3.2 Rissverzögerung und Mittelspannungseinfluss**

Der in den Abbildungen 4.21 bis 4.22 dargestellte Zusammenhang zwischen normierter minimaler Rissgeschwindigkeit und Überlasthöhe soll im Folgenden genauer betrachtet werden. Die Darstellung zeigt, dass ausschließlich die Variation der Überlast und damit die Veränderung des Spannungsverhältnisses einen Einfluss auf den Wert der maximalen



Rissverzögerung, dargestellt in der Form  $\Delta a / \Delta N_{\min_{rel}}$ , hat. Folgt dem Zuganteil der Überlast durch eine kombinierte Zug-Druck Überlast oder aufgrund einer Veränderung des Spannungsverhältnisses der Grundlast ein größerer Druckhalbzyklus, steigt die minimal erreichte Rissfortschrittsrate und die Stärke der Verzögerung nimmt ab. Das heißt, ausschließlich der nach der Überlast aufgebrauchte Druckanteil in Kombination mit der Überlasthöhe bestimmt  $\Delta a / \Delta N_{\min_{rel}}$ . Der Druckzyklus führt im Anschluss an die Überlast zu einer plastischen Verformung an der Risspitze und damit zu einem teilweisen Abbau der Druckspannungen.

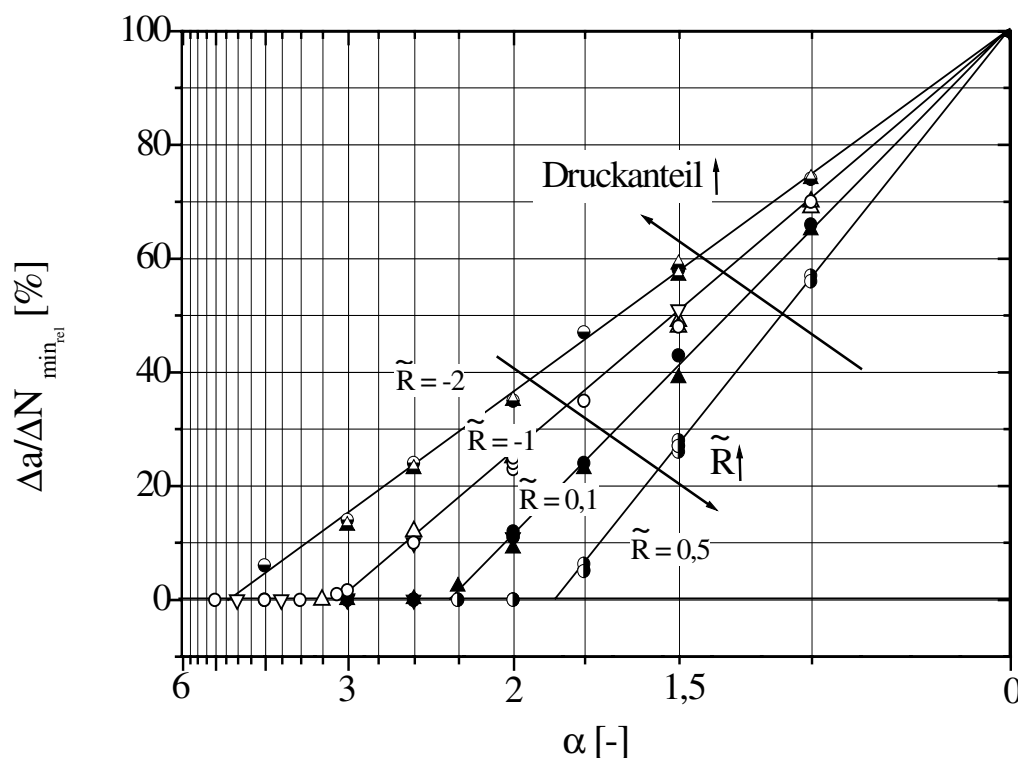


Abbildung 5.18: Einflussparameter auf die erreichte Minimalgeschwindigkeit am Beispiel von Aluminium 6013

Die Einflussparameter auf die minimal erreichte Rissfortschrittsrate  $\Delta a / \Delta N_{\min_{rel}}$  können somit auf das Spannungsverhältnis des auf die Überlast folgenden Zyklus reduziert werden.

$$\tilde{R} = \frac{K_{\min_{\dot{U}L}}}{K_{\max_{GL}}} \quad (5.13)$$

Abbildung 5.18 zeigt am Beispiel von 6013, dass durch den zunehmenden Druckanteil bei der Überlast und dem damit abnehmenden

Spannungsverhältnis  $\tilde{R}$  die Rissverzögerung  $\Delta a / \Delta N_{\min_{rel}}$  abnimmt.

Bei konstanter Überlasthöhe  $\alpha$  und zunehmendem Druckanteil im Anschluss an die Überlast nimmt  $\Delta a / \Delta N_{\min_{rel}}$  zu, und damit der Einfluss der Überlast auf die Rissausbreitung ab. In Abbildung 5.18 sind Ergebnisse für Spannungsverhältnisse bis zu  $\tilde{R} = -2$  dargestellt. Diese Messdaten ergeben sich nach Gleichung (5.13) aus den symmetrischen Zug / Druck Überlasten.

Die analytische Beschreibung der Messergebnisse ergibt in der reziproken Auftragung, unter Verwendung der in Gleichung (5.14) dargestellten allgemeinen Beziehung, die in Abbildung 5.18 eingezeichneten linearen Verläufe.

$$\frac{\Delta a}{\Delta N_{\min_{rel}}} = (\gamma(\tilde{R}) + 1) \cdot \frac{1}{\alpha} - \gamma(\tilde{R}) \quad (5.14)$$

Der eingeführte Parameter  $\gamma(\tilde{R})$  ist abhängig vom in Gleichung (5.13) definierten Spannungsverhältnis  $\tilde{R}$  und damit vom Druckanteil des auf die Überlast folgenden Zyklus. Steigung und Achsenabschnitt der Geradengleichung (Gleichung (5.14)) zeigen einen direkten Zusammenhang und können beide über den Parameter  $\gamma(\tilde{R})$  ausgedrückt werden. Der durch die Umformung in Gleichung (5.15) erhaltene Quotient (Gleichung (5.16)) erlaubt eine direkte Berechnung des Überhöhungsfaktors für Rissstillstand.

$$\frac{\Delta a}{\Delta N_{\min_{rel}}} = \gamma(\tilde{R}) \cdot \left[ \frac{(\gamma(\tilde{R}) + 1)}{\gamma(\tilde{R})} \cdot \frac{1}{\alpha} - 1 \right] \quad (5.15)$$

Für  $\Delta a / \Delta N_{\min_{rel}} = 0$  gilt:

$$\alpha = \frac{(\gamma(\tilde{R}) + 1)}{\gamma(\tilde{R})} \quad (5.16)$$

Zur Berücksichtigung des Druckanteils der Belastung im Anschluss an die Überlast wird das Verhältnis der maximalen Spannungsintensität und der zyklischen Schwingbreite der Spannungsintensität des folgenden Zyklus

verwendet. Das Verhältnis  $K_{\max}$  zu  $\Delta K$  kann nach Gleichung (5.17) auch über das Spannungsverhältnis  $\tilde{R}$  ausgedrückt werden.

$$\frac{K_{\max}}{\Delta K} = \frac{1}{(1 - \tilde{R})} \quad (5.17)$$

Die Auftragung des Anpassungsparameters  $\gamma(\tilde{R})$  über den auf diese Weise ermittelten Quotienten ergibt den in Abbildung 5.19 dargestellten linearen Zusammenhang.

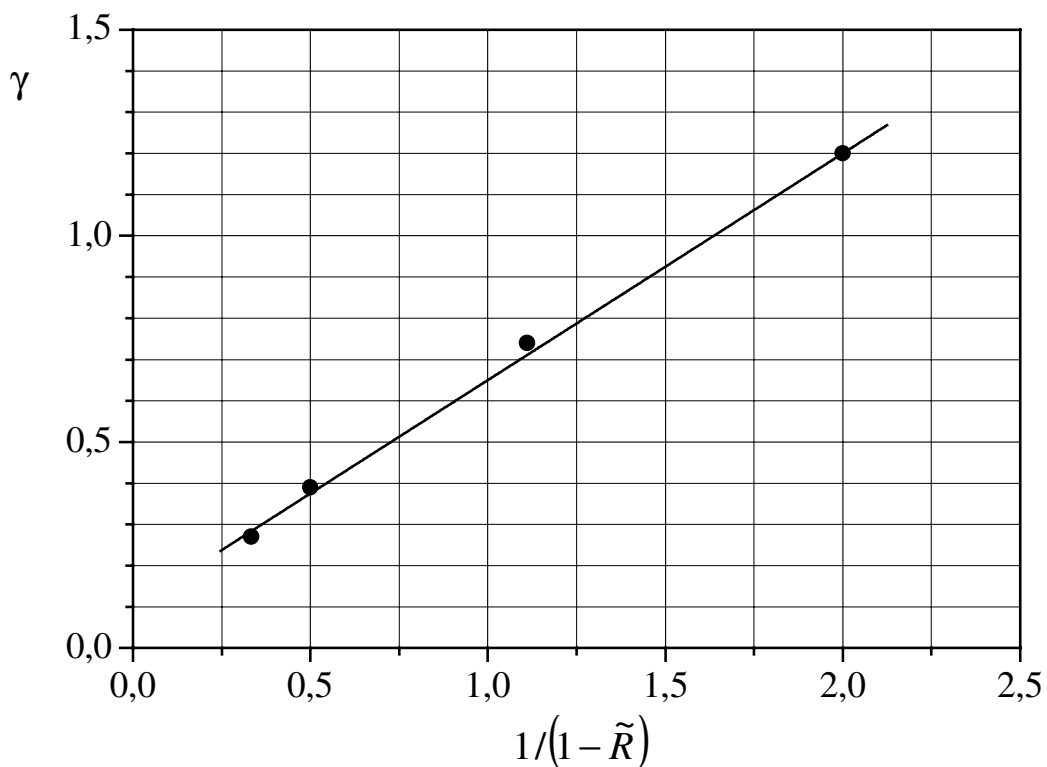


Abbildung 5.19: Anpassungsparameter zur Beschreibung der erreichten Minimalgeschwindigkeit und der Vorhersage von Rissstillstand

Die Anpassung erfolgt mit der in Gleichung (5.18) gezeigten Beziehung. Es ergibt sich für  $\gamma(\tilde{R})$  eine einfache Geraden-Gleichung.

$$\gamma(\tilde{R}) = 0,1 + 0,55 \cdot \frac{1}{(1 - \tilde{R})} \quad (5.18)$$

Setzt man die so erhaltenen Beziehungen in Gleichung (5.15) ein, erhält man einen allgemeinen ausschließlich von  $\tilde{R}$  abhängigen Zusammenhang zur

Beschreibung der minimal erreichten Rissfortschrittsrate nach einer einzelnen Überlast mit anschließender Belastung bei konstanter Spannungsintensität.

Die in Gleichung (5.15) zur Anpassung der Messergebnisse verwendete Beziehung und der enthaltene Parameter sind rein empirische Größen. Aufgrund des linearen Verhaltens der Messergebnisse in den in Abbildung 5.18 und 5.19 gewählten Auftragungen, sind jedoch nur wenige Experimente notwendig, um eine geschlossene Beschreibung der Verzögerungsstärke zu erhalten.

Die ermittelten Messergebnisse und durchgeführten Anpassungen sind aufgrund der Versuchsführung für einzelne Überlasten nur bei einer über die Spannungsintensität geregelten Belastung relevant. Die direkte Berechnung des Risstillstandes ist für mehrstufige Belastungen nicht geeignet, da nachfolgende Zyklen mit hoher Amplitude den Zustand an der Risspitze vollständig verändern. Eine Übertragung der Zusammenhänge auf mehrstufige, betriebsnahe Beanspruchungen ist nur teilweise möglich.

## **5.3 Ansätze zur Implementierung der Ergebnisse in bestehende Berechnungskonzepte für die Rissfortschrittslebensdauer**

### **5.3.1 Modifikation eines Berechnungskonzeptes am Beispiel des Wheeler-Modells**

Zur Ermittlung der Lebensdauer angerissener Bauteile unter Betriebsbeanspruchung sind unterschiedliche Ansätze möglich. Neben den bei bekannter Beanspruchungs-Zeit-Funktion (BZF) sehr aufwendig durchzuführenden Nachfahrversuchen wird auch aus Kostengründen in der Regel angestrebt, Lebensdauervorhersagen auf vereinfachte Lastfolgen zurückzuführen. Eines der bekanntesten Berechnungsmodelle zur Übertragung der Ergebnisse dieser Lastfolgen auf Betriebsbelastungen ist das Wheeler-Modell. Wheeler [WHE72] berücksichtigt Reihenfolgeeffekte, die

durch variable Belastungsamplituden verursacht werden, durch die Einführung eines Verzögerungsfaktors  $C_W$  in das zur Integration verwendete Rissfortschrittsgesetz. Für die Gleichungen (5.2) bzw. (5.3) gilt somit:

$$\frac{da}{dN} = C_W \cdot \frac{C(R)}{(1-R)^m} \cdot (\Delta K^m - \Delta K_{th}^m(R)) \quad (5.19)$$

Wie in Abbildung 5.16 dargestellt, wird beim Wheeler-Modell angenommen, dass eine Verzögerung infolge einer oder mehrerer Überlasten solange wirksam ist, bis die Berandung der plastischen Zone der Grundlast von der voranschreitenden zyklischen plastischen Zone vor der Risspitze erreicht wird. Gleichung (5.20) zeigt den Zusammenhang zwischen der momentanen Ausdehnung der zyklischen plastischen Zone  $\omega_{\text{aktuell}}$  bei der momentanen Risslänge  $a_{\text{aktuell}}$  und der Größe der plastischen Zone aufgrund der Überlast  $\omega_{\text{ÜL}}$ , die bei der Risslänge  $a_{\text{ÜL}}$  eingestreut wurde. Der Exponent  $p$  ist eine empirische Größe und hängt von den Versuchsbedingungen ab. Er muss also aus dem Experiment bestimmt werden. Befindet sich der Riss innerhalb der plastischen Zone der Überlast, gilt  $C_W < 1$ , und der Rissfortschritt wird verzögert. Berührt die zyklische plastische Zone der Grundlast die Berandung der Überlastzone, gilt  $C_W = 1$ , d.h. der Einfluss der Überlast auf die Rissausbreitung ist nicht mehr vorhanden.

$$C_W = \left[ \frac{\omega_{\text{aktuell}}}{a_{\text{ÜL}} + \omega_{\text{ÜL}} - a_{\text{aktuell}}} \right]^p \quad (5.20)$$

Das Wheeler-Modell ist ein vereinfachtes Berechnungskonzept zur Berücksichtigung von durch Überlasten verursachten Reihenfolgeeffekten und liefert im allgemeinen recht gute Vorhersagen. Allerdings werden Effekte wie Rissbeschleunigung, Rissstillstand und eine verstärkte Verzögerung durch mehrfache Überlasten in diesem Modell nicht berücksichtigt.

In den folgenden Kapiteln werden am Beispiel des Wheeler-Konzepts Möglichkeiten aufgezeigt, wie man eine Verbesserung der Lebensdauervorhersage mit Hilfe der bereits diskutierten Ergebnisse erzielen kann.

### 5.3.1.1 Berücksichtigung der Rissbeschleunigung $\Delta a_B$

Im Wheeler-Modell wird zwar die Verzögerungslänge  $\Delta a_V$  über die Ausdehnung der plastischen Zone der Überlast berücksichtigt, nicht aber die Rissbeschleunigung  $\Delta a_B$ . Der partielle Rissfortschritt  $\Delta a_B$  führt zu einer Lebensdauerverkürzung, deren Einfluss auf die Gesamtlebensdauer im Folgenden abgeschätzt werden soll.

Mit Hilfe von Gleichung (5.21) ist das direkte Einbinden der Rissbeschleunigung  $\Delta a_B$  in Rissfortschrittsberechnungen möglich.

$$a_{i+1} = a_i + \Delta a_{B,i} \quad \text{für} \quad \alpha_i \geq 1 \quad (5.21)$$

Liegt der Überhöhungsfaktor der Spitzenlast im Bereich  $1 \leq \alpha = K_{\text{ÜL}} / K_{\text{GL}} \leq 1,25$  nähern sich die Rissfortschrittswerte  $\Delta a_B$  / Zyklus den Werten an, die sich aus den Rissausbreitungskurven ergeben. Für Belastungen bis zur Risszähigkeit  $K_C$  kann die Rissbeschleunigung mit dem in Gleichung (5.9) gewählten Zusammenhang beschrieben werden. Bei Überschreitung des Bruchkriteriums  $K_C$  tritt der Bruch der Probe ein.

Folgen mehrere Überlasten mit nahezu gleicher Beanspruchungshöhe direkt aufeinander, wird  $\Delta a_B$  nach Abbildung 4.25 in Kapitel 4.2.3 von Zyklus zu Zyklus kleiner und nähert sich nach etwa 150 Lastwechseln dem zyklischen Wert der Grundlast an.

$$\Delta a_{B,1} > \Delta a_{B,2} > \dots > \Delta a_{B,i} = \Delta a_{GL} \quad \text{für} \quad i \geq 150 \quad (5.22)$$

Für Betriebslastfolgen hängt der Einfluss von  $\Delta a_B$  auf die Gesamtlebensdauer von der Häufigkeit der auftretenden Überlastzyklen ab. Folgen die auftretenden Spitzenlasten dicht aufeinander ist der Einfluss groß und die Rissbeschleunigung muss berücksichtigt werden. Die Lebensdauerverkürzung durch  $\Delta a_B$  der in dieser Arbeit untersuchten einzelnen Überlasten ist jedoch wie im Folgenden gezeigt vernachlässigbar klein.

Für einen mittleren Überlastfaktor von  $\alpha = 2,5$  und der Grundlasthöhe von  $K_{\max} = 6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  ergibt sich eine Rissverlängerung  $\Delta a_B = 20 \text{ }\mu\text{m}$  und damit eine Lebensdauerverkürzung von etwa  $\Delta N \cong 1000$  Zyklen (Abbildung 5.1, 5.14). Gegenüber der erzielten Lebensdauerverlängerung von  $\Delta N_V \cong 70.000$  Zyklen (Abbildung 4.26) kann die Lebensdauerverkürzung durch  $\Delta a_B$  in erster Näherung vernachlässigt werden. Die in Bereich I der Einflusszone einer Überlast ermittelte Rissbeschleunigung ist im Vergleich zur stärker ausgeprägten Verzögerungsphase vernachlässigbar klein und führt somit zu keiner signifikanten Lebensdauerverkürzung. Dies gilt allerdings nicht, wenn durch die Überlast ein K-Wert erreicht wird, der  $K_C$  nahe kommt. In diesem Fall gilt  $\Delta a_B \gg 10^3 \text{ }\mu\text{m}$  und damit wird der partielle zum makroskopischen Gewaltbruch.

### 5.3.1.2 Anpassung des Wheeler Faktors

Der mittels Gleichung (5.20) beschriebene Wheeler-Faktor  $C_W$  mit  $0 < C_W \leq 1$  erlaubt grundsätzlich die Berücksichtigung der durch Überlasten verursachten Verzögerungseffekte im Rissfortschritt.

Die Beschreibung der Verzögerungslänge  $\Delta a_V$  erfolgt bei  $C_W$ , wie in Abbildung 5.16 dargestellt, über die auf analytischem Weg berechnete Ausdehnung der plastischen Zone der Überlast.

Für die untersuchten Aluminiumlegierungen 6013 und 2024 ist eine Beschreibung der Verzögerungslänge  $\Delta a_V$  über das analytische Modell der plastischen Zone nach Liu (Gleichung (2.8)) unter Verwendung der 0,01 % Dehngrenze als Fließkriterium  $\sigma_F$  möglich. Trotz der guten Anpassung konnte bei allen Legierungen eine Differenz der Ausdehnung des Verzögerungsbereichs und der berechneten analytischen plastischen Zone von etwa 20 % festgestellt werden. Dieser Unterschied ist in der freien Festlegung der Fließgrenze und damit in der Korrelation der Ausdehnung des Spannungsverlaufs und der Fließzone begründet und muss nach

Gleichung (5.23) im Wheeler-Faktor durch die Einführung der Verzögerungslänge  $\Delta a_V$  berücksichtigt werden.

$$C_W = \left[ \frac{\omega_{\text{aktuell}}}{a_{\ddot{U}L} + \Delta a_V - a_{\text{aktuell}}} \right]^p \quad \text{mit} \quad \omega = \frac{1}{2 \cdot \pi} \cdot \left( \frac{K_{\text{max}}}{\sigma_F} \right)^2 \quad (5.23)$$

Der Wheeler Exponent  $p$  beschreibt phänomenologisch die Stärke der Verzögerung und steht demnach mit dem Verlauf der minimal erreichten Rissfortschrittsrate einer einzelnen Überlast im Zusammenhang. In vielen Fällen zeigt sich, dass die Rissfortschrittslebensdauer am besten beschrieben werden kann, wenn man einen variablen Wheeler-Exponenten  $p$  heranzieht [BAZ99, COR73]. Offenbar ist  $p$  von der Beanspruchung abhängig und nimmt mit zunehmender Spannung ab. Im Rahmen der LEBM ist es also ebenfalls denkbar, dass der Wheeler-Exponent von der Spannungsintensität  $K$  abhängt. Es müssen hierbei sowohl die Grundlast als auch die Überlast Berücksichtigung finden. Die Experimente zeigen eine Abhängigkeit von  $\Delta a / \Delta N_{\text{min}}$  vom Überlastfaktor und dem im Anschluss an die Überlast aufgebrauchten Druckanteil. Die Proportionalität dieser beiden Faktoren kann als Ansatz zur Beschreibung des Wheeler Exponenten verwendet werden. Die auf diese Weise erhaltene Beziehung für den Wheeler-Exponenten  $p$  (Gleichung (5.24)) beschreibt unabhängig vom Werkstoff die erreichte Verzögerungsstärke. Der gewählte Ansatz liefert, für Überlasthöhen im für Betriebslastfolgen relevanten Bereich, Werte für den Wheeler-Exponenten von  $0,5 \leq p \leq 3$ .

$$\frac{\Delta a}{\Delta N_{\text{min,rel}}} \sim \alpha \cdot \frac{1}{(1-R)} = \frac{\alpha \cdot K_{\text{max,GL}}}{\Delta K} = \frac{K_{\text{max,ÜL}}}{\Delta K} = p \quad (5.24)$$

Für den Fall  $\alpha = 1$ , d.h. es tritt keine Überlast auf, wird die Basis von  $C_W$  gleich 1 und damit unabhängig von  $p$ . Ein Wheeler-Exponent  $p \neq 1$  stellt eine rein empirische Größe dar und kann physikalisch nicht erklärt werden. Wird  $p = 1$  gesetzt, liegt man in dem für Gleichung (5.24) beschriebenen Intervall und der Exponent kann in dem vorgeschlagenen Modell vernachlässigt werden.



Eine Zusammenführung der in Gleichung (5.23) und (5.24) dargestellten Modifikationen des Wheeler-Faktors ermöglicht, mit der bereits beschriebenen Rissbeschleunigung  $\Delta a_B$  und dem entsprechenden Rissfortschrittsgesetz, eine Beschreibung der im Anschluss an eine Überlast auftretenden Auswirkungen auf die Ermüdungsrissausbreitung.

### 5.3.1.3 Implementierung des Mittelspannungseinflusses

Viele Werkstoffe zeigen eine starke „Mittelspannungsempfindlichkeit“ in Bezug auf die Lebensdauer. Für rissbehaftete Bauteile kann der Einfluss der Mittelspannung auf Betriebsbelastungen, wie in Kapitel 5.12 gezeigt, über eine Anpassung des zur Integration verwendeten Rissfortschrittsgesetzes erfolgen.

Die abschnittsweise Beschreibung der Rissfortschrittsdaten  $da/dN(R)$  beinhaltet die Parameter  $C(R)$  und  $\Delta K_{th}(R)$  (Gleichung (5.2) bis (5.7)). Sie liefert eine geschlossene Funktion zur Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in Abhängigkeit vom R-Wert.

Die zyklische Integration der Rissfortschrittsgleichung ermöglicht nun Lebensdauervorhersagen unter Berücksichtigung des Mittelspannungseinflusses für Bauteile, die einer betriebsnahen Beanspruchungs-Zeit-Funktion ausgesetzt sind.

## 5.3.2 Bewertung der Modifikationen in Bezug auf Betriebslastrechnungen

Anhand der in Kapitel 4.2.3 dargestellten Untersuchungen und den entsprechend durchgeführten Berechnungen mit dem Wheeler-Modell kann eine Bewertung der vorgeschlagenen Modifikationen des Wheeler-Faktors erfolgen.

Aufgrund der Veränderung der Ausdehnung des Verzögerungsbereichs über die Größe der berechneten analytischen plastischen Zone nach Gleichung (5.23) kann in allen Lebensdauerberechnungen eine deutlich

bessere Vorhersage sowohl der Länge des Einflussbereichs, als auch der Verzögerungsstärke erreicht werden (Abbildung 5.21 bis 5.23).

Der in Gleichung (5.24) eingeführte variable Wheeler-Exponent liefert keine spürbare Verbesserung der Vorhersage gegenüber einem Exponenten  $p = 1$ .

Bei allen Rechnungen ist bislang der Bewertung der streuenden Merkmale für die Lebensdauer keine Rechnung getragen worden. Die in Gleichung (5.2) und (5.3) verwendeten Parameter  $C(R)$ ,  $\Delta K_{th}(R)$  sowie  $m$  besitzen den Charakter streuender Merkmale. Die Streuung der Schwellenwerte kann für Lebensdauervorhersagen aufgrund der im oberen Bereich der stabilen Rissausbreitung durchgeführten Rechnungen außer acht gelassen werden. Schwankungen der Steigung  $m$  sind in der Streubreite von  $C(R)$  enthalten, sodass die Streuung der Konstanten  $C(R)$  die Streuung der Rissfortschrittsrate dominant bestimmt.

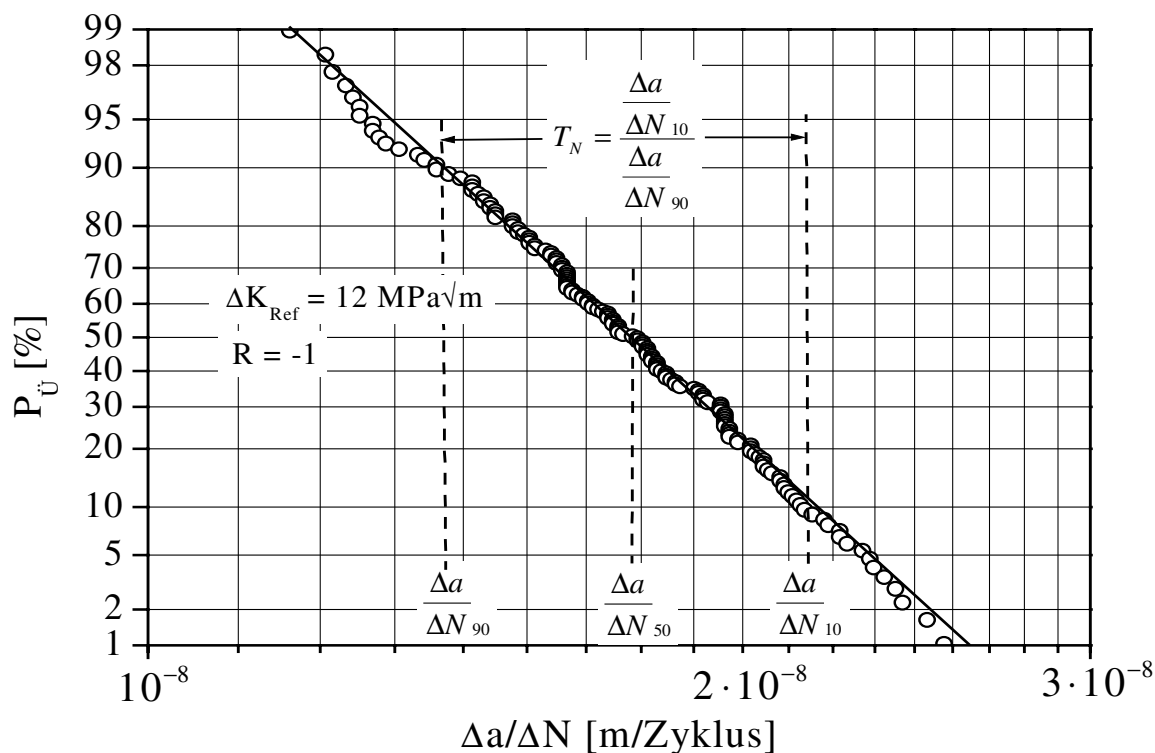


Abbildung 5.20: Näherungsweise statistische Auswertung der Rissausbreitungsdaten für eine definierte Referenzbelastung

Ermittelt wurde die zur Integration verwendete Streubandbreite des Rissausbreitungsgesetzes aus der statistischen Betrachtung aller Rissfortschrittsdaten bei konstantem R-Wert in Bezug auf einen K-Wert, der

im Folgenden als Referenzwert bezeichnet wird [ERK58]. Alle experimentellen Daten werden auf den in Abbildung 5.21 eingezeichneten Referenzwert  $\Delta K = 12 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$  umgerechnet und mit der Näherungsformel nach Rossow [ROS64] in das in Abbildung 5.20 dargestellte Wahrscheinlichkeitsnetz übertragen.

Die Streuung der Rissfortschrittsdaten gehorcht einer logarithmischen Normalverteilung und der in Gleichung (5.25) dargestellte Schätzer erweist sich als geeignet. Im entsprechenden Wahrscheinlichkeitsnetz liegen die dargestellten Messwerte auf einer Geraden (Abbildung 5.20).

$$P_{\dot{U}} = \frac{3 \cdot i - 1}{3 \cdot n + 1} \quad (5.25)$$

Als obere und untere Streubandgrenze werden in Abbildung 5.20 die Rissgeschwindigkeiten für Überlebenswahrscheinlichkeiten von 10 % und 90 % mit einem daraus folgenden Streumaß  $T_N = 1,56$  festgelegt.

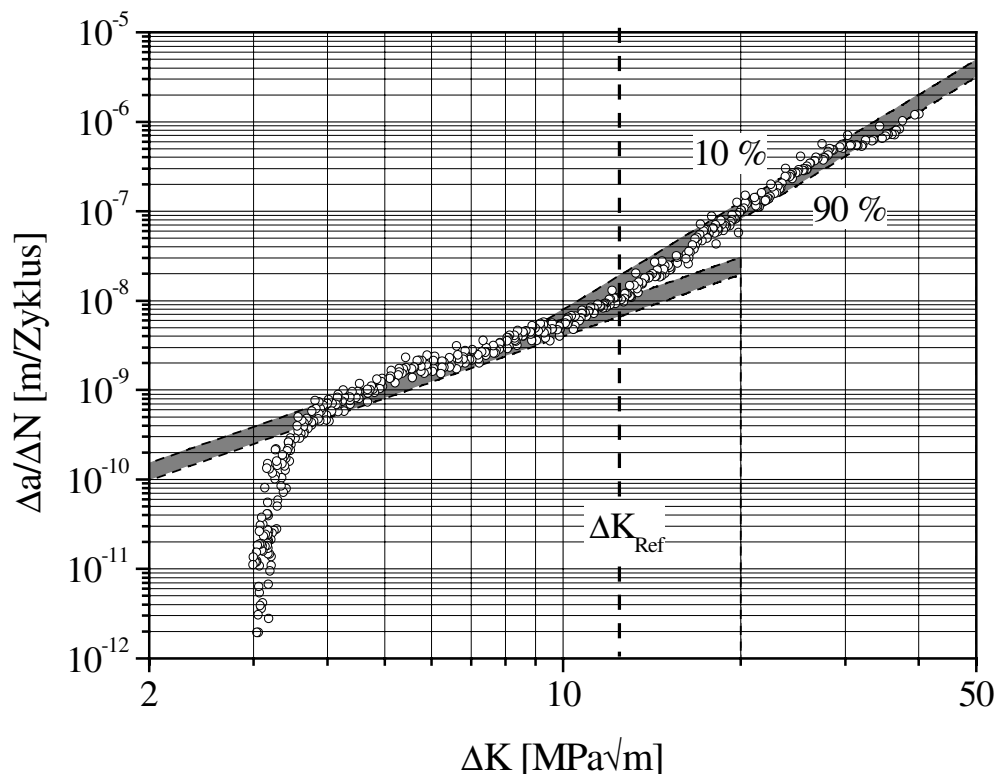


Abbildung 5.21: Statistische Betrachtung des Rissausbreitungsverhaltens am Beispiel der für 6013 durchgeführten Untersuchungen

Das auf diese Weise in Abbildung 5.21 im oberen Abschnitt des Paris-Bereichs ermittelte Streuband kann mit einer konstanten Streubreite auf

den unteren Bereich übertragen werden. Die ermittelte Streuspanne ist sowohl vom Rissfortschrittsgesetz, als auch vom verwendeten Berechnungsmodell zur Rissfortschrittslebensdauer unabhängig.

Zur Berechnung der Lebensdauer werden die 10 % und 90 % Grenze für die Rissausbreitungskurve verwendet. Die Überlasten wurden durch das modifizierte Wheeler-Modell berücksichtigt. Die Abbildungen 5.22 bis 5.24 zeigen nun den Vergleich zwischen der Modellrechnung unter Berücksichtigung des streuenden Merkmals  $da/dN$  und dem experimentell ermittelten Verlauf.

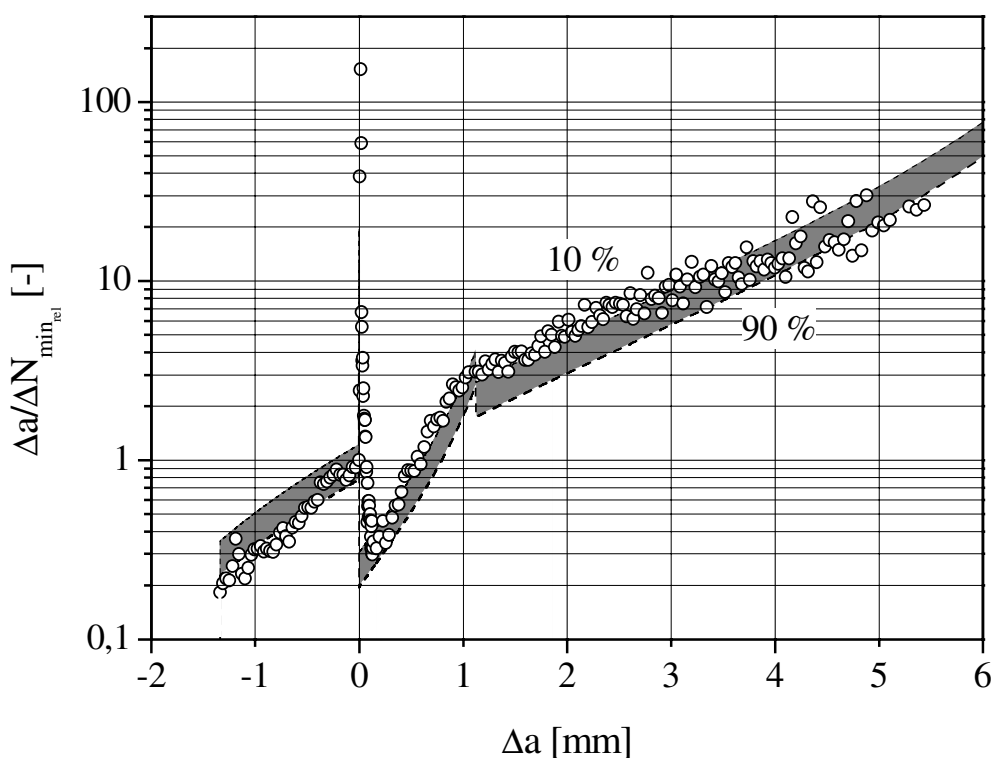


Abbildung 5.22: Vergleich experimenteller Daten einer 100 % Zug-Überlast mit Berechnungen nach dem modifizierten Wheeler-Modell

Abbildung 5.22 und 5.23 zeigen für 6013 bei einer Grundlast von  $\sigma_{\max} = 60$  MPa und  $R = -1$  am Beispiel einer 100 % und zwei 150 % Überlasten die gute Übereinstimmung zwischen Experiment und berechneten Lebensdauerwerten. Die Ausdehnung der Einflusszone der Überlast und die minimale Rissfortschrittsrate  $\Delta a / \Delta N_{\min_{rel}}$  können sehr gut beschrieben werden. Im Experiment wird  $\Delta a / \Delta N_{\min}$  erst nach einer gewissen Zeitverzögerung erreicht. In der Modellrechnung hingegen folgt die maximale Verzögerung unmittelbar auf die Überlast.

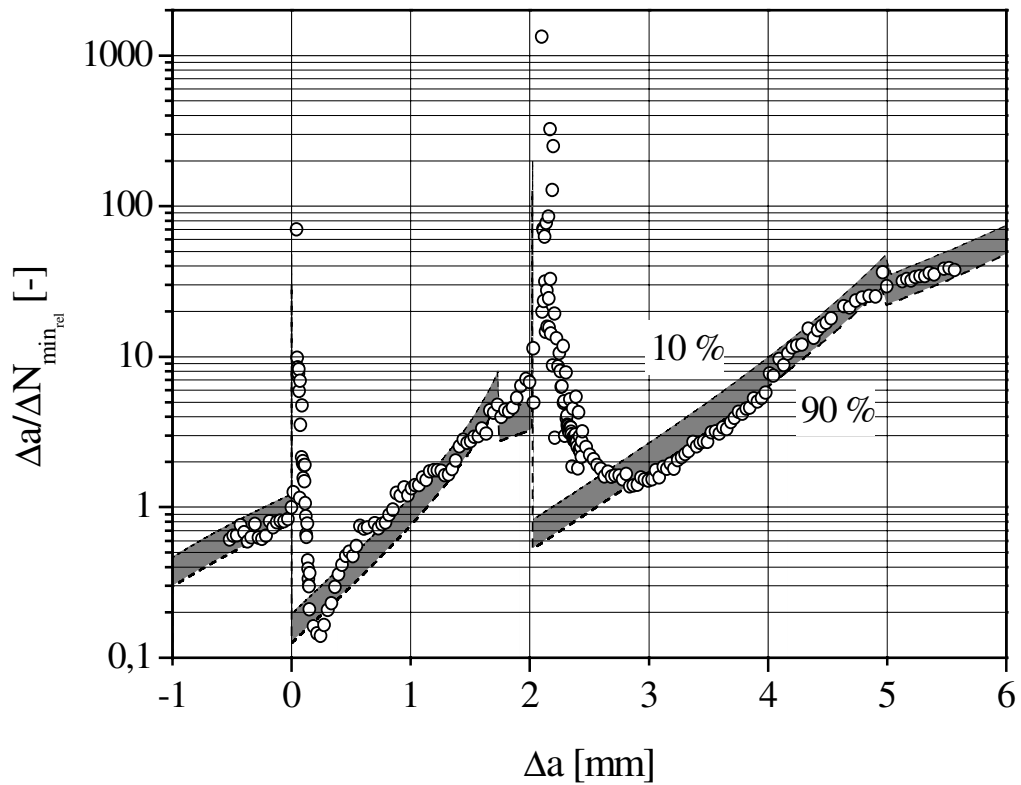


Abbildung 5.23: Vergleich experimenteller Daten zweier 150 % Zug-Überlasten mit Berechnungen nach dem modifizierten Wheeler-Modell

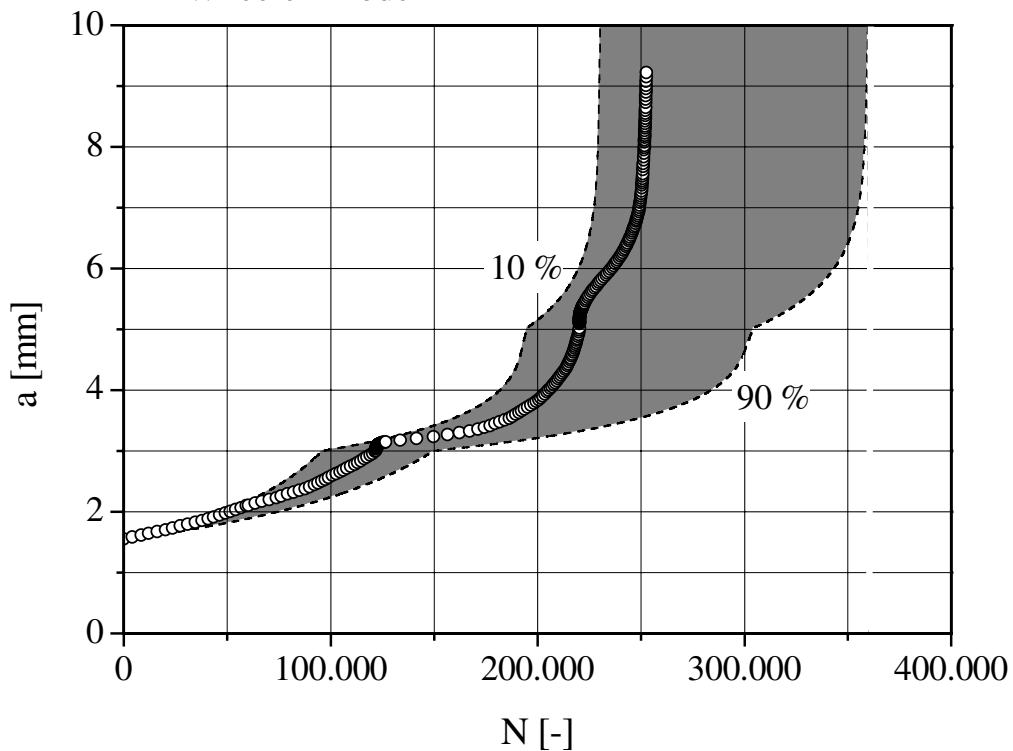


Abbildung 5.24: Berechnetes Streuband für  $a(N)$  im Vergleich mit experimentell ermittelten Daten für die in Abbildung 5.23 dargestellte Lastfolge mit zwei Überlasten

Die Auftragung der berechneten Risslänge über der Zyklenzahl in Abbildung 5.24 zeigt sehr anschaulich den Einfluss der Streuung der Rissfortschrittsrate. Die in Abbildung 5.21 erkennbare Streubandbreite verursacht nach der Integration eine Lebensdauerstreuung um den Faktor 1,7. In dem gewählten Beispiel werden für das ermittelte Streuband ( $P_{\ddot{u}} = 10\%$  und  $90\%$ ) Lebensdauern im Bereich  $N = 290.000 \pm 70.000$  Zyklen erreicht.

Kleine Schwankungen der Rissfortschrittsrate verursachen deutliche Veränderungen in der vorhersagbaren Rissfortschrittslebensdauer. Die festgestellten statistisch erfassbaren Streuungen verursachen Schwankungen der berechneten Lebensdauer, die die durch den Wheeler-Exponenten verursachten Streuungen beinhalten und somit die Vereinfachung des Modells mit  $p = 1$  rechtfertigen.

Prinzipiell kann der Einfluss einer Überlast nach Abbildung 5.22 und 5.23 für Berechnungen der Rissfortschrittslebensdauer genau genug beschrieben werden. Die Experimente bestätigen die gute Anwendbarkeit des in dieser Arbeit vorgestellten Modells. Die durch geringe Streuungen der Rissfortschrittsrate verursachten großen Schwankungen der Lebensdauer müssen grundsätzlich berücksichtigt werden und unterstreichen die Notwendigkeit einer statistischen Auswertung des Rissfortschrittsverhaltens. Im Rahmen der Statistik ist mit den vorgeschlagenen Modifikationen eine konservative Abschätzung der Rissfortschrittslebensdauer unter dem Einfluss von Überlasten möglich.

## 6. Zusammenfassung

In der vorliegenden Arbeit wurden umfangreiche Untersuchungen zum Einfluss von Überlasten auf die Ermüdungsrissausbreitung an einer warm- und kaltaushärtenden Aluminiumlegierung vom Typ 6013 bzw. 2024 aus dem Bereich der Luft- und Raumfahrt durchgeführt. Ziel war die Charakterisierung des Rissfortschrittsverhaltens unter variablen Beanspruchungsamplituden, um daraus eine Verbesserung der Vorhersage der Rissfortschrittslebensdauer unter betriebsnaher Belastung zu gewinnen.

Die betriebsähnliche Beanspruchung wurde durch das Einbringen einzelner Überlasten in eine Folge zyklisch konstanter Spannungsamplituden simuliert. Die Untersuchungen wurden an SEN-Proben bei konstanten Umgebungsbedingungen an einer speziell für Rissausbreitungsversuche entwickelten Versuchsanlage durchgeführt. Die permanente Risslängenmessung mittels einer Gleichstrompotenzialsonde ermöglichte die Durchführung spannungsintensitätskontrollierter Versuche.

Zur Charakterisierung des Rissausbreitungsverhaltens wurden für unterschiedliche Spannungsverhältnisse Rissfortschrittskurven ermittelt und mit dem Load-Shedding Verfahren die entsprechenden Schwellenwerte bestimmt.

Zur Vorhersage des Rissfortschrittsverhaltens bei 1-stufiger Beanspruchung für unterschiedliche Mittelspannungen wird neben einer Rissausbreitungskurve für  $R = -1$  die alternative Schwellenwertermittlung ( $K_{\max} = \text{konstant}$ ,  $\Delta K \rightarrow 0$ ) benötigt. Auf der Grundlage dieser beiden Versuche lässt sich das Schwellenwertverhalten  $\Delta K_{\text{th}}(R)$  und die für entsprechende Rissfortschrittsgleichungen benötigten Konstanten  $C(R)$  und  $m$  vorhersagen. Das Verfahren liefert eine geschlossene Funktion zur Beschreibung der Rissfortschrittsdaten für beliebige Spannungsverhältnisse. Die auf diese Weise ermittelten Ergebnisse stellen eine wichtige Grundlage für Betriebsfestigkeitsrechnungen, insbesondere für Kollektive mit variablen Mittelspannungen, dar.

Die durchgeführten Überlastuntersuchungen haben gezeigt, dass sich nach Einstreuung einer einzelnen Überlast die darauf folgende Ermüdungsrissausbreitung generell in drei Bereiche einteilen lässt. Die dem Überlastzyklus zuzuordnende Rissbeschleunigung  $\Delta a_B$  (Bereich I) hat dabei im Gegensatz zur stärker ausgeprägten Verzögerungsphase  $\Delta a_V$  (Bereich II) kaum einen Einfluss auf die Rissfortschrittslebensdauer. Die im Anschluss an die Rissverzögerung festgestellte erneute Beschleunigung in Bereich III kann ebenfalls aufgrund der untergeordneten Bedeutung für den Rissfortschritt vernachlässigt werden.

Aufgrund von Literaturdaten und eigenen Ergebnissen muss der verzögernde Einfluss einer Überlast auf den Rissfortschritt in Bereich II neben der Abstumpfung der Rissspitze, einer lokalen Rissverzweigung und Rissablenkung hauptsächlich mit dem durch die Überlast erzeugten Eigenspannungszustand vor der Rissspitze korreliert werden.

Untersuchungen der Rissbeschleunigung  $\Delta a_B$  (Bereich I) mit der Potenzialsonde haben gezeigt, dass dieser Rissfortschritt nur dem eingestreuten Überlastzyklus zuzuordnen ist. Die erreichte Rissfortschrittsrate  $\Delta a_B / \text{Überlast}$  liegt deutlich über dem zu erwartenden dynamischen Wert  $\Delta a / \text{Zyklus}$  und wird als „partieller Gewaltbruch“ bezeichnet. Versuche mit Blocküberlasten haben einen kontinuierlichen Übergang vom monotonen Rissfortschritt der ersten Überlast zum dynamischen Rissfortschritt gezeigt. Es werden etwa 150 Zyklen benötigt, bis die Rissausbreitung wieder zyklischen Charakter besitzt. Optische Untersuchungen zeigen im Bereich der Maximallast verstärkte Nebenrissbildung und die für einen Gewaltbruch typische Bruchstrukturen. Sie unterstützen damit die Annahme eines gewaltbruchähnlichen Rissfortschritts.

Es konnte in dieser Arbeit gezeigt werden, dass Untersuchungen mit der Positronenannihilationsspektroskopie eine Unterscheidung von Schwingungs- und Gewaltbruch anhand der auftretenden Defektarten erlauben. Durch dynamische Belastungen erzeugte plastische Verformungen sind mit Versetzungsreaktionen verbunden und führen zur Entstehung und



Umlagerung von Leerstellen und deren Agglomeraten. Diese Defekte erzeugen aufgrund der geringeren Elektronendichte eine Erhöhung der mittleren Positronenlebensdauer und gelten als Merkmal für schwingende Beanspruchung. Damit steht eine weitere zerstörungsfreie Untersuchungsmethode zur Verfügung, die sehr kleine Defekte und Defekttagglomerate erfasst, die den entsprechenden Beanspruchungsarten zugeordnet werden können.

Der Überlastzyklus wirkt sich wie eine monotone Zug-Druck Beanspruchung aus und der erzeugte Rissfortschritt kann unter Zugrundelegung der Linear Elastischen Bruchmechanik in Form eines „lokalen“ R-Kurven-Konzeptes interpretiert werden. Die so ermittelte Risswiderstandskurve wird als lokal bezeichnet, da nur der unmittelbare Risspitzenbereich betrachtet wird. Die Ergebnisse liegen innerhalb der Streubänder der klassischen Risswiderstandskurven. Die lokale R-Kurve ist allerdings wesentlich empfindlicher und erlaubt eine genaue Betrachtung von monotonen Rissausbreitungsvorgängen, die bei Betriebslastrechnungen durch Überlasten hervorgerufen werden. Sie unterstützen die Annahme eines partiellen Gewaltbruchs im Beschleunigungsbereich der Überlast.

Der Verzögerungsbereich  $\Delta a_V$  bestimmt die Lebensdauererlängerung, die durch eine eingestreute Überlast bewirkt wird. Die Ausdehnung dieses Einflussbereichs ist ausschließlich von der Maximallast abhängig und kann demnach mit der Ausdehnung der plastischen Zone korreliert werden.

Die minimal erreichte Rissfortschrittsrate und damit die Ausprägung der Verzögerung ist von der Überlasthöhe und dem auf die Überlast folgenden Druckanteil der Beanspruchung abhängig. Diese Abhängigkeit wird durch experimentell bestimmbare Einflussparameter erfasst. Dies erlaubt eine Beschreibung der Rissgeschwindigkeitsminima und damit auch eine Vorhersage für Rissstillstand.

Die gewonnenen Erkenntnisse konnten in ein Modell zur Berechnung der Rissfortschrittslebensdauer umgesetzt werden. Dieses Modell basiert auf dem Fließzonenmodell nach Wheeler und berücksichtigt Verzögerungseffekte

durch die Einführung eines Verzögerungsfaktor, der das Verhältnis der zyklischen plastischen Zone und des Verzögerungsbereichs  $\Delta a_V$  beinhaltet.

Die in dieser Arbeit vorgenommene Modifikation des Verzögerungsfaktors zeigt bei den Modellrechnungen eine sehr gute Übereinstimmung mit dem Experiment.

Das Modell basiert auf der über die Zyklenzahl definierten Rissfortschrittslebensdauer. Diese ist aufgrund der Streuung der Rissfortschrittsdaten jedoch einer relativ großen Schwankung unterworfen. Die unumgängliche statistische Betrachtung der Rissfortschrittsdaten zeigt die Grenze in der Genauigkeit auf, mit der Lebensdauerberechnungen durchgeführt werden können. Kleine Schwankungen der Rissfortschrittsdaten verursachen zum Teil große Streuungen in der Rissfortschrittslebensdauer, die durch komplizierte, vielparametrische Modelle nicht verbessert werden können.

## 7. Formelzeichen

$a$	Risslänge
$a_0$	Ausgangsrislänge
$A_{0,1,2,3}$	Parameter Rissschließen nach Newman
$a_{\text{aktuell}}$	Aktuelle Risslänge
$a_C$	Kritische Risslänge
$a_K$	Kerbtiefe
$a_{\text{ÜI}}$	Risslänge zum Zeitpunkt der Überlasteinstreuung
$B$	Probendicke
$C, C_{1,2,3}$	Konstanten der Rissfortschrittsgleichungen
$C_W$	Wheeler-Faktor
$da/dN_{\text{alt}}, \lambda$	Anpassungsparameter „alternative Schwellenwertermittlung“
$D_{\text{SPM}}$	Strahldurchmesser des SPM
$E$	Elastizitätsmodul
$f_{ij}(\Theta)$	Winkelfunktion für den Spannungstensor
$G$	Energiefreisetzungsrates oder Rissweiterungskraft
$G_C$	Kritische Energiefreisetzungsrates
$g_{ij}(\Theta)$	Winkelfunktion für den Verschiebungstensor
$I_{1,2}$	Intensität der entsprechenden Positronenlebensdauer
$K$	Spannungsintensität
$K_C$	Kritische Spannungsintensität (ebene Spannung)
$K_{\text{cl}}$	Spannungsintensität beim Rissschließen
$K_{\text{I,II,III}}$	Spannungsintensität für Beanspruchungsmodus I, II und III

$K_{IC}$	Kritische Spannungsintensität (ebene Dehnung)
$K_{max}$	Maximale Spannungsintensität
$K_{min}$	Minimale Spannungsintensität
$K_R^2/E$	Risswiderstand für Modus I Belastung und den ESZ
$K_{th}$	Schwellenwert der Spannungsintensität
$m$	Steigung der Paris-Geraden
$p$	Wheeler-Exponent
$P_t$	Profiltiefe
$r$	Abstand von der Rissspitze
$R$	Spannungsverhältnis
$R$	Risswiderstand
$R_a$	Mittenrauwert
$R_L$	Profillänge
$R_{max}$	Maximale Rautiefe
$r_p$	Radius der plastischen Zone
$r_{p,Gl}, r_{p,Ül}$	Radius der Grundlast, Überlast plastischen Zone
$r_{p,mono}, r_{p,zykl}$	Radius der monotonen, zyklischen plastischen Zone
$R_{p0,2}, R_{p0,01}$	0,2 % und 0,01 % Dehngrenze
$RP_C$	Spitzenzahl
$R_{ÜL}$	Spannungsverhältnis der Überlast
$R_Z$	Rautiefe
$T_N$	Streumaß
$U$	Korrekturterm Riss schließen
$U$	Spannung Potenzialsonde

---

$U_0$	Anfangspotenzial
$U_e$	Verformungsenergie
$u_{ij}$	Komponenten des Verschiebungstensors
$U_o$	Oberflächenenergie
$v_T$	Traversengeschwindigkeit
$W$	Probenbreite
$f(a/W)$	Korrekturfunktion der Spannungsintensität
$y_0$	Halber Potenzialabgriffabstand
$\Delta a/\Delta N$	Rissfortschrittsrate (auch $da/dN$ )
$\Delta a/\Delta N_{10;90}$	Untere und Obere Streugrenze
$\Delta a/\Delta N_{50}$	Mittelwert
$\Delta a/\Delta N_{\min,rel}$	Normierte Rissfortschrittsrate
$\Delta a_B$	Beschleunigter Rissfortschritt durch die Überlast
$\Delta a_{eff}$	Effektiver Rissfortschritt
$\Delta a_v$	Ausdehnung der Einflusszone einer Überlast
$\Delta K$	Zyklische Spannungsintensität
$\Delta K_{eff}$	Effektive zyklische Spannungsintensität
$\Delta K_{Ref}$	Referenzwert für Belastungshorizont
$\Delta L_D$	Diffusionslänge der Positronen
$\Delta L_T$	Thermalisationslänge der Positronen
$\Delta t$	Positronenlebensdauer
$\Delta t_T$	Thermalisationsdauer der Positronen
$K_{GL}$	Spannungsintensität der Grundlast
$K_{ÜL}$	Spannungsintensität der Überlast

$\beta$	Anpassungsparameter Schwellenwertverhalten
$\tau_{1,2,m}$	Positronenlebensdauer
$\nu$	Querkontraktionszahl
$\alpha$	Überhöhungsfaktor der Überlast
$\rho$	Kerbspitzenradius
$\gamma$	Anpassungsparameter minimale Rissfortschrittsrate
$\kappa$	Amplitudenabschwächungsfaktor
$\delta$	Rissöffnungsverschiebung
$\sigma_{\infty}$	Nennspannung
$\Theta, \varphi$	Winkel zum Ligament
$\varphi, \eta$	Anpassungsparameter Rissbeschleunigung
$\sigma_{1;2;3}$	Hauptspannungen
$\omega_{\text{aktuell}}$	Radius der aktuellen plastischen Zone auf dem Ligament
$\sigma_C$	Kritische Spannung
$\sigma_{E,y,\ddot{U}L}$	Eigenspannungsverlauf der Überlast in y-Richtung
$\sigma_F$	Fließspannung
$\sigma_{ij}$	Komponenten des Spannungstensors
$\sigma_{\text{max,eff}}$	Maximale effektive Spannung
$\sigma_{\text{max;min}}$	Maximale und minimale Spannung
$\omega_{\ddot{U}L}$	Radius der Überlast plastischen Zone auf dem Ligament
$\sigma_V$	Vergleichsspannung
$\sigma_{GI}$	y-Spannungskomponente der Grundlast

---

## 8 Literaturverzeichnis

- ADE88 Adellatif I., Gerard M., Retardation Mechanisms of Fatigue Crack Growth affected by Overloading, in: Petit J., Davidson D. L., Suresh S., Rabbe P., Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading, Elsevier Applied Science (1988), 98-108
- AIMS00 Airbus Industrie Material Specification, AIMS 03-04-034 (2000)
- AIMS99 Airbus Industrie Material Specification, AIMS 03-04-013 (1999)
- ALE87 Alexander D. J., Knott J. F., Fatigue Crack Retardation in Aluminium Alloys, in: Fatigue 87, Eds.: Ritchie R. O., Starke E. A., EMAS (1987), 395-404
- ALZ76 Alzos W. X., Skat A. C., Hillberry B. M., Effect of Single Overload/Underload Cycles on Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 595 (1976), 41-60
- AND32 Anderson C. D., Science 76 (1932), 238
- ASO02 Asoka-Kumar P. et al, Direct Observation of Carbon-Decorated Defects in Fatigued Type 304 Stainless Steel using Positron Annihilation Spectroscopy, Acta Materialia 50 (2002), 1761-1770
- AST90 Annual Book of ASTM Standards, ASTM E399-90, Standard Test Method for Plane Strain Fracture Toughness Testing of Metallic Materials (1990)
- AST92 Annual Book of ASTM Standards, ASTM E647, Standard Test Method for Measurement of Fatigue Crack Growth Rates (1992), 674-701
- ASW88 Aswath P. B. et al., Load Interaction Effects on Compression Fatigue Crack Growth in Ductile Solids, Journal of Engineering Materials and Technology 110 (1988), 278-285

- BÄR01 Bär J., Volpp T., Vollautomatische Experimente zur Ermüdungsrissausbreitung, *Materialprüfung* 43 Nr. 6 (2001), 242-247
- BÄR02 Bär J., Rödling S., Broll M., Gudladt H.-J., Einfluß von Überlasten auf die Ausbreitung von Ermüdungsrissen in der Aluminiumlegierung 7075 T 7351, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 33, Wiley-VCH, (2002), 177-183
- BAT78 Bathias C., Vancon M., Mechanisms of Overload Effect on Fatigue Crack Propagation in Aluminium Alloys, *Engineering Fracture Mechanics* 10 (1978), 409-424
- BAU00 Bauer-Kugelmann W., Technische Weiterentwicklungen am gepulsten Positronenstrahlsystem PLEPS, Dissertation, Universität der Bundeswehr München (2000)
- BAU01 Bauer-Kugelmann W., Sperr P., Kögel G., Triftshäuser W., Latest Version of the Munich Pulsed Low Energy Positron System, *Materials Science Forum* 363-365 (2001), 529-531
- BAU88 Baudin G., Labourdette M., Robert M., Prediction of Crack Growth under Spectrum Loading with ONERA Model, in: *Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading*, 3<sup>rd</sup> International Spring Meeting, Société Française de Metallurgie (1988)
- BAZ99 Bazios I., Untersuchungen zum Ermüdungsverhalten einer AlMgSi-Legierung bei betriebsnaher Beanspruchung in korrosiven Medien, Dissertation, Universität der Bundeswehr München (1999)
- BER76 Bernard P. J., Lindley T. C., Richards C. E., Mechanisms of Overload Retardation during Fatigue Crack Propagation, *ASTM STP* 595 (1976), 78-97



- BER77 Bernard P. J., Lindley T. C., Richards C. E., The Effect of Single Overloads on Fatigue Crack Propagation in Steels, *Metal Science* (1977), 390-398
- BLU93 Blumenauer H., Pusch G., *Technische Bruchmechanik*, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig (1993), 74ff, 77, 86ff
- BRO65 Brown W. F., Srawley J. E., *Fracture Toughness Testing Methods*, ASTM STP 381 (1965)
- BROE65 Broek D., The Effect of Finite Specimen Width on the Residual Strength of Light Alloy Sheet, *NLR TRM 2152*, Amsterdam (1965)
- BROE86 Broek D., *Elementary Engineering Fracture Mechanics*, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht (1986), 8ff, 99ff, 204, 260ff
- BUE58 Bueckner H. F., Schenectady N. Y., The Propagation of Cracks and the Energy of Elastic Deformation, *Transactions of the American Society of Mechanical Engineers* 80 (1958), 1225-1230
- BUS96 Buschermöhle H., Memhard D., Vormwald M., Fatigue Crack Growth Acceleration or Retardation Due to Compressive Overload Excursions, *Fatigue 96*, Pergamon Press, Oxford (1996)
- BUS97 Buschermöhle H., Vormwald M., Memhard D., Einfluss von Überlasten auf die Rissfortschrittslebensdauer, In: *Bauteillebensdauer Nachweiskonzepte*, DVM-Bericht 800, Berlin (1997), 93-116
- BUSC88 Busch M.-L., Lebrun J.-L., X-Ray Diffraction Study of Stress Distributions following a Single Tensile Overload, In: Petit J., Davidson D. L., Suresh S., Rabbe P., *Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading*, London: Elsevier Applied Science (1988), 76-86

- CAN81 Chang J. B., Szomossi M., Liu K. W., Random Spectrum Fatigue Crack Life Prediction with or without Considering Load Interactions, ASTM STP 748 (1981), 115-132
- CAR94 Carlson R. L., Kardomateas G. A., Effects of Compressive Load Excursions on Fatigue Crack Growth, International Journal of Fatigue 16 (1994), 141-146
- CHA75 Chanani G. R., Retardation of Fatigue Crack Growth in 7075 Aluminium, Metallurgical Engineering Quarterly Vol. 15 (1975), 40-48
- CHE89 Chen W. F., Han D. J., Plasticity for Structural Engineers, Springer-Verlag, Berlin (1989)
- CHR91 Christ H.-J., Wechselverformung von Metallen, Werkstoff-Forschung und –Technik, Band 9, Springer-Verlag (1991)
- COR73 Corbly D. M., Packman P. F., On the Influence of Single and Multiple Peak Overloads on Fatigue Crack Propagation in 7075-T6511 Aluminium, Engineering Fracture Mechanics 5 (1973), 479-497
- CRO71 Crooker T. W., Effects of Tension-Compression Cycling on Fatigue Crack Growth in High Strength Alloys, Journal of Engineering for Industry 93 (1971), 893-896
- DAM91 Damri D., Knott J. F., Transient Retardations in Fatigue Crack Growth following a Single Peak Overload, Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures 14 (1991), 709-719
- DAV01 David A., Kögel G., Sperr P., Triftshäuser W., Lifetime Measurements with a Scanning Positron Microscope, Physical Review Letters 87 Nr. 6 (2001)

- DEK81 DeKoning A. U., A simple Crack Closure Model for Prediction Fatigue Crack Growth Rates under Variable Amplitude Loading, ASTM STP 743 (1981), 63-85
- DEK86 DeKoning A. U., Liefting G., Criteria for Determination of Significant Load Cycles in Variable Amplitude Load Sequences, International Symposium on Fatigue Crack Closure (1986), ASTM
- DET88 Detert K., Ibas O., Scheffel R., Einfluss des Aushärtungszustandes auf die Rissausbreitung bei zyklischer Beanspruchung von Aluminium-Mg-Si-Legierungen, Zeitschrift für Metallkunde Bd. 79 (1988), 564-571
- DIA85 Diaz L., Pareja R., Pedrosa M. A., Gonzáles R., Positron Annihilation and Electron Microscopy Study in the Early Stage of Fatigue of Polycrystalline Copper, Physica status solidi A92 (1985), 159
- DIN1089 DIN 29850, Luft- und Raumfahrt; Wärmebehandlung von Aluminium-Knetlegierungen (1989-10)
- DIN1098 DIN EN ISO 4287, Tastschnittverfahren, Definitionen und Kenngrößen der Oberflächenbeschaffenheit (1998-10)
- DIN491 DIN 50125, Prüfung metallischer Werkstoffe, Zugproben (1991-04)
- DIN499 DIN EN ISO 12737, Metallische Werkstoffe, Bestimmung der Bruchzähigkeit (1999-04)
- DIN691 DIN ISO 2768-1, Allgmeintoleranzen, Toleranzen für Längen- und Winkelmaße ohne einzelne Toleranzeintragung (1991-06)
- DIR28 Dirac P. A. M., Proceedings of the Royal Society 117 (1928), 610

- DÖK87 Döker H., Bachmann V., Castro D. E., Marci G., Schwellenwert für Ermüdungsrissausbreitung: Bestimmungsmethoden, Kennwerte, Einflussgrößen, Zeitschrift für Werkstofftechnik 18 (1987), 323-329
- DON72 Donahue R. J., Clark H. M., Atanmo P., Kumble R., Mc Evily A. J., Crack Opening Displacement and the Rate of Fatigue Crack Growth, International Journal of Fracture Mechanics 8 (1972), 209-219
- DOU92 Dougherty D. J., DeKoning A. U., Hillberry B. M., Modeling high Crack Growth Rates under Variable Amplitude Loading, Advances in Fatigue Lifetime Prediction Techniques, ASTM STP 1122 (1992), 214-233
- DRU70 Drucker D. C., Rice J. R., Plastic Deformation in Brittle and Ductile Fracture, Engineering Fracture Mechanics 1 (1970), 577
- DUG60 Dugdale D. S., Yielding of Steel Containing Slits, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 18 (1960), 100
- EFT75 Eftis J., Jones D. L., Liebowitz H., On Fracture Toughness in the Nonlinear Range, Engineering Fracture Mechanics 7 (1975), 491
- EGG02 Egger W., Kögel G., Sperr P., Triftshäuser W., Rödling S., Bär J., Gudladt H.-J., Vacancy Clusters close to a Fatigue Crack observed with the München Scanning Positron Microscope, Applied Surface Science Vol. 194 (2002), 214-217
- EGG03 Egger W., Kögel G., Sperr P., Triftshäuser W., Rödling S., Bär J., Gudladt H.-J., Fatigue and Fracture Induced Defect Structures of FCC-Metals investigated by Positron Microscopy, erscheint in: Zeitschrift für Metallkunde
- ELB70a Elber W., Einfluss der plastischen Zone auf die Rissausbreitung unter Schwingbelastung, Materialprüfung 12 (1970), 189-220

- ELB70b Elber W., Fatigue Crack Closure under Cyclic Tension, Engineering Fracture Mechanics 2 (1970), 37-45
- ELB71 Elber W., The Significance of Fatigue Crack Closure, In: Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486 (1971), 230-242
- ERD70 Erdogan F., Ratwani M., Fatigue and Fracture of Cylindrical Shells Containing a Circumferential Crack, International Journal of Fracture Mechanics 6 (1970), 379-392
- ERK58 Erker A., Sicherheit und Bruchwahrscheinlichkeit, MAN-Forschungsheft 8 (1958), 49-62
- EUW72 Von Euw E. F. J., Hertzberg R. W., Roberts R., Delay Effects in Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 513 (1972), 230-259
- EVI84 Mc Evily A. J., Minakawa K., Nakamura H., Interactions of Microstructure, Mechanisms and Mechanics, in: Proceedings of the American Institute of Mining, Metallurgical and Petroleum Engineers Symposium on Fracture, Los Angeles (1984), 215-376
- FLE85 Fleck N. A., Fatigue Crack Growth due to Periodic Underloads and Overloads, Acta Metallurgica 33 (1985), 1339-1354
- FLE88 Fleck N. A., Influence of Stress State on Crack Growth Retardation, In: Basic Questions in Fatigue, ASTM STP 924, Vol. I, Philadelphia (1988), 157-183
- FLE89 Fleck N. A., Shercliff H. R., Overload Retardation due to Plasticity Induced Crack Closure, Proceedings of 7<sup>th</sup> International Conference on Fracture ICF7, Houston, USA (1989), Pergamon Press, 1400-1415
- FOR67 Forman R. G., Kearney V. E., Engle R. M., Numerical Analysis of Crack Propagation in Cyclic Loaded Structures, Journal of Basic Engineering 89 (1967), 459-464

- FÜH76 Führung H., Seeger T., Acceleration and Retardation Effects with Fatigue Crack Growth and their Calculation Based on Fatigue Fracture Mechanics, In: Proceedings, 2nd International Conference on Mechanical Behaviour of Materials, Boston (1976), 721-725
- FÜH81 Führung H., Practical Application of a Model for Fatigue Damage with irregular Cyclic Loading, Proceedings of the 5<sup>th</sup> International Conference on Fracture (1981)
- FÜH84 Führung H., Seeger T., Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading, In: Subcritical Crack Growth Due to Fatigue Stress Corrosion and Creep, Edited by L. H. Larson, Elsevier Applied Science Publishers, London (1984), 109-133
- GEA92 Geary W., A Review of Some Aspects of Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading, International Journal of Fatigue 14 (1992), 377-386
- GRI21 Griffith A. A., The Phenomena of Rupture and Flow in Solids, Philosophical Transactions, Proceedings of the Royal Society A 221 (1921), 163
- GRO96 Gross D., Bruchmechanik, Springer Verlag (1996), 21, 53, 63
- GUD90 Gudladt H.-J., Liang P., Gerold V., Influence of Moisture on the Crack Propagation Rate in Al-Zn-Mg Single Crystals, Environment Assisted Fatigue EGF7, Ed. P. Scott (1990), 273-284
- GUD91 Gudladt H.-J., Petit J., Stage II Crack Propagation of Al-Zn-Mg Single Crystals in dry and wet Atmospheres, Scripta Metallurgica et Materialia Vol. 25 (1991), 2507-2512

- HÄK90 Häkkinen H., Mäkinen S., Manninen M., Edge Dislocations in FCC Metals: Microscopic Calculations of Core Structure and Positron States in Al and Cu, *Physical Review B*, Vol. 41 Nr. 18 (1990)
- HAL80 Halliday M. D., Beevers C. J., The D.C. Electrical Potential Method for Crack Length Measurement, in: *The Measurement of Crack Length and Shape during Fracture and Fatigue*, Ed. Beevers J. (1980), 85-112
- HECK83 Heckel K., Einführung in die Anwendung der Bruchmechanik, Carl Hanser Verlag München (1983), 49, 61, 91ff, 173
- HER88 Herman W. A., Hertzberg R. W., Jaccard R., A Simplified Laboratory Approach for the Prediction of Short Crack Behavior in Engineering Structures, *Fatigue and Fracture of Engineering Materials Structures* (1988), 303-320
- HIM76 Himmelein M. K., Hillberry B. M., Effects of Stress Ratio and Overload Ratio on Fatigue Crack Delay and Arrest Behavior due to Single Peak Overloads, In: *Mechanics of Crack Growth*, ASTM STP 590 (1976), 321-330
- HUD63 Hudson C. M., Hardrath H. F., Investigation of the Effects of Variable Amplitude Loadings on Fatigue Crack Propagation Pattern, NASA-TN-D-1803 (1963)
- HUD69 Hudson C. M., Scardina J. T., Effects of Stress Ratio on Fatigue Crack Growth in 7075-T6 Aluminum Alloy Sheet, *Engineering Fracture Mechanics* 1 (1969), 429-446
- ING13 Inglis C. E., Stresses in a Plate due to the Presence of Cracks and Sharp Corners, *Transactions, Institute of Naval Architects*, 60 (1913), 219

- IRW57 Irwin G.R., Analysis of Stresses and strains near the end of a crack traversing a plate, Trans. ASME, Journal of Applied Mechanics, 24 (1957), 361-364
- IRW64 Irwin G. R., Structural Aspects of Brittle Fracture, Applied Material Research (1964), 65
- JAC76 Jacoby G. H., Nowack H., van Lipzig H. T. M., Experimental Results and a Hypothesis for Fatigue Crack Propagation Under Variable-Amplitude Loading, In: ASTM STP 595 (1976), 172-183
- JÄG96 Jägg S., Scholtes B., Crack Tip Residual Stresses in Low Alloy High-Strength Structural Steel after Crack Propagation with Different Loading Modes, Proceedings of the Fourth European Conference on Residual Stresses, ECRS4, Cluny (1996)
- JÄG97 Jägg S., Scholtes B., Crack Propagation and Crack Tip Residual Stresses after Different Loading Histories of Steel S690QL1, Proceedings of the Fifth International Conference on Residual Stresses, ICRS5, Linköping (1997)
- JOH65 Johnson H. H., Calibrating the Electric Potential Method for studying slow Crack Growth, Materials Research and Standards, Vol. 5 No. 9 (1965), 442-445
- JOH81 Johnson W. S., Multi Parameter Yield Zone Model for Prediction Spectrum Crack Growth, ASTM STP 748 (1981), 85-102
- KET81 Kettunen P. O., Lepistö T., Kostorz G., Göltz G., Voids Produced by Fatigue in Copper Single Crystals of <111>-Orientation, Acta Metallurgica 29 (1981), 969-972
- KIE93 Kienzler R., Konzepte der Bruchmechanik, Vieweg Verlag, Braunschweig (1993), 67ff



- KLE72 Klesnil M., Lukáš P., Influence of Strength and Stress History on Growth and Stabilisation of Fatigue Cracks, *Engineering Fracture Mechanics* 4 (1972), 77-92
- KLE99 Klein B., FEM – Grundlagen und Anwendungen der Finite-Elemente-Methode, Vieweg-Verlag, Braunschweig (1999), 231
- KÖG01 Kögel G., Positron Microscopy, *Proceedings of the 12<sup>th</sup> International Conference on Positron Annihilation* (2001), 409-414
- KOH99 Kohout J., A New Function Describing Fatigue Crack Growth Curves, *International Journal of Fatigue* 21 (1999), 813-821
- KOL09 Kolosov G. V., Über die Anwendung der komplexen Funktionentheorie auf das ebene Problem der mathematischen Elastizitätstheorie, Dissertation, Universität Yuriew (1909)
- KRA61 Krafft J. M., Sullivan A. M., Boyle R. W., Effect of Dimensions on Fast Fracture Instability of Notched Sheets, *Proceedings of the Crack Propagation Symposium I*, Cranfield (1961), 8-28
- KRÄ88 Krä C., Beschreibung des Lebensdauerverhaltens gekerbter Proben unter Betriebsbelastung auf der Basis des statistischen Größeneinflusses, Dissertation, Universität der Bundeswehr München (1988)
- KRA99 Krause-Rehberg R., Leipner H. S., *Positron Annihilation in Semiconductors – Defect Studies*, Solid State Sciences, Springer-Verlag (1999), 5ff
- KRU90 Krusche B., Schreckenbach K., *Nuclear instruments & methods in physics research A*295 (1990), 155
- KRÜ96 Krüger A., Bedeutung des Spannungsgradienten für den statistischen Größeneinfluss bei Schwingbeanspruchung, Dissertation, Universität der Bundeswehr München (1996)

- KUM96 Kumar R., Kumar A., Singh K., Effect of Rest Time after Application of Single Overload Cycle on Fatigue Life, *Engineering Fracture Mechanics* 54 (1996), 147-153
- KUN79 Kunz L., Knesl Z., Lukas P., Macroscopic Residual Stress Distribution at a Fatigue Crack Tip, *Fatigue of Engineering Materials and Structures* 2 (1979), 279-287
- LAN81 Lankford J., Davidson D. L., The Effect of Overloads upon Fatigue Crack Tip Opening Displacement and Crack Tip Opening/Closing Loads in Aluminium Alloys, In: *Advances in Fracture Research 2*, Pergamon Press (1981), 899-906
- LANG99 Lang M., Marci G., The Influence of Single and Multiple Overloads, *Engineering Fracture Mechanics* (1999)
- LEP81 Lepistö T., Yli-Kauppila J., Kettunen P., Hautojärvi P., Voids in Fatigued Copper Single Crystals, *Physica status solidi A* 67 (1981), K93
- LEV71 Levy N., Marcal P. V., Ostergren W. J., Rice J. R., Small Scale Yielding near a Crack in Plane Strain: A Finite Element Analysis, *International Journal of Fracture Mechanics* 7 (1971), 143
- LI92 Li Y., Lebrun J. L., Ji N., Chen C. Q., Distribution of Residual Stress and Plastic Strain at a Crack Tip of an Aluminium Alloy - Influence of an Overload on the Fatigue Crack Retardation, In: *Proceedings of the 3<sup>rd</sup> International Conference on Residual Stresses ICRS3*, Tokushima (1991), Eds.: H. Fujiwara, T. Abe and K Tanaka, Elsevier, London-UK (1992), 537-542
- LIN92 Ling M. R., Schijve J., The Effect of Intermediate Heat Treatments on Overload induced Retardations during Fatigue Crack Growth in an Al-Alloy, *Fatigue Fracture of Engineering Materials and Structures* 15 (1992), 421-430

- LIU64 Liu H. W., Fatigue Crack Propagation and the Stresses and Strains in the Vicinity of a Crack, Applied Material Research (1964), 229
- LU96 Lu J., James M., Roy G., Handbook of Measurement of Residual Stresses, The Fairmont Press, Lilburn (1996)
- MAR84 Marissen R., Trautmann K. H., Nowack H., The Influence of Compression Loads and of  $dK/da$  on the Crack Propagation under Variable Amplitude Loading, Engineering Fracture Mechanics 19 (1984), 863-879
- MCC91 McClung R. C., The Influence of Applied Stress, Crack Length and Stress Intensity Factor on Crack Closure, Metallurgical Transaction 22A (1991), 1559-1571
- MCLI65 McClintock F. A., Irwin G. R., ASTM STP 381, Philadelphia (1965), 84ff
- MCM67 Mc Millan J. C., Pelloux R. M. N., Fatigue Crack Propagation under Random and Program Loads, Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415 (1967), 505
- MIA97 Miannay D., Fracture mechanics, Mechanical engineering series, Springer Verlag (1998), 7
- MIL76 Mills W. J., Hertzberg R. W., Load Interaction Effects on Fatigue Crack Propagation in 2024-T3 Aluminium Alloy, Engineering Fracture Mechanics 8 (1976), 657-667
- MLE79 Mletzko U., Grundlagen des Potentialsondenverfahrens und Risswachstumsmessungen an schwingend beanspruchten Bauteilen, Schweißen und Schneiden, Heft 10, Jahrgang 31 (1979), 430-434

- MÜL01 Müller M., Berechnungen zur Auswirkung von Überlasten auf die Rissausbreitung und den Beanspruchungszustand vor der Rissspitze mit Hilfe der Methode der Finite Elemente, Diplomarbeit, Universität der Bundeswehr München (2001)
- NEW81 Newman J. C., A Crack-Closure Model for Predicting Fatigue Crack Growth under Aircraft Spectrum Loading, ASTM STP 748 (1981), 53-84
- NEW82 Newman J. C., Prediction of Fatigue Crack Growth under Variable-Amplitude and Spectrum Loading using a Closure Model, ASTM STP 761 (1982), 255-277
- NEW84 Newman J. C., A Crack Opening Stress Equation for Fatigue Crack Growth, International Journal of Fracture 24 (1984), R131-R135
- NOW79 Nowack H., Trautmann K. H., Schulte K., Lütjering G., Sequence Effects on Fatigue Crack Propagation; Mechanical and Microstructural Contributions, In: Fracture Mechanics, ASTM STP 677 (1979), 36-53
- OHT75 Ohta A., Sasaki E., Fatigue Crack Closure at Stress Intensity Threshold Level, International Journal of Fracture 11 (1975), 1049
- PAR60 Paris P. C., Erdogan F. J., A Critical Analysis of Crack Propagation Laws, Journal of Basic Engineering 85 (1960), 528-534
- PET88 Petit J., Tintillier R., Ranganathan N., Ait Abdedaim M., Influence of Microstructure and Environment on Fatigue Crack Propagation Affected by Single or Repeated Overloads in a 7075 Alloy, In: Petit J., Davidson D. L., Suresh S., Rabbe P., Fatigue Crack Growth under Variable Amplitude Loading, London: Elsevier Applied Science (1988), 162-179

- PIP93 Pippan R., Plöchl L., Klanner F., Schwellenwerte für den Ermüdungsrissfortschritt bestimmen, *Materialprüfung* 35 (1993), 333-338
- POL01 Polmear I., Atomic Processes Involved in Precipitate Nucleation in Aged Aluminium Alloys, *Proceedings of the 12<sup>th</sup> International Conference on Positron Annihilation* (2001), 1-8
- POW87 Powell B. E., Duggan T. U., Crack Growth in Ti-6Al under Conjoint Action of High and Low Cycle Fatigue, *International Journal of Fatigue* 9 (1987), 195-202
- PRI01 Prime M. B., Cross-Sectional Mapping of Residual Stresses by Measuring the Surface Contour After a Cut, *Journal of Engineering Materials and Technology*, 123 (2001), 162-168
- PRI02 Prime M. B., Martineau R. L., Mapping Residual Stresses after Foreign Object Damage using the Contour Method, *Materials Science Forum* (2002), Vol. 404-407, 521-526
- RAD95 Radaj D., *Ermüdungsfestigkeit: Grundlagen für Leichtbau, Maschinen- und Stahlbau*, Springer Verlag (1995), 12, 230, 249ff
- RAN90 Ranganathan N., Quintard M., Petit J., de Foquet J., Environmental Influence on the Effect of a Single Overload on the Fatigue Crack Growth Behaviour on a High-Strength Aluminium Alloy, *Environmentally Assisted Cracking: Science and Engineering*, ASTM STP 1049 (1990), 374-390
- REG95 Regener D., Schick E., Wagner I., Heyse H., Quantitative Untersuchung von Bruchflächen von in-situ-Zugproben duktiler Eisenwerkstoffe, in: *Fortschritte in der Metallographie*, Eds.: Kurz M., Pohl M., DGM (1995)
- RIC67 Rice J. R., Mechanics of Crack Tip Deformation and Extension by Fatigue, In: *Fatigue Crack Propagation*, ASTM STP 415 (1967), 247-309

- RIC68 Rice J. C., A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentrations by Notches and Cracks, Journal of Applied Mechanics 36 (1968), 379-386
- RÖD02 Rödling S., Bär J., Gudladt H.-J., Anwendungen der Gleichstrompotenzialsonde im Umfeld der Ermüdungsrissoausbreitung, erscheint in Materialprüfung (2002)
- ROO76 Rooke D. P., Cartwright D. J., Compendium of Stress Intensity Factors, Her Majesty`s Stationary Office, London (1976)
- ROS64 Rossow E., Eine einfache Rechenschiebernäherung an die dem Normal Scores entsprechenden Prozentpunkte, Zeitschrift für wirtschaftliche Fertigung 59 (1964), 596-597
- ROS82 Rossmannith H.-P., Grundlagen der Bruchmechanik, Springer-Verlag, Wien (1982), 31
- RYD77 Ryder D. A., Lynch S. P., The Effect of Environment and Frequency on Crack Nucleation, Stage I and Stage II Crack Growth in Two Aluminium Zinc Magnesium Alloys, In: The Influence of Environments on Fatigue, London (1977), 21-26
- SAD99 Sadananda K., Vasudevan A. K., Holtz R. L., Lee E. U., Analysis of Overload Effects and related Phenomena, International Journal of Fatigue 21 (1999), S233-S246
- SÄHN93 Sähn S., Göldner H., Bruch- und Beurteilungskriterien in der Festigkeitslehre, Fachbuchverlag Leipzig, Köln (1993), 24-91, 257
- SCH75 Schwalbe K. H., Rissausbreitung bei monotoner und schwingender Beanspruchung in den Aluminiumlegierungen AlZnMgCu<sub>0,5</sub> und AlCuMg<sub>1</sub>, Fortschritt Berichte VDI-Z, Reihe 5 (1975)
- SCH80 Schwalbe K.-H., Bruchmechanik metallischer Werkstoffe, Carl Hanser Verlag (1980), 24, 29, 337ff, 374ff, 462ff, 728ff

- SCH801 Schwalbe, K. H., Setz, W., Application of the potential method and the compliance method for the measurement of R curves, in: The measurement of crack length and shape during fracture and fatigue, Beevers, C. J. (Ed.), EMAS, Warley (1980), 267 - 271
- SCHA92 Schatz G., Weidinger A., Nukleare Festkörperphysik, Teubner Studienbücher Physik (1992), 211-225
- SCHI62 Schijve J., Broek D., Crack-propagation-tests based on a Gust Spectrum with Variable Amplitude Loading, Aircraft Engineering 34 (1962), 314-316
- SCHI64 Schijve J., Analysis of the Fatigue Phenomenon in Aluminium Alloys, NLR-TR M2122, Amsterdam (1964)
- SCHI65 Schijve J., De Rijk P., The Effect of Ground-to-Air Cycles on the Fatigue Crack propagation in 2024-T3 Alclad Sheet Material, National Aerospace Institute TR-M-2148, Amsterdam (1965)
- SCHI67 Schijve J., Significance of fatigue cracks in micro-range and macro-range, Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415 (1967), 415-459
- SCHI74 Schijve J., Fatigue Damage Accumulation and Incompatible Crack Front Orientation, Engineering Fracture Mechanics 6 (1974), 245-252
- SCHI79 Schijve J., Four Lectures on Fatigue Crack Growth, Engineering Fracture Mechanics 11 (1979), 167-221
- SCHI81 Schijve J., Some Formulas for the Crack Opening Stress Level, Engineering Fracture Mechanics 14 (1981), 461-465
- SCHI88 Schijve J., Fatigue Crack Closure: Observations and technical significance, ASTM STP 982 (1988), 319-341
- SCHO97 Schott G., Werkstoffermüdung – Ermüdungsfestigkeit, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie (1997), 100, 109ff, 112

- SNED46 Sneddon I. N., The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid, Proceedings of the Royal Society A 187, London (1946), 220-260
- SOM01 Somoza A., Status of Positron Annihilation Studies of Age Hardening in Aluminium Alloys, Proceedings of the 12<sup>th</sup> International Conference on Positron Annihilation (2001), 9-14
- STA84 Stanzl S. E., Mechanismen der Rissausbreitung, In: Ermüdungsverhalten metallischer Werkstoffe, Ed. Munz D., DGM (1984), 107-128
- STE76 Stephens R. I., Chen D. K., Hom B. W., Fatigue Crack Growth with Negative Stress Ratio Following Single Overloads in 2024-T3 and 7075-T6 Aluminum Alloys, In: ASTM STP 595 (1976), 27 – 40
- SUR82 Suresh S., Crack Growth Retardation due to Micro-Roughness: A Mechanism for Overload Effects in Fatigue, Scripta Metallurgica 16 (1982), 995-999
- SUR83 Suresh S., Micromechanisms of Fatigue Crack Growth Retardation following Overloads, Engineering Fracture Mechanics 18 (1983), 577-593
- SUR98 Suresh S., Fatigue of Materials, Second Edition, Cambridge University Press (1998), 203, 304ff, 343, 483ff
- TOP85 Topper T. H., Yu M. T., The Effect of Overloads on Threshold and Crack Growth, International Journal of Fatigue 7 (1985), 159-164
- TRE73 Trebules V. W., Roberts R., Hertzberg R. W., Effect of Multiple Overloads on Fatigue Crack Propagation in 2024-T3 Aluminium Alloy, ASTM STP 536 (1973), 115-146



- TRE95 Trefzer T., Einrichtung einer servohydraulischen Prüfmaschine für Rissausbreitungsexperimente, Diplomarbeit, Universität der Bundeswehr München (1995), 29ff
- VEN88 Venkateswara Rao K. T., Ritchie R. O., Mechanisms for the Retardation of Fatigue Cracks following Single Tensile Overloads: Behaviour in Aluminium-Lithium Alloys, *Acta Metallurgica* 36 (1988), 2849-2862
- VOL99 Volpp T., Einfluss der Atmosphäre auf das Rissausbreitungsverhalten partikelverstärkter Aluminiumlegierungen für den Einsatz in Luft- und Raumfahrt, Dissertation, Universität der Bundeswehr München (1999), 23ff, 65ff, 121ff
- VOR89 Vormwald M., Anrisslebensdauervorhersage auf der Basis der Schwingbruchmechanik für kurze Risse, Dissertation, TU Darmstadt (1989)
- WAN00 Wang H., Buchholz F.-G., Richard H. A., Jägg S., Scholtes B., Computational and Experimental Analysis of Residual Stress Effects on Fatigue Crack Growth in a Compact Tension Shear (CTS) Specimen, In: *Damage and Fracture Mechanics* 6 (2000), 235-244
- WEB89 Webster G. A., Propagation of Fatigue Cracks Through Residual Stress Fields, In: *Fatigue and Stress of Engineering Materials and Structures*, Ed.: H. P. Lieurade, Gournay-Sur-Marne, France (1989), 9-20
- WEL83 Welsch E., Scholtes B., Eifler D., Macherauch E., Überlastbedingte Eigenspannungsverteilungen in risspitzennahen Werkstoffbereichen und deren Einfluss auf die Ausbreitung von Ermüdungsrissen, In: Macherauch E., Hauk V., *Eigenspannungen Entstehung – Messung – Bewertung* 2, DGM Oberursel (1983), 219-234

- WEN95 Wendt U., Blumenauer H., Ude J., Konfokale Laserrastermikroskopie zur Fraktometrie von Feinkornbaustählen, in: Fortschritte in der Metallographie, Eds.: Kurz M., Pohl M., DGM (1995)
- WES39 Westergaard H. M., Bearing pressures and cracks, In: Journal of Applied Mechanics 6 (1939), 49-53
- WHE72 Wheeler O. E., Spectrum Loading and Crack Growth, Journal of Basic Engineering 92 (1972), 181-186
- WIL79 Williams J. F., Stouffer D. C., An Estimate of the Residual Stress Distribution in the Vicinity of a Propagating Fatigue Crack, Engineering Fracture Mechanics 11 (1979), 547-557
- WILH02 Wilhelm G., Messung innerer Spannungen mit der Kontur Methode, Diplomarbeit, Universität der Bundeswehr München (2002)
- WILL71 Willenborg J. D., Engle R. M., Wood H. A., A Crack Growth Retardation Model using an Effective Stress Concept, AFFDL-TM-FBR-71-1, Air Force Flight Dynamics Lab. (1971)
- YAR81 Yarema S. Ya., Methodology of Determining the Characteristics of the Resistance to Crack Development of Materials in Cyclic Loading, Mekhanika Materialov (Soviet Materials Science) 17 (1981), 371-380
- YU84 Yu M. T., Topper T. H., Au P., The Effects of Stress Ratio, Compressive Load and Underload on the Threshold Behaviour of a 2024-T351 Aluminium Alloy, Fatigue 84, Proceedings 2<sup>nd</sup> International Conference on Fatigue and Fatigue Thresholds, Birmingham (1984)

- ZAI85 Zaiken E., Ritchie R. O., On the Role of Compression Overloads in Influencing Crack Closure and the Threshold Condition for Fatigue Crack Growth in 7150 Aluminium Alloy, *Engineering Fracture Mechanics* 22 (1985), 35-48
- ZUI87 Zuidema J., Mense P. J. M., Edwards R. A. H., Environmental Dependence of Fatigue Crack Growth Retardation following a Single Overload in 2024-Al Alloy, *Engineering Fracture Mechanics* 26 (1987), 927-935
- ZUI91 Zuidema J., Shen W. Y., Janssen M., Retardation in Fatigue Crack Growth in Al-2024 after Blocks of Underloading, *Fatigue Fracture Engineering in Material Structures* 14 (1991), 991-1005