

MONTANUNIVERSITÄT LEOBEN

**Department Product Engineering
Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau**

**Kurzrischwachstum in AlSi9Cu3 und Ti-6Al-4V
– Einfluss kurzer Risse auf die Lebensdauer**

Diplomarbeit

Sabine Redik

Leoben, Oktober 2009



Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Diplomarbeit über das Thema
„Kurzzrisswachstum in AlSi9Cu3 und Ti-6Al-4V – Einfluss kurzer Risse auf die Lebensdauer“
selbständig und ohne fremde Hilfe verfasst, andere als die angegebenen Quellen nicht benützt
und die den benutzten Quellen wörtlich oder inhaltlich entnommenen Stellen als solche
kenntlich gemacht habe.

Sabine Redik

Leoben, im Oktober 2009



Danksagung

Ich möchte mich herzlich bei allen, die mich bei dieser Arbeit und dem vorausgehenden Studium unterstützt haben, bedanken. Besonders bedanken möchte ich mich bei Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr. Wilfried Eichlseder für die Ermöglichung meiner Diplomarbeit.

Ganz besonderer Dank gilt auch meinen Betreuern Herrn Dipl.-Ing. Dr. mont. Christian Oberwinkler und Herrn Dipl.-Ing. Bernd Oberwinkler. Bei ihnen möchte ich mich für die Betreuung dieser Diplomarbeit und für ihre fachliche und organisatorische Unterstützung recht herzlich bedanken.

Weiters gilt mein Dank allen Kollegen für die große Hilfsbereitschaft und das angenehme Arbeitsklima am Institut.

Nicht zuletzt danke ich meiner Familie für die moralische und finanzielle Unterstützung während des Studiums.

Kurzfassung

Die Beschreibung des Rissfortschrittsverhaltens erfolgt in Form einer Rissfortschrittsskurve, welche die Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit der Belastung, in Form eines sogenannten Spannungsintensitätsfaktors, beschreibt. Aus der Literatur geht hervor, dass sich die Rissfortschrittsskurven kurzer Risse wesentlich von denen langer Risse unterscheiden. Kurze Risse wachsen bereits bei geringeren Spannungsintensitäten als lange Risse und zeigen bei äquivalenten Spannungsintensitäten zum Teil deutlich höhere Rissfortschrittsraten. Um den Einfluss kurzer Risse auf die Lebensdauer rissbehafteter Bauteile zu untersuchen, wurden Rissfortschrittsskurven langer und kurzer Risse von zwei Leichtmetalllegierungen – AlSi9Cu3 und Ti-6Al-4V – aufgenommen. Die Langrisskurven wurden im Vier-Punkt-Biegeversuch aufgenommen, wobei die Messung der Risslänge über den Spannungsabfall an der Probe erfolgte. Für die Aufnahme der Rissfortschrittsskurven kurzer Risse wurden Flachproben mit 0,2 bzw. 0,4 mm langen Initialrissen im einachsigen Schwingversuch geprüft. Die Messung der Risslänge erfolgte über ein eigens entwickeltes optisches Kamerasystem. Die in den Kurzrissversuchen ermittelten Rissfortschrittsskurven zeigten nur für AlSi9Cu3 ein, gegenüber langen Rissen, anormales Verhalten.

Für Ti-6Al-4V stimmten die Rissfortschrittsskurven aus den einachsigen Schwingversuchen und den Vier-Punkt-Biegeversuchen überein, da die bei den einachsigen Schwingversuchen verwendeten Anfangsrisslängen für Ti-6Al-4V nicht als kurz betrachtet werden können.

Die ermittelten Rissfortschrittsskurven wurden in weiterer Folge zur Lebensdauerberechnung herangezogen. Dabei konnte für AlSi9Cu3 eine deutliche Reduktion der Lebensdauer kurzrissbehafteter Bauteile festgestellt werden. Die reduzierte Lebensdauer von kurzrissbehafteten Bauteilen konnte durch Versuchsergebnisse bestätigt werden. Die Berechnung der Lebensdauer erfolgte dabei in Abhängigkeit von der Anfangsrisslänge aus den Rissfortschrittsskurven langer bzw. kurzer Risse. Auf Grund der Übereinstimmung mit den Versuchsergebnissen konnte für AlSi9Cu3 die Grenze zwischen langen und kurzen Rissen in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis mit 1 mm ($R = 0$) bzw. 2 mm ($R = -1$) bestimmt werden.

Abschließend beschäftigt sich die vorliegende Arbeit mit der Abschätzung von Wöhlerlinien aus der Rissfortschrittsskurve ohne Integration. Dabei können die Neigungen der Zeitfestigkeits- bzw. Dauerfestigkeitsgeraden der Wöhlerlinie den Steigungen der Rissfortschrittsskurve im „Parisbereich“ bzw. im Bereich des Schwellwerts gleichgesetzt werden. Daneben können für die Ermittlung der Dauerfestigkeit die bekannten Gleichungen nach Kitagawa und El Haddad herangezogen werden, welche die Dauerfestigkeit in Abhängigkeit vom Schwellwert der Spannungsintensität und der Anfangsrisslänge beschreiben.

Abstract

Crack growth behaviour is represented by the crack growth curve. The crack growth curve depicts the crack growth rate as a function of stress intensity factor. According to literature, crack growth curves of short cracks differ considerably from those of long cracks. Short cracks grow beneath the threshold of stress intensity for long cracks and exhibit considerably higher crack growth rates at equivalent stress intensity factors compared to long cracks. To analyse the influence of short cracks on the life time of a component crack growth curves for long and short cracks of two light metals, namely AlSi9Cu3 and Ti-6Al-4V were recorded. Long crack growth curves were recorded under single edge bending loading, thereby crack length was measured by the potential drop method. For recording crack growth curves of short cracks flat tension/compression specimen with initial crack lengths of 0.2 and 0.4 mm were loaded under uniform tension/compression. Crack length measurement was performed by a purpose designed camera system. Abnormal crack growth behaviour of short cracks could only be observed for AlSi9Cu3. For Ti-6Al-4V short crack growth curves coincided with those of long cracks. It was discovered that crack lengths of 0.2 and 0.4 mm cannot be considered short for Ti-6Al-4V.

The recorded crack growth curves were then used for lifetime estimation of flawed components and the results were compared with existing test results. For AlSi9Cu3 a clear reduction of the estimated lifetime of components with initial short cracks could be observed. The reduction in lifetime of components with short cracks was confirmed by test results. Thereby lifetime was estimated from crack growth curves of long and short cracks according to initial crack lengths. Because of best agreement with test results short crack growth curves were used for estimation through a crack length of 1 ($R = 0$) and 2 mm ($R = -1$) respectively depending on stress rate.

Finally the present work deals with the estimation of SN-curves from crack growth curves without integration. Thereby the decline of low and high cycle fatigue lines of the SN-curve is equivalent to the incline of the Paris-line and the line in the near threshold regime respectively. Additionally the fatigue limit can be calculated from the well known El Haddad equation, which describes the fatigue limit as a function of threshold stress intensity factor and initial crack length.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung.....	3
2. Die technische Bruchmechanik.....	4
2.1. Die linear-elastische Bruchmechanik	4
2.2. Die vorkritische Rissausbreitung.....	8
2.3. Das Rissfortschrittsdiagramm.....	11
2.4. Das Kitagawa-Takahashi-Diagramm	13
2.5. Riss-schließeffekte	14
2.5.1. Verfahren zur Berechnung von ΔK_{eff}	15
2.6. Die elastisch-plastische Bruchmechanik	18
2.6.1. Das J-Integral	18
3. Kurzzrisswachstum.....	22
3.1. Einteilung kurzer Risse.....	23
3.2. Anormales Verhalten kurzer Risse	24
3.2.1. Erhöhte Rissfortschrittsraten gegenüber langen Rissen	26
3.2.2. Der Spannungseinfluss	27
3.2.3. Schwankungen der Rissfortschrittsrate	28
3.3. Risswachstum in Al-Si-Gusslegierungen	29
3.3.1. Gefüge von Al-Si-Gusslegierungen	29
3.3.2. Rissinitiierung	30
3.3.3. Risswachstum.....	31
3.4. Risswachstum in Ti-6Al-4V	32
3.4.1. Gefüge von Ti-6Al-4V	32
3.4.2. Rissinitiierung	33
3.4.3. Rissfortschritt	34
4. Experimentelle Untersuchungen.....	36
4.1. Verwendete Prüfmaschinen und Geräte	36
4.1.1. Lichtmikroskop Olympus BX51M.....	36
4.1.2. Rasterelektronenmikroskop (REM)	36
4.1.3. Einachsiger servohydraulischer Prüfstand Instron 8501	36
4.1.4. Einachsiger servohydraulischer Prüfstand	36
4.1.5. Rumul Cracktronic	37
4.2. Materialcharakterisierung.....	38
4.2.1. AlSi9Cu3	38
4.2.2. Ti-6Al-4V.....	40
4.3. Dynamische Rissfortschrittsmessung.....	41
4.3.1. Rissfortschrittsmessung langer Risse	41
4.3.2. Rissfortschrittsmessung kurzer Risse.....	43
5. Rissfortschrittsverhalten in AlSi9Cu3	47
5.1. Rissinitiierungsphase	47

5.2.	Vergleich des Risswachstumsverhaltens langer und kurzer Risse	49
5.3.	Plastische Effekte bei kurzen Rissen	51
5.4.	Abhängigkeit des Schwellwerts der Spannungsintensität ΔK_{th} von der Anfangsrisslänge	53
6.	Rissfortschrittsverhalten in Ti-6Al-4V	58
6.1.	Rissinitiierungsphase	58
6.2.	Risswachstum	60
7.	Modellbildung zur Lebensdauerberechnung.....	65
7.1.	Analytische Beschreibung der Rissfortschrittskurve.....	65
7.1.1.	Paris-Gleichung.....	65
7.1.2.	Erweiterung der Parisgleichung um ΔK_{th} nach Erdogan und Ratwani.....	67
7.1.3.	Fit nach Oberwinkler.....	68
7.1.4.	Beschreibung durch zwei Gleichungen vom „Paris-Typ“	70
7.1.5.	Gegenüberstellung der analytischen Beschreibungen.....	72
7.2.	Integration der Rissfortschrittsgleichung.....	74
7.2.1.	Berücksichtigung von Bauteil- bzw. Rissgeometrie und Anrisslänge	74
7.2.2.	Berücksichtigung der Abhängigkeit des Schwellwerts der Spannungsintensität ΔK_{th} von der Anfangsrisslänge	78
7.2.3.	Übereinstimmung mit Versuchsergebnissen.....	80
7.3.	Modell zur Abschätzung von Wöhlerlinien aus der Rissfortschrittskurve ohne Integration.....	87
7.3.1.	Berechnung der Dauerfestigkeit.....	87
7.3.2.	Zusammenhang zwischen m und k	89
7.3.3.	Berechnung der Ecklastspielzahl	95
7.3.4.	Zusammenfassung der Abschätzung von Wöhlerlinien aus der Rissfortschrittskurve	97
8.	Schlussfolgerungen und Ausblick.....	99
8.1.	Kurzrisswachstum in AlSi9Cu3	99
8.2.	Kurzrisswachstum in Ti-6Al-4V	99
8.3.	Einfluss kurzer Risse auf die Lebensdauer.....	100
8.4.	Ausblick.....	100
9.	Referenzen	101
10.	Abbildungsverzeichnis	104
11.	Tabellenverzeichnis.....	108

1. Einleitung

Für die Abschätzung der Lebensdauer rissbehafteter Bauteile muss das Rissfortschrittsverhalten im jeweiligen Werkstoff bekannt sein. Die Rissfortschrittskurve stellt dabei die Grundlage für die Lebensdauerberechnung mit Hilfe der Bruchmechanik dar. Die Rissfortschrittskurve beschreibt die Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit eines Beanspruchungsparameters, dem sogenannten Spannungsintensitätsfaktor, welcher die Beanspruchung an der Rissspitze eines rissbehafteten Bauteils in Abhängigkeit von der Risslänge und der aufgetragenen Spannung beschreibt. Für die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors wird in erster Linie die linear-elastische Bruchmechanik herangezogen. Für die Lebensdauerberechnung muss die in Versuchen aufgenommene Rissfortschrittskurve analytisch beschrieben und anschließend integriert werden. Das Rissfortschrittsdiagramm ist neben dem Werkstoff nur vom Spannungsverhältnis abhängig. Die Lebensdauer rissbehafteter Bauteile ist dagegen von der Geometrie des Bauteils und des Risses, sowie von der Höhe und Art der Beanspruchung abhängig. Die Bruchmechanik bietet die Möglichkeit derartige Einflüsse über die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors und die Wahl der Integrationsgrenzen zu berücksichtigen. Die Lebensdauer eines Bauteils wird häufig in Abhängigkeit von der aufgetragenen Spannung in Form eines Wöhlerdiagramms dargestellt. Aus einer Rissfortschrittskurve können Wöhlerdiagramme für unterschiedliche Bauteilgeometrien und Anrissgrößen berechnet werden.

Das Rissfortschrittsverhalten sogenannter langer Risse ist hinreichend bekannt. Das Rissfortschrittsverhalten kurzer Risse unterscheidet sich jedoch wesentlich vom Verhalten langer Risse. Über das anormale Verhalten kurzer Risse wurde erstmals 1975 von Pearson [13] berichtet. Kurze Risse können bei äquivalenten Spannungsintensitäten ΔK bedeutend höhere Rissfortschrittsraten aufweisen als lange Risse. Für die Lebensdauerberechnung ist das Verhalten kurzer Risse daher von wesentlicher Bedeutung, da erhöhte Rissfortschrittsraten zu einer Reduktion der Lebensdauer führen. Welche Vorgänge für das anormale Verhalten kurzer Risse verantwortlich sind, ist noch nicht eindeutig geklärt.

Um das Verhalten kurzer Risse in AlSi9Cu3 und Ti-6Al-4V zu untersuchen werden Versuche an Flachzugproben mit sogenannten physikalisch kurzen Rissen durchgeführt und dem Rissfortschrittsverhalten langer Risse gegenübergestellt. (Als physikalisch kurz können Risse betrachtet werden, welche nicht von der lokalen Mikrostruktur beeinflusst, jedoch auf Grund fehlender Rissschließeffekte ein gegenüber langen Rissen unterschiedliches Rissfortschrittsverhalten aufweisen.) Die erhaltenen Rissfortschrittskurven werden in weiterer Folge zur Lebensdauerberechnung von Proben aus AlSi9Cu3 und Ti-6Al-4V herangezogen und mit vorhandenen Versuchsergebnissen verglichen. Daneben wird der mathematische Zusammenhang zwischen den Parametern der Rissfortschrittskurve und den Parametern der Wöhlerlinie untersucht und daraus ein einfaches Konzept zur Berechnung der Lebensdauer hergeleitet, bei welchem unter anderem keine numerische Integration notwendig ist.

2. Die technische Bruchmechanik

Die technische Bruchmechanik beschreibt das Verhalten von makroskopischen Rissen bei mechanischer Beanspruchung auf Basis kontinuumsmechanischer Konzepte. Sie beschränkt sich demnach auf die makroskopische Beschreibung von, in Wirklichkeit mikroskopischen, Phänomenen. In der häufigsten Form wird überwiegend elastisches Werkstoffverhalten zugrunde gelegt (linear-elastische Bruchmechanik). Nur an der Rissspitze wird eine plastische Zone zugelassen, die aber klein gegenüber der Risslänge bleiben muss. Ist diese Bedingung nicht erfüllt muss auf elastisch-plastische Konzepte zurückgegriffen werden [1].

2.1. Die linear-elastische Bruchmechanik

Grundlage der linear-elastischen Bruchmechanik ist ein von A.A. Griffith (siehe [3]) aufgestelltes Spröbruchkriterium für ideal spröde Werkstoffe. Dabei erfolgt eine Gegenüberstellung der freiwerdenden elastischen Energie und der Oberflächenenergie. Betrachtet man eine sehr große Scheibe der Dicke „1“, welche unter einer konstanten äußeren Spannung σ steht, und fügt man einen Riss der Länge $2a$ ein, so werden die Volumenelemente in der Nähe des Risses mehr oder weniger stark entlastet, sodass elastisch gespeicherte Energie freigesetzt wird. Die Änderung der elastischen Energie ΔU_e ist gegeben durch

$$\Delta U_e = \frac{\pi \cdot a^2 \cdot \sigma^2}{E} \text{ bei ebenem Spannungszustand (ESZ)} \quad \text{Glg. (2.1)}$$

und durch

$$\Delta U_e = (1 - \nu^2) \frac{\pi \cdot a^2 \cdot \sigma^2}{E} \text{ bei ebenem Dehnungszustand (EDZ). Glg. (2.2)}$$

Gleichzeitig erfordert die Bildung neuer Rissflächen eine Oberflächenenergie U_o .

$$U_o = 4 \cdot a \cdot \gamma \quad \text{Glg. (2.3)}$$

Dabei bezeichnen E den Elastizitätsmodul, ν die Querkontraktionszahl und γ die spezifische Oberflächenenergie. Rissausbreitung erfolgt genau dann, wenn die Änderung der elastischen Energie bei der Rissausbreitung, die zur Neubildung der Bruchfläche nötigen Oberflächenenergie ergibt oder übersteigt. Als Bruchkriterium gilt demnach

$$\frac{d(\Delta U_e)}{2da} \geq \frac{dU_o}{2da} \quad \text{Glg. (2.4)}$$

Wird dieses Konzept zur Berechnung der Beanspruchung bei Anwesenheit makroskopischer Risse in technisch spröden Werkstoffen verwendet, so entspricht das Resultat nicht der Realität. Neben der zur Bildung neuer Bruchflächen notwendigen Energie müssen zusätzliche Energien beim Rissfortschritt aufgewandt werden. Von größter Bedeutung sind hierbei Energieanteile, welche für plastische Deformationsprozesse in der unmittelbaren Umgebung der Rissspitze benötigt werden. Ohne genauere Betrachtung der am Bruchvorgang beteiligten Energieterme muss letztlich der bei der Risserweiterung benötigte gesamte Energiebedarf der freiwerdenden elastischen Energie gedeckt werden. Von G.R. Irwin (siehe [3]) wurde daher die bei der Risserweiterung freiwerdende elastische Energie, die sogenannte Energiefreisetzungsrates bzw. Risserweiterungskraft G

$$G = \frac{d(\Delta U_e)}{2da} \quad \text{Glg. (2.5)}$$

zur Formulierung eines Bruchkriteriums herangezogen. Überschreitet die Risserweiterungskraft einen kritischen Wert G_C , so breitet sich der Riss aus. Als Bruchkriterium gilt daher

$$G \geq G_C \quad \text{Glg. (2.6)}$$

Die Risserweiterungskraft kann für den ebenen Spannungszustand (ESZ), bzw. für den ebenen Dehnungszustand (EDZ) wie folgt berechnet werden:

$$G = \frac{\pi a \sigma^2}{E} \quad \text{(ESZ)} \quad \text{Glg. (2.7)}$$

$$G_I = (1 - \nu^2) \frac{\pi a \sigma^2}{E} \quad \text{(EVZ)} \quad \text{Glg. (2.8)}$$

Die kritische Risserweiterungskraft wird dann erreicht, wenn das Produkt aus Risslänge a und dem Quadrat der Spannung σ^2 einen kritischen Wert annimmt. Die Bruchgefahr und damit der für die Rissausbreitung verantwortliche Spannungszustand in der Nähe der Rissspitze wird demnach durch die Größe $a\sigma^2$ bestimmt. Schließt man in die Größe noch den Faktor π mit ein, so erhält man

$$GE = \sigma^2 a \pi \quad \text{Glg. (2.9)}$$

$$\sqrt{GE} = \sigma\sqrt{a\pi} \quad \text{Glg. (2.10)}$$

$$K = \sigma\sqrt{a\pi} . \quad \text{Glg. (2.11)}$$

Es gilt für den ebenen Spannungszustand:

$$G = \frac{K^2}{E} \quad \text{Glg. (2.12)}$$

und für den ebenen Dehnungszustand:

$$G_I = (1 - \nu^2) \frac{K_I^2}{E} . \quad \text{Glg. (2.13)}$$

Das Bruchkriterium aus Glg. (2.6) kann damit auch wie folgt formuliert werden

$$K_I \geq K_{IC} \quad \text{Glg. (2.14)}$$

K_I wird als Spannungsintensitätsfaktor bezeichnet und spielt in der Bruchmechanik eine dominierende Rolle. Analog zur kritischen Energiefreisetzungsrate beschreibt der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_{IC} (Bruchzähigkeit, Risszähigkeit), den Grenzwert bei welchem instabiler Rissfortschritt auftritt. Die Risszähigkeit folgt aus der kritischen Spannung σ_C , die bei vorgegebener Risslänge a den instabilen Rissfortschritt einleitet.

$$K_{IC} = \sigma_C \sqrt{a\pi} \quad \text{Glg. (2.15)}$$

Neben der Risszähigkeit K_{IC} , welche beim ebenen Dehnungszustand relativ dicker Proben (oder Bauteile) auftritt und daher dickenunabhängig ist, existiert auch der kritische Spannungsintensitätsfaktor K_C , welcher bei dünneren Proben (oder Bauteilen) mit zunehmendem ebenem Spannungszustand auftritt. Die Risszähigkeit K_{IC} ist der eigentliche Werkstoffkennwert, während K_C mit abnehmender Probendicke erst ansteigt und dann wieder fällt.

Der Spannungsintensitätsfaktor hängt von der äußeren Beanspruchung und den geometrischen Verhältnissen (Risslänge, Risslage, Abmessungen der Scheibe, usw.) ab. Die bisherigen Betrachtungen beziehen sich auf eine Scheibe mit unendlicher Ausdehnung. Eine endliche

Breite W der Scheibe kann durch einen Geometriefaktor $Y = f(a/W)$ berücksichtigt werden, sodass sich für Glg. (2.11) allgemein ergibt:

$$K = Y\sigma\sqrt{a\pi} \quad \text{Glg. (2.16)}$$

Die vorstehenden Bruchkriterien wurden für ideal spröde Werkstoffe aufgestellt, sie gelten aber ebenso bei mäßiger Duktilität (technischer Sprödbbruch). Bei stärkerer Duktilität muss die, zur Berechnung von K_C herangezogene, Risslänge a um den halben Abstand des Randes der plastischen Zone von der Risspitze r_{pl} vergrößert werden [1].

$$K_C = Y\sigma_C\sqrt{\pi(a+r_{pl})} \quad \text{Glg. (2.17)}$$

Die Größe r_{pl} folgt aus dem Anstieg der Spannung σ bis zur Spannungssingularität an der Risspitze, indem die Spannung der Fließspannung R_p gleichgesetzt wird [1-3].

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_C}{R_p} \right)^2 \quad \text{Glg. (2.18)}$$

2.2. Die vorkritische Rissausbreitung

Ist in einem Konstruktionsteil ein Riss vorhanden, bei welchem unter der gegebenen Belastung der Spannungsintensitätsfaktor unterhalb des kritischen Werts liegt, so herrscht bei statischer Beanspruchung keine Bruchgefahr. Wird das Bauteil jedoch schwingend beansprucht, so ist damit zu rechnen, dass sich der Riss ausbreitet, sodass der Spannungsintensitätsfaktor die Risszähigkeit K_{IC} erreicht und damit der Bruch des Bauteils eintritt. Es ist daher für die Sicherheit des Bauteils von Bedeutung, die Zeit bzw. die Schwingenzahl bis zum Bruch abzuschätzen.

Die zur vorkritischen Rissausbreitung führenden mechanischen Beanspruchungen liegen in der Regel im linear-elastischen Beanspruchungsbereich des Werkstoffes. Soweit die plastische Zone an der Rissspitze klein bleibt, kann der zyklische Rissfortschritt durch die Kenngrößen der linear-elastischen Bruchmechanik beschrieben werden. Zur Charakterisierung des zyklischen Rissfortschritts werden Proben mit vorher eingebrachtem Riss schwingend beansprucht. Dabei wird zunächst die Vergrößerung der Risslänge a mit der Schwingenzahl N bei unterschiedlichen Spannungsamplituden S_a bzw. Schwingbreiten ΔS ermittelt. Abb. 2.1 zeigt die Risslänge a als Funktion der Schwingenzahl N , für zwei unterschiedlich hohe Spannungsamplituden. Beide Kurven beginnen bei derselben Anfangsrisslänge a_0 . Die Steigung der Kurve beschreibt die Rissfortschrittsrate da/dN .

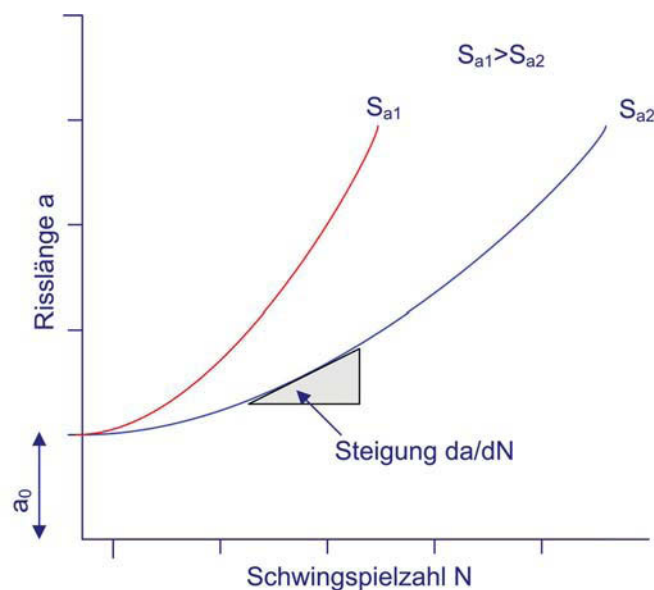


Abb. 2.1: Risslänge in Abhängigkeit der Schwingenzahl für unterschiedliche Spannungsamplituden

In Abb. 2.2 ist die Rissfortschrittsrate für die zwei unterschiedlichen Spannungsamplituden über der Risslänge aufgetragen. Die beiden Kurven sind teilweise überlappend, was auf ähnliche Rissfortschrittsraten, allerdings bei unterschiedlichen Risslängen, der beiden Versuche schließen lässt. Diese Ähnlichkeit wurde von Paris (siehe [2]) entdeckt und führte zu der Anwendung des Ähnlichkeitsprinzips basierend auf dem Spannungsintensitätsfaktor. Das Ähnlichkeitsprinzip besagt, dass sich alle Risse in ein und demselben Werkstoff gleich

verhalten, solange deren Spannungsintensitätsfaktoren gleich sind. Wird die Rissfortschrittsrate über der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK aufgetragen, so erhält man eine einzige Kurve (siehe Abb. 2.2 (rechts)). Die Schwingbreite der Spannungsintensität berechnet sich dabei wie folgt:

$$\Delta K = Y \Delta S \sqrt{a\pi} \quad \text{Glg. (2.19)}$$

Oft wird für die Schwingbreite der Spannungsintensität nur der Zugspannungsanteil verwendet, da davon ausgegangen wird, dass nur der Zugspannungsanteil einen Rissfortschritt bewirkt [3].

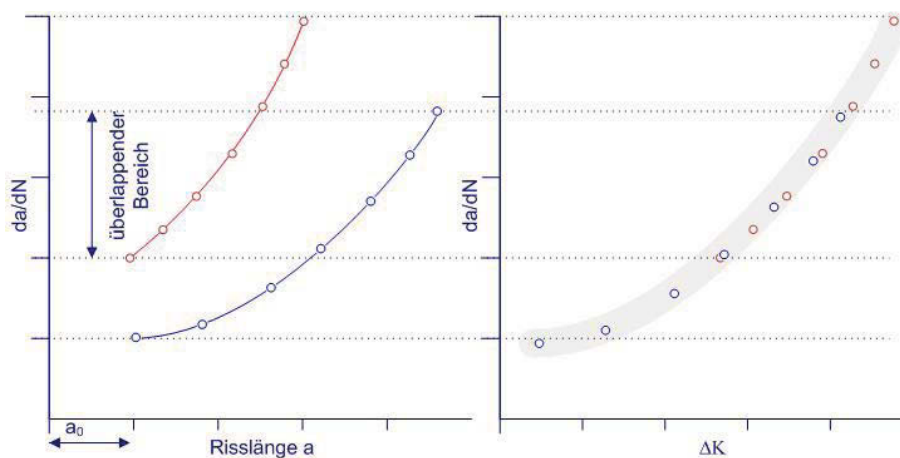


Abb. 2.2: Rissfortschrittsraten in Abhängigkeit der Risslänge bzw. der Schwingbreite der Spannungsintensität

Variiert die zyklische Spannung zwischen S_u und S_o , so wechselt der zugehörige Spannungsintensitätsfaktor zwischen K_u und K_o . Das Spannungsverhältnis R kann also auch durch das Verhältnis von maximaler zu minimaler Spannungsintensität ausgedrückt werden.

$$R = \frac{S_u}{S_o} = \frac{K_u}{K_o} \quad \text{Glg. (2.20)}$$

Trägt man zusammengehörige Wertepaare für da/dN und ΔK doppelt-logarithmisch auf, so erhält man den in Abb. 2.3 dargestellten Verlauf. Die für die Erstellung des Diagramms notwendigen Versuche wurden bei konstantem Spannungsverhältnis und drei unterschiedlichen Oberspannungen durchgeführt. Die Versuchspunkte liegen in einem relativ engen Streuband um eine gemeinsame Mittellinie. Dieselbe Schwingbreite ΔK führt daher zur gleichen Rissfortschrittsrate da/dN . Das heißt ein kleiner Riss, mit großem ΔS belastet, verhält sich wie ein größerer Riss, welcher mit einem kleineren ΔS beansprucht wird. Daraus folgt, dass die Rissfortschrittsrate eine Funktion von K_u und K_o ist.

$$\frac{da}{dN} = f(K_o, K_u) \quad \text{Glg. (2.21)}$$

Der Zyklus der Spannungsintensität K kann auch durch die Schwingbreite $\Delta K = K_o - K_u$ und dem zugehörigen Spannungsverhältnis $R = K_u/K_o$ ausgedrückt werden [1-3].

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K, R) \quad \text{Glg. (2.22)}$$

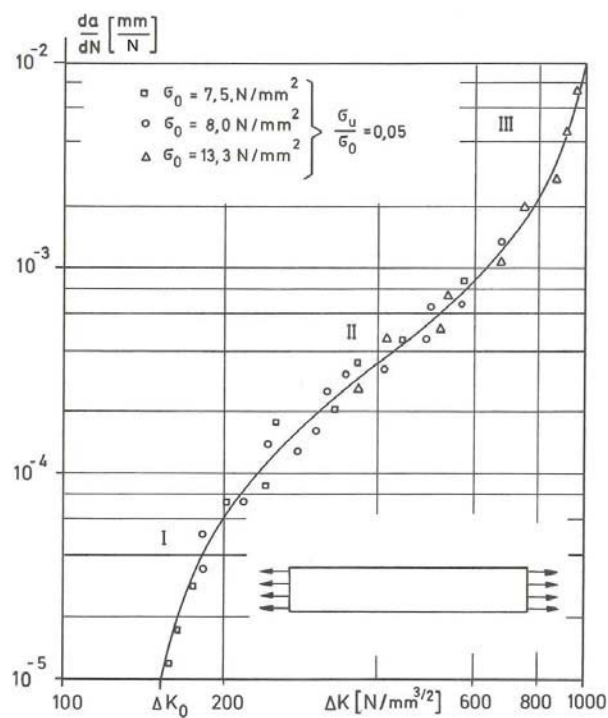


Abb. 2.3: Zusammenhang zwischen Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors und Rissfortschrittsrate [3]

2.3. Das Rissfortschrittsdiagramm

Das Rissfortschrittsdiagramm (Abb. 2.4) stellt die Abhängigkeit der Rissfortschrittsrate von der Spannungsintensität ΔK graphisch dar. Die Rissfortschrittskurve wird von zwei vertikalen Asymptoten begrenzt. Die linke Asymptote bei $\Delta K = \Delta K_{th}$ lässt darauf schließen, dass Spannungsintensitäten unterhalb des Schwellenwerts ΔK_{th} zu gering sind um Rissfortschritt zu bewirken. Die zweite Asymptote auf der rechten Seite repräsentiert die kritische Spannungsintensität K_{IC} bei welcher es zum Bruch kommt. Der Grenzwert auf der rechten Seite tritt daher bei einem ΔK auf für welches $K_o = K_{IC}$ ist. Das Rissfortschrittsdiagramm im doppelt logarithmischen Maßstab wird für gewöhnlich in drei Bereiche unterteilt (siehe Abb. 2.4).

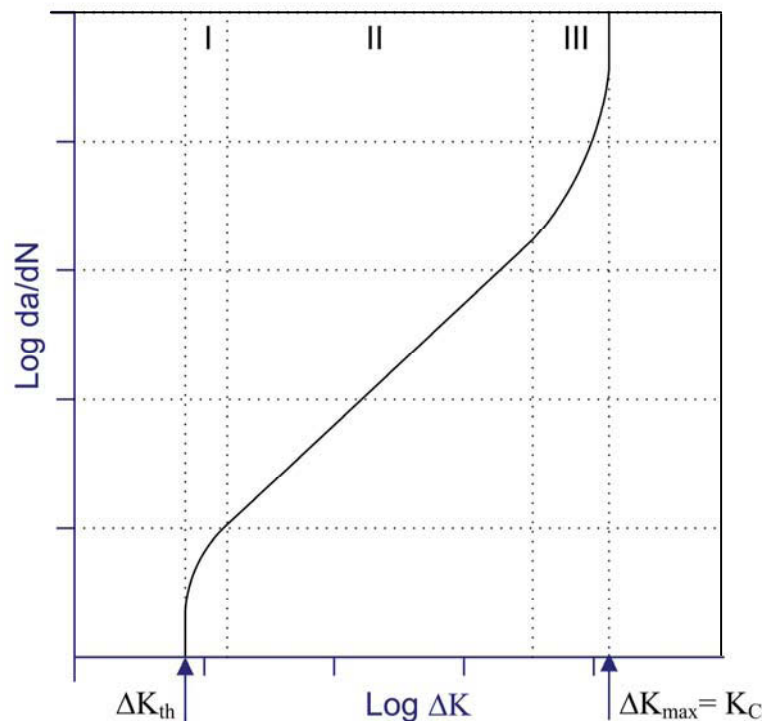


Abb. 2.4: Rissfortschrittsdiagramm

Der Bereich I wird häufig als Schwellwertbereich bezeichnet. Es wird angenommen, dass unterhalb des Schwellenwerts kein Rissfortschritt auftritt. Tatsächlich ist der Schwellwert nicht absolut, das heißt die Rissfortschrittsrate ist nicht Null, sondern vernachlässigbar klein. Als Grenzwert wird häufig eine Rissfortschrittsrate von weniger als 10^{-10} m/Schwingung herangezogen. Der Schwellwert ΔK_{th} ist in erster Linie vom Werkstoff, dessen Mikrostruktur, dem Spannungsverhältnis und dem umgebenden Medium abhängig. Die Existenz eines Schwellwertes wird beim sogenannten Langriss in erster Linie auf das Riss schließen (vergl. Kapitel 2.5) zurückgeführt. In trockener inerter Atmosphäre ist der Schwellwert am niedrigsten und die Rissfortschrittsrate im Schwellwertbereich am höchsten. In elektrochemisch aktiver Umgebung, z.B. feuchter Luft, nimmt das Riss schließen durch Oxidbildung zu. Dies hat einen höheren Schwellwert und eine geringere Rissfortschrittsrate

im Schwellwertbereich zur Folge. Neben den Risschließeffekten sind mikrostrukturelle Vorgänge, wie z.B. Blockierung des Gleitbandes an der Korngrenze, für das Auftreten des Schwellwertes verantwortlich. Bei Überschreiten des Schwellwertes steigt die Rissfortschrittsrate zunächst steil an. In diesem Bereich wird ein anfänglich erhöhter Rissausbreitungswiderstand, z.B. infolge Eigenspannungen, Rissgrundverfestigung usw., abgebaut. Der Kurvenverlauf im Bereich I ist in erster Linie abhängig von der Mikrostruktur, der Mittelspannung und dem umgebenden Medium. Die Rissfortschrittsgeschwindigkeit liegt im Allgemeinen unterhalb von 10^{-7} m/Schwingspiel. In der Nähe des Schwellwertes beträgt die Rissfortschrittsgeschwindigkeit meist nur 10^{-8} - 10^{-10} m/Schwingspiel. Stanzel-Tschegg [35] beobachtete an Ti-6Al-4V und an einer 7075 Aluminiumlegierung, in inerter Atmosphäre, im Bereich des Schwellwertes sogar noch geringere Rissfortschrittsraten von 10^{-11} - 10^{-12} m/Schwingspiel. Was zu einer Verschiebung des Schwellwertes von 10^{-10} m/Schwingspiel in den Bereich von 10^{-11} - 10^{-13} m/Schwingspiel führt. Bei den von Stanzel-Tschegg durchgeführten Versuchen führte eine derartige Verschiebung gleichzeitig zu 25 % niedrigeren Schwellwerten für die Schwingbreite der Spannungsintensität. Der Rissfortschritt im Bereich II kann wegen seines linearen Verlaufs im doppelt logarithmischen Maßstab, durch eine Exponentialgleichung, der sogenannten Parisgleichung, beschrieben werden.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad \text{Glg. (2.23)}$$

Die Parisgleichung beschreibt die Rissfortschrittsrate da/dN in Abhängigkeit von der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK . Der Exponent m liegt dabei für metallische Werkstoffe im Bereich zwischen 2 und 4. Die Konstanten C und m sind von der Beanspruchungsart (Zug, Druck, Biegung,...) und den Beanspruchungskenngrößen (Mittelspannung, Spannungsverhältnis,...) abhängig. Die Paris-Gleichung kann für den Übergang zum Bereich I um den Schwellwert ΔK_{th} erweitert werden.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K - \Delta K_{th})^m \quad \text{Glg. (2.24)}$$

Im Bereich III kommt es zum instabilen Rissfortschritt und damit bei Erreichen von K_{IC} zum Bruch. Die Rissfortschrittsgeschwindigkeit beträgt ungefähr 0,01 mm/Zyklus [1-4].

2.4. Das Kitagawa-Takahashi-Diagramm

Das Kitagawa-Takahashi-Diagramm [34] stellt den Schwellwert der zyklischen Spannung (Spannungsschwingbreite ΔS oder Spannungsamplitude S_a) bei dem sich vorhandene Risse vergrößern, in Abhängigkeit von der Anfangsrislänge a dar (siehe Abb. 2.5). Unterhalb der Grenzkurve wird Rissstillstand beobachtet, oberhalb kommt es nach endlicher Schwingspielzahl zum Bruch. Das Kitagawa-Diagramm wird durch zwei Grenzen beschrieben, der Dauerfestigkeit σ_{aD} und dem Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th} . Der horizontale Kurvenverlauf kennzeichnet die Dauerfestigkeit des Werkstoffes mit vernachlässigbar kurzen Rissen. Die fallende Gerade ergibt sich aus dem Schwellwert der Spannungsintensität.

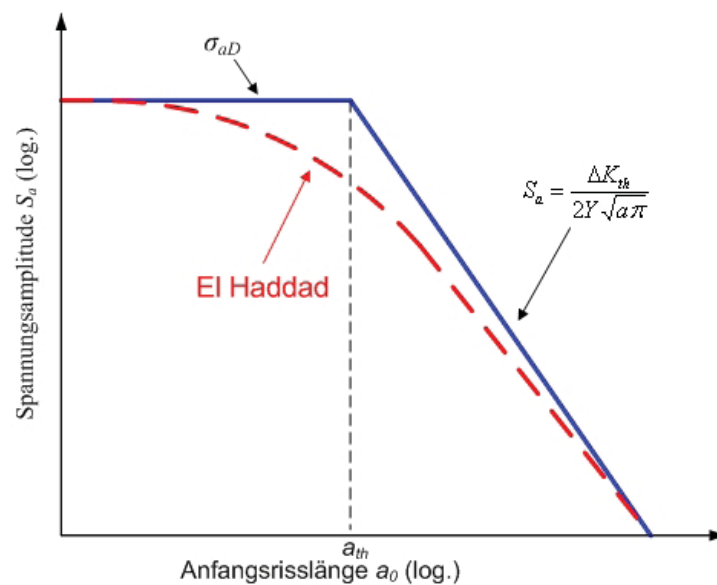


Abb. 2.5: Kitagawa-Diagramm mit der Erweiterung nach El Haddad

Im Übergangsbereich zwischen der Dauerfestigkeitsgeraden und der Gerade der Spannungsintensität ΔK_{th} kommt es zu Abweichungen. Der Schwellwert der Spannungsintensität ist in der Nähe der Dauerfestigkeit von der Rislänge abhängig. Eine Modifizierung des Kitagawa-Diagramms, zur Berücksichtigung der Abweichungen im Übergangsbereich liefert die El Haddad Gleichung (siehe Glg. (2.26)). El Haddad [33] berechnet die Spannungsschwingbreite ΔS_{EH} durch Vergrößerung der Rislänge a_0 um eine fiktive Rislänge a_{th} , welche der Übergangsrislänge zwischen der Dauerfestigkeits- und der Spannungsintensitätsgrenze entspricht (siehe Abb. 2.5). Die Übergangsrislänge a_{th} kann aus Glg. (2.19) durch Einsetzen der Dauerfestigkeitsschwingbreite $\Delta \sigma_D$ und unter Vernachlässigung des Geometriefaktors berechnet werden.

$$a_{th} = \frac{1}{\pi} \left(\frac{\Delta K_{th}}{2 \cdot \sigma_D} \right)^2 \quad \text{Glg. (2.25)}$$

$$\Delta S_{EH} = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{\pi \cdot (a_0 + a_{th})}} \quad \text{Glg. (2.26)}$$

Die Berechnung des Schwellenwertes des Spannungsschwingbreite nach El Haddad führt zu einem kontinuierlichen Übergang bzw. zu einer asymptotischen Annäherung an die Dauerfestigkeit [1, 5].

2.5. Risschließeffekte

Unter Risschließen wird verstanden, dass sich die Rissflanken bei der Entlastung aus dem Zugbereich oder bei der Belastung in den Druckbereich wechselseitig berühren. Elber (siehe [2]) entdeckte, dass ein Riss unter Zugbelastung bereits während des Entlastungszyklus schließt, noch bevor die Zugspannungen zu Null werden. Das Risschließen erfolgt daher nicht beim Übergang von Zug- auf Druckbeanspruchung, sondern bei einer Beanspruchung oberhalb dieses Übergangs. Für das Risschließen ist vor allem die bei der Belastung erzeugte plastische Zone an der Risspitze maßgebend. Die plastische Zone wird bei jedem Zyklus in Beanspruchungsrichtung irreversibel verlängert. Beim Entlasten treten daher innerhalb der plastischen Zone Druckspannungen auf, welche zu vorzeitigem Risschließen führen. Da Rissfortschritt bei geschlossenem Riss ausgeschlossen werden kann, trägt nur der Anteil der Belastung zur Rissverlängerung bei, bei welchem der Riss geöffnet ist. Es kann daher eine effektive Spannungsamplitude ΔS_{eff} definiert werden, welche für den Rissfortschritt verantwortlich ist. Diese entspricht der aufgetragenen Oberspannung S_o abzüglich einer sogenannten Rissöffnungsspannung S_{op} .

$$\Delta S_{eff} = S_o - S_{op} \quad \text{Glg. (2.27)}$$

Abb. 2.6 zeigt den Anteil der tatsächlich auf die Risspitze wirkenden Spannung. Daraus berechnet sich die effektive Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK_{eff} wie folgt:

$$\Delta K_{eff} = Y \Delta S_{eff} \sqrt{a\pi} \quad \text{Glg. (2.28)}$$

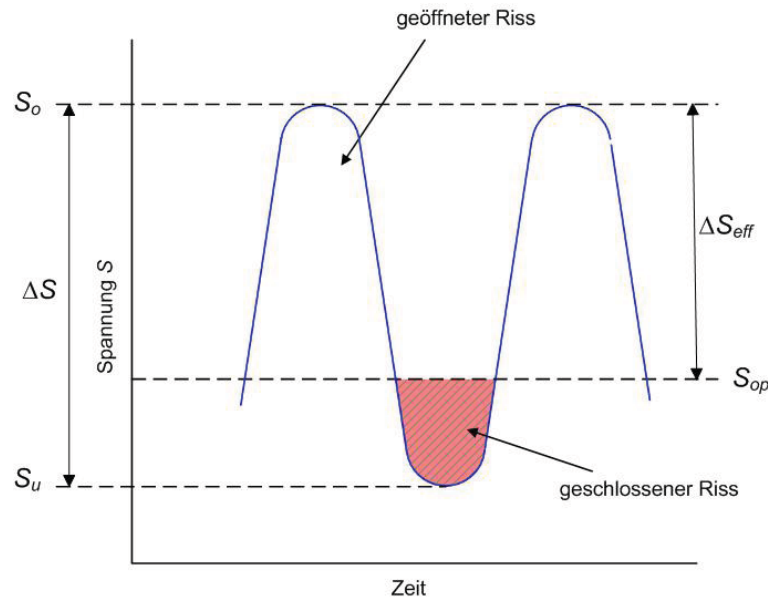


Abb. 2.6: Effektive Spannungsamplitude auf Grund von Risschließeffekten

Neben dem Risschließen auf Grund der Plastizität treten auch andere Risschließeffekte auf. Eine häufige Ursache für Risschließeffekte ist der Reibkontakt zwischen sehr unregelmäßigen Rissoberflächen. Weitere Risschließeffekte können auf Grund von Eigenspannungen, Eindringen viskoser Fluide in den Riss oder durch Phasenumwandlung auftreten [1-6].

2.5.1. Verfahren zur Berechnung von ΔK_{eff}

Um den effektiven Spannungsintensitätsfaktor ΔK_{eff} zu berechnen muss die Rissöffnungsspannung S_{op} bzw. die Rissöffnungskraft P_{op} bekannt sein. Nachfolgend werden einige Methoden zur Berechnung von ΔK_{eff} erläutert.

2.5.1.1. COD-Methode

Die COD (crack opening displacement)-Methode basiert auf der Messung der Rissöffnungsverschiebung zur Bestimmung der Rissöffnungsspannung S_{op} . Dabei wird die Rissöffnungsverschiebung (COD) zwischen zwei Punkten A und B in der Nähe der Rissflanken (siehe Abb. 2.7) während eines Schwingenspiels gemessen. Abb. 2.7 zeigt die Verschiebung als Funktion der äußeren Spannung. Bei der Belastung zeigt sich anfänglich ein nichtlineares Verhalten, welches anschließend in einen linearen Verlauf einmündet. Die Entlastung erfolgt entlang derselben Kurve wie die Belastung. Im nichtlinearen Bereich ist die Steigung der Kurve und damit die Steifigkeit groß. Diese nimmt mit zunehmender Verschiebung ab. Die höhere Steifigkeit ist auf Risschließeffekte zurückzuführen. Erst bei Einmünden in den linearen Teil der Kurve ist der Riss vollständig geöffnet und es zeigt sich ein linear-elastisches Verhalten. Die Rissöffnungsspannung kann daher aus dem Punkt des Übergangs zwischen linearem und nicht linearem Kurvenverlauf bestimmt werden. Die

Berechnung der effektiven Spannungsintensität erfolgt dann entsprechend Glg. (2.27) und Glg. (2.28).

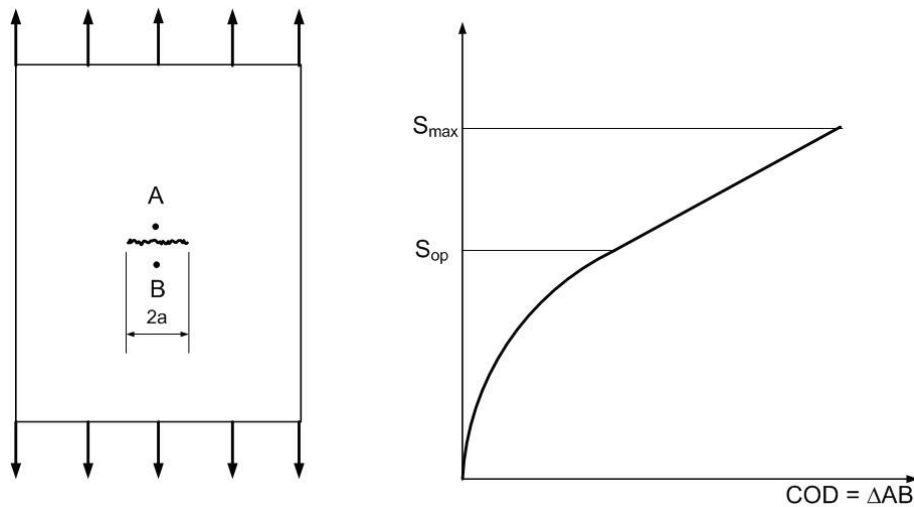


Abb. 2.7: Last-Verschiebungskurve zur Bestimmung der Rissöffnungsspannung

Eine derartige Berechnung der effektiven Spannungsintensität vernachlässigt jedoch den Einfluss der zyklischen Spannung unterhalb der Rissöffnungsspannung. Bei einer Spannung unterhalb der Rissöffnungsspannung kann zwar kein Rissfortschritt auftreten, trotzdem kommt es zu einer Schädigung im Bereich der Rissspitze. Die berechnete effektive Spannungsintensität liegt daher vor allem im Schwellwertbereich, wo verstärkt Risschließeffekte auftreten, zu niedrig. Dieser Nachteil wird teilweise mittels Korrekturfaktoren kompensiert. Mögliche Korrekturmethode werden in [7] und [8] ausführlicher beschrieben.

2.5.1.2. ACR-Methode

Die ACR (adjusted compliance ratio)-Methode berechnet die effektive Spannungsintensität durch Multiplikation der außen aufgetragenen Spannungsintensität K_{app} mit einem Korrekturfaktor. Der Korrekturfaktor berechnet sich aus dem Verhältnis der tatsächlichen Rissöffnungsverschiebung $\Delta\delta_{cl}$ und der Rissöffnungsverschiebung $\Delta\delta_{nc}$, welche in Abwesenheit von Risschließeffekten aufgetreten wäre. Zur Ermittlung der Verschiebungen muss eine Last-Verschiebungskurve aufgenommen werden (siehe Abb. 2.8). Da eine lokale Verschiebungsmessung an der Rissspitze umständlich ist, misst die ACR-Methode die äußeren Verschiebungen. Bevor die gemessenen Verschiebungen ins Verhältnis gesetzt werden, wird jeweils die Verschiebung $\Delta\delta_i$ von den Rissöffnungsverschiebungen $\Delta\delta_{cl}$ und $\Delta\delta_{nc}$ abgezogen, welche bei rissfreier Probe auftritt. Dadurch kann der Einfluss des Messortes und der Risslänge kompensiert werden. Die ACR-Methode ist daher unabhängig vom Ort der Verschiebungsmessung, der Risslänge und der Probengeometrie.

$$ACR = \frac{\Delta\delta_{cl} - \Delta\delta_i}{\Delta\delta_{nc} - \Delta\delta_i} \quad \text{Glg. (2.29)}$$

$$\Delta K_{eff} = ACR \cdot \Delta K_{app}$$

Glg. (2.30)

Für negative Spannungsverhältnisse R entspricht die effektive Spannungsintensität ΔK_{eff} der außen aufgetragenen Spannungsintensität ΔK_{app} [6].

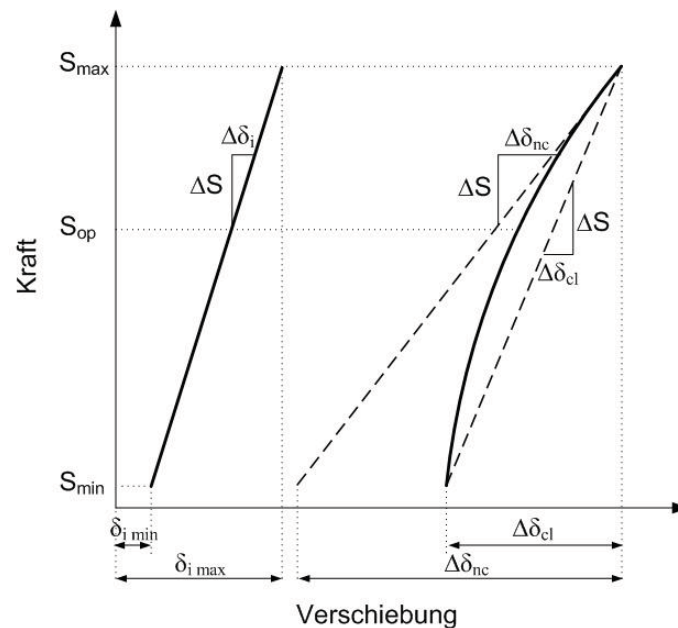


Abb. 2.8: Last-Verschiebungskurve mit den Parametern der ACR-Methode

Treten jedoch Dehnungserscheinungen verstärkt an der Rissspitze auf, so gehen, auf Grund der äußerlichen Verschiebungsmessung, die daraus resultierenden Risschließeffekte verloren oder werden verringert. Es besteht dann kein direkter Zusammenhang zwischen lokaler Dehnung an der Rissspitze und gemessener Verschiebung. Eine Verbesserung der Berechnung bei Dehnungskonzentration an der Rissspitze kann durch entsprechendes Anpassen von $\Delta \delta_i$ erfolgen. Eine derartige Möglichkeit wird in [7] beschrieben.

2.5.1.3. Kombinierte COD/ACR-Methode

Diese Methode verbindet die COD- und die ACR-Methode auf Grund empirischer Erkenntnisse. Die ACR-Methode kompensiert den Einfluss der Rissspitzendehnung unterhalb der Rissöffnungsspannung zu stark und überschätzt ΔK_{eff} daher leicht. Die COD-Methode vernachlässigt den Einfluss der Rissspitzendehnung unterhalb der Rissöffnungsspannung dagegen komplett. Bei der Kombination der beiden Methoden erfolgt daher die Bildung eines gewichteten Mittelwerts auf Basis empirischer Methoden. [7]

2.5.1.4. Vergleich der zuvor beschriebenen Methoden

Ein Vergleich der Methoden zur Riss-schließkorrektur wurde in [7] angestellt. Als Referenzwert für riss-schließeffekt-freies Verhalten wurden Versuche mit einem Spannungsverhältnis von $R = 0,7$ durchgeführt. Die Last-Verschiebungs-Kurve zeigte bei diesem R -Verhältnis keine Nichtlinearitäten, wodurch Riss-schließeffekte ausgeschlossen werden konnten. Die herkömmliche COD-Methode lieferte in den Bereichen II und III des Rissfortschrittsdiagramms (siehe Abb. 2.4) die beste Übereinstimmung. Im Schwellenwertbereich unterschätzte die COD-Methode dagegen die effektive Spannung deutlich. Dies ist auf die Vernachlässigung des schädigenden Einflusses der Spannungen unterhalb der Rissöffnungsspannung zurückzuführen. Die ACR-Methode stimmt in diesem Bereich besser mit dem Referenzwert überein, überschätzt die effektive Spannungsintensität jedoch leicht.

2.6. Die elastisch-plastische Bruchmechanik

Durch die Ausbildung der plastischen Zone an der Riss-spitze kommt es zu mehr oder weniger starken Abweichungen vom elastischen Verhalten. In Abhängigkeit davon, wie stark das Gesamtverhalten durch die Plastifizierung vom elastischen Verhalten abweicht, unterscheidet man Rissbruchkriterien der linear-elastischen Bruchmechanik mit Kleinbereichsfließen, welche in Kapitel 2.1 behandelt wurden, und Rissbruchkriterien bei signifikanter Größe der plastischen Zone. Diese werden von der elastisch-plastischen Bruchmechanik, der sogenannten Fließbruchmechanik beschrieben. Das aus der linear-elastischen Bruchmechanik stammende Spannungsintensitätskonzept kann nur bei kleiner plastischer Zone angewandt werden, da ansonsten ein beträchtlicher Energieanteil zur Ausweitung der plastischen Zone notwendig ist, welcher unberücksichtigt bleibt. Die elastisch-plastische Bruchmechanik bietet eine Möglichkeit, die Effekte einer ausgedehnten plastischen Zone zu berücksichtigen [3].

Die Grundlage der Fließbruchmechanik bildet das J-Integral, welches im Folgenden näher erläutert wird. Prinzipiell ist es möglich, das J-Integral als alleinige Grundlage der Rissbruchkriterien der Fließbruchmechanik zu benutzen. Daneben existieren weitere Rissbruchkriterien, welche ursprünglich ohne Relation zum J-Integral entwickelt wurden. Ein Teil davon wird in [10] beschrieben.

2.6.1. Das J-Integral

Das J-Integral, ein Maß für das Dehnungsfeld an der Riss-spitze, bietet eine Möglichkeit zur Beschreibung des Rissfortschrittsverhaltens unter elastisch-plastischen Bedingungen und ist sowohl für lange als auch für kurze Risse anwendbar. Der Wert des J-Integrals entspricht der potentiellen Energie U , welche zum Rissfortschritt zur Verfügung steht. Es berechnet sich daher aus dem Unterschied der potentiellen Energie vor und nach dem Rissfortschritt. Die allgemeine Formulierung des J-Integrals lautet wie folgt:

$$J = -\frac{dU}{da} = \int_{\Gamma} \left(W dy - T \frac{\partial u}{\partial x} ds \right) \quad \text{Glg. (2.31)}$$

Wobei $W(x,y)$ der spezifischen Formänderungsenergie, x und y den Koordinatenrichtungen und u dem Verschiebungsvektor entsprechen. Dabei gilt $T = n \cdot \sigma$, wobei n den Normalvektor der Kurve und σ den Spannungstensor darstellen. Der Integrationsweg für das J-Integral ist in Abb. 2.9 dargestellt. Für die praktische Anwendung sind folgende Eigenschaften des J-Integrals von Interesse:

- Das J-Integral kann bei elastischem und elastisch-plastischem Werkstoffverhalten angewandt werden.
- Für elastisches Verhalten (linear und nichtlinear) geht das J-Integral in die Risserweiterungskraft G über.
- Der Wert des J-Integrals ist wegunabhängig.
- Umschließt der Integrationsweg die Rissspitze nicht, dann gilt $J = 0$.
- Entlastungseffekte infolge Risserweiterung, Eigenspannungen, Wärmespannungen und die Wirkung äußerer Kräfte, welche innerhalb des Integrationsweges angreifen, werden nicht erfasst.

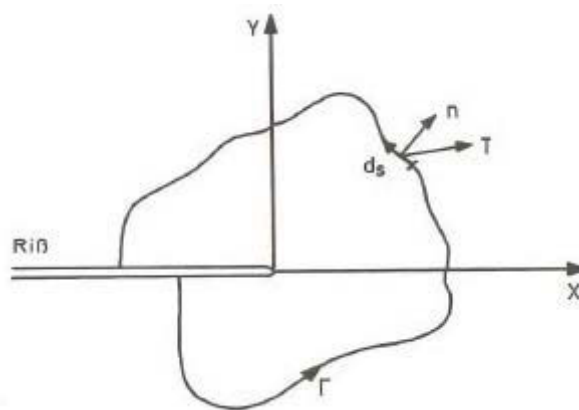


Abb. 2.9: Integrationsweg für das J-Integral [3]

Auf Basis des J-Integrals lässt sich ein Rissfortschrittskriterium in folgender Form formulieren:

$$J \geq J_c(\Delta a) \quad \text{Glg. (2.32)}$$

Risswachstum erfolgt, wenn die Intensität J des elastisch-plastischen Spannungsfeldes an der Rissspitze den Wert der für das Wachstum notwendigen Kenngröße $J_c(\Delta a)$ erreicht. Die Kenngröße J_c ist von der Rissverlängerung Δa abhängig (siehe Abb. 2.10). Wird der kritische Wert J_{lc} erreicht kommt es schlagartig zum Bruch.

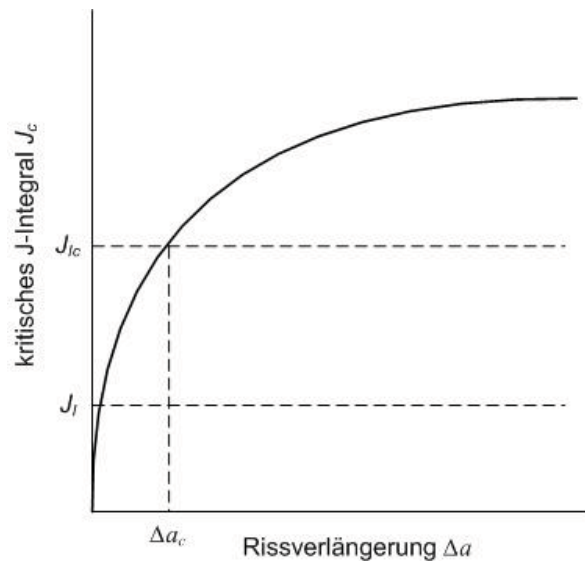


Abb. 2.10: J_c in Abhängigkeit von der Rissverlängerung Δa

Neben der Formulierung eines Bruchkriteriums dient das J-Integral auch zur Beschreibung des Rissfortschrittsverhaltens. Dafür wird die Schwingbreite des J-Integrals ΔJ herangezogen. Eine mögliche Berechnung für eine ungekerbte Probe mit Riss liefert El Haddad [12]. Die Schwingbreite des J-Integrals setzt sich dabei aus einem elastischen und einem plastischen Anteil zusammen

$$\Delta J = \Delta J_e + \Delta J_p = 2\pi Y^2 (a + a_{th}) \left(\frac{\Delta S^2}{2E} + \frac{\Delta S \Delta \varepsilon_p}{n+1} f(n) \right) \quad \text{Glg. (2.33)}$$

wobei Y der Geometriefaktor, a die Risslänge, a_{th} die Übergansrisslänge nach El Haddad [33], ΔS die Schwingbreite der Spannung, E der Elastizitätsmodul, $\Delta \varepsilon_p$ die Schwingbreite der plastischen Dehnung und $f(n)$ eine Funktion des Verfestigungsexponenten n ist. Eine analoge Berechnung für gekerbte Proben liefert ebenfalls El Haddad [12]. Bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten wird im Rissfortschrittsdiagramm die Rissfortschrittsrate über ΔJ anstelle von ΔK aufgetragen. Häufig wird aber auch eine äquivalente Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK_J herangezogen.

$$\Delta K_J = \sqrt{E \Delta J} = \sqrt{E(\Delta J_e + \Delta J_p)} = \Delta S \sqrt{\pi(a + a_{th})} \sqrt{2E Y^2 \left(\frac{1}{2E} + \frac{f(n) \Delta \varepsilon_p}{n+1 \Delta S} \right)} \quad \text{Glg. (2.34)}$$

Glg. (2.34) kann zur Berücksichtigung von Risschließeffekten wie folgt erweitert werden:

$$\Delta K_{J,eff} = (S_o - S_{op}) \sqrt{\pi(a - a_{th})} \sqrt{2EY^2 \left(\frac{1}{2E} + \frac{f(n)}{n+1} \frac{\Delta \varepsilon_p}{\Delta S} \right)} \quad \text{Glg. (2.35)}$$

Wobei S_o der aufgetragenen Oberspannung und S_{op} der Rissöffnungsspannung entsprechen. Der Parameter $\Delta K_{J,eff}$ kann zum Beispiel zur Berechnung der Rissfortschrittsrate nach der Parisgleichung herangezogen werden [9-12].

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K_{J,eff})^m \quad \text{Glg. (2.36)}$$

3. Kurzrisswachstum

Das Rissfortschrittsverhalten kurzer Risse in Abhängigkeit der Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors unterscheidet sich wesentlich vom Verhalten sogenannter langer Risse bei gleicher Spannungsintensität. Das anormale Verhalten kurzer Risse wurde erstmals von Pearson [13] erwähnt. Die von Person an Aluminiumproben aufgenommenen Rissfortschrittskurven kurzer und langer Risse sind in Abb. 3.1 schematisch dargestellt. Kurze Risse beginnen bereits unterhalb des Schwellenwerts ΔK_{th} zu wachsen und können bei äquivalenten Spannungsintensitäten ΔK bedeutend höhere Rissfortschrittsraten aufweisen als lange Risse. Die Mechanismen, welche zu Unterschieden in den Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse führen sind noch nicht restlos geklärt. Zusätzlich gibt es im Bereich der kurzen Risse Größenunterschiede, welche sich ebenfalls auf das Rissfortschrittsverhalten auswirken. Kapitel 3.1 liefert eine kurze Übersicht der Einteilung kurzer Risse.

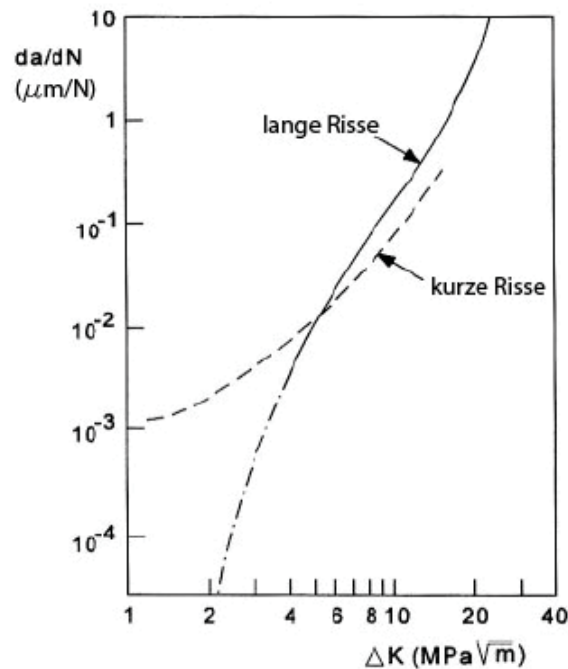


Abb. 3.1: Rissfortschrittsergebnisse von Pearson für kurze und lange Risse in einer Al-Legierung [13]

3.1. Einteilung kurzer Risse

Bei der Bewertung des Verhaltens kurzer Risse ist eine genaue Betrachtung der Rissabmessungen des Anfangsrisses von Vorteil. Die allgemeine Bezeichnung „Kurzziss“ trifft auf eine Vielzahl von Rissen zu. Deren Verhalten wird aber entsprechend ihrer Größe von unterschiedlichen Mechanismen bestimmt. Kurze Risse werden daher wie folgt eingeteilt:

- *mechanisch kurze Risse*: Die Rissgröße entspricht ca. der Größe der plastischen Zone um den Riss. Bei mechanisch kurzen Rissen versagt die Anwendung der linear-elastischen Bruchmechanik. Mechanisch kurze Risse werden gelegentlich auch als kontinuumsmechanisch kurz bezeichnet.
- *mikrostrukturell kurze Risse*: Die Rissgröße liegt im Bereich einer „charakteristischen mikrostrukturellen Größe“, welche auch als mikrorissbegrenzender Hindernisabstand d_h bezeichnet wird. Als mikrostrukturell kurze Risse werden Risse bis zu einer Rissgröße von $\sim 5-10 \times d_h$ bezeichnet. Das Rissfortschrittsverhalten mikrostrukturell kurzer Risse wird von der lokalen Mikrostruktur des Werkstoffes entscheidend beeinflusst.
- *physikalisch kurze Risse*: Als physikalisch kurze Risse werden Risse bezeichnet, welche keiner der obigen Kategorien angehört. Deren Rissgröße ist vom Werkstoff und dessen Mikrostruktur abhängig.

Risse können in einer oder in mehreren Dimensionen kurz sein. Zu den mikrostrukturell kurzen Rissen gehören nur solche Risse, welche in allen Dimensionen die durch die Mikrostruktur vorgegebene maximale Rissgröße nicht überschreiten. Ist ein Riss dagegen in Rissfortschrittsrichtung kleiner als der fünf- bis zehnfache mikrorissbegrenzende Hindernisabstand, normal dazu aber deutlich größer als dieser so wird der Riss nicht mehr von der lokalen Mikrostruktur beeinflusst und gehört daher nicht zu den mikrostrukturell kurzen Rissen. Ein derartiger Riss gehört der Gruppe der physikalisch kurzen Risse an [14, 15].

3.2. Anormales Verhalten kurzer Risse

Das von Pearson [13] erstmals erwähnte anormale Verhalten kurzer Risse in einer Aluminium-Legierung wurde danach an einer Vielzahl anderer Werkstoffe beobachtet. Kurze Risse wachsen bei äquivalenten Spannungsintensitäten schneller als lange Risse. Rissfortschrittskurven langer Risse können daher nicht zur Vorhersage der Rissfortschrittsgeschwindigkeit kurzer Risse verwendet werden. Mit steigender Risslänge tendieren die Daten des Kurzrisswachstums aber in Richtung der Rissfortschrittskurven langer Risse. Der Schwellenwert ΔK_{th} gilt ebenfalls nicht für kurze Risse, da kurze Risse bereits unterhalb von ΔK_{th} wachsen [13].

Neben den gegenüber langen Rissen erhöhten Rissfortschrittsraten und dem Risswachstum unterhalb des Schwellenwertes wurden auch andere Phänomene kurzer Risse entdeckt. Häufig zeigen Rissfortschrittskurven kurzer Risse starke Schwankungen der Rissfortschrittsrate. Abb. 3.2 zeigt ein derartiges Verhalten für Aluminium und Stahl.

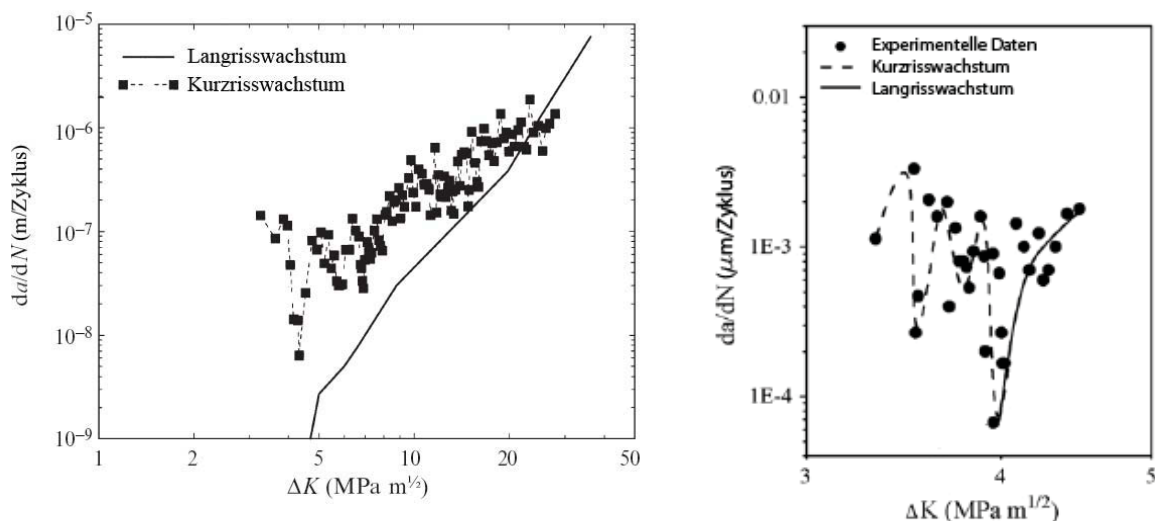


Abb. 3.2: links: Rissfortschrittsdiagramm einer 2024-T351 Aluminiumlegierung bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ [16], rechts: Rissfortschrittsdiagramm eines 0,003%-igen Kohlenstoffstahls bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ [17]

Ein weiteres Phänomen, welches ausschließlich bei kurzen Rissen auftritt, ist ein deutlicher Einfluss des Spannungsniveaus auf die Rissfortschrittsrate. Die Schwingbreite der Spannung ist im Spannungsintensitätsfaktor enthalten (vergl. Glg. (2.19)). Trotzdem führen unterschiedliche maximale Spannungen bei kurzen Rissen zu unterschiedlichen Rissfortschrittsraten (siehe Abb. 3.3). Bei langen Rissen ist das nicht der Fall.

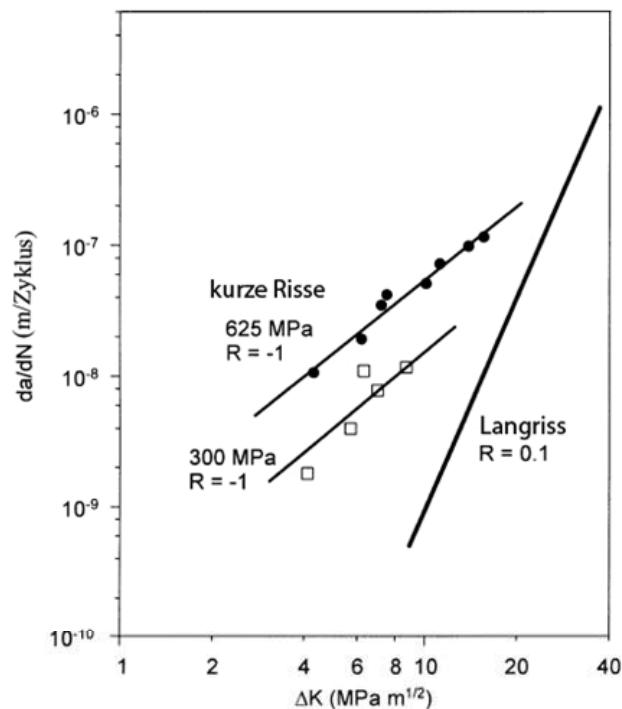


Abb. 3.3: Spannungseinfluss auf die Rissfortschrittsrate kurzer Risse in lamellarem Ti-6Al-4V [18]

Die Gründe für das anormale Verhalten kurzer Risse sind vielfältig. Nicht alle Phänomene sind eindeutig geklärt. Die Literatur liefert häufig widersprüchliche Erklärung für die zuvor genannten Phänomene. Grundsätzlich werden folgende Gründe für das anormale Verhalten kurzer Risse genannt:

- *Risschließeffekte*: Kurze Risse erfahren keine Risschließeffekte zufolge Plastizität und Abrieb zwischen den Rissflanken, da kurze Risse noch keine bedeutende plastische Verformung entlang der Rissflanken aufgebaut haben und sich noch kein Abrieb gebildet hat.
- *Plastizitätseffekte*: Bei äquivalentem Spannungsintensitätsfaktor erfahren kurze Risse eine deutlich höhere Spannung als lange Risse. Auf Grund der hohen Spannungen kann es zu Großbereichsfließen kommen. Der nach der linear-elastischen Bruchmechanik berechnete Spannungsintensitätsfaktor verliert dann seine Gültigkeit.
- *Einflüsse der Mikrostruktur*: Mikrostrukturelle Hindernisse führen bei kurzen Rissen zu einer Verzögerung der Rissfortschrittsrate. Bei langen Rissen ist dies nicht der Fall da sich die Risspitze über eine große Zahl von Körnern (bzw. anderen mikrostrukturellen Hindernissen) erstreckt und daher die lokalen mikrostrukturellen Einflüsse, über die Risspitze gemittelt, konstant sind.
- *Risswachstum unter verschiedenen Modi*, obwohl äußerlich ein Mode I-Rissfortschritt zu erwarten wäre.

In der Literatur findet man Modelle zur Berücksichtigung oben genannter Einflüsse. Diese Modelle berücksichtigen allerdings nur einige dieser Einflüsse, bei Vernachlässigung anderer wichtiger Faktoren [11, 19-21].

3.2.1. Erhöhte Rissfortschrittsraten gegenüber langen Rissen

Kurze Risse zeigen bei äquivalenten Spannungsintensitäten deutlich höhere Rissfortschrittsraten als lange Risse. Die erhöhten Rissfortschrittsraten werden in erster Linie auf die Abwesenheit von Risssschließeffekten bei kurzen Rissen zurückgeführt. Risssschließeffekte entstehen hauptsächlich durch die Ausbildung der plastischen Zone an der Riss Spitze, durch die Rauigkeit der Rissflanken und der bei wiederholtem Rissflankenkontakt auftretende Abrieb, der im Riss verbleibt (vergl. Kapitel 2.5). Bei kurzen Rissen ist die Ausbildung der plastischen Zone im Bereich hinter der Riss Spitze noch nicht sehr weit fortgeschritten und es ist noch kein nennenswerter Abrieb entstanden. Die effektive Spannungsintensität ist daher bei kurzen Rissen höher als bei langen Rissen. Kurze Risse wachsen daher schneller und besitzen einen niedrigeren Schwellwert als lange Risse, da der Schwellwert bei langen Rissen in erster Linie auf Risssschließeffekte zurückgeführt wird (vergl. Kapitel 2.3). Die um die Risssschließeffekte korrigierten Rissfortschrittskurven langer Risse müssten demzufolge mit den Rissfortschrittskurven kurzer Risse übereinstimmen. Oft werden Rissfortschrittskurven kurzer Risse mit Rissfortschrittskurven langer Risse bei hohem Spannungsverhältnis verglichen. Bei hohen Spannungsverhältnissen kommt es während des gesamten Schwingenspiels zu keinem Kontakt der Rissflanken und Risssschließeffekte werden damit weitgehend ausgeschlossen. Nalla et al. [22] erhielten bei Rissfortschrittsuntersuchungen an Ti-6Al-4V unter Berücksichtigung der Risssschließeffekte annähernd idente Schwellenwerte für lange Risse und physikalisch kurze Risse, was für die Abwesenheit von Risssschließeffekten bei physikalisch kurzen Rissen spricht. Mikrostrukturell kurze Risse wuchsen dagegen auch unterhalb von $\Delta K_{th,eff}$. Tatsächlich werden aber auch bei physikalisch kurzen Rissen häufig Risssschließeffekte beobachtet. Zhang et al. [19] maßen Risssschließeffekte an physikalisch kurzen Rissen (nur in Rissfortschrittsrichtung kurz, Rissbreite entsprach der Probendicke) in einer 2024-T351 Aluminiumlegierung. Die gemessenen Risssschließspannungen waren bei einer Risslänge von 100-150 μm maximal und lagen bei ca. 50 % der Maximalspannung. Danach nahmen die Risssschließspannungen mit steigender Risslänge bis auf 25 % der Maximalspannung bei einer Risslänge von 1,5 mm ab. In [24] werden die Risssschließeffekte bei kurzen Rissen auf die Rauigkeit der Rissflanken, welche in erster Linie durch die Rissablenkung an Korngrenzen entsteht, zurückgeführt. Der Rauigkeitsgrad ist von der Mikrostruktur abhängig. Im Bereich kurzer Risse führt eine feine Mikrostruktur zu häufiger Rissablenkung und damit zu einer großen Rauigkeit. Bei langen Rissen ist der Rissverlauf im Verhältnis zur Risslänge jedoch wenig verwinkelt und die Risssschließeffekte sind damit geringer [19, 22-24].

3.2.2. Der Spannungseinfluss

Die Rissfortschrittsraten kurzer Risse sind, im Gegensatz zu langen Rissen, explizit vom Spannungsniveau abhängig. Bei äquivalenten Spannungsintensitäten ist die Rissfortschrittsrate umso größer, je größer das Verhältnis der aufgetragenen Maximalspannung zur Fließspannung des Werkstoffes ist. Eine schematische Darstellung des Spannungseinflusses zeigt Abb. 3.4. Der Spannungseinfluss auf die Rissfortschrittsrate kurzer Risse wird häufig auf verstärkte Plastizitätseffekte zurückgeführt (vergl. Kapitel 3.2). Da der nach der linear-elastischen Bruchmechanik berechnete Spannungsintensitätsfaktor nur für Kleinbereichsfließen gültig ist muss ein elastisch-plastischer Spannungsintensitätsfaktor ΔK_p herangezogen werden. Eine Möglichkeit ist die Vergrößerung der Risslänge um den Radius der plastischen Zone r_{pl} beispielsweise entsprechend Caton et al. [20].

$$\Delta K_p = Y \Delta S \sqrt{\pi(a + \gamma \cdot r_{pl})} \quad \text{Glg. (3.1)}$$

$$r_{pl} = a \cdot \left(\sec \left(\frac{\pi \cdot S_o}{2 \cdot \sigma_0} \right) \right) \quad \text{Glg. (3.2)}$$

σ_0 stellt dabei den Mittelwert aus der Zugfestigkeit und der Fließspannung dar. Der elastisch-plastische Spannungsintensitätsfaktor nimmt mit steigendem Verhältnis von Oberspannung S_o zum Mittelwert aus Zugfestigkeit und Fließspannung σ_0 zu, sodass die Rissfortschrittskurven größerer Spannungsniveaus zu größeren Spannungsfaktoren verschoben werden. Der Multiplikator γ des Radius der plastischen Zone ist vom Spannungsverhältnis und vom Werkstoff abhängig und liegt laut Newman [38] zwischen 0,25 und 1. Eine weitere Möglichkeit zur Berücksichtigung der Plastizität ist die Verwendung von ΔK_J bzw. $\Delta K_{J,eff}$ (vergl. Kapitel 2.6).

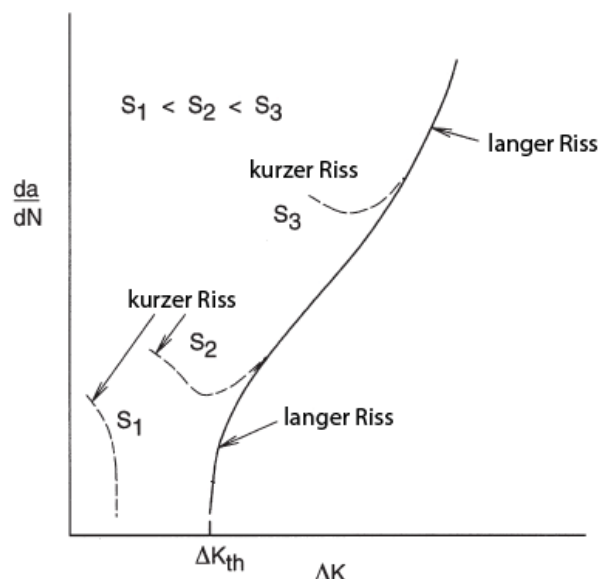


Abb. 3.4: Schematische Darstellung des Spannungseinflusses bei konstantem R -Verhältnis [21]

Die Plastizitätseffekte, welche bei Rissfortschrittsuntersuchungen kurzer Risse auftreten, sind aber meist gering, da Großbereichsfließen nur bei sehr hohen Spannungsintensitäten und damit im Bereich der Kurzzeitfestigkeit auftreten. Kurze Risse zeigen aber auch bei relativ kleiner plastischer Zone, welche noch in der Größe des mikrorissbegrenzenden Hindernisabstandes liegt, unterschiedliche Rissfortschrittsraten in Abhängigkeit vom Spannungsniveau. Grund dafür sind Wechselwirkungen mit der Mikrostruktur. Kurze Risse werden abhängig von der Rissgröße mehr oder weniger stark von mikrostrukturellen Barrieren aufgehalten (vergl. Kapitel 3.2.3). Da hohe Maximalspannungen zu extensiver Gleitbandbildung führen, können mikrostrukturelle Barrieren bei hohen Spannungen leichter überwunden werden. Die Rissfortschrittsrate ist daher bei großen Maximalspannungen höher [11, 20, 21].

3.2.3. Schwankungen der Rissfortschrittsrate

Ein bei kurzen Rissen zu beobachtendes Phänomen ist die Schwankung der Rissfortschrittsrate (siehe Abb. 3.2). Schwankungen der Rissfortschrittsrate treten nur im Bereich des Mikrorisswachstums auf, dass heißt bei mikrostrukturell kurzen Rissen (vergl. Kapitel 3.1). Natürlich initiierte Risse beginnen ihr Wachstum innerhalb eines Kornes mit relativ großer Wachstumsgeschwindigkeit. Treffen sie auf eine mikrostrukturelle Barriere verzögert sich ihre Rissfortschrittsrate. Nach Überwinden des Hindernisses steigt diese wieder an, es kommt daher zu Schwankungen der Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit der Mikrostruktur. Als mikrostrukturelles Hindernis können zum Beispiel Korngrenzen oder Phasengrenzen wirken. Abb. 3.5 zeigt den Zusammenhang zwischen Rissfortschrittsrate und Mikrostruktur eines kohlenstoffarmen Stahls.

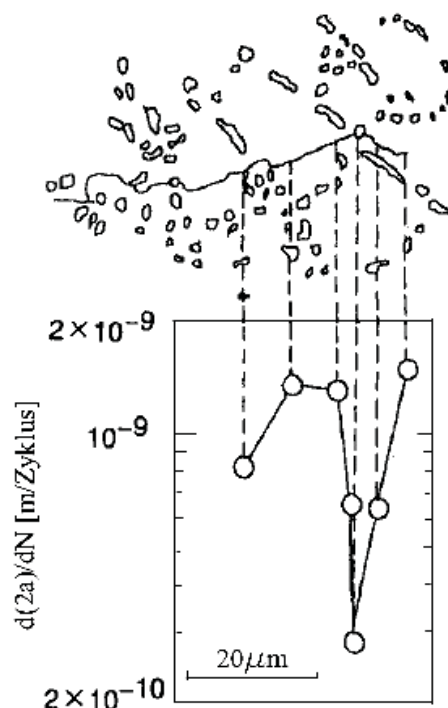


Abb. 3.5: Einfluss der Mikrostruktur auf die Rissfortschrittsrate einer AC8A Aluminiumlegierung [25]

Gewinnt der Riss mit zunehmendem Rissfortschritt an Länge, dann erstreckt sich auch die Risspitze über eine immer größer werdende Zahl von mikrostrukturellen Barrieren (siehe Abb. 3.6). Die Rissfortschrittsrate bleibt dann konstant, weil lokale Verzögerungs- und Beschleunigungsphänomene über eine größere Risspitze gemittelt werden. Lange Risse zeigen daher keine Schwankungen der Rissfortschrittsgeschwindigkeit[1, 2].

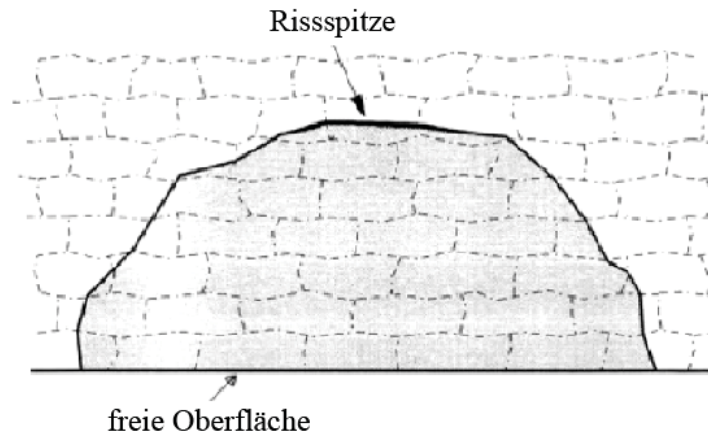


Abb. 3.6: Risspitze eines halbkreisförmigen Oberflächenriss [2]

3.3. Risswachstum in Al-Si-Gusslegierungen

Auf Grund der guten physikalischen und mechanischen Eigenschaften, sowie der ausgezeichneten Gießbarkeit bestehen über 90 % der Aluminiumgussteile aus einer Al-Si-Legierung. Für den erfolgreichen Einsatz von Al-Si-Legierungen in Komponenten mit hoher Lebensdauer muss deren Widerstandsfähigkeit gegenüber Ermüdung abgeschätzt werden. Die Widerstandsfähigkeit von Al-Si-Legierungen bei zyklischer Beanspruchung wird durch die Mikrostruktur bestimmt. In Bauteilen mit großen Poren bestimmt die Größe der größten Poren die Lebensdauer. Treten Poren mit max. Porendurchmessern deutlich größer als 100 µm auf, kann die Lebensdauer durch Integration der Parisgleichung abgeschätzt werden, die Berechnung erfolgt also auf Grundlage des Langrisswachstums. Die Schwingspielzahl bis zur Rissinitiierung ist dabei vernachlässigbar gering. Liegen die maximalen Porendurchmesser im Bereich von 100 µm oder darunter tritt Kurzrisswachstum auf [26, 27].

3.3.1. Gefüge von Al-Si-Gusslegierungen

Al-Si-Legierungen enthalten im Allgemeinen zwischen 4 % und 22 % Silizium. Man unterscheidet je nach Siliziumgehalt untereutektische (4 % bis 9 % Si), eutektische (10 % bis 13 % Si) und übereutektische (14 % bis 22 % Si) Legierungen. Der eutektische Punkt liegt bei 12,6 % Silizium (siehe Abb. 3.7). Neben dem Eutektikum besteht das Gefüge zum größten Teil aus einer Aluminiummatrix. Die Aluminiummatrix kann maximal 1,65 % Si lösen, der Rest liegt als Bestandteil des Eutektikums oder in Form von Si-Partikeln in der Aluminiummatrix vor. Im Allgemeinen enthalten Al-Si-Legierungen neben dem Silizium

noch weitere Legierungselemente. Die häufigsten sind Eisen, Kupfer, Magnesium und Mangan, weniger häufig sind Nickel, Beryllium und Zink. Die Aluminiummatrix kann nur Silizium, Magnesium, Kupfer und Zink lösen, alle anderen chemischen Elemente bilden intermetallische Verbindungen. Eisen, was für gewöhnlich eine Verunreinigung in Gusslegierungen darstellt, kann beispielsweise Al_5FeSi - oder $Al_8FeMg_3Si_6$ -Verbindungen bilden. Mangan bildet $Al_{15}(Fe,Mn)_3Si_2$. Neben den oben genannten Legierungselementen werden häufig kleine Mengen Titan und Bor zur Kornfeinung in untereutektischen Al-Si-Legierungen und Phosphor zur Feinung der Siliziumkristalle in übereutektischen Al-Si-Legierungen zugegeben [27, 28].

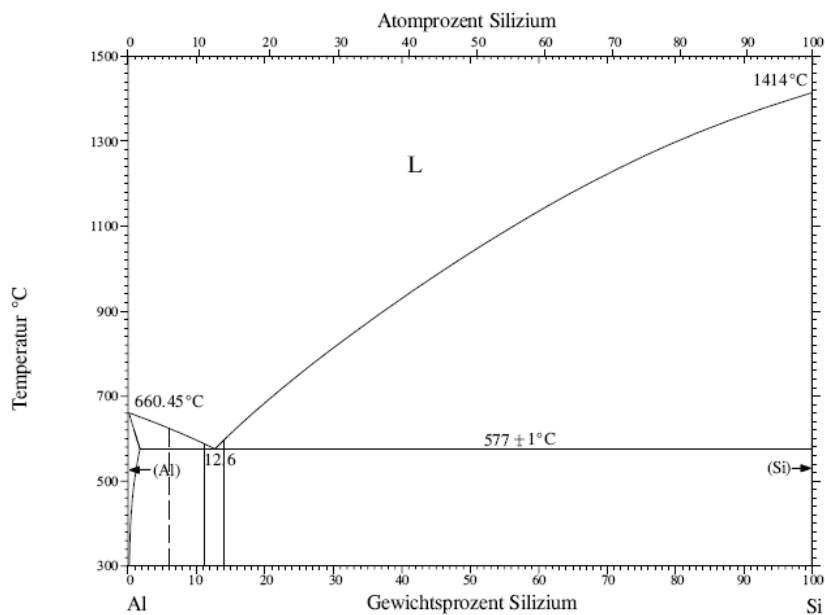


Abb. 3.7: Phasendiagramm für das Al-Si-Zweistoffsystem

3.3.2. Rissinitierung

In Abwesenheit großer Poren entstehen Risse in erster Linie an Mikroporositäten in der Nähe der Oberfläche. Da sich auf Grund der Mikroporositäten bereits Anrisse im Material befinden, ist die Lebensdauer vom Rissfortschrittsverhalten abhängig. Die Berechnung der Anrissgröße kann aus der statistischen Verteilung der Mikroporen, welche von den Abkühlbedingungen abhängt, erfolgen. Neben den Mikroporen wirken in Al-Si-Legierungen auch Si-Partikel als Ausgangspunkt für Risse. Shiozawa et al. [25] beobachteten in einer Al-Si-Mg-Cu-Legierung die Entstehung von Rissen durch Ablösen der Si-Partikel von der Aluminiummatrix. Beinhaltet das Gefüge der Al-Si-Legierung intermetallische Phasen können Risse auch durch Ablösen der intermetallischen Partikel von der Aluminiummatrix entstehen. Caton et al. [20] beobachteten, in einer Al-Si-Cu-Legierung mit grober Mikrostruktur, Rissinitierung an intermetallischen $Al_{15}(Fe, Mn)_3Si_2$ -Partikeln. In feiner Mikrostruktur wurde dagegen die Bildung von Gleitbändern an der Oberfläche beobachtet. Risse entstanden in weiterer Folge innerhalb dieser Gleitbänder.

3.3.3. Risswachstum

Al-Si-Legierungen zeigen einen deutlichen Kurzrisseffekt. Erhöhte Rissfortschrittsraten gegenüber langen Rissen sowie ein deutlicher Spannungseinfluss wurden beispielsweise in [6], [20], [29] und [30] beobachtet. In [16], [25] und [26] wurden bei mikrostrukturell kurzen Rissen Schwankungen der Rissfortschrittsrate festgestellt.

Gall et al. [26] beobachteten an Rundproben aus einer AlSi7Mg0,3-Legierung, dass kurze Risse bevorzugt durch die Aluminiummatrix und nicht durch das Eutektikum wachsen. Trotzdem ist der Riss auf Grund der dreidimensionalen Natur der Aluminiummatrixdendriten teilweise gezwungen eutektische Phasen zu passieren. Trifft der Riss dabei auf einen Si-Partikel verläuft der weitere Rissfortschritt entlang der Grenzfläche zwischen Partikel und Matrix. Bei niedrigen Spannungsintensitäten, welche bei kurzen Rissen in der Regel auftreten, ist die Prozesszone an der Rissspitze klein. Die elastische Energie der Prozesszone reicht daher im Allgemeinen nicht aus um Si-Partikel zu brechen. Der Riss wird daher gezwungen seinen bevorzugten Weg normal zur Beanspruchungsrichtung zu verlassen, was zu einer Verzögerung des Rissfortschritts führt. Es kommt daher zu Schwankungen in der Rissfortschrittsrate. Shiozawa et al. [25] beobachteten in zwei unterschiedlichen Al-Si-Mg-Cu-Legierungen ebenfalls eine Verzögerung des Rissfortschritts im Bereich von Si-Partikeln. Es kann aber auch bei geringen Spannungsintensitäten zum Bruch von Si-Partikel kommen. Dies ist dann der Fall, wenn die Hauptachse länglicher Partikel normal zur Rissfortschrittsrichtung liegt. Der Widerstand gegen das Ablösen des Partikels von der Matrix ist in diesem Fall besonders hoch, da der Riss über einen weiten Bereich parallel zur Belastungsrichtung laufen muss. Zusätzlich ist der Bruchwiderstand eines parallel zur Beanspruchungsrichtung liegenden Partikels geringer, als der eines Partikels, welcher normal zur Beanspruchungsrichtung liegt. Der Riss verläuft daher auch bei niedrigen Spannungsintensitäten durch einen Si-Partikel, sofern dessen Hauptachse normal auf die Rissfortschrittsrichtung steht.

Durch den Rissfortschritt kommt es bei gleichbleibender Spannungsamplitude zu einer Erhöhung der Spannungsintensität. Ab einem bestimmten, werkstoffabhängigen Wert der Spannungsintensität kommt es zu einer Veränderung des Rissfortschrittsmodus. Die elastische Dehungsenergie in der Prozesszone an der Rissspitze ist dann groß genug um die Si-Partikel zu brechen. Die Si-Partikel brechen bevor die Rissspitze diese erreicht und der Riss folgt durch die zerstörten Bereiche. Der Riss verläuft dann bevorzugt durch das Eutektikum, da sich im Eutektikum die meisten Si-Partikel befinden. Die Si-Partikel wirken als Schwachstellen innerhalb des Gefüges und stellen kein Hindernis mehr dar. Folglich treten keine Schwankungen der Rissfortschrittsrate mehr auf. Das Risswachstum entspricht dann dem Langrisswachstum und kann mit der Paris-Gleichung beschrieben werden. Der Übergang zwischen den beiden Risswachstumsmodi ist auf der Bruchfläche erkennbar, da die Oberfläche bei Rissfortschritt durch Si-Partikel deutlich rauer ist als bei Rissfortschritt durch die Aluminiummatrix [26].

Wie bereits erwähnt treten bei kurzen Rissen in Aluminium neben den Schwankungen in der Rissfortschrittsrate, gegenüber langen Rissen erhöhte Rissfortschrittsraten auf. Lados et al. [6] führten dieses Verhalten in erster Linie auf Rissschließeffekte durch die Rauigkeit der

Rissflanken und falls vorhanden auf Risssschließeffekte durch Eigenspannungen zurück. Es konnten daher durch Korrektur der Risssschließeffekte gute Übereinstimmungen zwischen den Rissfortschrittsraten kurzer und langer Risse erzielt werden.

3.4. Risswachstum in Ti-6Al-4V

Auf Grund der hohen spezifischen Festigkeit, der Biokompatibilität und der exzellenten Widerstandsfähigkeit gegenüber chlorid-haltigen Fluiden haben Titanlegierungen vor allem in der Luft- und Raumfahrt, sowie in der Medizin Anwendung gefunden. Bei derartigen Anwendungen werden Titankomponenten häufig Ermüdungsbeanspruchungen ausgesetzt. Die Lebensdauer solch einer zyklisch belasteten, defektfreien Komponente unterteilt sich in eine Rissinitiierungsphase und eine Rissfortschrittsphase. Im LCF-Bereich (low-cycle fatigue) wird die Lebensdauer von der Rissfortschrittsphase dominiert. Sind jedoch kurze Initialrisse bei HCF-Belastung vorhanden, können diese die Lebensdauer drastisch reduzieren [18, 31].

3.4.1. Gefüge von Ti-6Al-4V

Das Gefüge übt einen nachhaltigen Einfluss auf die Eigenschaften und das Rissfortschrittsverhalten in Ti-6Al-4V aus. Ti-6Al-4V ist eine ($\alpha+\beta$)-Legierung, das heißt bei Raumtemperatur existieren zwei Phasen, die hexagonale α -Phase und die kubisch-raumzentrierte β -Phase. Unter dem Gefüge versteht man bei Titanlegierungen daher primär die Größe und Anordnung der beiden Phasen α und β . Die beiden extremen Formen des Gefüges sind das lamellare Gefüge und das globulare Gefüge. Lamellare Gefüge entstehen durch einfaches Abkühlen von Temperaturen oberhalb des β -Transus. Bei Unterschreiten der Transustemperatur bilden sich die α -Lamellen zunächst an den β -Korngrenzen und wachsen radial in das β -Korn. Im Gegensatz zum lamellaren Gefüge ist das globulare Gefüge das Resultat eines Rekristallisationsprozesses. Es wird daher im ($\alpha+\beta$)-Gebiet zunächst eine Kaltverformung eingebracht und anschließend Rekristallisationsgeglüht. Es entsteht ein Gefüge aus primären α -Körnern und einer β -Phase an den α -Korngrenzen. Neben dem lamellaren und dem globularen Gefüge existieren auch bimodale und sogenannte „mill-annealed“ Gefüge. Das bimodale Gefüge besteht aus einer lamellaren Matrix mit einem Anteil an globularem α . Das „mill-annealed“ Gefüge ist nicht exakt definiert. Dabei wird zuerst Homogenisiert und anschließend Kaltverformt und Angelassen. Im Gegensatz zu globularen und bimodalen Gefügen wird der Rekristallisations- oder Lösungsglühprozess jedoch weggelassen, was Kostenreduktion, unvollständige Rekristallisation und eine nicht exakt definierte Mikrostruktur zur Folge hat [31, 32].

3.4.2. Rissinitiierung

Der Ort der Rissinitiierung ist abhängig vom Gefüge. Es wird daher in weiterer Folge die Rissinitiierung in den verschiedenen in Kapitel 3.4.1 beschriebenen Mikrostrukturen separat behandelt.

3.4.2.1. Rissinitiierung in lamellarem Gefüge

In lamellarem Gefüge entstehen Risse an ausgeprägten Gleitbändern innerhalb der α -Lamellen, oder an der Stelle, wo sich Gleitbänder mit Grenzflächen benachbarter Lamellenpakete kreuzen. Der Widerstand gegenüber Rissinitiierung ist primär von der Versetzungsbewegung und damit von der freien Gleitlänge abhängig. In lamellarem Gefüge hängt die freie Gleitlänge von der Größe der Lamellenpakete ab. Mit steigender Abkühlgeschwindigkeit nimmt die Größe der Lamellenpakete ab. Der Widerstand gegenüber Rissinitiierung ist umso größer je kleiner die Lamellenpakete und damit die freie Gleitlänge sind [18, 31, 32].

3.4.2.2. Rissinitiierung in bimodalem Gefüge

In bimodalem Gefüge entstehen Risse im Allgemeinen im lamellaren Bereich des Gefüges oder an Phasengrenzen zwischen der lamellaren Phase und der α -Phase, da die lamellare Phase in bimodalem Gefüge weicher ist als die α -Phase. Grund dafür ist der sogenannte „alloy element partitioning effect“. Legierungselemente, welche entweder starke α -Stabilisierer (Aluminium, Sauerstoff) oder starke β -Stabilisierer (zum Beispiel Mo, V) sind, teilen sich auf die entsprechenden Phasen auf. Die beim Abkühlen in den β -Körnern entstehenden α -Lamellen besitzen daher eine geringere Konzentration an aushärtungsförderndem Aluminium und Sauerstoff. Die lamellare Phase in bi-modalem Gefüge ist daher weicher als die primären α -Körner bzw. weicher als in vollkommen lamellarem Gefüge [18, 31, 32].

3.4.2.3. Rissinitiierung in globularem Gefüge

In globularem Gefüge entstehen Risse an Gleitbändern innerhalb der miteinander verbundenen α -Körner. In grobem Gefüge ist der Widerstand gegenüber Rissinitiierung kleiner als in feinem Gefüge. Grund dafür ist die größere freie Gleitlänge. Die Schwingfestigkeit nimmt daher mit zunehmender Korngröße ab [31, 32].

3.4.3. Rissfortschritt

Im Mikrorissbereich ist die Rissfortschrittsrate in erster Linie von der freien Gleitlänge abhängig. Der Riss wächst umso schneller je größer die freie Gleitlänge ist. Da die Größe der freien Gleitlänge von den mikrostrukturellen Hindernissen abhängt, ist die Rissfortschrittsrate vom Gefüge abhängig [31, 32].

3.4.3.1. Rissfortschritt in lamellarem Gefüge

In lamellarem Gefüge wächst der Riss anfänglich entlang der Lamellengrenze an welcher er entstanden ist und später durch die lamellare Matrix. Das Risswachstum erfolgt über Gleitbänder. Der Riss wächst innerhalb eines Lamellenpaketes relativ geradlinig und wechselt nur an der Lamellenpaketgrenze und an Kongrgenzen seine Orientierung. Der wichtigste mikrostrukturelle Parameter für den Rissfortschritt ist daher die Lemellenpaketgröße. Die Dichte der Paketgrenzen nimmt mit steigender Abkühlgeschwindigkeit zu, was zu einer Abnahme der Rissfortschrittsrate führt. Mikrorisse wachsen daher in grobem lamellarem Gefüge schneller als in feinem Gefüge.

Rissinitiierung und anfänglicher Rissfortschritt treten in den schwächsten Bereichen des Gefüges auf, wo keine großen Hindernisse den Rissfortschritt behindern. Mit zunehmender Rissgröße ist es statistisch nicht mehr vermeidbar, dass die Rissfront auf große Hindernisse trifft und die Rissfortschrittsrate nimmt mit zunehmender Rissgröße ab [18, 32].

3.4.3.2. Rissfortschritt in bimodalem Gefüge

In bimodalem Gefüge ist der wichtigste mikrostrukturelle Parameter für den Rissfortschritt die ursprüngliche β -Korngröße. Die Größe der Lamellenpakete entspricht in etwa der β -Korngröße und ist damit wesentlich kleiner als in vollkommen lamellarem Gefüge. Da die freie Gleitlänge von der Größe der Lamellenpakete abhängt ist die Rissfortschrittsrate von Mikrorissen in bimodalem Gefüge geringer als in vollkommen lamellarem Gefüge, obwohl die lamellare Phase in bimodalem Gefüge auf Grund des „alloy element partitioning effect“ (vergl. Kapitel 3.4.2.2) eine geringere Festigkeit als in vollkommen lamellarem Gefüge aufweist. Makrorisse wachsen dagegen in bimodalem Gefüge schneller. Grund dafür ist der relativ gerade Rissfortschritt im Makrorissbereich in bimodalem Gefüge (siehe Abb. 3.8). Die durch die Rauhigkeit auftretenden Rissenschließeffekte sind daher in bimodalem Gefüge geringer [18, 32].

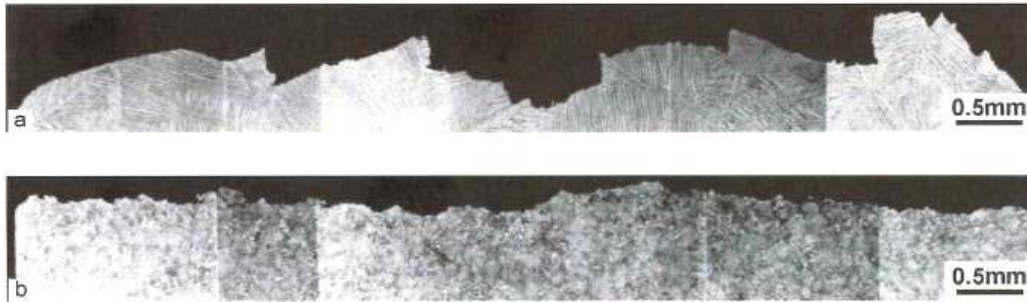


Abb. 3.8: Rissfront von Makrorissen in lamellarem Ti6Al4V: a) grobes Gefüge, b) feines Gefüge [32]

3.4.3.3. Rissfortschritt in globularem Gefüge

In globularem Gefüge ist das Rissfortschrittsverhalten in erste Linie von der α -Korngröße abhängig, da die α -Korngröße die freie Gleitlänge bestimmt. Die freie Gleitlänge kann allerdings auch größer als die α -Korngröße sein, da globulare Gefüge häufig starke kristallographische Texturen aufweisen. In globularem Gefüge wachsen Mikrorisse in Bereichen miteinander verbundener α -Körner. Die Rissfortschrittsrate von Mikrorissen nimmt mit zunehmender α -Korngröße zu. Bei Makrorissen führen größere α -Körner dagegen zu einer leicht geringeren Rissfortschrittsrate. Grund dafür ist die größere Rauigkeit der Rissfront, welche das Rissschließen begünstigt. Da die Rissfront von Makrorissen in globularem Gefüge trotzdem verhältnismäßig glatt ist, wachsen auch Makrorisse relativ schnell. Der Unterschied zwischen der Rissfortschrittsrate von Mikro- und Makrorissen ist daher deutlich geringer als in lamellarem Gefüge [31, 32].

4. Experimentelle Untersuchungen

4.1. Verwendete Prüfmaschinen und Geräte

4.1.1. Lichtmikroskop Olympus BX51M

Das Lichtmikroskop ermöglicht Vergrößerungen von 50fach bis 1000fach. Es wurde zur Vermessung der Probengeometrie und zur Rissfortschrittmessung bei sehr kleinen Rissen verwendet, für welche die Auflösung der Kamera (siehe Kapitel 4.3) nicht mehr ausreichte.

4.1.2. Rasterelektronenmikroskop (REM)

Zur Bestimmung der Mikrostruktur wurden am Lehrstuhl für Nichteisenmetallurgie Gefügebilder mit einem Rasterelektronenmikroskop aufgenommen. Dieses Rasterelektronenmikroskop verfügt über EDX (Energy Dispersive X-ray spectroscopy) zur Bestimmung der chemischen Elemente.

4.1.3. Einachsiger servohydraulischer Prüfstand Instron 8501

Dieser Prüfstand verfügt über eine Prüfkraft von ± 10 kN. Er wurde zur kraftgesteuerten Rissfortschrittmessung kurzer Risse in AlSi9Cu3 verwendet. Die Prüfmaschine verfügt über eine hydraulische Spannvorrichtung zur Probeneinspannung.

4.1.4. Einachsiger servohydraulischer Prüfstand

Es handelt sich dabei um eine, vom Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau selbst konstruierte, hydraulische Prüfanlage, welche unterschiedliche Prüfaufbauten ermöglicht. Im vorliegenden Fall wurde eine einachsige Zug/Druck-Prüfung mit einem Instron Hydraulikzylinder realisiert (siehe Abb. 4.1). Der Hydraulikzylinder verfügt über eine Prüfkraft von ± 100 kN. Dieser Prüfstand wurde zur kraftgesteuerten Rissfortschrittmessung kurzer Risse in Ti-6Al-4V verwendet.



Abb. 4.1: Einachsiger servohydraulischer Prüfstand

4.1.5. Rumul Cracktronic

Es handelt sich dabei um eine Resonanzprüfmaschine der Russenberger Prüfmaschinen AG (Schweiz) zur Prüfung von Proben für die Rissfortschrittsmessung (siehe Abb. 4.2). Die Belastung wird durch Vier-Punkt-Biegung aufgebracht. Die Messung der Risslänge erfolgt mittels Potentialmethode mit Temperaturkompensation. Das Prinzip der Potentialmethode beruht auf der Änderung des elektrischen Potentials einer angerissenen Probe mit wachsender Risslänge, wenn ein konstanter Strom eingespeist wird. Da der elektrische Widerstand und somit auch die Änderung des elektrischen Potentials sich mit der Temperatur ändern, wird die Temperatur über ein PT100 gemessen und eine Temperaturkompensation durchgeführt.



Abb. 4.2: Rumul Cracktronic Resonanzprüfmaschine zur Rissfortschrittsmessung

4.2. Materialcharakterisierung

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurden zwei unterschiedliche Leichtmetalllegierungen (Ti-6Al-4V und AlSi9Cu3) untersucht. In AlSi9Cu3-Druckgussbauteilen bilden natürlich vorhandene Poren den Ausgangspunkt für Risse. Die Lebensdauer dieser Bauteile wird daher vom Rissfortschrittsverhalten bestimmt. In Ti-6Al-4V-Bauteilen liegen dagegen keine makroskopische Defekte vor. Rissauslösend sind daher von außen eingebrachte Defekte, welche während des Betriebs auftreten. Ti-6Al-4V wird in erster Linie in der Luftfahrt eingesetzt, wo nach dem Prinzip des „damage tolerant design“ ausgelegt wird. Das Rissfortschrittsverhalten spielt daher auch für Ti-6Al-4V eine wesentliche Rolle.

4.2.1. AlSi9Cu3

Die untereutektische Aluminium-Druckgusslegierung AlSi9Cu3 findet auf Grund ihrer guten Gießbarkeit bei gleichzeitig hoher Festigkeit in erster Linie in der Automobilindustrie ihre Anwendung.

4.2.1.1. Probenmaterialherstellung

Für die Durchführung der Versuche zur Rissfortschrittsuntersuchung wurden Platten mit den Abmessungen 140 mm x 115 mm und einer Wandstärke von 20 mm abgossen. Die chemische Zusammensetzung ist in Tab. 4.1 zusammengefasst. Die Abgüsse erfolgten im Kaltammerdruckgussverfahren.

Element	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Ni	Zn	Al
Anteil in Gew.-%	9,2	0,79	2,96	0,21	0,27	0,05	0,06	0,96	Rest

Tab. 4.1: Chemische Zusammensetzung der Druckgusslegierung AlSi9Cu3 in Gew.-%

Auf Grund der großen Wandstärke kommt es in der Platte zur Ausbildung unterschiedlicher Bereiche – von der porenfreien Randschicht bis zum stark porösen inneren Bereich. Die Proben für die Rissfortschrittsuntersuchungen wurden aus der porenfreien Randschicht herausgearbeitet.

4.2.1.2. Mikrostruktur

Die Mikrostruktur der verwendeten Mikrostruktur kann Abb. 4.3 entnommen werden. Bei der Erstarrung von AlSi9Cu3 wachsen zunächst Dendriten aus α -Aluminium, welche in weiterer Folge ein Netzwerk bilden. Bei weiterer Abkühlung bildet sich das Al-Si-Eutektikum, welches in nadeliger Form entlang der Korngrenzen bzw. Dendriten vorliegt. Zusätzlich bilden sich bei der Erstarrung von untereutektischen Al-Si-Legierungen in Abhängigkeit von den weiteren Legierungselementen intermetallische Phasen. Im vorliegenden Material

konnten mittels EDX-Mapping (Energy Dispersive X-ray spectroscopy) (siehe Abb. 4.4) intermetallische Al_2Cu - und $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ -Phasen identifiziert werden. $\alpha\text{-Al}_{15}(\text{FeMn})_3\text{Si}_2$ -Phasen bilden sich ab einem Summengehalt von Fe und Mn größer 0,8 % (in diesem Fall: Fe 0,79 % und Mn 0,21%). Sie liegen in Form hexagonaler Globulite vor.

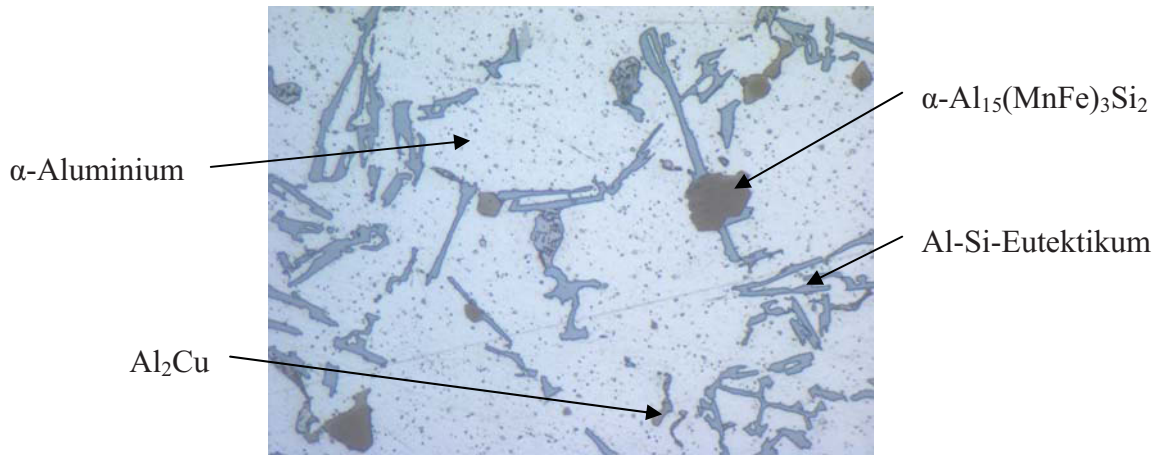


Abb. 4.3: Mikrostruktur der verwendeten Druckgusslegierung AlSi9Cu3 (500fache Vergrößerung)

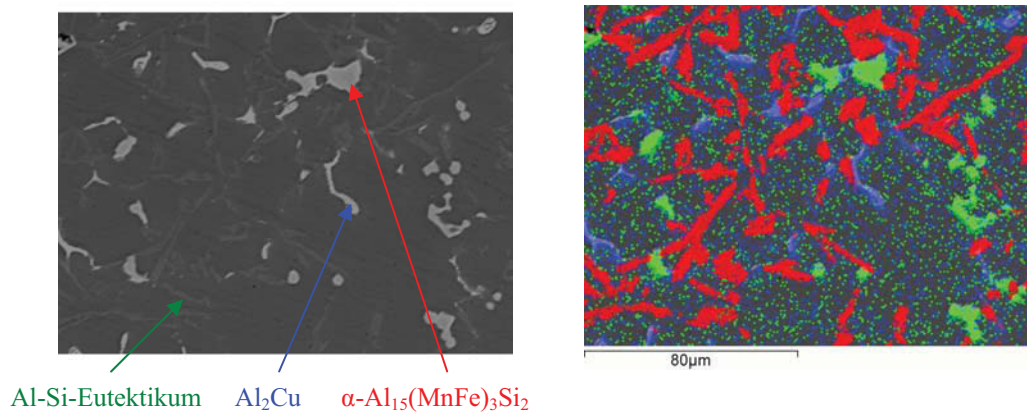


Abb. 4.4: REM-Aufnahme (l) und EDX (r) der Mikrostruktur von AlSi9Cu3 (Rot: Si, Grün: Fe Blau:Cu)

4.2.2. Ti-6Al-4V

Die Titan-Legierung Ti-6Al-4V zeichnet sich vor allem durch ihre hohe Festigkeit und Dauerfestigkeit, sowie durch ihre geringe Dichte und gute Korrosionsbeständigkeit aus. Ihre Anwendungsgebiete sind breit gefächert und reichen von der Luftfahrt bis hin zur Medizin.

4.2.2.1. Probenmaterialherstellung

Für die Rissfortschrittsuntersuchungen wurde im Rahmen der Dissertation Oberwinkler ein Ersatzbauteil (V-Shape) entwickelt. Das Design des Ersatzbauteils war so gewählt, dass im Bereich des Prüfquerschnitts der Proben eine Zone einheitlichen Umformgrades erreicht werden konnte. Die Schmiedung erfolgte auf einer 350 MN Spindelpresse in zwei Hitzen mit je einer Pressung. Als nachfolgende Wärmebehandlung erfolgte ein Mill-Glügen (720°C / 2h).

4.2.2.2. Mikrostruktur

Durch die zuvor genannte Wärmebehandlung der V-Shapes, weisen diese eine sogenannte mill-annealed Mikrostruktur auf (siehe Abb. 4.5). Dabei handelt es sich um ein häufig eingesetztes aber nicht exakt definiertes Gefüge. Im vorliegenden Material können primäre α -Körner mit einer mittleren Korngröße von 8,7 μm und lamellare $\alpha+\beta$ -Körner mit einer Lamellenbreite von 0,65 μm identifiziert werden. Der Anteil der $\alpha+\beta$ -Phasen liegt im Schnitt bei 20,3 %.

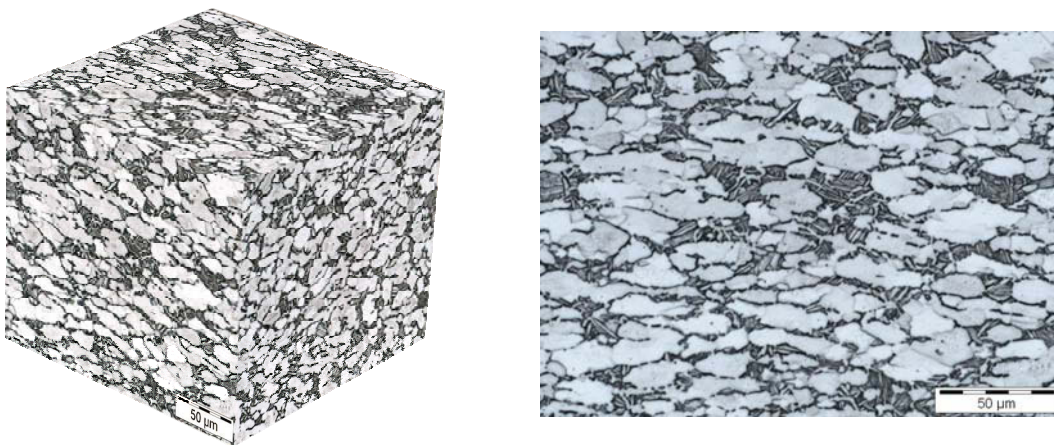


Abb. 4.5: Mikrostruktur von Ti-6Al-4V „mill-annealed“, 3D Visualisierung (l) und Querschnitt (r)

4.3. Dynamische Rissfortschrittmessung

Um das anormale Verhalten kurzer Risse zu untersuchen wurden Rissfortschrittskurven für lange sowie für kurze Risse aufgenommen. Die Rissfortschrittskurven langer Risse wurden im Vier-Punkt-Biege-Versuch auf der Rumul Cracktronik (siehe 4.1.5) ermittelt. Für die Aufnahme der Rissfortschrittskurven kurzer Risse kam ein eigens entwickeltes Kamerasystem zum Einsatz.

4.3.1. Rissfortschrittmessung langer Risse

4.3.1.1. Probengeometrie

Für die Rissfortschrittmessung wurden sogenannte SEB-Proben mit einer 4 mm tiefen V-Kerbe verwendet. Die Geometrie der SEB-Proben kann Abb. 4.6 entnommen werden.

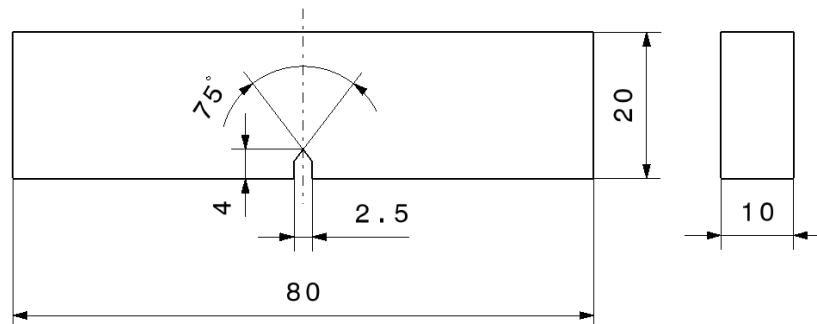


Abb. 4.6: SEB-Probe mit V-Kerbe

4.3.1.2. Versuchsanordnung

Die Langrissversuche wurden im Vier-Punkt-Biege-Versuch auf der Rumul Cracktronik Resonanzprüfmaschine durchgeführt. Die Prüffrequenz betrug dabei ca. 140 Hz. Die Messung der Risslänge erfolgte über den Spannungsabfall an der Probe. Der Temperaturabgleich erfolgte mittels Pt-100 Widerstands-Temperatursensoren, welche in der Nähe des Risses angebracht wurden.

4.3.1.3. Versuchsdurchführung und Auswertung

Die Versuche wurden bei vier Spannungsverhältnissen durchgeführt ($R = -1$, $R = 0$, $R = 0,3$ und $R = 0,7$). Wobei bei jedem Spannungsverhältnis zumeist zwei Proben geprüft wurden. Die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors ΔK erfolgte entsprechend der linear-elastischen Bruchmechanik, siehe Glg. (4.1). Dabei entspricht ΔS der aufgetragenen Spannung, a der Risslänge und Y dem entsprechenden Geometriefaktor nach Murakami [36].

$$\Delta K = Y \cdot \Delta S \cdot \sqrt{\pi \cdot a} \qquad \text{Glg. (4.1)}$$

Um einen von der V-Kerbe ausgehenden Riss zu erzeugen, wurde die Probe zunächst angeschwungen. Bei den Versuchen zu AlSi9Cu3 wurden die Proben bei wechselnder Beanspruchung ($R = -1$) angeschwungen. Bei Ti-6Al-4V wurde dagegen jeweils bei dem im Anschluss geprüften Spannungsverhältnis angeschwungen. Durch das Anschwingen wurde in jedem Fall ein Initialriss von 2 mm erzeugt. Danach wurde bei fallendem Spannungsintensitätsfaktor ΔK bis zum Erreichen des Schwellwerts ΔK_{th} geprüft. Anschließend wurde bei steigendem Spannungsintensitätsfaktor ΔK mit konstantem Biegemoment bis zum Erreichen des kritischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_{IC} bzw. bis zum Erreichen der von der Prüfmaschine maximal erreichbaren Spannungsintensität von ca. $80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ geprüft.

4.3.1.4. Versuchsergebnisse

Die Rissfortschrittcurven langer Risse können für die beiden untersuchten Materialien Abb. 4.7 entnommen werden. Dabei ist anzumerken das die Rissfortschrittcurven von Ti-6Al-4V, auf Grund der Limitierung durch die Prüfmaschine, bei ca. $80 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ enden. Der charakteristische Anstieg der Rissfortschrittsrate im Bereich der kritischen Spannungsintensität ΔK_{IC} kann daher nur für ein Spannungsverhältnis von 0,7 beobachtet werden.

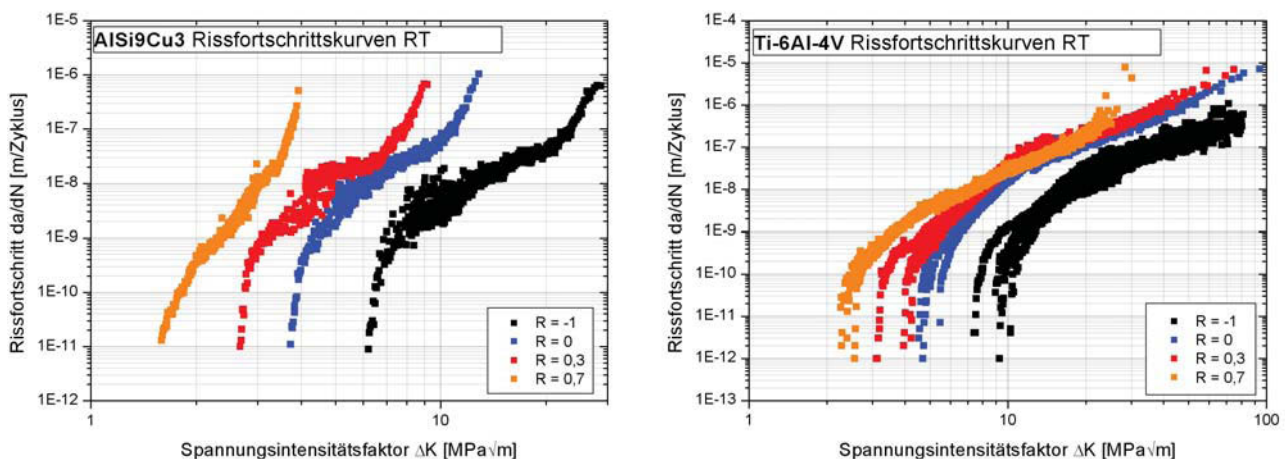


Abb. 4.7: Rissfortschrittcurven von AlSi9Cu3 (l) und Ti-6Al-4V (r) für lange Risse

4.3.2. Rissfortschrittsmessung kurzer Risse

4.3.2.1. Probengeometrie

Für die Rissfortschrittsmessung wurden Flachzugproben mit einer Breite von 8 mm und einer Höhe von 4 mm verwendet. Die verwendete Geometrie kann Abb. 4.8 entnommen werden. Um definierte Anfangsrisse zu erhalten wurden mittels Drahterosion „rissähnliche“ Initialkerben mit zwei Längen von 0,2 mm und 0,4 mm eingebracht (siehe Abb. 4.9)

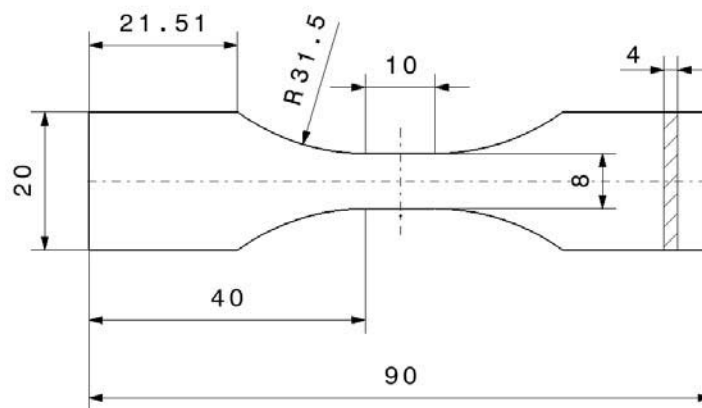


Abb. 4.8: Geometrie der Flachzugprobe für die Kurzzrissversuche

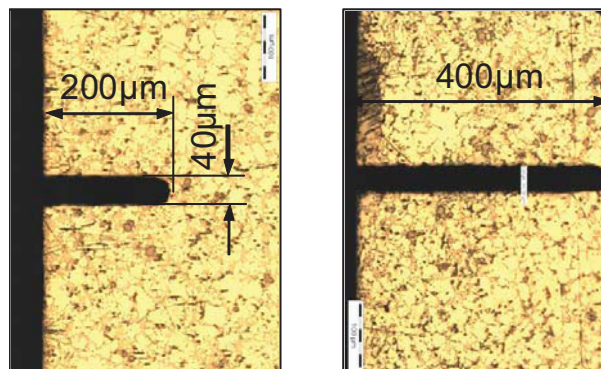


Abb. 4.9: Geometrie der durch Drahterosion erzeugten „rissähnlichen“ Initialkerben

4.3.2.2. Versuchsanordnung

Die Kurzzrissversuche wurden kraftgesteuert bei 30Hz auf dem einachsigen servohydraulischen Prüfstand Instron 8501 durchgeführt. Die Messung der Risslänge erfolgte optische mittels Kamerasystem. Zur Bildaufnahme wurde eine digitale Charge-coupled Device monochrome area scan Kamera mit 8-facher Vergrößerung verwendet (siehe Abb. 4.10). Für die bessere Sichtbarkeit der Risse wurde eine Dunkelfeldbeleuchtung installiert. Sie bietet den Vorteil, dass nur indirektes, vom Riss reflektiertes Licht ins Objektiv gelangt. Die Beleuchtungsstrahlen gehen am Objektiv vorbei. Die durch den Riss erzeugte Streuung führt

dazu, dass ein geringer Teil des Lichts in Richtung des Objektivs gestreut wird. Der Riss erscheint hell auf dunklem Hintergrund. Zusätzlich wurden die Proben zuvor poliert und im Ultraschallbad gereinigt um sie gut sichtbar zu machen.

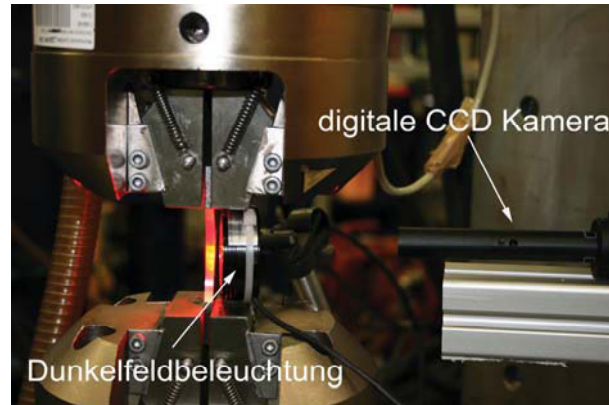


Abb. 4.10: Versuchsaufbau zur Rissfortschrittsmessung kurzer Risse

4.3.2.3. Versuchsdurchführung

Die Versuche wurden bei drei Spannungsverhältnissen durchgeführt ($R = -1$, $R = 0$ und $R = 0,3$). Zusätzlich wurde bei jedem Spannungsverhältnis auf drei bis fünf unterschiedlichen Spannungsniveaus geprüft.

Um den Rissfortschritt zu beobachten wurden die Versuche nach einer definierten Anzahl an Lastwechsel unterbrochen und es wurde von der Kamera ein Bild aufgenommen (siehe Abb. 4.11). Anschließend wurden die Versuche fortgesetzt. Dieser Vorgang wurde bis zum Bruch der Probe wiederholt.

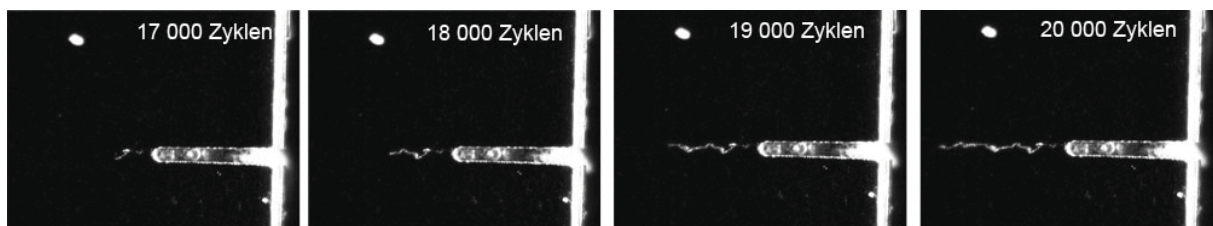


Abb. 4.11: Rissfortschritt in Ti-6Al-4V bei $R = -1$ und $a_0 = 0,4\text{mm}$

Sehr kleine Risse zu Beginn des Versuchs konnten auf Grund der begrenzten Auflösung nicht mit dem Kamerasystem aufgenommen werden. Die Proben wurden daher nach einer definierten Anzahl an Lastwechsel ausgebaut und die Risslänge im Lichtmikroskop gemessen (siehe Abb. 4.12).

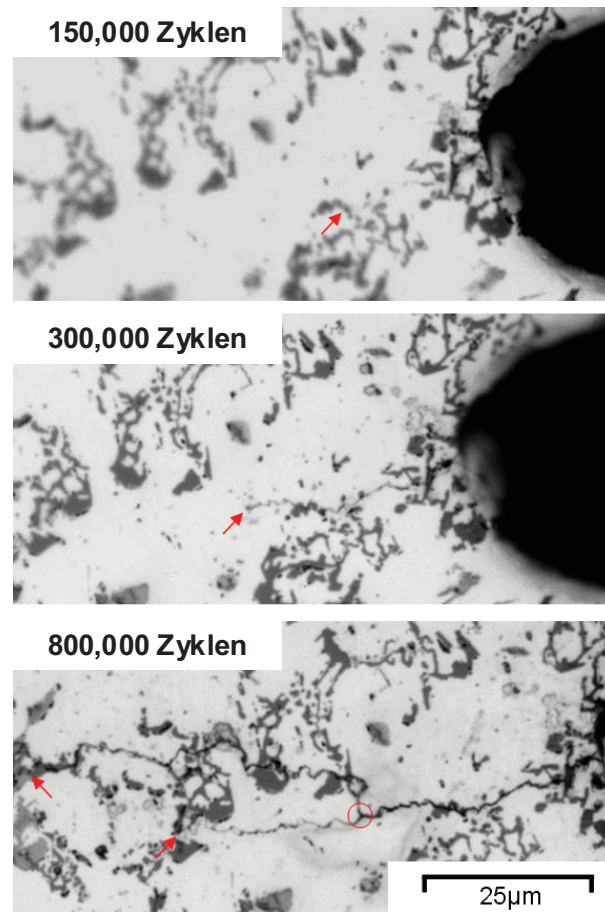


Abb. 4.12: Rissfortschritt in AlSi9Cu3

4.3.2.4. Versuchsauswertung

Aus den aufgenommenen Bildern wurden die jeweiligen Risslängen bestimmt und die zugehörigen Spannungsintensitäten entsprechend der linear-elastischen Bruchmechanik berechnet. Die Rissfortschrittsrate da/dN wurde aus der Differenz der Risslängen da , zweier aufeinanderfolgender Bilder, bezogen auf die Differenz der zugehörigen Lastwechsel dN berechnet. Jedes aufgenommene Bild lieferte somit einen Punkt der Rissfortschrittskurve.

4.3.2.5. Versuchsergebnisse

Die Rissfortschrittskurven kurzer Risse können, für die zwei untersuchten Materialien, Abb. 4.13 und Abb. 4.14 entnommen werden. Für Ti-6Al-4V erfolgte die Rissfortschrittsmessung ausschließlich über das Kamerasystem. Auf Grund der begrenzten Auflösung der Kamera konnten im Bereich kleiner Rissfortschrittsraten (entspricht kleinen Risslängen) nur sehr wenige Punkte ermittelt werden. Bei AlSi9Cu3 wurde dagegen die Risslänge im Bereich des Schwellwerts der Spannungsintensität mittels Lichtmikroskop gemessen. Der Abfall der Rissfortschrittsrate im Bereich des Schwellwerts ist daher in diesem Fall besser definiert.

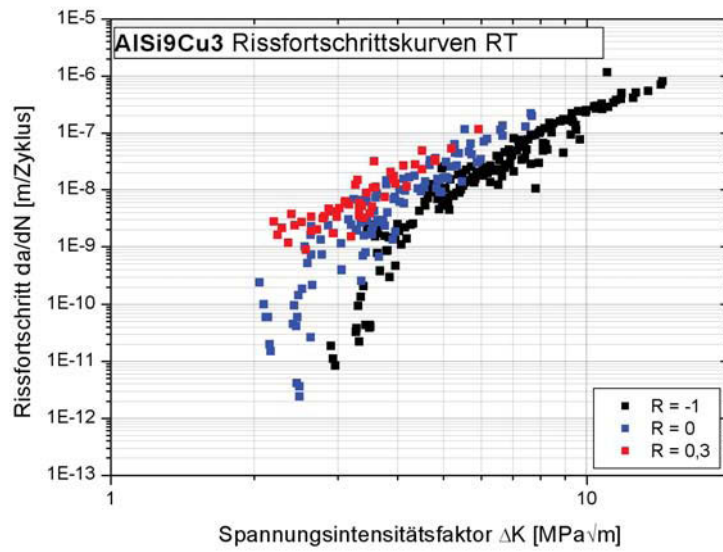


Abb. 4.13: Rissfortschrittskurven von AISi9Cu3 für kurze Risse

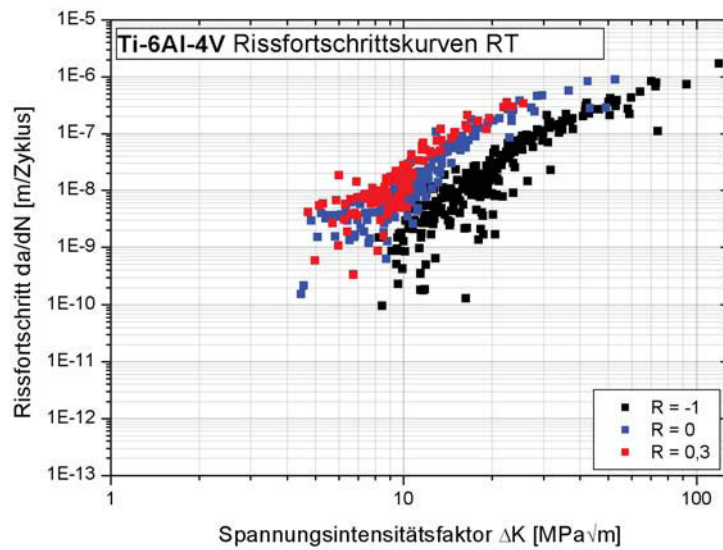


Abb. 4.14: Rissfortschrittskurven von Ti-6Al-4V für kurze Risse

5. Rissfortschrittsverhalten in AlSi9Cu3

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde unter anderem das Rissfortschrittsverhalten von langen und kurzen Rissen in AlSi9Cu3 untersucht. Dabei konnten Abweichungen zwischen dem Rissfortschritt langer und kurzer Risse festgestellt werden. Im Folgenden werden die Ergebnisse der beiden Versuchsreihen gegenübergestellt und auf die beobachteten Effekte, welche speziell bei kurzen Rissen auftreten eingegangen.

5.1. Rissinitiierungsphase

Für die Lebensdauervorhersage ist vor allem der Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer relevant. Für die Versuche wurden Flachproben mit sehr scharfen, „rissähnlichen“ Kerben verwendet. Die Phase bis zum Auftreten eines von der Kerbe ausgehenden Risses wurde als Rissinitiierungsphase betrachtet und deren Dauer ermittelt. Für die Kurzrissversuche wurden Flachproben mit 0,2 bzw. 0,4 mm langen „Initialkerben“ verwendet. Es kann angenommen werden, dass die im realen Bauteil vorhandenen Poren sich gleich verhalten wie die Initialkerben in den Flachproben, da die Poren in AlSi9Cu3-Druckussteilen eine ähnlich hohe Kerbschärfe besitzen wie die Initialkerben mit einer Kerbformzahl von 9. Entsprechend [39] können alle Kerben mit einer Kerbformzahl größer als 4 mit Hilfe der Bruchmechanik beschrieben werden.

Der aus den Kurzrissversuchen ermittelte Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer kann Abb. 5.1 entnommen werden. Bei einem Spannungsverhältnis von -1 ist die Rissinitiierungsphase am kürzesten. Ihr Anteil an der Gesamtlebensdauer beträgt im Schnitt 2,3 %. Mit steigendem Spannungsverhältnis nimmt der Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer zu. Bei $R=0$ bzw. 0,3 beträgt er durchschnittlich 5,9 bzw. 12 %. Daneben kann ein leichter Trend zwischen der Rissinitiierungsphase und dem initialen Spannungsintensitätsfaktor festgestellt werden. Der Anteil der Rissinitiierung an der Gesamtlebensdauer ist bei höheren Spannungsintensitätsfaktoren tendenziell geringer (vergl. Abb. 5.2). Die kurze Rissinitiierungsphase bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ ist daher auf die, gegenüber $R = 0$ bzw. $R = 0,3$, höheren initialen Spannungsintensitätsfaktoren zurückzuführen. Da der Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer für alle Spannungsverhältnisse gering ist kann dieser bei der Lebensdauerberechnung vernachlässigt werden. Die Vernachlässigung der Rissinitiierungsphase führt zu konservativen Ergebnissen für die Lebensdauer.

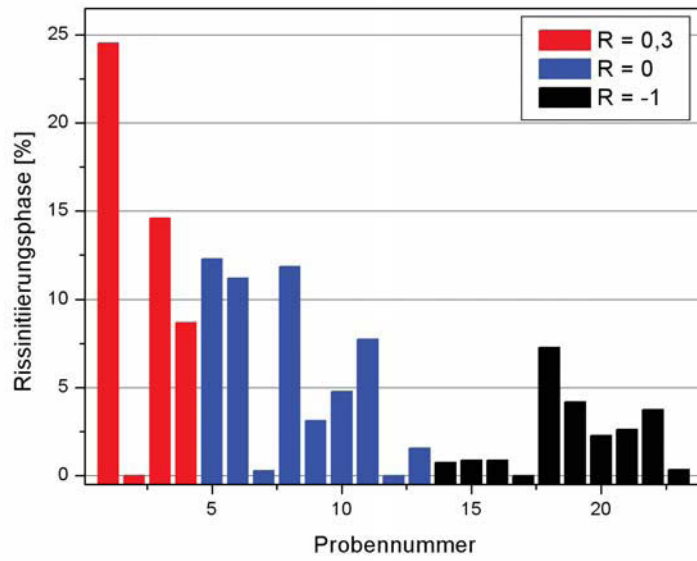


Abb. 5.1: Anteil der Rissinitierungsphase an der Gesamtlebensdauer von AlSi9Cu3

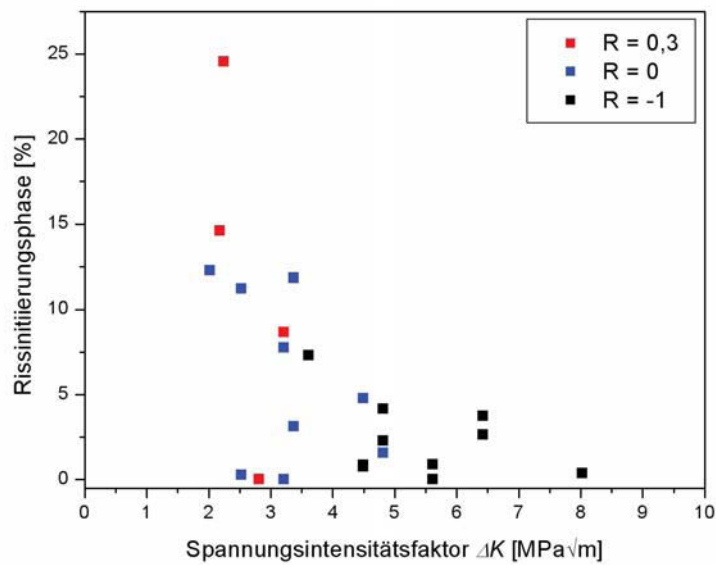


Abb. 5.2: Anteil der Rissinitierungsphase an der Gesamtlebensdauer in Abhängigkeit vom initialen Spannungsintensitätsfaktor

5.2. Vergleich des Risswachstumsverhaltens langer und kurzer Risse

Das Verhalten kurzer Risse zeichnet sich durch die erhöhte Rissfortschrittsgeschwindigkeit gegenüber langen Rissen bei äquivalentem Spannungsintensitätsfaktor und durch Risswachstum bei Spannungsintensitätsfaktoren unterhalb des Schwellwertes der Spannungsintensität langer Risse aus. Gall et al. [26] führen den Unterschied in der Rissfortschrittsgeschwindigkeit in Al-Si-Legierungen auf unterschiedliche Risswachstumsmodi zurück. Bei geringen Spannungsintensitäten, welche bei kurzen Rissen vorherrschen, wächst der Riss bevorzugt durch die Aluminiummatrix. Bei höheren Spannungsintensitäten welche bei langen Rissen vorherrschen wächst der Riss dagegen häufiger durch Si-Partikel und intermetallische Phasen. Die Si-Partikel und intermetallischen Phasen brechen auf Grund der hohen Spannungsintensität bevor die Rissspitze diese erreicht und der Riss folgt durch die zerstörten Bereiche (vergl. Kapitel 3.3.3). In der untersuchten Al-Legierung beinhaltet die Mikrostruktur verschiedene intermetallische Verbindungen (vergl. Kapitel 4.2.1.2). Abb. 5.3 zeigt den Rissverlauf in einer Flachprobe mit 0,2 mm Initialrisslänge. Der Rissverlauf ist zunächst gerade und der Riss wächst bevorzugt durch die Aluminiummatrix. Bei höheren Spannungsintensitäten kommt es zu einer starken Rissablenkung. Der Riss wächst häufig durch intermetallische Phasen und ändert dabei seine Richtung. Abb. 5.4 zeigt gebrochene intermetallische Phasen im Bereich des Rissverlaufs. Es können Rissverzweigungen auf Grund des bevorzugten Risswachstums durch intermetallische Phasen beobachtet werden (vergl. Abb. 5.4 rechts).

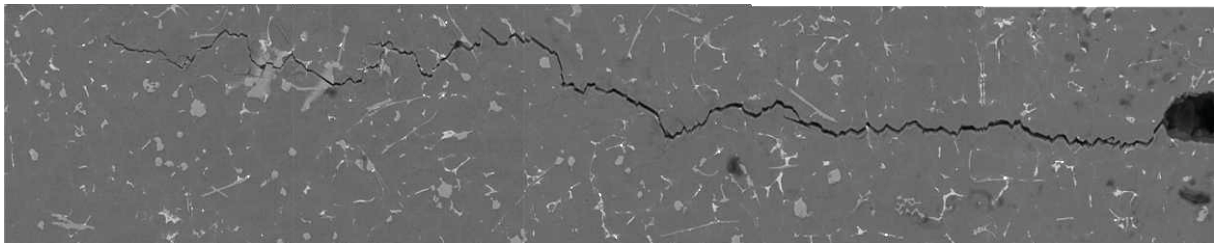


Abb. 5.3: Rissverlauf in einer Flachzugprobe $R = -1$ $S_a = 100\text{MPa}$ (1000fache Vergrößerung)

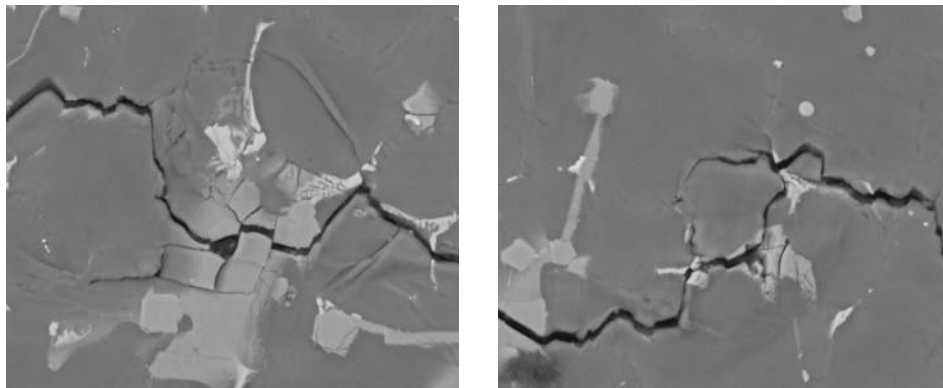


Abb. 5.4: Detailansicht des Rissverlaufs im Bereich hoher Spannungsintensitäten (3000fache Vergrößerung)

Der Rissverlauf in einer Vier-Punkt-Biegeprobe ist in Abb. 5.5 dargestellt. Bei den Versuchen wurde zunächst ein 2 mm langer Initialriss, ausgehend von der V-Kerbe, durch Anschwingen bei einem Spannungsverhältnis von -1 erzeugt. Im angeschwungenen Bereich sind der Rissverlauf gerade und die Rissflanken relativ glatt (siehe Detailansicht Abb. 5.5 rechts oben). Im Bereich der eigentlichen Rissfortschrittsmessung (nach erfolgtem Anschwingen) kann eine starke Verzweigung des Risses, welche bevorzugt bei hohen Spannungsintensitäten auftritt, beobachtet werden (siehe Detailansicht Abb. 5.5 rechts unten). Daneben können im Bereich des Rissverlaufs häufig gebrochene, intermetallische Phasen festgestellt werden.

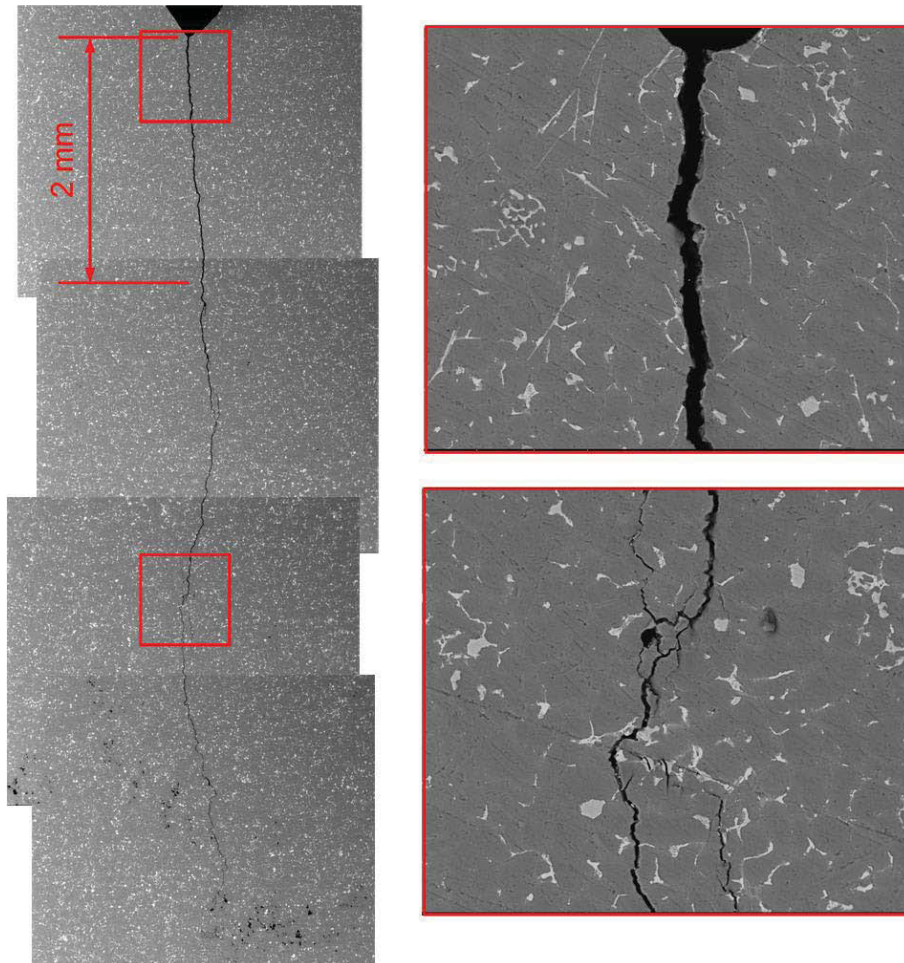


Abb. 5.5: Rissverlauf in einer Vier-Punkt-Biegeprobe mit Detailansichten (200fache bzw. 1600fache Vergrößerung)

5.3. Plastische Effekte bei kurzen Rissen

Bei kurzen Rissen konnte eine erhöhte Rissfortschritttrate bei äquivalentem Spannungsintensitätsfaktor festgestellt werden. Die Abb. 5.6 bis Abb. 5.8 links stellen die Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse für die drei untersuchten Spannungsniveaus gegenüber. Für alle drei Spannungsintensitäten liegt die Rissfortschrittskurve kurzer Risse bei höheren Rissfortschritttraten. Daneben liegen die Schwellwerte der Spannungsintensität kurzer Risse niedriger als die langer Risse. Die Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren erfolgte entsprechend der linear-elastischen Bruchmechanik. Die dafür notwendigen Geometriefaktoren Y wurden entsprechend Murakami [36] berechnet. Caton et al. [20] beobachteten in einer AlSi6Cu3,5-Legierung ebenfalls eine erhöhte Rissfortschritttrate kurzer Risse. Sie führten diesen Effekt auf verstärkte Plastizität an der Riss Spitze zurück. Auf Grund der kleinen Risslängen muss gegenüber langen Rissen eine höhere Spannung S aufgebracht werden um einen äquivalenten Spannungsintensitätsfaktor zu erreichen. Die höhere Spannung führt zu einer größeren Plastifizierung an der Riss Spitze, wodurch die linear-elastische Bruchmechanik ihre Gültigkeit verliert. Für die Vergleichbarkeit kann daher für kurze Risse ein elastisch-plastischer Spannungsintensitätsfaktor ΔK_p berechnet werden. Caton et al. schlagen dafür die Verlängerung der Risslänge a um den Radius r_{pl} der plastischen Zone vor (vergl. Kapitel 3.2.2). Für kurze Risse wurde daher entsprechend Caton et al. ein elastisch-plastischer Spannungsintensitätsfaktor wie folgt berechnet.

$$\Delta K_p = Y \cdot \Delta S \cdot \sqrt{\pi \cdot (a + \gamma \cdot r_{pl})} \quad \text{Glg. (5.1)}$$

$$r_{pl} = a \cdot \left(\sec \left(\frac{\pi \cdot S_o}{2 \cdot \sigma_0} \right) \right) \quad \text{Glg. (5.2)}$$

σ_0 stellt dabei den Mittelwert aus der Zugfestigkeit und der Fließspannung dar. Der elastisch-plastische Spannungsintensitätsfaktor nimmt mit steigendem Verhältnis von Oberspannung S_o zum Mittelwert aus Zugfestigkeit und Fließspannung σ_0 zu, sodass die Rissfortschrittskurven größerer Spannungsniveaus zu größeren Spannungsfaktoren verschoben werden. Der Multiplikator γ des Radius der plastischen Zone wurde für die Berechnung mit 1 angenommen. Der Multiplikator γ liegt laut Newman [38] zwischen 0,25 und 1. Die entsprechend Caton et. al berechneten Rissfortschrittskurven kurzer Risse sind den Rissfortschrittskurven langer Risse in Abb. 5.6 bis Abb. 5.8 rechts gegenübergestellt. Für die Spannungsverhältnisse von 0 und 0,3 geht die Rissfortschrittskurve kurzer Risse im Bereich der Parisgeraden in die Rissfortschrittskurve langer Risse über. Der Schwellwert der Spannungsintensität liegt für kurze Risse dennoch tiefer als für lange Risse. Der Einfluss der Anfangsrisslänge auf den Schwellwert der Spannungsintensität wird im folgenden Kapitel gesondert betrachtet. Für ein Spannungsverhältnis von -1 liegt die Rissfortschrittskurve kurzer Risse trotz korrigiertem Spannungsintensitätsfaktor bei geringeren Spannungsintensitäten als die langer Risse.

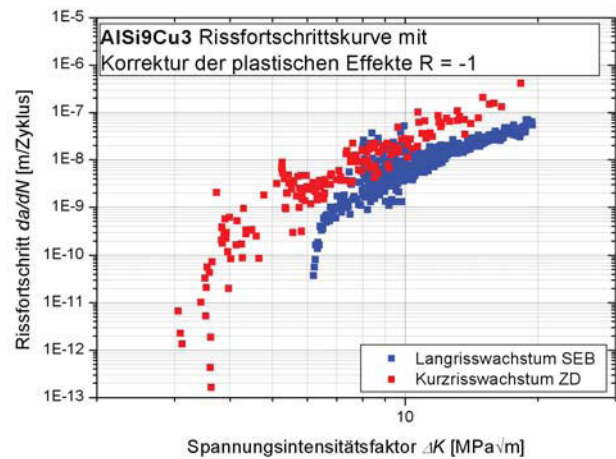
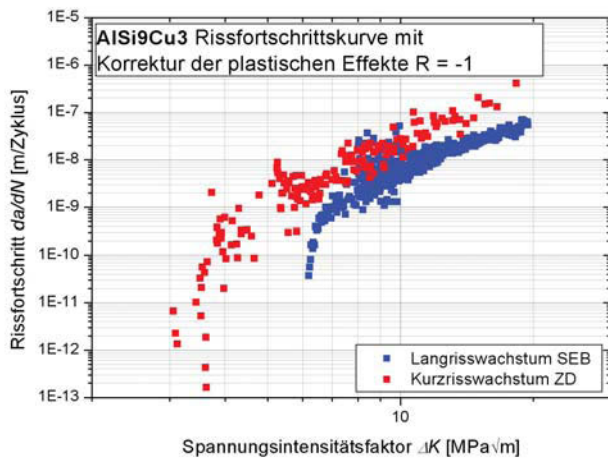


Abb. 5.6: Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse in AISi9Cu3 für $R = -1$

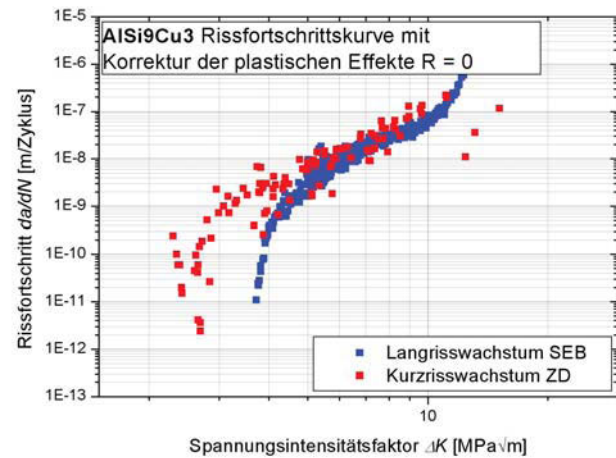
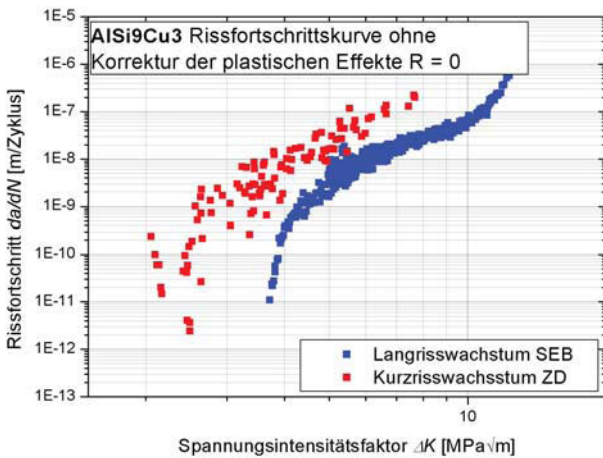


Abb. 5.7: Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse in AISi9Cu3 für $R = 0$

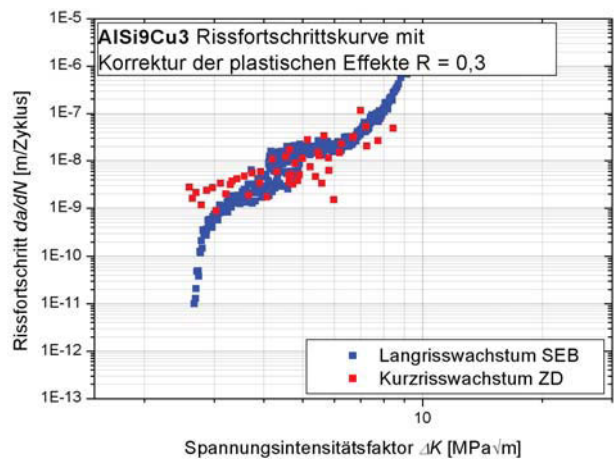
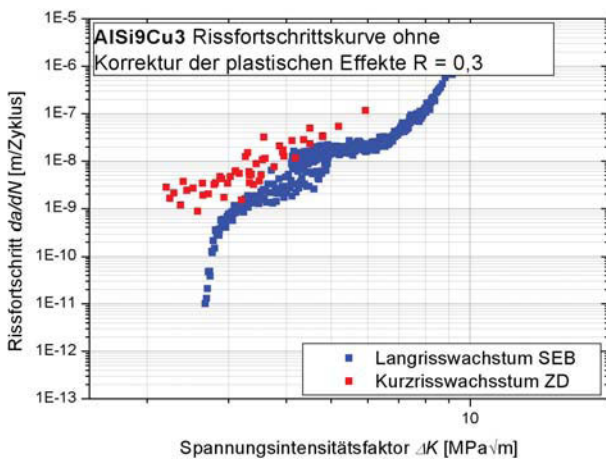


Abb. 5.8: Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse in AISi9Cu3 für $R = 0,3$

5.4. Abhängigkeit des Schwellwerts der Spannungsintensität ΔK_{th} von der Anfangsrisslänge

Das anormale Verhalten kurzer Risse kennzeichnet sich vor allem durch höhere Rissfortschrittsraten bei äquivalentem Spannungsintensitätsfaktor und durch ein Risswachstum unterhalb des Schwellwerts ΔK_{th} langer Risse. Beide Phänomene konnten in den Versuchen mit AlSi9Cu3 beobachtet werden und wurden bereits im vorangegangenen Kapitel ausführlich beschrieben. Die Ergebnisse aus den Kurzrissversuchen zeigten daneben noch ein weiteres Phänomen welches bei den Langrissversuchen nicht auftrat.

Kurze Risse zeigen einen niedrigeren Schwellenwert der Spannungsintensität als lange Risse. Zusätzlich hängt der Schwellenwert bei kurzen Rissen von der Anfangsrisslänge ab. Abb. 5.9 zeigt die Rissfortschrittcurven für die zwei Anfangsrisslängen (0,2 und 0,4 mm) bei $R = -1$. Der nach der elastisch-plastischen Bruchmechanik berechnete Schwellwert liegt für eine Anfangsrisslänge von 0,2 mm bei $3,5 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und für eine Anfangsrisslänge von 0,4 mm bei $4,0 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Der Schwellwert der Langrisskurve liegt dagegen bei einem Spannungsintensitätsfaktor von $6,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

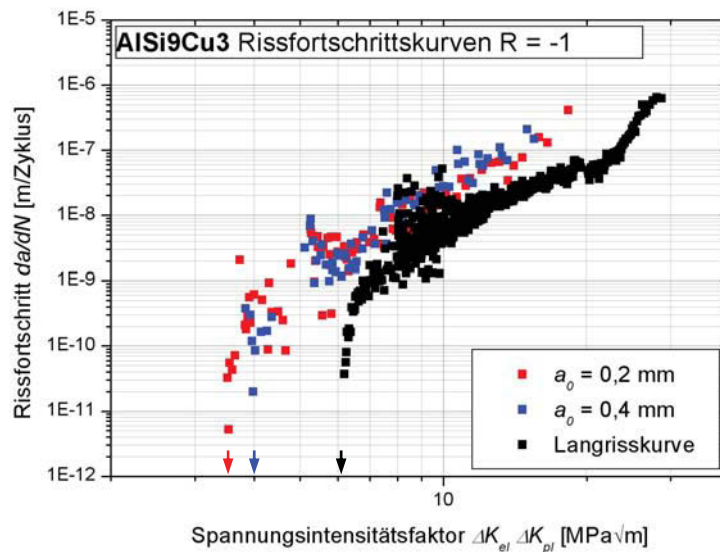


Abb. 5.9: Rissfortschrittcurven bei $R = -1$ für unterschiedliche Anfangsrisslängen

Aus Abb. 5.10 können die Rissfortschrittcurven für die zwei Anfangsrisslängen (0,2 und 0,4 mm) bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ entnommen werden. Der elastisch-plastische Schwellwert der Spannungsintensität liegt für eine Anfangsrisslänge von 0,2 mm bei $2,45 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und für eine Anfangsrisslänge von 0,4 mm bei $2,65 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Der Schwellwert der Rissfortschrittcurve langer Risse liegt bei $3,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

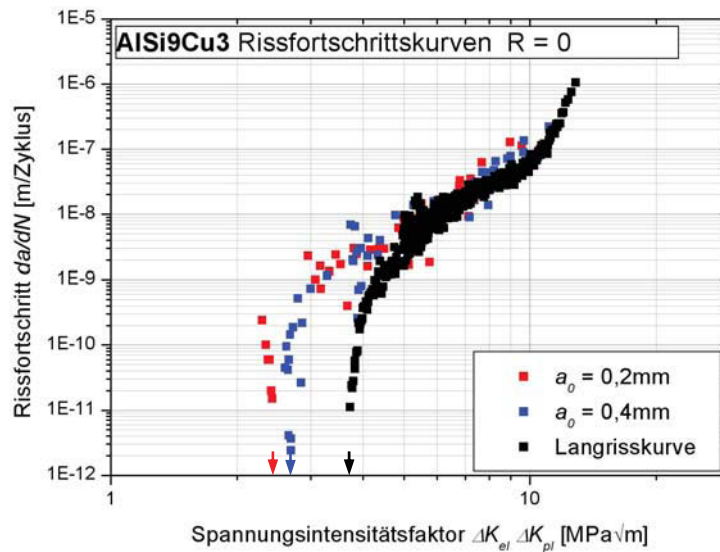


Abb. 5.10: Rissfortschrittskurven bei $R = 0$ für unterschiedliche Anfangsrisslängen

Das Absinken des Schwellwerts mit sinkender Anfangsrisslänge kann aus dem Zusammenhang zwischen der Berechnung der Dauerfestigkeit σ_D rissbehafteter Bauteile nach Kitagawa und Takahashi Glg. (5.3) und der Berechnung der Dauerfestigkeit σ_{EH} für kurze Risse nach El Haddad Glg. (5.4) abgeleitet werden (vergl. Kapitel 2.4). Wobei a_0 der Anfangsrisslänge, a_{th} einer fiktiven Risslänge und $\sigma_{D_rissfrei}$ der Dauerfestigkeit des rissfreien Materials entspricht.

$$\sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{\sqrt{a_0 \cdot \pi}} \quad \text{Glg. (5.3)}$$

$$\sigma_{EH} = \frac{\Delta K_{th_lang}}{\sqrt{(a_{th} + a_0) \cdot \pi}} \quad \text{Glg. (5.4)}$$

$$\text{mit } a_{th} = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K_{th_lang}}{2 \cdot \sigma_{D_rissfrei}} \right)^2 \quad \text{Glg. (5.5)}$$

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th_lang} \cdot \sqrt{\frac{a_0}{a_{th} + a_0}} \quad \text{Glg. (5.6)}$$

Aus Glg. (5.6) geht hervor, dass der Schwellwert ΔK_{th} mit zunehmender Risslänge ansteigt und sich dem Schwellwert ΔK_{th_lang} für lange Risse annähert. Der Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th_lang} aus den Langrissversuchen liegt für $R = -1$ bei $6,2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Die Dauerfestigkeit σ_D der untersuchten AISi9Cu3-Druckgusslegierung beträgt bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ bei 100 MPa . Der Zusammenhang aus Glg. (5.6) ist in Abb. 5.11 ($R = -1$) und in Abb. 5.12 ($R = 0$) graphisch dargestellt. Zusätzlich sind die Schwellwerte

für die beiden Anfangsrissslängen von 0,2 und 0,4 mm eingezeichnet. Für ein Spannungsverhältnis von -1 weichen diese erheblich von der berechneten Kurve (durchgezogene blaue Linie) ab. Es folgt daher, dass der für die Berechnung der Schwellwerte herangezogene Wert für den Schwellwert ΔK_{th_lang} langer Risse zu hoch ist. Für eine Übereinstimmung zwischen der berechneten Kurve und den Versuchsdaten muss ein Schwellwert für lange Risse von $4,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ für die Berechnung herangezogen werden. Für ein Spannungsverhältnis von 0 stimmen die berechneten Schwellwerte dagegen mit den Versuchsergebnissen überein.

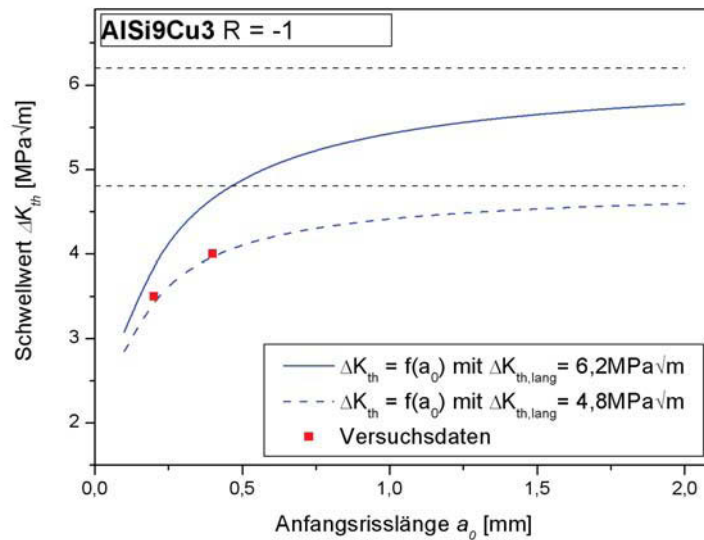


Abb. 5.11: Abhängigkeit des Schwellwerts der Spannungsintensität von der Anfangsrissslänge für $R = -1$

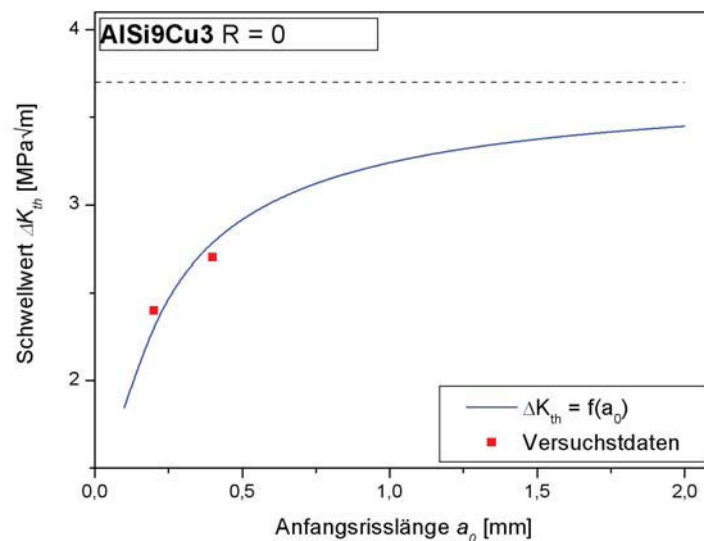


Abb. 5.12: Abhängigkeit des Schwellwerts der Spannungsintensität von der Anfangsrissslänge für $R = 0$

Die Abweichungen der berechneten Schwellwerte von den Versuchsergebnissen für ein Spannungsverhältnis von -1 stimmen mit Beobachtungen von Carboni et al. [40] überein. Der Grund für den zu hohen Schwellwert liegt in der Methodik bei der Ermittlung des Schwellwerts im Vier-Punkt-Biege-Versuch. Dabei wird zunächst durch Anschwingen ein von der V-Kerbe ausgehender Anfangsriss erzeugt. Danach wird der Rissfortschritt gemessen. Zu Beginn der Messung wird bei relativ hohen Spannungsintensitätsfaktoren im Parisbereich geprüft. Für die Ermittlung des Schwellwerts wird mit fallendem Spannungsintensitätsfaktor geprüft, bis der Schwellwert der Spannungsintensität (bei einer Rissfortschrittsrate von $1e-12$ m/Zyklus) erreicht wird. Auf Grund der hohen Spannungsintensitäten zu Beginn des Versuches bildet sich an der Risspitze eine ausgeprägte plastische Zone. Der Riss wächst anschließend bei fallender Spannungsintensität durch diese plastische Zone. Auf Grund der sinkenden Rissfortschrittsrate im Bereich des Schwellwerts ist die Rissverlängerung gering und der Riss befindet sich bis zum Erreichen des Schwellwerts in der zuvor gebildeten plastischen Zone. Beim Entlasten treten innerhalb der plastischen Zone Druckspannungen auf, welche zu vorzeitigem Riss schließen führen. Der effektive Spannungsintensitätsfaktor ist daher geringer als der gemessene Schwellwert. Carboni et al. schlagen daher eine andere Methodik für die Ermittlung des Schwellwerts vor. Dabei wird zunächst ein Anriss durch Druckanschwingen erzeugt. Anschließend wird bei kleinen Spannungsintensitäten geprüft, sodass es zunächst auf Grund der sich ausbildenden Riss schließeffekte zum Rissstillstand kommt. Tritt Rissstillstand auf wird die Spannungsintensität geringfügig erhöht. Die Spannungsintensität wird dabei so lange erhöht bis Rissfortschritt auftritt. Der Spannungsintensitätsfaktor bei welchem erstmalig Rissfortschritt auftritt wird als Schwellwert herangezogen. Auf Grund der geringen Spannungsintensitätsfaktoren ist bei dieser Prüfmethodik die plastische Zone an der Risspitze entsprechend klein und es kommt nicht zu den oben beschriebenen Riss schließeffekten.

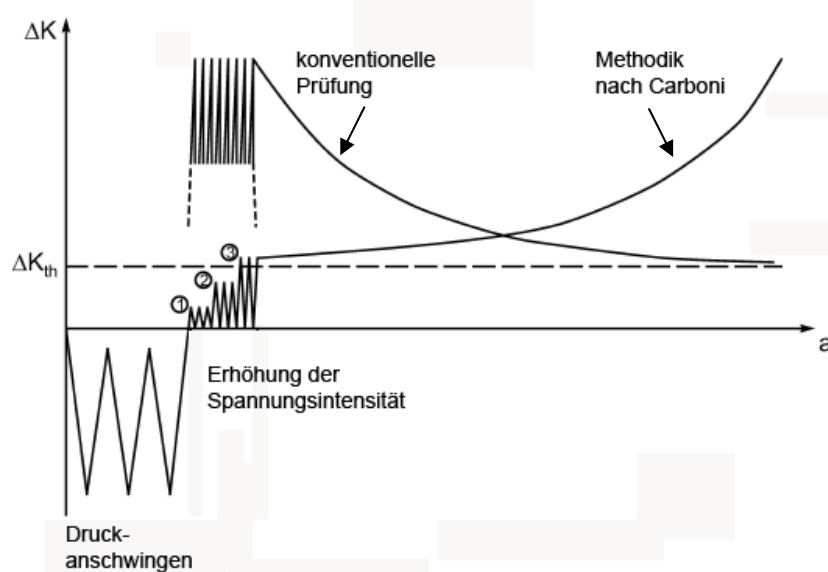


Abb. 5.13: Prinzipskizze für die Ermittlung des Schwellwerts

Für ein Spannungsverhältnis von -1 wurde daher der Schwellwert entsprechend Carboni et al. bestimmt. Das Ergebnis ist in Abb. 5.14 der Rissfortschrittskurve aus den Versuchen mit fallender Spannungsintensität gegenübergestellt. Der Schwellwert der Spannungsintensität liegt im Versuch mit steigendem Spannungsintensitätsfaktor deutlich tiefer als im Versuch mit fallendem Spannungsintensitätsfaktor. Zusätzlich liegt der Schwellwert bei steigendem Spannungsintensitätsfaktor im Bereich des berechneten Wertes von $4,8 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$.

Die Abweichungen zwischen den Schwellwerten bei ΔK fallend und ΔK steigend sind entsprechend Carboni et al. umso größer, je kleiner das Spannungsverhältnis ist. Für ein Spannungsverhältnis von 0 sind die Abweichungen gering, weshalb die aus dem Schwellwert ΔK_{th_lang} langer Risse berechneten Schwellwerte ΔK_{th} für kurze Risse mit den Versuchsergebnissen übereinstimmen.

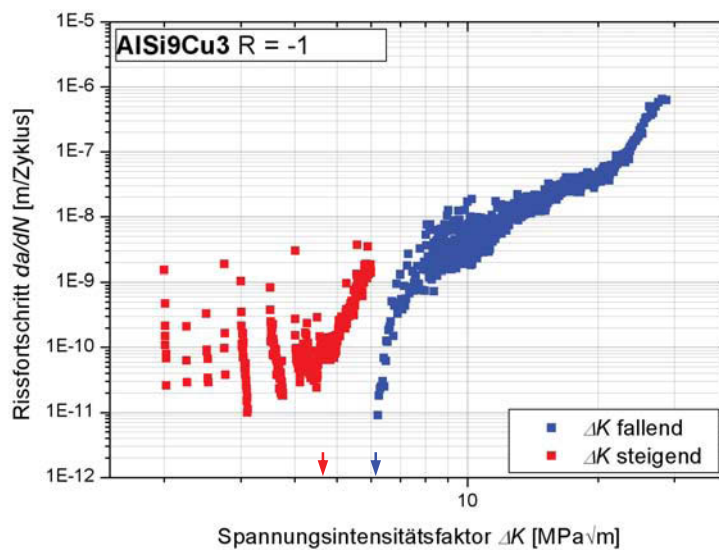


Abb. 5.14: Rissfortschrittskurven mit ΔK fallend und ΔK steigend

	$a_0 = 0,2 \text{ mm}$	$a_0 = 0,4 \text{ mm}$	ΔK_{th_lang} gemessen
$R = -1$	3,5 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	4,0 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	6,2 (4,8) $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$
$R = 0$	2,45 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	2,65 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$	3,7 $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

Tab. 5.1: Schwellenwerte der Spannungsintensität ΔK_{th} für lange und kurze Risse in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$

Die unterschiedlichen Schwellwerte sind in Tab. 5.1 für $R = -1$ und $R = 0$ zusammengefasst. Für ein Spannungsverhältnis von $R = 0,3$ konnten keine Schwellwerte der Spannungsintensität ermittelt werden, da keine Versuche im Bereich des Schwellwertes – bei kleinen Rissfortschrittsraten – durchgeführt wurden (vergl. Abb. 4.13). Eine Berechnung des Schwellwerts ist daher nicht möglich.

6. Rissfortschrittsverhalten in Ti-6Al-4V

Für die Charakterisierung des Rissfortschrittsverhaltens in Ti-6Al-4V wurden Rissfortschrittskurven im Vier-Punkt-Biegeversuch und im Schwingversuch mit Flachzugproben aufgenommen (vergl Kapitel 4.3). Im Folgenden werden die Ergebnisse beider Versuchsarten zusammengefasst und gegenübergestellt.

6.1. Rissinitiierungsphase

Bei Ti-6Al-4V ist die Rissinitiierung in erster Linie von der Mikrostruktur abhängig. Das untersuchte Material besitzt ein sogenanntes „mill-annealed“-Gefüge, welches aus primären α -Körnern und lamellaren $\alpha+\beta$ -Phasen besteht (vergl. Kapitel 4.2.2.2). Im lamellaren Bereich wirken ausgeprägte Gleitbänder innerhalb der α -Lamellen als rissauslösend. Daneben können auch Gleitbänder innerhalb der primären α -Körner und Phasengrenzen zwischen primären α -Körnern und lamellaren Körnern Entstehungsorte für Risse sein (vergl. Kapitel 3.4.2).

Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde der Ort der Rissinitiierung nicht untersucht. Der Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer, welcher für die Lebensdauervorhersage von großer Bedeutung ist, wurde anhand von Zug/Druck-Versuchen ermittelt. Für die Versuche wurden Flachproben mit sehr scharfen, „rissähnlichen“ Kerben verwendet. Die Phase bis zum Auftreten eines von der Kerbe ausgehenden Risses wurde als Rissinitiierungsphase betrachtet und deren Dauer ermittelt. Der Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis kann Abb. 5.1 entnommen werden. Die Rissinitiierungsphase in Ti-6Al-4V unterliegt starken Schwankungen und liegt zwischen 3 und 50 %. Die Mittelwerte und die Standardabweichungen sind in Tab. 6.1 für die drei geprüften Spannungsverhältnisse zusammengefasst. Im Schnitt liegt der Anteil der Rissinitiierungsphase bei einem Spannungsverhältnis von -1 und 0,3 bei 23 % der Gesamtlebensdauer. Bei einem Spannungsverhältnis von 0 liegt der Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer bei durchschnittlich 33 %. Die Rissinitiierungsphase in Ti-6Al-4V mit „mill-annealed“-Gefüge stellt im Gegensatz zu AlSi9Cu3 (vergl. Kapitel 5.1) einen wesentlichen Anteil der Lebensdauer dar.

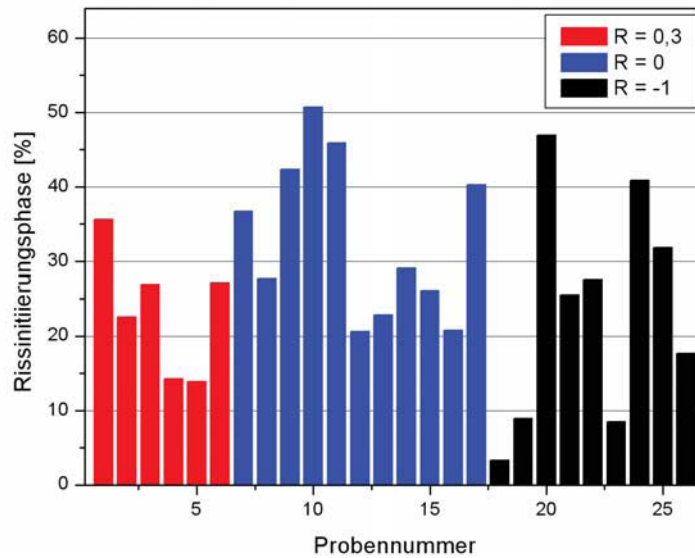


Abb. 6.1: Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer von Ti-6Al-4V

	Mittelwert \bar{x}	Standardabweichung s
$R = 0,3$	23,4	8,36
$R = 0$	33,0	10,6
$R = -1$	23,5	15,1

Tab. 6.1: Mittlerer Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer und Standardabweichung

Abb. 6.2 zeigt den Anteil der Rissinitiierungsphase in Abhängigkeit vom initialen Spannungsintensitätsfaktor. Im Gegensatz zu AlSi9Cu3 (vergl. Abb. 5.2 aus Kapitel 5.1) kann für Ti-6Al-4V kein Zusammenhang zwischen dem initialen Spannungsintensitätsfaktor und dem Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer festgestellt werden.

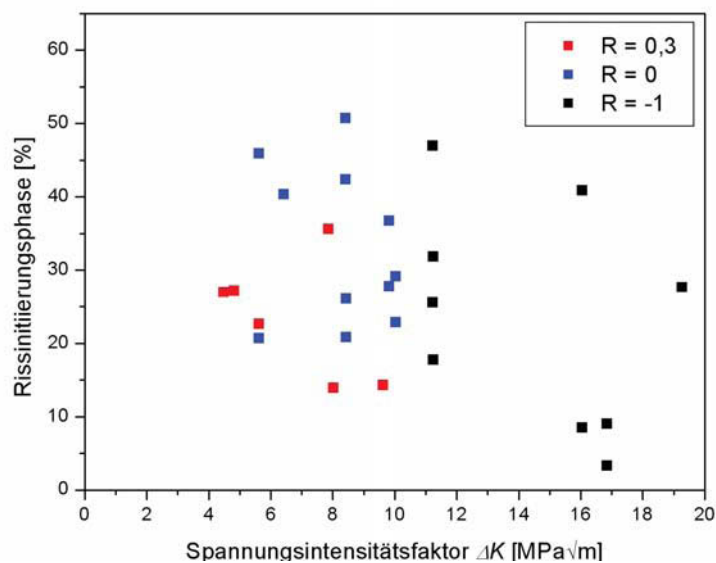


Abb. 6.2: Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer in Abhängigkeit vom initialen Spannungsintensitätsfaktor

6.2. Risswachstum

Die im Schwingversuch mit Flachzuproben aufgenommenen Rissfortschrittskuren sind in Abb. 6.3 bis Abb. 6.5 den Rissfortschrittskuren aus dem Vier-Punkt-Biegeversuch für die drei geprüften Spannungsverhältnisse ($R = -1, 0$ und $0,3$) gegenübergestellt. Die in den beiden Versuchen aufgenommenen Rissfortschrittskuren stimmen für alle drei Spannungsverhältnisse überein. Die im Flachzugversuch aufgenommenen Rissfortschrittskuren „kurzer Risse“ weisen keine erhöhten Rissfortschrittraten gegenüber den im Vier-Punkt-Biegeversuch aufgenommenen Rissfortschrittskuren „langer Risse“ auf. Daneben kann auch kein Risswachstum unterhalb des Schwellwerts der Spannungsintensität ΔK_{th} „langer Risse“ festgestellt werden. Es kann einzig eine etwas größere Streuung der Versuchsdaten aus den Flachzugversuchen im Bereich des Schwellwerts beobachtet werden. Die größere Streuung kann auf das im Flachzugversuch zur Rissfortschrittmessung verwendete Verfahren zurückgeführt werden. Der Rissfortschritt wurde wie in Kapitel 0 beschrieben mittels Kamerasystem gemessen. Dabei kann nur der Riss an der Oberfläche beobachtet werden. Lokale Einflüsse der Mikrostruktur an der Oberfläche wirken sich daher direkt auf die gemessene Rissfortschrittrate aus. Mikrostrukturelle Einflüsse, welche den Rissfortschritt verzögern wirken sich vor allem im Bereich des Schwellwerts aus. Im Bereich des Schwellwerts sind der Spannungsintensitätsfaktor und damit die „risstreibende Kraft“ gering. Mikrostrukturelle Barrieren führen daher zu lokalen Schwankungen der Rissfortschrittrate.

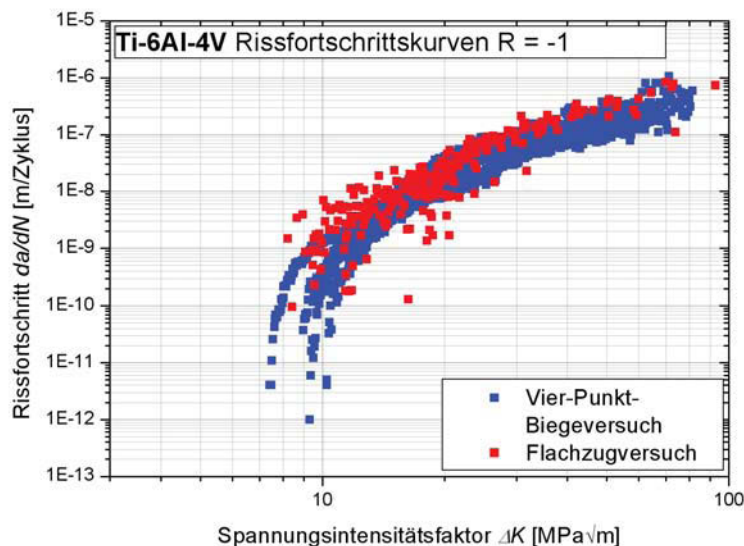


Abb. 6.3: Rissfortschrittskuren aus dem Vier-Punkt-Biegeversuch und dem Flachzugversuch für $R = -1$

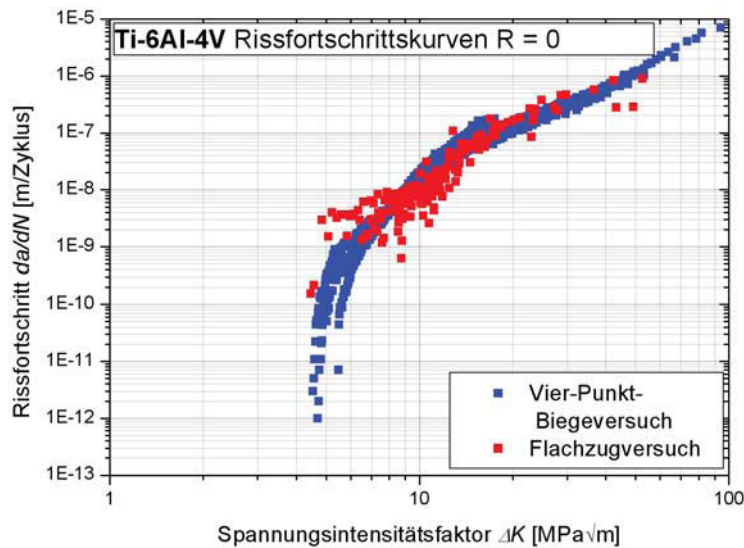


Abb. 6.4: Rissfortschrittskurven aus dem Vier-Punkt-Biegeversuch und dem Flachzugversuch für $R = 0$

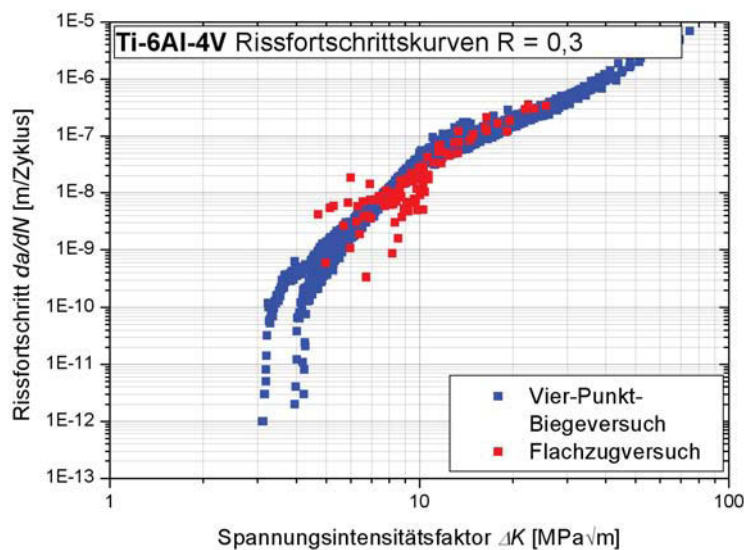


Abb. 6.5: Rissfortschrittskurven aus dem Vier-Punkt-Biegeversuch und dem Flachzugversuch für $R = 0,3$

Im Vergleich zu AlSi9Cu3 wurde für Ti-6Al-4V bei den Ergebnissen aus den Zug/Druck-Versuchen keine Korrektur der plastischen Effekte durchgeführt. Auf Grund der hohen Streckgrenze von Ti-6Al-4V ist die plastische Zone an der Risspitze klein. Für die Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors kann daher die linear-elastische Bruchmechanik herangezogen werden.

Den Einfluss von Rissen auf die Dauerfestigkeit σ_D rissbehafteter Bauteile mit unterschiedlicher Anfangsrisslänge a_0 beschreiben Kitagawa und Takahashi [34] in Abhängigkeit vom Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th_lang} langer Risse und der

Dauerfestigkeit des rissfreien Materials $\sigma_{D_rissfrei}$. Bei kurzen Rissen tritt Risswachstum bereits unterhalb von ΔK_{th_lang} auf. Es kommt daher zu Abweichungen von der durch Kitagawa und Takahashi beschriebenen Dauerfestigkeit. Der Einfluss kurzer Risse auf die Dauerfestigkeit wird von El Haddad durch Erhöhung der Anfangsrisslänge um eine fiktive Risslänge a_{th} erfasst (vergl. Kapitel 2.4). Die Beschreibung der Dauerfestigkeit in Abhängigkeit von der Anfangsrisslänge nach Kitagawa und Takahashi bzw. nach El Haddad können Abb. 6.6 bis Abb. 6.8 für die drei geprüften Spannungsverhältnisse entnommen werden. Die horizontale Linie beschreibt die Dauerfestigkeit des rissfreien Materials. Dabei sind jeweils die Spannungsamplituden aufgetragen, welche für die drei Spannungsverhältnisse -1, 0 und 0,3 bei 460, 210 bzw. 160 MPa liegen. Für die zwei im Zug/Druck-Versuch untersuchten Anfangsrisslängen von 0,2 und 0,4 mm besteht zwischen der Dauerfestigkeit nach El Haddad und der nach Kitagawa und Takahashi kaum ein Unterschied. Die verwendeten Anfangsrisslängen von 0,2 bzw. 0,4 mm können daher, zumindest im Bereich der Dauerfestigkeit, nicht als kurz betrachtet werden.

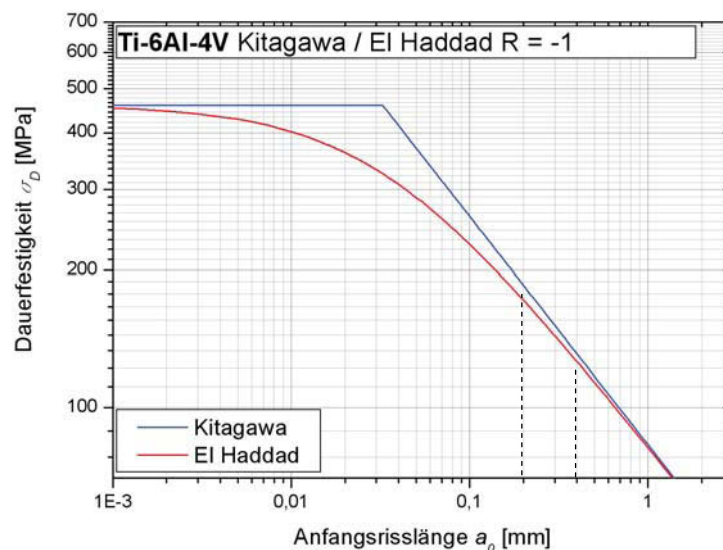


Abb. 6.6: Kitagawa-Takahashi-Diagramm und El Haddad Kurve von Ti-6Al-4V für $R = -1$

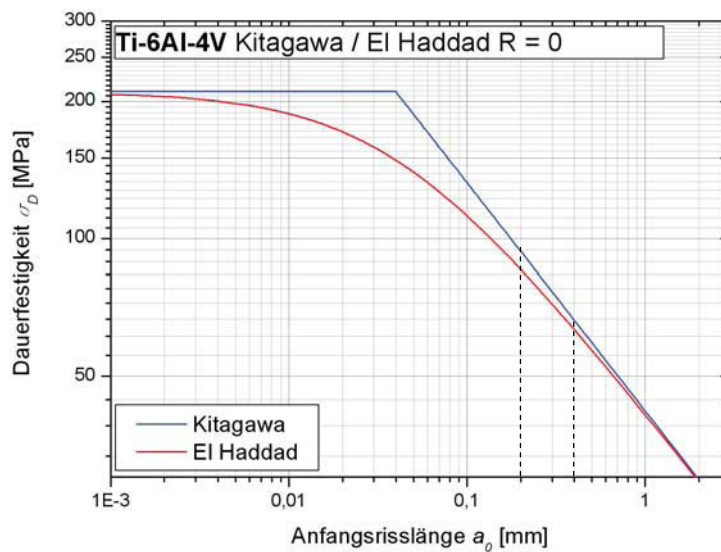


Abb. 6.7: Kitagawa-Takahashi-Diagramm und El Haddad Kurve von Ti-6Al-4V für $R = 0$

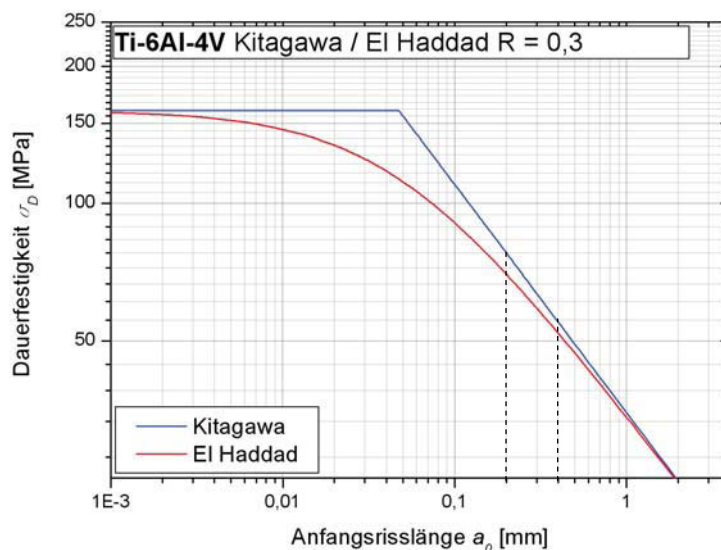


Abb. 6.8: Kitagawa-Takahashi-Diagramm und El Haddad Kurve von Ti-6Al-4V für $R = 0,3$

Die für die Berechnung der Dauerfestigkeit rissbehafteter Bauteile nach Kitagawa und Takahashi bzw. El Haddad benötigten Parameter können Tab. 6.2 entnommen werden. Die nach El Haddad berechnete Übergangsrisslänge a_{th} liegt in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis R zwischen 33 und 47 μm . Die durchschnittliche Korngröße primärer α -Körner der untersuchten Mikrostruktur liegt bei 8,7 μm (vergl. Kapitel 4.2.2.2). Die Übergangsrisslängen von Ti-6Al-4V liegen daher bereits im Bereich mikrostrukturell kurzer Risse. Unterschiede zwischen physikalisch kurzen Rissen und langen Rissen treten in Ti-6Al-4V mit „mill-annealed-Gefüge“ – zumindest bei Betrachtung der Dauerfestigkeit – nicht auf. Im Vergleich dazu zeigt Abb. 6.9 ein Kitagawa-Diagramm für AlSi9Cu3. Die

Übergangsrisslängen von AlSi9Cu3 liegen in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis zwischen 180 und 300 μm und die Korngröße der α -Aluminiummatrix liegt bei ca. 10-20 μm . Für AlSi9Cu3 konnten daher ausgeprägte Kurzrisseffekte bei den Rissfortschrittsversuchen mit Anfangsrisslängen von 0,2 bzw. 0,4 mm beobachtet werden (vergl. Kapitel 5).

	$\sigma_{D_rissfrei}$ [MPa]	ΔK_{th_lang} [MPa $\sqrt{\text{m}}$]	a_{th} [μm]
$R = -1$	460	9,3	33
$R = 0$	210	4,7	40
$R = 0,3$	160	3,9	47

Tab. 6.2: Parameter für die Berechnung der Dauerfestigkeit rissbehafteter Bauteile nach Kitagawa und Takahashi bzw. nach El Haddad für Ti-6Al-4V

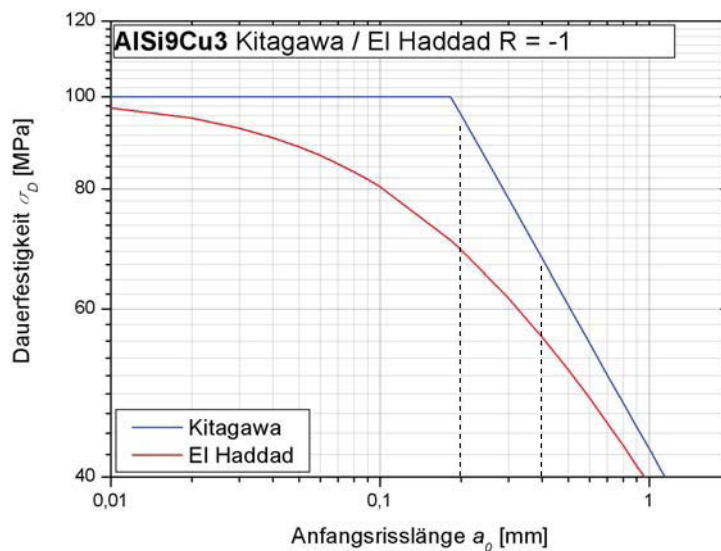


Abb. 6.9: Kitagawa-Takahashi-Diagramm und El Haddad Kurve von AlSi9Cu3 für $R = -1$

7. Modellbildung zur Lebensdauerberechnung

Die Rissfortschrittcurve stellt die Rissfortschrittsgeschwindigkeit da/dN in Abhängigkeit vom Spannungsintensitätsfaktor ΔK dar und bietet damit die Grundlage für die Lebensdauerberechnung rissbehafteter Bauteile.

7.1. Analytische Beschreibung der Rissfortschrittcurve

Zur Berechnung der Lebensdauer aus der Rissfortschrittcurve ist eine analytische Beschreibung der Rissfortschrittcurve notwendig. Nachfolgend werden einige Möglichkeiten einer analytischen Beschreibung aufgezeigt.

7.1.1. Paris-Gleichung

Im Bereich mittlerer Spannungsintensitätsfaktoren kann die Rissfortschrittsrate da/dN proportional zu einer Potenz der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK gesetzt werden.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot \Delta K^m \quad \text{Glg. (7.1)}$$

Die Größen C und m sind Werkstoffkonstanten und belastungsabhängig (R), welche die Lage und Steigung der als Gerade im doppellogarithmischen Diagramm auftretenden Kurve bestimmen. Glg. (7.1) wird als Parisgleichung bezeichnet. Bei der Parisgleichung bleiben die Übergangsbereiche zum Schwellwert ΔK_{th} einerseits und zur kritischen Spannungsintensität ΔK_C andererseits unberücksichtigt. Der Bereich des stabilen Rissfortschritts wird daher häufig als Parisbereich bezeichnet.

Für eine einfache Berechnung der Lebensdauer wird zwischen den beiden Grenzwerten ΔK_{th} und ΔK_C die Parisgleichung zur Beschreibung der Rissfortschrittcurve herangezogen. Bei einer Belastung unterhalb von ΔK_{th} kommt es nach endlicher Schwingspielzahl nicht zum Bruch. Bei einer Belastung oberhalb von ΔK_C tritt ein spontaner Bruch auf. Zwischen den Grenzwerten kommt es nach endlicher Schwingspielzahl zum Bruch.

Abb. 7.1 zeigt die Darstellung der Parisgeraden für lange und kurze Risse in AlSi9Cu3. Die zugehörigen Parameter C und m können Tab. 7.1 entnommen werden. Dabei ist anzumerken, dass bei den dargestellten Rissfortschrittcurven kurzer Risse keine Korrektur der Plastizitätseffekte (vergl. Kapitel 5.2) durchgeführt wurde.

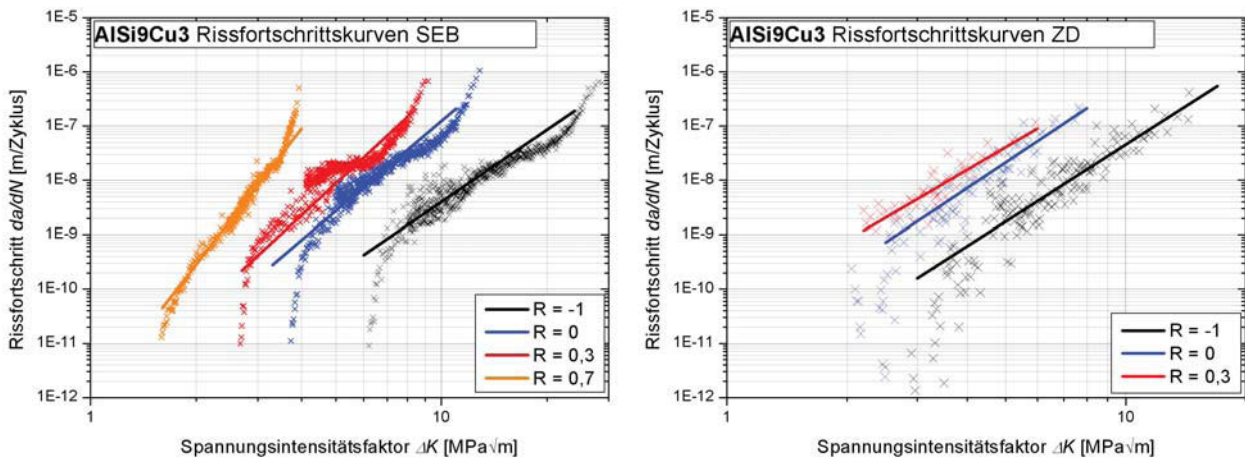


Abb. 7.1: Rissfortschrittcurven und Parisgeraden für lange (l) und kurze (r) Risse in AlSi9Cu3

	R = -1		R = 0		R = 0,3		R = 0,7
	lang	kurz	lang	kurz	lang	kurz	lang
C	1,6e-13	9e-13	3,9e-13	8e-12	5,6e-13	4e-11	9e-13
m	4,4	4,7	5,5	4,9	6	4,3	8,3

Tab. 7.1: Parameter der Parisgeraden für lange und kurze Risse in AlSi9Cu3

Abb. 7.2 zeigt die Rissfortschrittcurven und die zugehörigen Parisgeraden für Ti-6Al-4V bei unterschiedlichen Spannungsverhältnissen. Die Parameter der Parisgeraden können Tab. 7.2 entnommen werden. Auf Grund der größeren Anzahl an Daten und der damit verbundenen höheren Genauigkeit sind nur die im Vier-Punkt-Biegeversuch aufgenommenen Rissfortschrittcurven dargestellt. Die Rissfortschrittcurven aus den Zug/Druck-Versuchen liegen gleich (vergl. Kapitel 6).

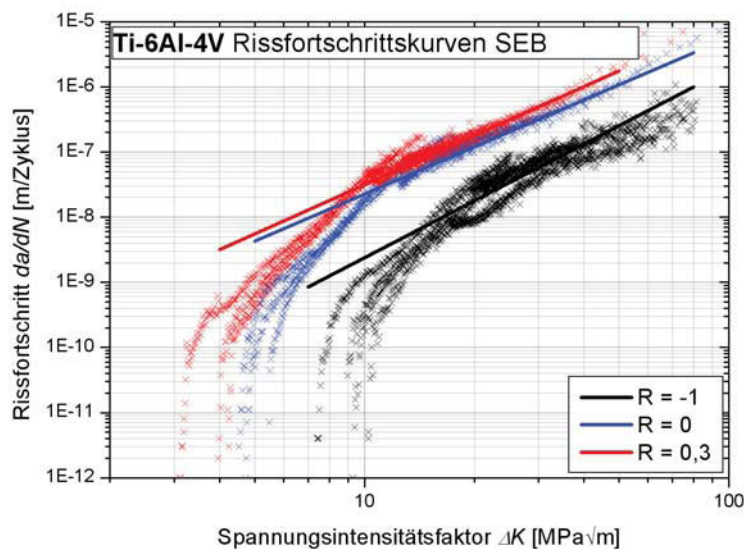


Abb. 7.2: Rissfortschrittcurven und Parisgeraden für lange Risse in Ti-6Al-4V

	R = -1	R = 0	R = 0,3
C	3e-12	9e-11	1e-10
m	2,9	2,4	2,4

Tab. 7.2: Parameter der Parisgeraden für lange Risse in Ti-6Al-4V

7.1.2. Erweiterung der Parisgleichung um ΔK_{th} nach Erdogan und Ratwani

Die Beschreibung der Rissfortschrittcurve durch die Parisgleichung vernachlässigt den Abfall der Rissfortschrittsrate im Bereich des Schwellwerts ΔK_{th} und den Anstieg der Rissfortschrittsrate im Bereich des kritischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_C . Auf Grund der sehr hohen Rissfortschrittsrate im Bereich des kritischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK_C wirkt sich die Abweichung der analytischen Beschreibung der Rissfortschrittcurve durch die Parisgleichung von der tatsächlichen Rissfortschrittcurve kaum auf die berechnete Lebensdauer aus. Selbiges gilt jedoch nicht für die Abweichung im Bereich des Schwellwertes ΔK_{th} . Auf Grund der sehr geringen Rissfortschrittsraten verbringt ein rissbehaftetes Bauteil einen Großteil seiner Lebensdauer im Bereich des Schwellwertes. Im Bereich des Schwellwertes liegt die Parisgerade deutlich über der tatsächlichen Rissfortschrittcurve. Die aus der Parisgleichung berechnete Lebensdauer liegt daher niedriger.

Die Parisgleichung ist nach Erdogan und Ratwani in einfacher Weise auf die Abwärtskrümmung der Kurve bei Annäherung an den Schwellwert ΔK_{th} erweiterbar.

$$\frac{da}{dN} = C \cdot (\Delta K - \Delta K_{th})^m \quad \text{Glg. (7.2)}$$

Die entsprechend Glg. (7.2) berechneten Rissfortschrittcurven für lange Risse in AlSi9Cu3 und Ti-6Al-4V können Abb. 7.3 entnommen werden. Die nach Erdogan und Ratwani berechneten Rissfortschrittcurven unterschätzen die tatsächlichen Rissfortschrittsraten zum Teil erheblich. Vor allem für AlSi9Cu3 ist die analytische Beschreibung der Rissfortschrittcurve nach Erdogan und Ratwani ungeeignet. Grund dafür ist der relativ abrupte Anstieg der Rissfortschrittrate im Bereich des Schwellwertes bei AlSi9Cu3. Die analytische Beschreibung des Kurzrisswachstums in AlSi9Cu3 nach Erdogan und Ratwani führt zu einem deutlich flacheren Anstieg. Die Beschreibung des Langrisswachstums führt zu noch größeren Abweichungen und ist daher nicht dargestellt. Auch für Ti-6Al-4V sind die nach Glg. (7.2) berechneten Rissfortschrittcurven im Bereich des Schwellwertes flacher als die im Versuch ermittelten. Die Abweichungen sind insgesamt jedoch geringer als bei AlSi9Cu3. Dabei ist zu beachten, dass der kritische Spannungsintensitätsfaktor von Ti-6Al-4V deutlich größer ist als von AlSi9Cu3. Die Annäherung der berechneten Rissfortschrittcurve an die im Versuch aufgenommenen erfolgt bei Ti-6Al-4V erst bei relativ hohen Rissfortschrittsraten. Bei derartig hohen Rissfortschrittsraten ist der kritische

Spannungsintensitätsfaktor von AlSi9Cu3 ($K_C \approx 15 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$) bereits überschritten. Der Bereich des stabilen Rissfortschritts ist bei AlSi9Cu3 daher deutlich kleiner und die Abweichungen insgesamt größer. Im Bereich zwischen ΔK_{th} und $K_O = 15 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ sind die Abweichungen für beide Legierungen groß.

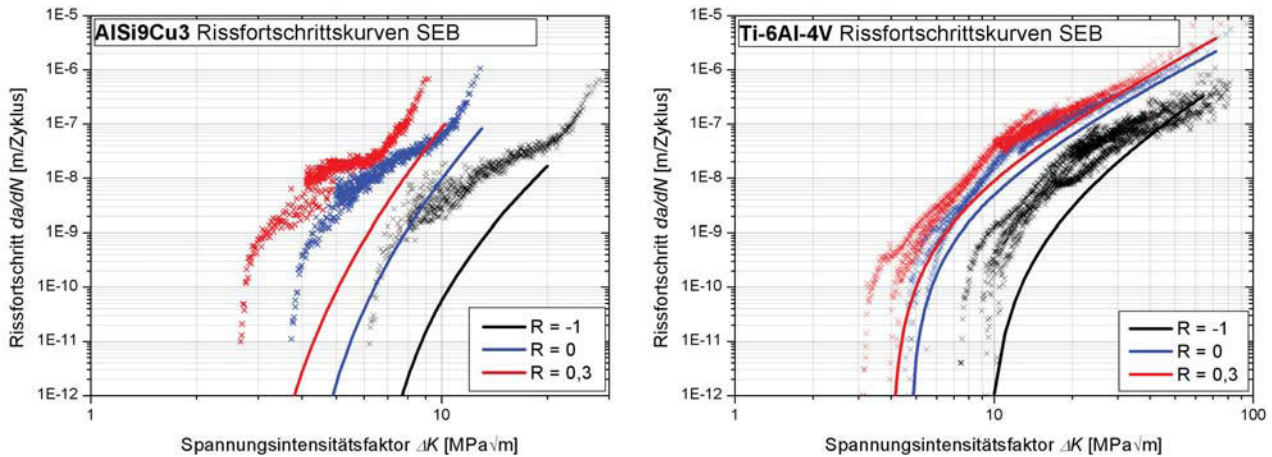


Abb. 7.3: Gefittete Rissfortschrittskurven nach Erdogan und Ratwani für lange Rissen in AlSi9Cu3 (l) und Ti-6Al-4V (r)

7.1.3. Fit nach Oberwinkler

Die bisher betrachteten Möglichkeiten zur analytischen Beschreibung der Rissfortschrittskurve sind häufig anzutreffende Gleichungen mit explizitem Bezug zu charakteristischen Größen der Rissfortschrittskurve (ΔK_{th} , stabiles Risswachstum). Grundsätzlich kann für die Berechnung der Lebensdauer die analytische Beschreibung der Rissfortschrittskurve jedoch eine beliebige mathematische Form annehmen. Oberwinkler et al. [37] verwenden für die Beschreibung der Rissfortschrittsrate da/dN in Abhängigkeit vom Spannungsintensitätsfaktor ΔK eine vier-parametrische Gleichung. Die Parameter $p_{1,2}$ und $q_{1,2}$ werden den Versuchsdaten entsprechend angepasst.

$$\log \frac{da}{dN} = \frac{p_1 \cdot \log \Delta K + p_2}{(\log \Delta K)^2 + q_1 \cdot \log \Delta K + q_2} \quad \text{Glg. (7.3)}$$

Die Beschreibung der Rissfortschrittskurve nach Oberwinkler berücksichtigt die Abwärtskrümmung der Kurve bei Annäherung an den Schwellwert ΔK_{th} . Der Anstieg der Rissfortschrittsrate im Bereich der kritischen Spannungsintensität bleibt unberücksichtigt.

Die gefitteten Rissfortschrittskurven und die zugehörigen Parameter für AlSi9Cu3 können Abb. 7.4 und Tab. 7.3 entnommen werden. Bei den Kurzrisversuchen wurden nur die

Versuchsdaten für ein Spannungsverhältnis von 0 und -1 gefittet, da bei einem Spannungsverhältnis von 0,3 keine Versuchsdaten im Bereich des Schwellwertes vorliegen.

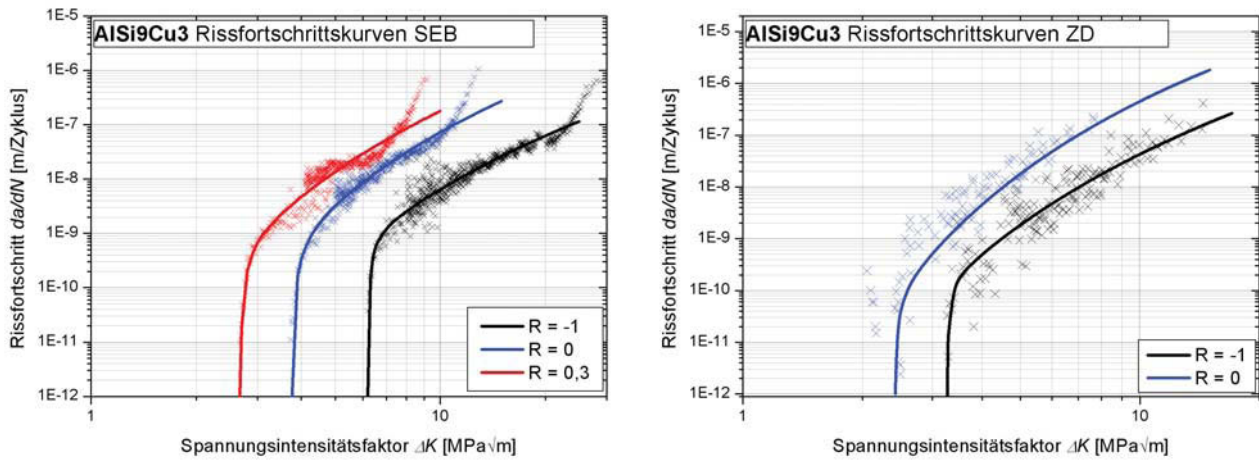


Abb. 7.4: Gefittete Rissfortschrittcurven nach Oberwinkler für lange (l) und kurze Risse (r) in AISi9Cu3

		p ₁	p ₂	q ₁	q ₂
SEB	R = -1	-18,3751	14,464	0,46654	-0,98925
	R = 0	-14,6005	8,1417	0,4992	-0,59461
	R = 0,3	-14,5686	6,0927	0,74573	-0,48988
ZD	R = -1	-14,2906	7,3145	0,42933	-0,48249
	R = 0	-10,6141	4,0083	0,29617	-0,25536

Tab. 7.3: Parameter zur analytischen Beschreibung der Rissfortschrittcurve nach B. Oberwinkler für AISi9Cu3

Die entsprechend Glg. (7.3) berechneten Rissfortschrittcurven und die zugehörigen Parameter für Ti-6Al-4V können Abb. 7.5 bzw. Tab. 7.4 entnommen werden.

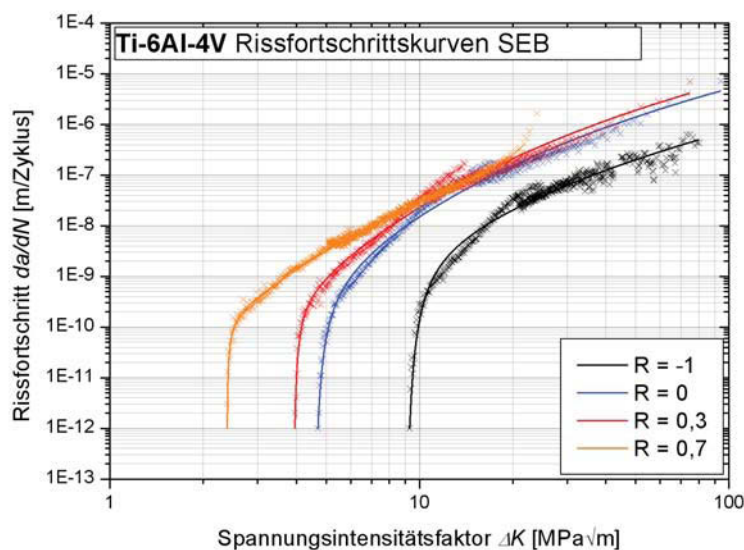


Abb. 7.5: Gefittete Rissfortschrittcurven nach Oberwinkler für Ti-6Al-4V aus dem Vier-Punkt-Biegeversuch

		p ₁	p ₂	q ₁	q ₂
SEB	R = -1	-22,6775	21,1507	0,79222	-1,6375
	R = 0	-16,8221	10,8094	0,54501	-0,77662
	R = 0,3	-16,0446	9,4172	0,52207	-0,65489
	R = 0,7	-19,4309	7,2836	1,2154	-0,59736

Tab. 7.4: Parameter zur analytischen Beschreibung der Rissfortschrittskurve nach Oberwinkler für Ti-6Al-4V

7.1.4. Beschreibung durch zwei Gleichungen vom „Paris-Typ“

Betrachtet man die Rissfortschrittskurven, so liegt auch eine analytische Beschreibung durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab mit unterschiedlicher Steigung nahe. Die erste Gerade entspricht der in Kapitel 7.1.1 beschriebenen Parisgeraden. Die zweite Gerade besitzt eine deutlich größere Steigung und beschreibt die Abwärtskrümmung der Rissfortschrittskurve bei Annäherung an den Schwellwert ΔK_{th} . Die Rissfortschrittskurve wird dabei in zwei Bereiche unterteilt. Im Bereich des stabilen Rissfortschritts kann die Rissfortschrittskurve entsprechend Glg. (7.1) durch die für AlSi9Cu3 und Ti-6Al-4V bereits bekannten Parameter C und m (vergl. Tab. 7.1 und Tab. 7.2) beschrieben werden. Diese Parameter werden in weiterer Folge als C_1 und m_1 bezeichnet. Im Bereich des Schwellwertes wird die Rissfortschrittskurve durch eine zu Glg. (7.1) analogen Gleichung mit den Parametern C_2 und m_2 beschrieben.

$$\frac{da}{dN} = C_2 \Delta K^{m_2} \qquad \text{Glg. (7.4)}$$

Die Parameter C_1 und m_1 wurden bereits in Kapitel 7.1.1 ermittelt. Für die Berechnung der Parameter C_2 und m_2 wurde jeweils der Datenpunkt mit der geringsten Rissfortschrittsrate aus den Versuchen als Fixpunkt angenommen, da dieser dem Schwellwert der Spannungsintensität entspricht. Der Parameter m_2 wurde anschließend durch Minimierung der mittleren quadratischen Abweichung bestimmt.

Die gefitteten Rissfortschrittskurven von AlSi9Cu3 können Abb. 7.6 entnommen werden. Die zugehörigen Parameter sind in Tab. 7.5 zusammengefasst.

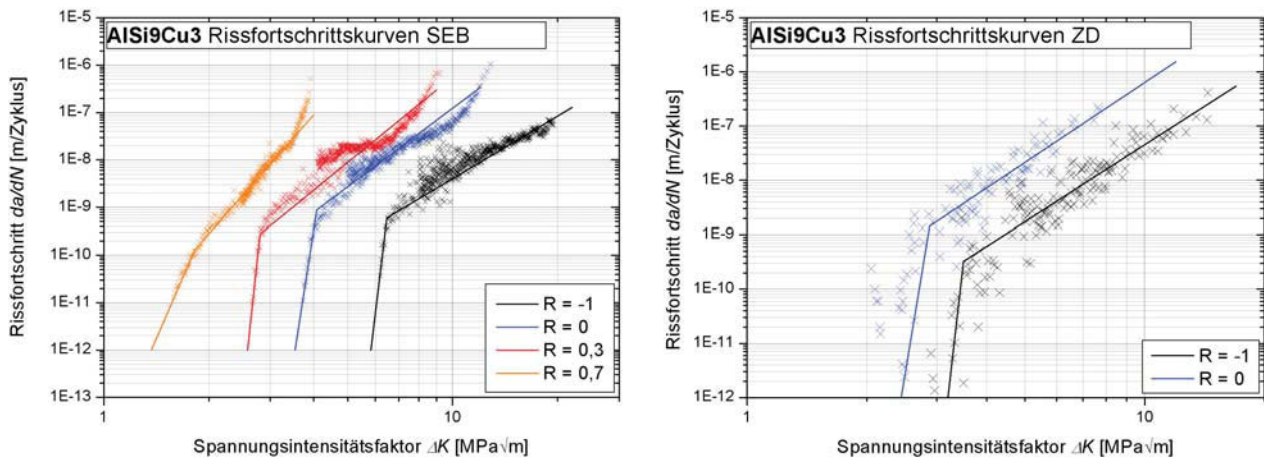


Abb. 7.6: Beschreibung der Rissfortschrittsskurven durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für lange (l) und kurze Risse (r) in AISi9Cu3

	R = -1		R = 0		R = 0,3	R = 0,7
	SEB	ZD	SEB	ZD	SEB	SEB
C_1	1,6e-13	9e-13	3,9e-13	8e-12	5,6e-13	9e-13
m_1	4,4	4,7	5,5	4,9	6	8,3
C_2	4,9e-61	3,9e-46	4,5e-39	8,5e-30	2,6e-40	4,9e-15
m_2	63	66	48	44	67	17

Tab. 7.5: Parameter zur Beschreibung zweier Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für AISi9Cu3

Abb. 7.7 zeigt die analytische Beschreibung der Rissfortschrittsskurven durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für Ti-6Al-4V. Die zugehörigen Parameter können Tab. 7.6 entnommen werden.

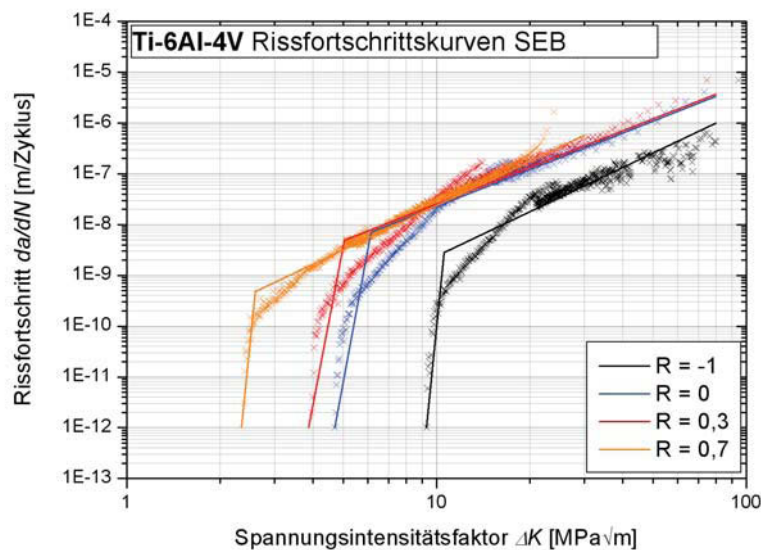


Abb. 7.7: Beschreibung der Rissfortschrittsskurven durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für Ti-6Al-4V

	R = -1	R = 0	R = 0,3	R = 0,7
C_1	$3e-12$	$9e-11$	$1e-10$	$3e-11$
m_1	2,9	2,4	2,4	2,9
C_2	$9e-73$	$6,6e-35$	$1,5e-31$	$5,9e-35$
m_2	62	33	32	60

Tab. 7.6: Parameter zur Beschreibung zweier Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für Ti-6Al-4V

7.1.5. Gegenüberstellung der analytischen Beschreibungen

Im Folgenden werden die verschiedenen analytischen Beschreibungen der Rissfortschrittcurve hinsichtlich ihrer Abweichung von den Versuchsdaten bewertet. In Abb. 7.8 sind die verschiedenen analytischen Beschreibungen der Rissfortschrittcurve beispielhaft gegenübergestellt. Dabei ist anzumerken, dass bei AlSi9Cu3 die Beschreibung der Rissfortschrittcurve nach Erdogan und Ratwani auf Grund der sehr großen Abweichung nicht dargestellt ist.

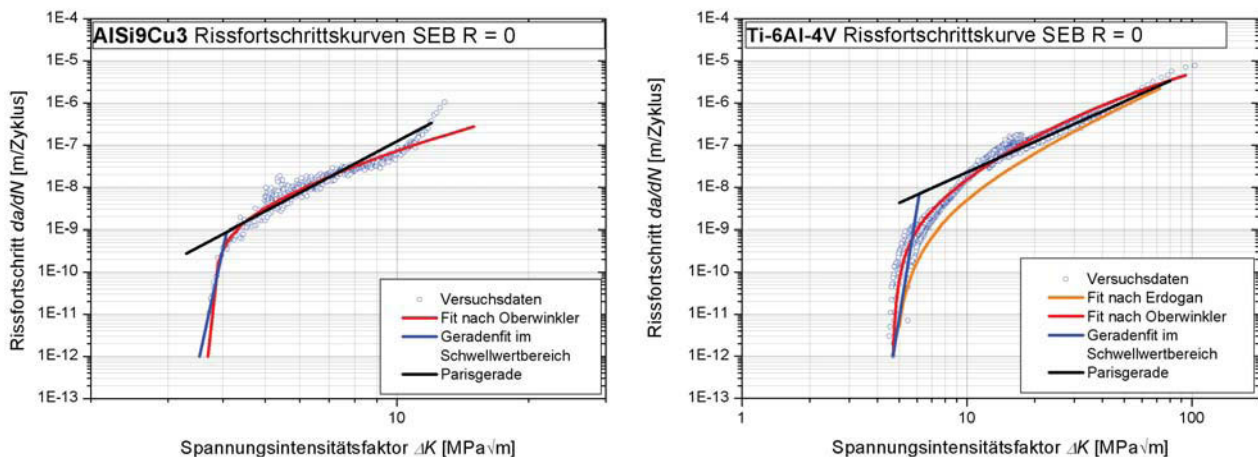


Abb. 7.8: Gegenüberstellung verschiedener analytischer Beschreibungen der Rissfortschrittcurve bei R = 0 von AlSi9Cu3 (l) und Ti-6Al-4V (r)

Für eine objektive Bewertung der Abweichung von den Versuchsdaten wurden jeweils die mittleren quadratischen Abweichungen berechnet. Die Berechnung erfolgte entsprechend Glg. (7.5). Dabei wird der Logarithmus der Rissfortschritttrate bei jedem Spannungsintensitätsfaktor entsprechend der analytischen Beschreibung $\log(f(\Delta K))$ berechnet und vom Logarithmus der gemessenen Rissfortschritttrate $\log(da/dN)$ abgezogen. Die Verwendung des Logarithmus ergibt sich auf Grund der logarithmischen Skala der Rissfortschritttrate.

$$abw = \frac{1}{n} \sum_{i=1}^n (\log(da/dN_i) - \log(f(\Delta K_i)))^2 \quad \text{Glg. (7.5)}$$

Die berechneten Abweichungen können Tab. 7.7 entnommen werden. Sowohl für AlSi9Cu3 als auch für Ti-6Al-4V sind die Abweichungen bei der Beschreibung der Rissfortschrittskurve nach Oberwinkler am geringsten. Für AlSi9Cu3 sind die Abweichungen bei der Beschreibung durch die Parisgerade bzw. durch zwei Geraden vom „Paristyp“ ebenfalls gering. Bei Ti-6Al-4V ist das nicht der Fall, da die Form der gemessenen Rissfortschrittskurve stärker von einer Geraden abweicht (vergl. Abb. 7.8).

		Parisgerade	„2 Geraden-Fit“	Oberwinkler
AlSi9Cu3	$R = -1$	0,0795	0,0728	0,0446
	$R = 0$	0,0627	0,0361	0,0227
	$R = 0,3$	0,0858	0,0743	0,0359
	$R = 0,7$	0,0204	0,0163	–
Ti-6Al-4V	$R = -1$	0,1632	0,0681	0,0199
	$R = 0$	0,3744	0,1294	0,0166
	$R = 0,3$	0,2166	0,1046	0,0149
	$R = 0,7$	0,413	0,0233	0,0091

Tab. 7.7: Mittlere quadratische Abweichungen der analytischen Beschreibung der Rissfortschrittskurven von den Versuchdaten

7.2. Integration der Rissfortschrittsgleichung

Die Rissfortschrittsgleichung stellt die Grundlage für die Berechnung der Lebensdauer rissbehafteter Bauteile dar. Die Rissfortschrittsgleichung $f(\Delta K)$ beschreibt die Rissfortschrittsrate in Abhängigkeit vom Spannungsintensitätsfaktor. Für die Berechnung der Lebensdauer N_f muss zwischen der Anrisslänge a_0 und der kritischen Risslänge a_c integriert werden.

$$N_f = \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{f(\Delta K)} \quad \text{Glg. (7.6)}$$

7.2.1. Berücksichtigung von Bauteil- bzw. Rissgeometrie und Anrisslänge

Die Rissfortschrittskurve stellt einen belastungsabhängigen Materialkennwert dar. Sie ist unabhängig von der Bauteil- bzw. Rissgeometrie. Diese Faktoren haben jedoch erheblichen Einfluss auf die Lebensdauer von Bauteilen. Der Einfluss von Bauteil- und Rissgeometrie fließt in erster Linie über den Geometriefaktor Y bei der Berechnung des Spannungsintensitätsfaktors in die Berechnung ein.

$$N_f = \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{f(Y\Delta S\sqrt{a\cdot\pi})} \quad \text{Glg. (7.7)}$$

Der Geometriefaktor berücksichtigt das Verhältnis von Risslänge zu Bauteilgröße sowie die Form des Risses an sich (halbelliptischer Oberflächenanriss, innen liegender „penny-shaped-crack“, usw.). Daneben fließt auch die Form der Belastung (Zug, Biegung, Torsion) in die Berechnung des Geometriefaktors mit ein. Der Geometriefaktor kann beispielsweise nach Murakami [36] berechnet werden. Er ist für gewöhnlich eine komplizierte Funktion vom Verhältnis der Risslänge zur Bauteilgröße. Die Integration muss daher in der Regel numerisch erfolgen.

Neben dem Geometriefaktor sind die Integrationsgrenzen entscheidend für die Lebensdauer. Die untere Grenze a_0 entspricht der Anfangsrisslänge. Mit steigender Anfangsrisslänge wird der initiale Spannungsintensitätsfaktor und damit auch die Rissfortschrittsrate größer. Die Lebensdauer ist daher umso geringer je größer die Anfangsrisslänge ist. Die Abhängigkeit der Lebensdauer von der Anfangsrisslänge ist in Abb. 7.9 und Abb. 7.10 dargestellt. Die Lebensdauerberechnung erfolgte für eine Flachprobe mit einem Querschnitt von 8x4 mm und einem Oberflächenanriss über die gesamte Probenhöhe, sowie sie bei den Kurzrissversuchen verwendet wurde. Für die Beschreibung der Rissfortschrittskurve wurde der Fit nach Oberwinkler herangezogen. Aus Abb. 7.9 und Abb. 7.10 geht hervor, dass die Anfangsrisslänge für beide Werkstoffe einen großen Einfluss auf die Lebensdauer hat. Neben den Wöhlerlinien für rissbehaftete Bauteile sind die Dauerfestigkeiten σ_{aD} des rissfreien

Materials eingezeichnet. Für AlSi9Cu3 liegt die Dauerfestigkeit des rissfreien Materials bei 100 MPa. Die Dauerfestigkeit bei einem Anriss von 0,25 mm liegt bei 97 MPa. Kleine Anrisse führen in AlSi9Cu3 zu keinem wesentlichen Abfall der Dauerfestigkeit. Die Dauerfestigkeit bei einem Anriss von 1,5 mm liegt dagegen gegenüber einem 0,25 mm langen Anriss um den Faktor 3,6 niedriger, was einer Dauerfestigkeit von 27 MPa entspricht.

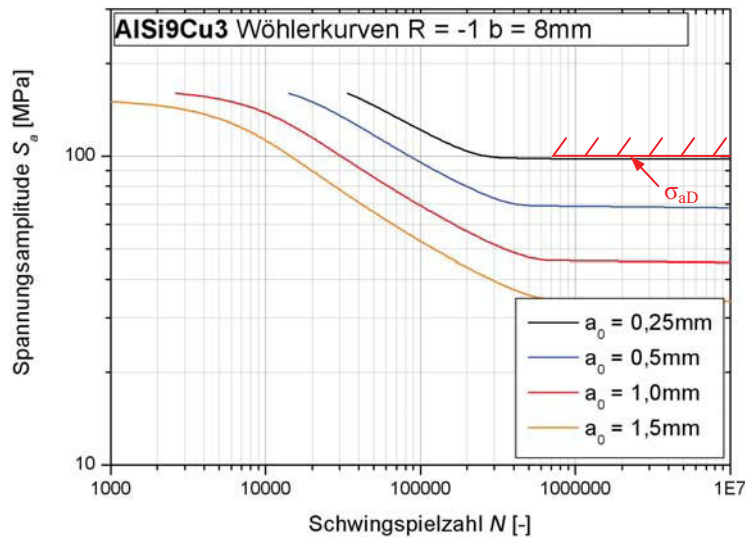


Abb. 7.9: Integrierte Wöhlerkurven für eine 8x4-Flachprobe mit Oberflächenanriss a_0 über die gesamte Probenhöhe aus AlSi9Cu3 für $R = -1$ (Fit nach Oberwinkler)

Die Dauerfestigkeit des rissfreien Materials liegt für Ti-6Al-4V bei 460 MPa. Für Ti-6Al-4V kann bereits bei einem kleinen Anriss von 0,25 mm ein Abfall der Dauerfestigkeit gegenüber dem rissfreien Material um den Faktor 3,2 beobachtet werden, während für AlSi9Cu3 ein derartig kleiner Riss noch zu keinem wesentlichen Abfall der Dauerfestigkeit führt. Die Anfangsrisslänge wirkt sich dagegen bei Ti-6Al-4V ähnlich stark wie bei AlSi9Cu3 auf die Dauerfestigkeit des rissbehafteten Materials aus. Die Dauerfestigkeiten bei den Anfangsrisslängen von 0,25 bzw. 1,5 mm liegen bei 145 bzw. 50 MPa, was einem Faktor von 2,9 entspricht.

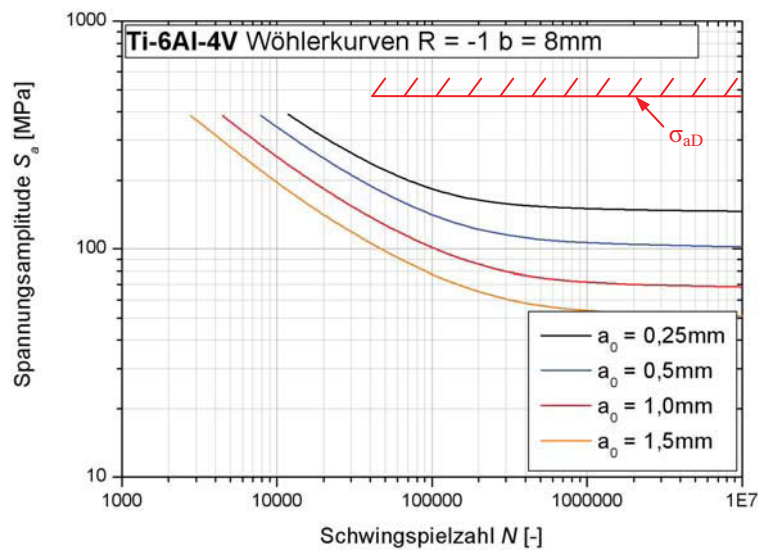


Abb. 7.10: Integrierte Wöhlerkurven für eine 8x4-Flachprobe mit Oberflächenanriss a_0 über die gesamte Probenhöhe aus Ti-6Al-4V für $R = -1$ (Fit nach Oberwinkler)

Die obere Integrationsgrenze a_c ist die kritische Risslänge und entspricht der Risslänge bei der schlagartiges Versagen auftritt. Sie wird für gewöhnlich aus dem kritischen Spannungsintensitätsfaktor K_c und der aufgetragenen Oberspannung S_o berechnet [1].

$$a_c = \frac{K_c^2}{S_o^2 \cdot \pi \cdot Y^2} \quad \text{Glg. (7.8)}$$

Eine derartige Berechnung der kritischen Risslänge führt vor allem bei kleinen Bauteilen zu Risslängen, welche die Ausmaße des Bauteils übersteigen. Daher wurde bei den durchgeführten Lebensdauerberechnungen das Erreichen der Zugfestigkeit als Kriterium für die Berechnung der kritischen Risslänge herangezogen. Der Riss verkleinert die für die Kraftübertragung zur Verfügung stehende Querschnittsfläche, sodass bei einer bestimmten Risslänge, der kritischen Risslänge die Zugfestigkeit des Werkstoffs überschritten ist. Allgemein kann eine kritische Rissfläche A_c aus der aufgetragenen Maximalkraft F_{max} und der Zugfestigkeit R_m berechnet werden. Wobei die Maximalkraft aus der Oberspannung S_o und der Querschnittsfläche des rissfreien Bauteils A_0 berechnet werden kann. Die Berechnung der kritischen Risslänge aus der kritischen Rissfläche erfolgt dann entsprechend der Bauteil- bzw. Rissgeometrie.

$$A_c = \frac{F_{\max}}{R_m} \quad \text{Glg. (7.9)}$$

$$F_{\max} = S_o \cdot A_0 \quad \text{Glg. (7.10)}$$

$$A_c = \frac{S_o \cdot A_0}{R_m} \quad \text{Glg. (7.11)}$$

Es fließt daher in erster Linie die Bauteilgeometrie in die Berechnung der kritischen Risslänge ein. Die Zugfestigkeit ist für vorgegebenen Werkstoff konstant. Je größer das Bauteil, desto größer ist die kritische Risslänge. Der Riss kann über eine weitere Strecke wachsen, bevor es zum Versagen kommt und die Lebensdauer ist daher höher. Abb. 7.11 und Abb. 7.12 zeigen die Abhängigkeit der Lebensdauer von der Breite einer Flachprobe mit einem 0,5 mm langen Oberflächenanriss. Die Beschreibung der Rissfortschrittskurve erfolgte durch den Fit nach Oberwinkler. Im Zeitfestigkeitsbereich zeigt sich eine leichte Zunahme der Lebensdauer mit steigender Breite. Die Zunahme ist jedoch sehr gering und nimmt mit steigender Breite ab. Die Dauerfestigkeit bleibt von der Breite unbeeinflusst und ist nur von der Anfangsrisslänge und der Rissgeometrie (diese fließt über den Geometriefaktor in die Berechnung ein) abhängig.

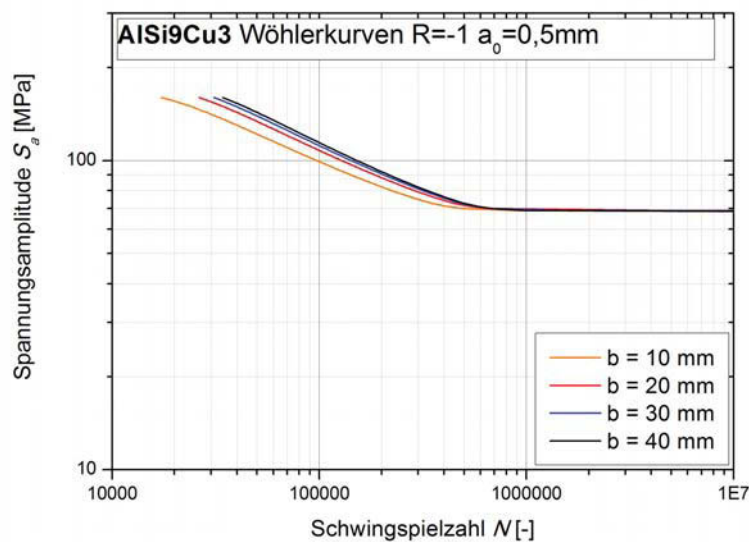


Abb. 7.11: Integrierte Wöhlerkurven für eine Flachprobe unterschiedlicher Breite b mit 0,5 mm langem Oberflächenanriss aus AISi9Cu3 für $R = -1$ (Fit nach Oberwinkler)

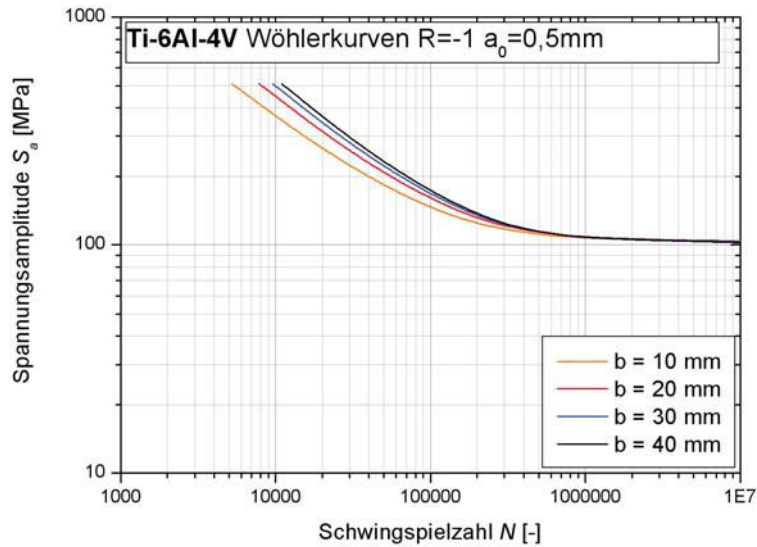


Abb. 7.12: Integrierte Wöhlerkurven für eine Flachprobe unterschiedlicher Breite b mit 0,5 mm langem Oberflächenanriss aus Ti-6Al-4V für $R = -1$ (Fit nach Oberwinkler)

7.2.2. Berücksichtigung der Abhängigkeit des Schwellwerts der Spannungsintensität ΔK_{th} von der Anfangsrisslänge

Wie in Kapitel 5.4 beschrieben ändert sich der Schwellwert der Spannungsintensität kurzer Risse in Abhängigkeit von der Anfangsrisslänge. Er ist umso geringer, je kleiner die Anfangsrisslänge ist. Bei der Berechnung der Lebensdauer hat der Schwellwert der Spannungsintensität vor allem Einfluss auf den Dauerfestigkeitsbereich. Die analytische Beschreibung der Rissfortschrittskurve kurzer Risse muss daher den Einfluss der Anfangsrisslänge auf den Schwellwert der Spannungsintensität in geeigneter Weise erfassen. Bei der analytischen Beschreibung der Rissfortschrittskurve durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab kann der Schwellwert der Spannungsintensität in einfacher Weise durch Verschieben der Gerade, welche den Bereich des Schwellwertes beschreibt, berücksichtigt werden (siehe Abb. 7.13). Das heißt der Parameter C_2 muss entsprechend dem Schwellwert der Spannungsintensität angepasst werden, während die Steigung m_2 in erster Näherung konstant gehalten wird. Tatsächlich ist der Zusammenhang zwischen der Form der Rissfortschrittskurve (in diesem Fall der Steigung) im Bereich des Schwellwertes und der Anfangsrisslänge nicht bekannt. Die aus Langriss- und Kurzrissfortschrittskurven von AlSi9Cu3 berechneten Steigungen m_2 unterscheiden sich bei konstantem Spannungsverhältnis nicht wesentlich. Sie liegen bei einem Spannungsverhältnis von -1 bei 66 bzw. 63. Bei einem Spannungsverhältnis von 0 liegt die Steigung m_2 bei 44 für kurze Risse und 48 für lange Risse. Für die Berechnung der Lebensdauer kurzrissbehafteter Bauteile bzw. Proben aus AlSi9Cu3 wird in weiterer Folge die in den Kurzrissversuchen ermittelte Steigung m_2 als konstant angenommen.

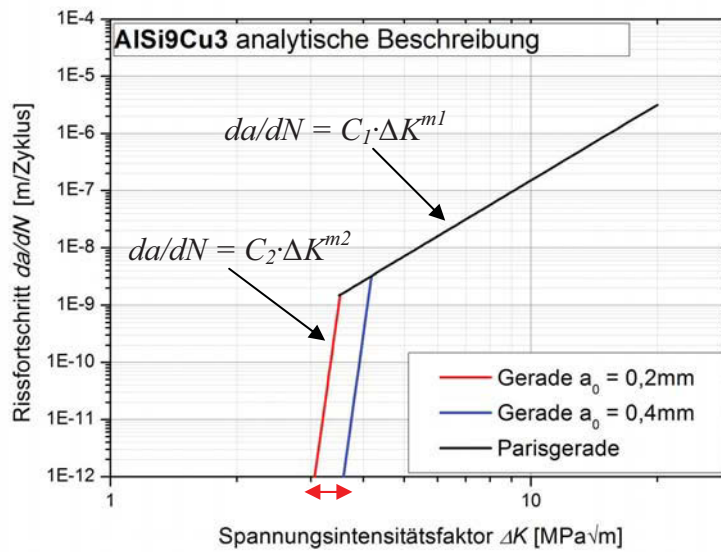


Abb. 7.13: Analytische Darstellung der Rissfortschrittskurve kurzer Risse durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für AlSi9Cu3 bei $R = -1$

Für die Berechnung des Parameters C_2 wird der Schwellwert der Spannungsintensität bei einer Rissfortschrittsrate von 10^{-12} m/Zyklus angenommen.

$$C_2 = \frac{10^{-12}}{\Delta K_{th}^{m_2}} \quad \text{Glg. (7.12)}$$

Der Schwellwert ΔK_{th} kann nach El Haddad in Abhängigkeit von der Anfangsrislänge aus dem Schwellwert für lange Risse ΔK_{th_lang} und der Dauerfestigkeit des rissfreien Materials berechnet werden (vergl. Kapitel 5.4).

7.2.3. Übereinstimmung mit Versuchsergebnissen

7.2.3.1. Schwingversuche mit Flachproben

Zur Überprüfung der Lebensdauerberechnung wurden die aus den Rissfortschrittskurven berechneten Wöhlerkurven mit den Versuchsergebnissen aus den Zug/Druck-Schwingversuchen verglichen.

Abb. 7.14 zeigt die Ergebnisse des Flachzugversuchs von AlSi9Cu3. Für die Berechnung der Wöhlerkurven wurden grundsätzlich die durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab gefitteten Rissfortschrittskurven aus den Flachzugversuchen verwendet. Für ein Spannungsverhältnis von 0,3 wurde die Rissfortschrittskurve nur durch eine Gerade im doppelt logarithmischen Maßstab beschrieben, da im Bereich des Schwellwerts der Spannungsintensität keine Versuchsergebnisse und damit keine Beschreibung der Rissfortschrittskurve durch eine zweite Gerade vorlagen. Die berechneten Wöhlerlinien weisen daher keine Dauerfestigkeit auf. Der bei den Flachzugversuchen von AlSi9Cu3 beobachtete Einfluss der Anfangsrislänge auf den Schwellwert der Spannungsintensität wurde wie in Kapitel 7.2.2 beschrieben berücksichtigt.

Im Bereich hoher Spannungsamplituden wird die Lebensdauer bei allen Spannungsverhältnissen überschätzt. Grund dafür ist der Anstieg der Rissfortschrittsrate im Bereich der kritischen Spannungsintensität K_{Ic} , welcher bei der Beschreibung der Rissfortschrittskurve durch zwei Geraden nicht berücksichtigt wird.

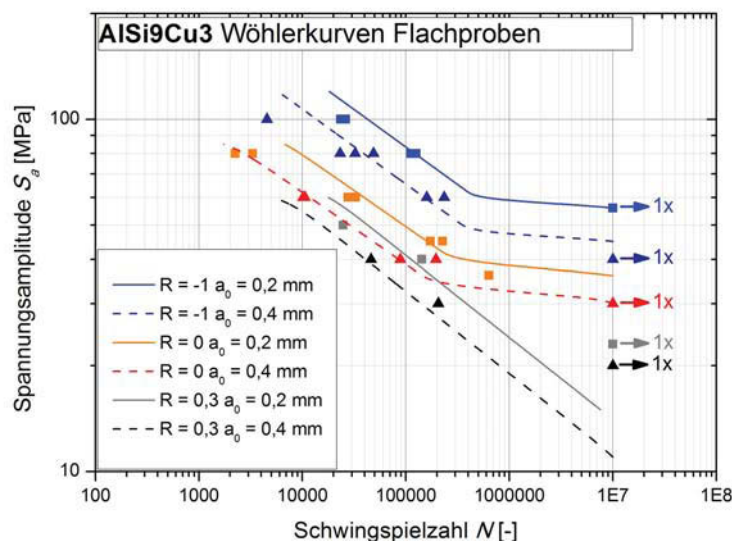


Abb. 7.14: Versuchsergebnisse der Zug/Druck-Schwingversuche für AlSi9Cu3 (Fit mittels zweier Geraden vom „Paristyp“)

Die Versuchsergebnisse von Ti-6Al-4V und die entsprechenden Wöhlerkurven sind in Abb. 7.15 zusammengefasst. Für die Berechnung der Wöhlerkurven wurden die nach Oberwinkler gefitteten Rissfortschrittskurven aus den Vier-Punkt-Biege-Versuchen verwendet. Zusätzlich wurde der Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer entsprechend den in

Kapitel 6.1 dargestellten Ergebnissen mit 23,5% bei $R = -1$, 33% bei $R = 0$ und 23,4% bei $R = 0,3$ berücksichtigt.

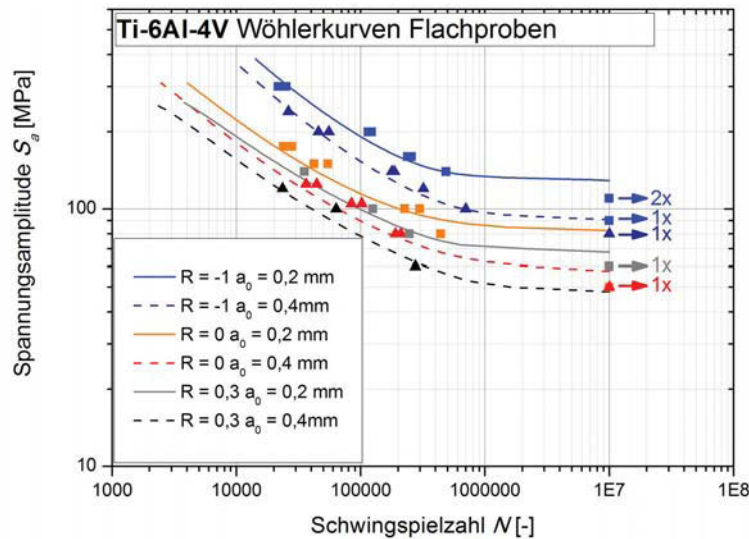


Abb. 7.15: Versuchsergebnisse der Zug/Druck-Schwingversuche für Ti-6Al-4V (Fit nach Oberwinkler)

7.2.3.2. Schwingversuche mit Rundproben

In [39] wurden Schwingversuche für AlSi9Cu3 durchgeführt, welche für die Verifikation der Lebensdauerberechnung aus den Rissfortschrittskurven herangezogen werden. Für die Versuche wurden porenbehaftete Rundproben auf unterschiedlichen Spannungsniveaus geprüft und die Schwingspielzahl bis zum Versagen gezählt. Die Poren stellen dabei natürlich vorhandene Risse dar. Nach dem Bruch der Probe wurde anhand der Bruchfläche die rissauslösende Pore identifiziert und deren Querschnittsfläche gemessen (siehe Abb. 7.16 links). Aus der Querschnittsfläche wurde ein äquivalenter Durchmesser $d_{äqu}$ berechnet, welcher die Anfangsrislänge darstellt (siehe Abb. 7.16 rechts).

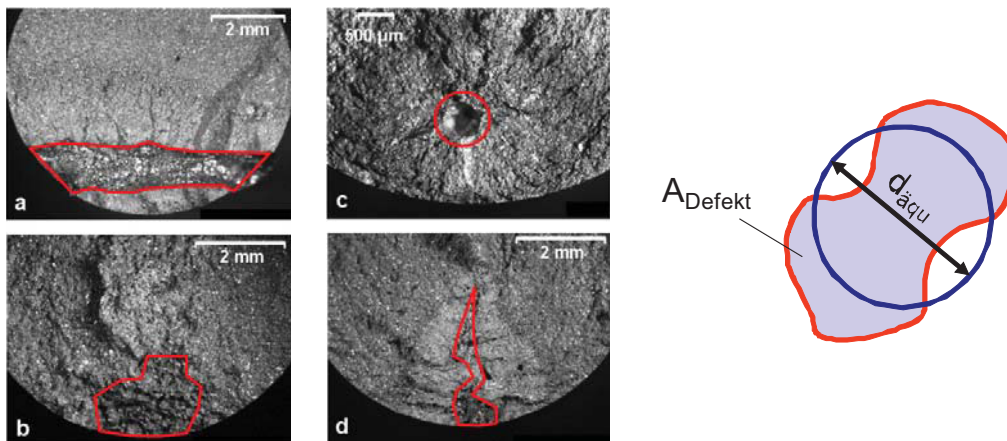


Abb. 7.16: Bruchflächen mit rissauslösender Pore (l) und äquivalenter Durchmesser (r)

Die Versuchsergebnisse aus den Schwingversuchen mit porenbehafteten Rundproben sind in Abb. 7.17 zusammengefasst. Dabei ist die ertragbare Spannungsamplitude über der Bruchschwingspielzahl aufgetragen. Die mit Pfeilen versehenen Datenpunkte kennzeichnen die Durchläufer. Das Durchläuferniveau wurde auf $1e7$ Lastwechsel festgelegt. Auf Grund der unterschiedlichen Größen der rissauslösenden Poren ist die Anfangsrislänge für jede Probe verschieden. Für die bessere Übersichtlichkeit sind die Anfangsrislängen in Bereiche unterteilt. Mit zunehmender Anfangsrislänge nimmt die ertragbare Spannungsamplitude tendenziell ab. Für ein Spannungsverhältnis von $R = -1$ (Abb. 7.17 links) ist dieser Trend für große Anfangsrislängen zwischen 1,0 und 3,0 mm nicht mehr eindeutig. In diesem Bereich weisen Proben mit einer Anfangsrislänge im Bereich von 2,0 – 3,0 mm zum Teil die gleiche Lebensdauer auf wie Proben mit einer Anfangsrislänge im Bereich von 1,0 – 2,0 mm. Selbiges kann für ein Spannungsverhältnis von $R = 0$ bei den Bereichen mit den Anfangsrislängen von 1,0 – 2,0 mm und 0,5 – 1,0 mm festgestellt werden (Abb. 7.17 rechts). Proben mit einer Anfangsrislänge im Bereich von 1,0 – 2,0 mm weisen zum Teil eine höhere Lebensdauer auf als Proben mit einer Anfangsrislänge im Bereich von 0,5 – 1,0 mm. Dagegen ist der Bereich mit großen Anfangsrislängen von 2,0 – 4,0 mm deutlich in Richtung geringerer ertragbarer Spannungsamplituden verschoben. Diese in Abb. 7.17 grau hinterlegten Bereich können mit der herkömmlichen Bruchmechanik, welche nur das Verhalten langer Risse berücksichtigt, nicht erklärt werden.

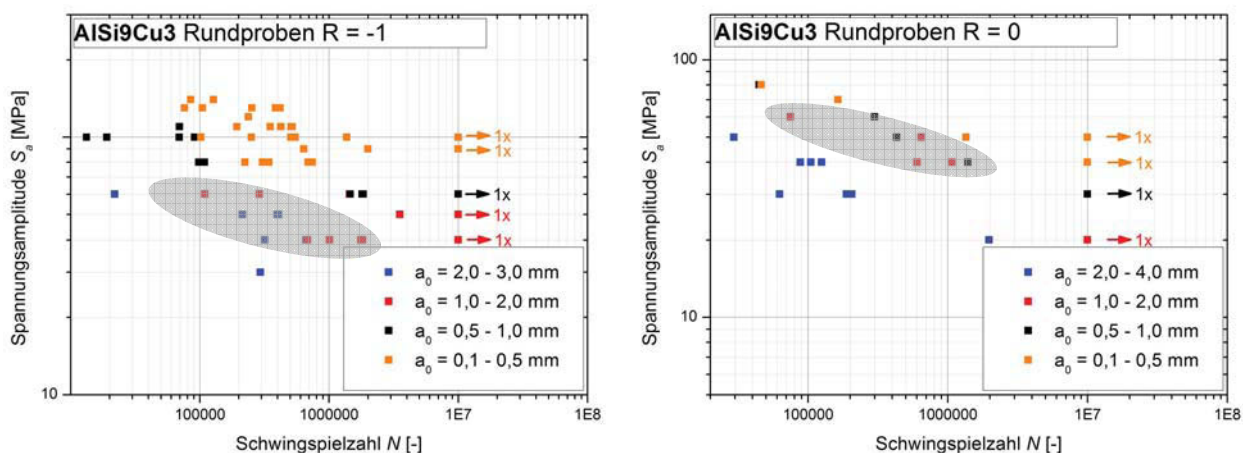


Abb. 7.17: Versuchsergebnisse aus den Schwingversuchen mit porenbehafteten Rundproben

Es wurden daher für die Berechnung der Wöhlerkurven sowohl die Rissfortschrittskurven langer als auch kurzer Risse ohne Korrektur der plastischen Effekte verwendet. (Da bei der Integration, der Spannungsintensitätsfaktor ebenfalls entsprechend der linear-elastischen Bruchmechanik berechnet wurde ist die Korrektur der plastischen Effekte bei der Rissfortschrittskurve nicht notwendig.) Lange Risse verhalten sich entsprechend der in den Langrissversuchen aufgenommenen Rissfortschrittskurven, kurze Risse wie die in den Kurzrissversuchen aufgenommenen Rissfortschrittskurven. Die Risslänge bei welcher der Übergang von kurz auf lang stattfindet wird in weiterer Folge als Übergangsrislänge a^* bezeichnet. Die Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse sind in Abb. 7.18

gegenübergestellt. Da die Rissfortschrittskurve kurzer Risse zu höheren Rissfortschrittsraten hin verschoben ist wachsen kurze Risse bei gleicher Spannungsintensität schneller als lange Risse. Werden Proben mit unterschiedlichen Anfangsrisslängen bei derselben Spannungsamplitude geprüft führt ein kurzer Riss nicht zwangsläufig zu einer geringeren Lebensdauer als ein langer Riss, da die Spannungsintensität zusätzlich von der Anfangsrisslänge abhängt. Es kann jedoch angenommen werden, dass für Proben mit Anfangsrisslängen im Bereich der Übergangsrisslänge, Risse welche geringfügig kürzer sind als die Übergangsrisslänge zu einer geringeren Lebensdauer führen als Risse welche geringfügig größer sind als die Übergangsrisslänge. Damit lassen sich die in Abb. 7.17 grau gekennzeichneten Bereiche erklären. Die Übergangsrisslängen müssen daher für die beiden Spannungsverhältnisse in diesen Bereichen liegen. Sie können nicht exakt bestimmt werden. Auf Grund der gewählten Bereiche für die Anfangsrisslängen 1,0 – 2,0 mm und 2,0 – 3,0 mm für $R = -1$ und 0,5 – 1,0 mm und 1,0 – 2,0 mm für $R = 0$ wurden die Übergangsrisslängen entsprechend der Bereichsgrenzen festgelegt. Die Übergangsrisslängen liegen daher bei $a^* = 2,0$ mm ($R = -1$) und $a^* = 1,0$ mm ($R = 0$).

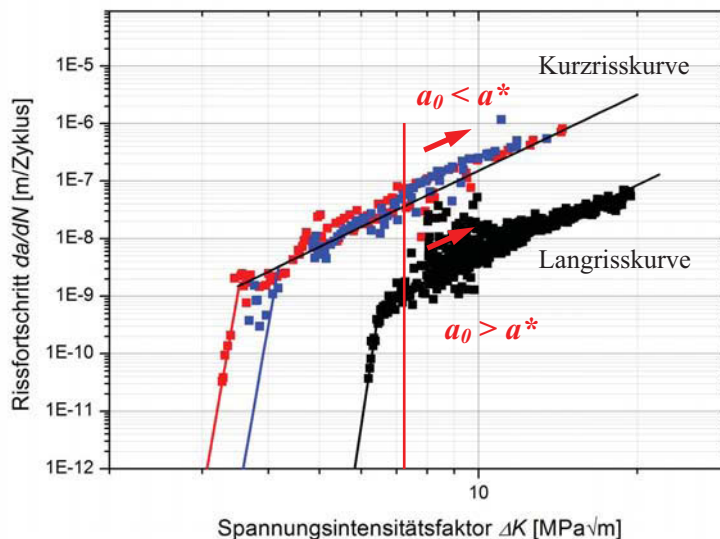


Abb. 7.18: Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse

Um die zuvor getroffenen Annahmen bezüglich der Lebensdauer von Proben mit Anfangsrisslängen im Bereich der Übergangsrisslänge zu bestätigen wurden in weitere Folge Wöhlerlinien aus den Rissfortschrittskurven berechnet und den Versuchsdaten aus Abb. 7.17 gegenübergestellt. Für Risse mit einer Risslänge größer als a^* erfolgte die Berechnung der Wöhlerlinien aus der Langrisskurve. Für Risse mit einer Risslänge kleiner a^* erfolgte die Lebensdauerberechnung aus der Kurzrisskurve. Für kurze Risse wurde zusätzlich der Einfluss der Anfangsrisslänge auf den Schwellwert der Spannungsintensität wie in Kapitel 7.2.2 beschrieben berücksichtigt. Die Berücksichtigung der Proben- und Rissgeometrie erfolgte nach Murakami [36]. Die Berechnung des Geometriefaktors erfolgte für den idealisierten Fall eines halb-elliptischen Oberflächenanrisses mit einem Verhältnis der Risstiefe b zur Risslänge a von 1 (siehe Abb. 7.19).

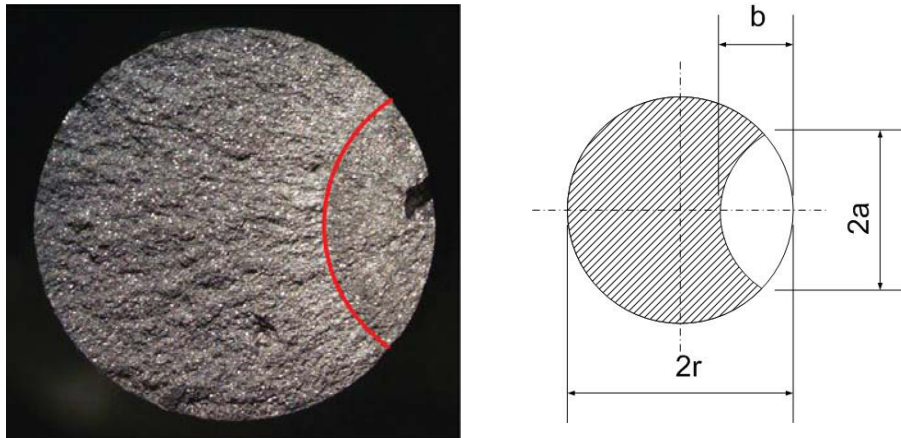


Abb. 7.19: Bruchfläche einer Rundprobe (l) und idealisierter halb-elliptischer Oberflächenanriss (r)

Die Versuchsergebnisse und die berechneten Wöhlerlinien können Abb. 7.20 und Abb. 7.21 entnommen werden. Die farbigen Bereiche sind jeweils durch zwei aus den Rissfortschrittskurven berechnete Wöhlerkurven begrenzt. Sie stellen den berechneten Lebensdauerbereich für eine Gruppe von Anfangsrisslängen a_0 dar. Die Versuchsergebnisse sind den entsprechenden Bereichen farblich zugeordnet. Die Bereiche für die Anfangsrisslängen von 0,1 – 0,5 mm (orange), 0,5 – 1,0 mm (grau) und 1,0 – 2,0 mm (rot) wurden aus der Rissfortschrittskurve kurzer Risse berechnet. Der Bereich für die Anfangsrisslängen von 2,0 – 3,0 mm (blau) wurde dagegen aus der Rissfortschrittskurve langer Risse berechnet. Der blaue Bereich überlappt zum größten Teil den roten Bereich, da sich Risse mit einer Anfangsrisslänge von 2,0 – 3,0 mm entsprechend der Langrisskurve verhalten und daher langsamer wachsen als Risse mit einer Anfangsrisslänge von 1,0 – 2,0 mm, welche sich entsprechend der Kurzrisskurve verhalten. Alle Risse im Bereich zwischen 1,0 und 3,0 mm weisen daher in etwa dieselbe Lebensdauer auf. Kürzere Risse (unter 1,0 mm) wachsen ebenfalls entsprechend der Kurzrisskurve, führen aber auf Grund ihrer geringen Risslänge zu deutlich geringere Spannungsintensitätsfaktoren, sodass sie sehr lange im Schwellwertbereich bei geringen Rissfortschrittsraten wachsen und daher in Summe eine höhere Lebensdauer aufweisen als lange Risse. Wird jedoch die Lebensdauer für kurze Risse mit Anfangsrisslängen unter 2,0 mm (entspricht der Übergangsrisslänge) ausgehend von der Langrisskurve berechnet führt das zu stark nichtkonservativen Ergebnissen.

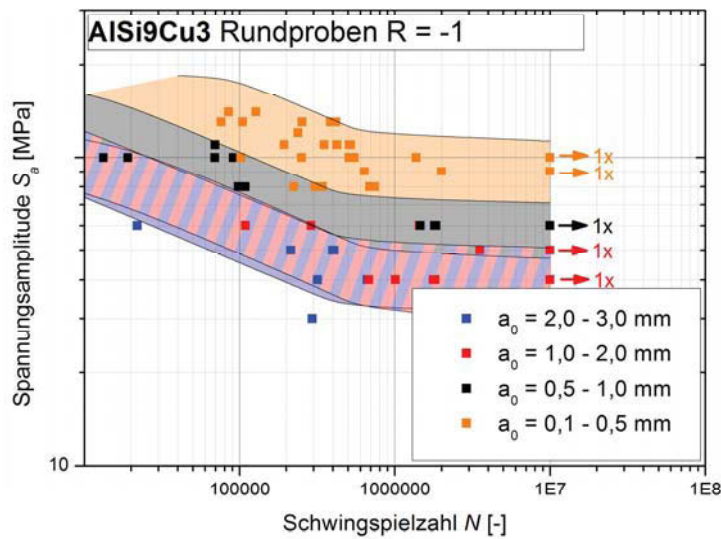


Abb. 7.20: Ergebnisse der Schwingversuche mit porenbehafteten Rundproben aus AISi9Cu3 für $R = -1$ und integrierte Wöhlerlinien für kurze und lange Risse (Fit mittels zweier Geraden vom „Paristyp“)

Für ein Spannungsverhältnis von 0 liegt die Übergangsrisslänge bei 1 mm. Die Bereiche für Anfangsrisslängen von 0,1 – 0,5 mm (orange) und 0,5 – 1,0 mm (grau) wurden daher aus der Kurzrissskurve berechnet. Für die Bereich der Anfangsrisslängen von 1,0 – 2,0 mm (rot) und 2,0 – 4,0 mm (blau) erfolgte die Lebensdauerberechnung entsprechend der Rissfortschrittskurve langer Risse. Auf Grund der höheren Rissfortschrittsrate kurzer Risse überlappen sich die Bereiche der Anfangsrisslängen von 0,5 – 1,0 mm und 1,0 – 2,0 mm zum Teil. Risse mit einer Anfangsrisslänge zwischen 0,5 und 2,0 mm führen daher in etwa zur gleichen Lebensdauer.

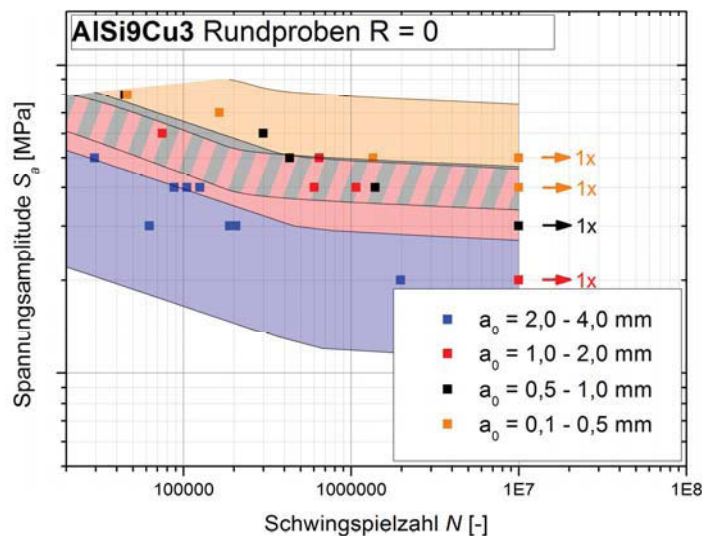


Abb. 7.21: Ergebnisse der Schwingversuche mit porenbehafteten Rundproben aus AISi9Cu3 für $R = 0$ und integrierte Wöhlerlinien für kurz und lange Risse (Fit mittels zweier Geraden vom "Paristyp")

Neben dem Zeitfestigkeitsbereich kommt es auch bei der Dauerfestigkeit auf Grund des unterschiedlichen Verhaltens langer und kurzer Risse zu einer Unstetigkeit. Grund dafür sind die unterschiedlichen Schwellwerte, welche bei langen und kurzen Rissen auftreten. Für kurze Risse liegt der Schwellwert tiefer. Risse wachsen daher schon bei geringeren Spannungsintensitäten und die Dauerfestigkeit ist daher herabgesetzt. Abb. 7.22 zeigt die Dauerfestigkeit in Abhängigkeit von der Anfangsrislänge in Form eines Kitagawa-Diagramms für ein Spannungsverhältnis von 0. Daneben sind die Versuchsergebnisse aus den Schwingversuchen mit porenbehafteten Rundproben dargestellt. Die Dauerfestigkeit wurde bei einer Schwingspielzahl von 10^7 festgelegt. Die Berechnung der Dauerfestigkeit für kurze Risse erfolgte nach El Haddad. Für lange Risse wurde die Berechnung nach Kitagawa herangezogen, wobei jeweils der Geometriefaktor für halb-elliptische Oberflächenrisse in einer Rundprobe berücksichtigt wurde. Auf Grund der Abhängigkeit des Geometriefaktors von der Anfangsrislänge beschreibt die nach Kitagawa berechnete Dauerfestigkeit keine Gerade.

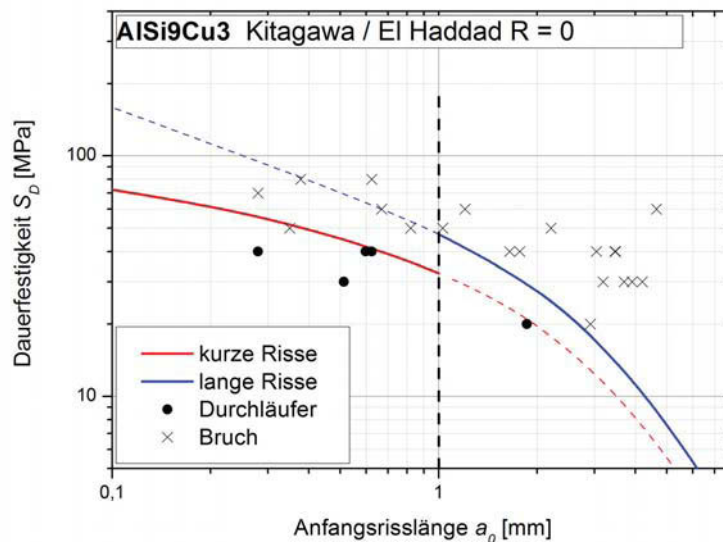


Abb. 7.22: Kitagawa-Diagramm und El Haddad Kurve für lange und kurze Risse in AISi9Cu3

7.3. Modell zur Abschätzung von Wöhlerlinien aus der Rissfortschrittsskurve ohne Integration

Bisher erfolgte die Berechnung von Wöhlerlinien in Abhängigkeit von der Bauteil- bzw. Rissgeometrie und der Anrisslänge durch numerische Integration der analytischen Form der Rissfortschrittsskurve. Im Folgenden wird eine Möglichkeit zur Abschätzung der Wöhlerlinie aus der Parisgleichung (analytische Beschreibung der Rissfortschrittsskurve) beschrieben.

Eine Wöhlerlinie ohne ausgeprägte Dauerfestigkeit wird in einfachster Weise durch die „Dauerfestigkeit“ σ_D , die Steigungen der Zeitfestigkeits- und Dauerfestigkeitsgeraden k_1 bzw. k_2 und der Ecklastspielzahl N_{Eck} festgelegt. Wobei die Dauerfestigkeit in der Regel bei 10^7 Lastwechseln festgelegt wird. Zur Abschätzung von Wöhlerlinien rissbehaffeter Bauteile müssen daher die zuvor genannten Parameter (σ_D , k_1 , k_2 , N_{Eck}) aus den Parametern der Rissfortschrittsskurve berechnet werden.

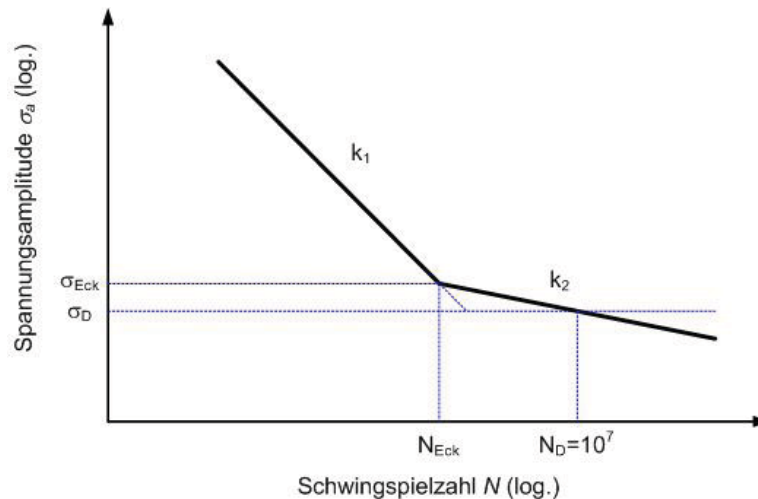


Abb. 7.23: Allgemeine Darstellung einer Wöhlerlinie ohne ausgeprägte Dauerfestigkeit

7.3.1. Berechnung der Dauerfestigkeit

Für die Berechnung der Dauerfestigkeit rissbehaffeter Bauteile kann das Kitagawa-Takahashi-Diagramm herangezogen werden. Das Kitagawa-Takahashi-Diagramm stellt den Schwellwert der zyklischen Spannung (Spannungsschwingbreite ΔS oder Spannungsamplitude S_a) bei dem sich vorhandene Risse vergrößern, in Abhängigkeit von der Anfangsrisslänge a_0 dar. Es wird durch zwei Grenzen bestimmt, die Dauerfestigkeit $\sigma_{D_rissfrei}$ des rissfreien Werkstoffs und den Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th} (siehe Abb. 7.24 bzw. vergl. Kapitel 2.4). Die Berechnung der Spannungsamplitude bei der sich vorhandene Risse nicht vergrößern, d.h. die Berechnung der Dauerfestigkeit σ_D rissbehaffeter Bauteile kann daher, für bekannte Anfangsrisslänge a_0 (für $a_0 > a_{th}$), wie folgt durchgeführt werden:

$$\sigma_D = \frac{\Delta K_{th}}{2 \cdot Y \cdot \sqrt{\pi \cdot a_0}} \quad \text{Glg. (7.13)}$$

Der Schwellwert der Spannungsintensität ist dabei für kurze Risse von der Anfangsrislänge abhängig. Er kann nach El Haddad aus dem Schwellwert der Spannungsintensität ΔK_{th_lang} langer Risse berechnet werden (vergl Kapitel 5.4).

$$\Delta K_{th} = \Delta K_{th_lang} \cdot \sqrt{\frac{a_0}{a_{th} + a_0}} \quad \text{Glg. (7.14)}$$

$$\text{mit } a_{th} = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K_{th_lang}}{2 \cdot \sigma_{D_rissfrei}} \right)^2 \quad \text{Glg. (7.15)}$$

Der Geometriefaktor Y berücksichtigt die Rissgeometrie. Er ist von der Anfangsrislänge a_0 und der Bauteilgeometrie abhängig und kann beispielsweise nach Murakami [36] berechnet werden.

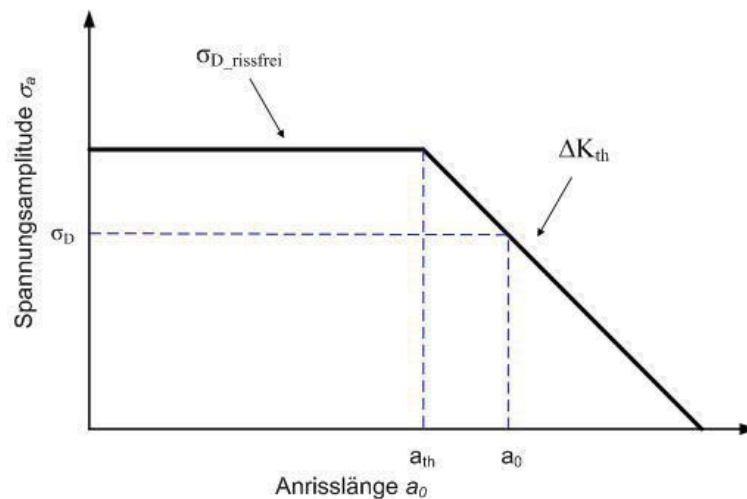


Abb. 7.24: Schematische Darstellung des Kitagawa-Takahashi-Diagramms

7.3.2. Zusammenhang zwischen m und k

Die Rissfortschrittsschrittcurve kann in analytischer Form durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab dargestellt werden (vergl. Kapitel 7.1.4). Wobei m_1 und m_2 die Steigungen der beiden Geraden darstellen.

$$\frac{da}{dN} = C_{1,2} \cdot \Delta K^{m_{1,2}} \quad \text{Glg. (7.16)}$$

Die Berechnung der Lebensdauer rissbehafteter Bauteile erfolgt durch Integration von Glg. (7.16) von der Anfangsrisslänge a_0 bis zur kritischen Risslänge a_c .

$$N = \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{C_{1,2} \cdot \Delta K^{m_{1,2}}} = \int_{a_0}^{a_c} \frac{da}{C_{1,2} \cdot (2 \cdot S_a \cdot Y \cdot \sqrt{\pi \cdot a})^{m_{1,2}}} \quad \text{Glg. (7.17)}$$

Wird der Geometriefaktor Y als konstant vorausgesetzt kann Glg. (7.17) analytisch integriert werden.

$$N = \frac{2}{2-m} \cdot \frac{1}{C_{1,2} \cdot (2 \cdot S_a \cdot Y \cdot \sqrt{\pi})^{m_{1,2}}} \cdot \left(a_c^{1-\frac{m}{2}} - a_0^{1-\frac{m}{2}} \right) \quad \text{Glg. (7.18)}$$

Die Wöhlerlinie kann in einfachster Form ebenfalls durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab dargestellt werden. Die Parameter k_1 und k_2 beschreiben die Steigung der Zeit- bzw. Dauerfestigkeitsgeraden. Die Beschreibung der Zeit- bzw. Dauerfestigkeit als Gerade erfolgt häufig als Verhältnis zweier Spannungsniveaus S_{a1} und S_{a2} ($S_{a1} > S_{a2}$) mit den zugehörigen Lebensdauern N_1 und N_2 .

$$\frac{N_1}{N_2} = \left(\frac{S_{a2}}{S_{a1}} \right)^{k_{1,2}} \quad \text{Glg. (7.19)}$$

Aus der Integration der Rissfortschrittsschrittcurve (Glg. (7.18)) folgt für das Verhältnis von N_1 zu N_2 für zwei verschiedene Spannungsniveaus S_{a1} und S_{a2} bei konstanter Anfangsrisslänge a_0 :

$$\frac{N_1}{N_2} = \frac{S_{a2}^{m_{1,2}} \cdot \left(a_{c1}^{1-\frac{m_{1,2}}{2}} - a_0^{1-\frac{m_{1,2}}{2}} \right)}{S_{a1}^{m_{1,2}} \cdot \left(a_{c2}^{1-\frac{m_{1,2}}{2}} - a_0^{1-\frac{m_{1,2}}{2}} \right)} \quad \text{Glg. (7.20)}$$

Die kritische Risslänge a_c ist grundsätzlich von der aufgetragenen Spannung und der Zugfestigkeit R_m bzw. der kritischen Spannungsintensität K_c abhängig. Für eine einfache Abschätzung wird jedoch angenommen, dass die kritischen Risslängen für unterschiedliche Spannungsniveaus nicht wesentlich von einander abweichen, sodass folgender einfacher Zusammenhang entsteht:

$$\frac{N_1}{N_2} \approx \left(\frac{S_{a2}}{S_{a1}} \right)^{m_{1,2}} \quad \text{Glg. (7.21)}$$

Durch Vergleich von Glg. (7.21) mit Glg. (7.19) lässt sich folgender Zusammenhang zwischen den Steigungen der Zeit- bzw. Dauerfestigkeitsgeraden des Wöhlerdiagramms k_1 und k_2 mit den Steigungen der, die Rissfortschrittcurve beschreibenden, Geraden m_1 und m_2 .

$$k_{1,2} \approx m_{1,2} \quad \text{Glg. (7.22)}$$

7.3.2.1. Fehlerabschätzung

Für die Abschätzung der Steigung k der Wöhlerlinie aus der Steigung der Rissfortschrittcurve m wird angenommen, dass die kritischen Risslängen a_{c1} und a_{c2} für unterschiedliche Spannungsniveaus nicht wesentlich von einander abweichen. In dem in Glg. (7.20) beschriebenem Lebensdauerverhältnis wird

$$x = \frac{\left(a_{c1}^{1-\frac{m}{2}} - a_0^{1-\frac{m}{2}} \right)}{\left(a_{c2}^{1-\frac{m}{2}} - a_0^{1-\frac{m}{2}} \right)} = 1 \quad \text{Glg. (7.23)}$$

angenommen. Auf Grund der getroffenen Voraussetzung $S_{a1} > S_{a2}$ für die aufgetragenen Spannungen folgt für die kritischen Risslängen $a_{c1} < a_{c2}$. Das in Glg. (7.23) beschriebene Verhältnis x nimmt daher Werte kleiner 1 an. Der Fehler ist umso größer, je kleiner das beschriebene Verhältnis x ist. Für die Fehlerabschätzung wird in weiterer Folge der einfache Fall eines Bauteils mit rechteckigem Querschnitt und einem Oberflächenriss, wie in Abb. 7.25 dargestellt, betrachtet.

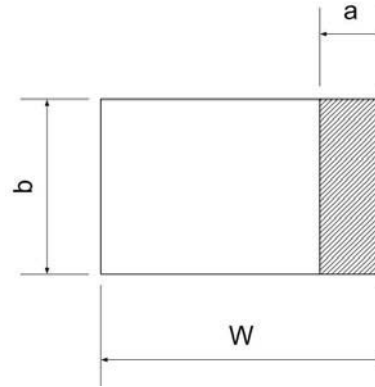


Abb. 7.25: Querschnittsfläche eines rechteckigen Bauteils mit Oberflächenanriss

Für den oben beschriebenen Fall kann die kritische Risslänge a_c wie folgt aus der kritischen Rissfläche berechnet werden.

$$a_c = W - \frac{A_c}{b} \quad \text{Glg. (7.24)}$$

Die kritische Rissfläche kann analog zu Glg. (7.11) aus der aufgetragenen Oberspannung S_o , der Zugfestigkeit des Werkstoffs R_m und der Querschnittsfläche A_0 des rissfreien Bauteils berechnet werden. Für die kritische Risslänge folgt dann

$$a_c = W - \frac{S_o \cdot A_0}{R_m \cdot b} = W - \frac{S_o \cdot W}{R_m} = W \cdot \left(1 - \frac{S_o}{R_m}\right). \quad \text{Glg. (7.25)}$$

Daraus folgt das Verhältnis der Risslängen a_{c2} zu a_{c1} in Abhängigkeit vom Oberspannungsverhältnis S_{o1} zu S_{o2} .

$$\frac{a_{c2}}{a_{c1}} = \frac{1 - \frac{S_{o2}}{R_m}}{1 - \frac{S_{o1}}{R_m}} \quad \text{Glg. (7.26)}$$

Der Fehler ist umso größer, je stärker die kritischen Risslängen und damit die aufgetragten Oberspannungen voneinander abweichen. Die höchste im Wöhlerdiagramm auftretende Oberspannung S_{o1} ist die Streckgrenze $R_{p0.2}$. Die geringste auftretende Oberspannung S_{o2} ist die Dauerfestigkeit σ_{oD} . In Glg. (7.26) treten dann die Verhältnisse von Streckgrenze zu Zugfestigkeit und Dauerfestigkeit zu Zugfestigkeit auf. Diese Verhältnisse sind werkstoffabhängig und können aus Näherungsformeln abgeschätzt werden. Für Aluminiumlegierungen kann beispielsweise entsprechend [1] das Verhältnis von

Wechselfestigkeit zu Zugfestigkeit mit 0,4 angenommen werden. Für Titanlegierungen gilt ein entsprechendes Verhältnis von 0,55. Das maximale Verhältnis der kritischen Risslängen ist eine Funktion vom Verhältnis f_1 der Dauerfestigkeit zur Zugfestigkeit und vom Verhältnis f_2 der Streckgrenze zur Zugfestigkeit. Für einen Werkstoff ist das maximale Verhältnis der kritischen Risslängen konstant.

$$\frac{a_{c2}}{a_{c1}} = \frac{1 - \frac{2 \cdot \sigma_{ad}}{(1-R) \cdot R_m}}{1 - \frac{R_{p02}}{R_m}} = \frac{1 - \frac{2}{(1-R)} \cdot f_1}{1 - f_2} = f \quad \text{Glg. (7.27)}$$

Zusätzlich kann das Verhältnis von kritischer Risslänge a_{c1} zur Anfangsrisslänge a_0 mit einem konstanten Faktor r beschrieben werden. Das in Glg. (7.23) beschriebene Verhältnis x geht dann in folgende Form über.

$$x = \frac{(r \cdot a_0)^{1-\frac{m}{2}} - a_0^{1-\frac{m}{2}}}{(r \cdot a_0 \cdot f)^{1-\frac{m}{2}} - a_0^{1-\frac{m}{2}}} = \frac{r^{1-\frac{m}{2}} - 1}{(r \cdot f)^{1-\frac{m}{2}} - 1} \quad \text{Glg. (7.28)}$$

Das Verhältnis x und damit der maximale Fehler hängen vom Verhältnis r der kritischen Risslänge zur Anfangsrisslänge, von der Steigung m der Rissfortschrittskurve und dem werkstoffabhängigen Faktor f ab. Der Fehler ist umso geringer, je größer x ist ($x \leq 1$). Um den Fehler zu begrenzen muss x größer als ein vorgegebener Wert x_1 sein.

$$\frac{r^{1-\frac{m}{2}} - 1}{(r \cdot f)^{1-\frac{m}{2}} - 1} \geq x_1 \quad \text{Glg. (7.29)}$$

Damit kann der minimale Wert für das Verhältnis r von kritischer Risslänge zu Anfangsrisslänge in Abhängigkeit vom, durch x_1 beschriebenen, zulässigen Fehler berechnet werden.

$$r \geq \left(\frac{1 - x_1}{1 - x_1 \cdot f^{1-\frac{m}{2}}} \right)^{\frac{2}{2-m}} \quad \text{Glg. (7.30)}$$

Der Fehler ist daher umso geringe, je größer das Verhältnis der kritischen Risslänge zur Anfangsrisslänge ist. Der durch x_1 beschriebene Fehler kann nicht beliebig klein gewählt

werden, sonder muss folgender Bedingung entsprechen, da Glg. (7.30) ansonsten negative Werte annimmt.

$$x_1 < f^{\frac{m}{2}-1} \quad \text{Glg. (7.31)}$$

Der Fehler wird umso geringer, je größer die Steigung m und der Faktor f sind. Bei der Durchführung einer Fehlerabschätzung muss für die Berechnung von r die kritische Risslänge bekannt sein. Für eine konservative Abschätzung kann die Fließspannung als Oberspannung angenommen werden.

$$r = \frac{a_c}{a_0} = \frac{W - W \cdot \frac{R_{p02}}{R_m}}{a_0} = \frac{W - W \cdot f_2}{a_0} = \frac{W}{a_0} (1 - f_2) \quad \text{Glg. (7.32)}$$

Der Fehler ist damit wesentlich von der durch W beschriebenen Bauteilgröße abhängig. Die exakte Lösung $N_{1\text{exakt}}$ kann aus Glg. (7.20) und Glg. (7.28) berechnet werden.

$$N_{1\text{exakt}} = N_2 \cdot \left(\frac{S_{a2}}{S_{a1}} \right)^k = N_2 \cdot \left(\frac{S_{a2}}{S_{a1}} \right)^m \cdot x \quad \text{Glg. (7.33)}$$

Die Näherungslösung $N_{1\text{Näherung}}$ liefert folgendes Resultat.

$$N_{1\text{Näherung}} = N_2 \cdot \left(\frac{S_{a2}}{S_{a1}} \right)^m \quad \text{Glg. (7.34)}$$

Der Fehler beträgt daher $1/x$. Da x kleiner gleich 1 ist überschätzt die Näherungslösung die tatsächliche Lebensdauer. Die Neigung k der Wöhlerlinie ist größer als die Steigung m der Rissfortschrittskurve. Da x umso kleiner wird je kleiner das Verhältnis von kritischer Risslänge zu Anfangsrisslänge ist, tritt der maximale Fehler bei hohen Spannungsamplituden auf. Dies gilt jedoch nur sofern die für die Berechnung herangezogenen Werte S_{a2} und N_2 den Werten bei der Ecklast entsprechen (siehe Abb. 7.26). Der Fehler bei der Berechnung der Lebensdauer ist von der Lage des als bekannt vorausgesetzten Fixpunktes (S_{a2}, N_2) abhängig.

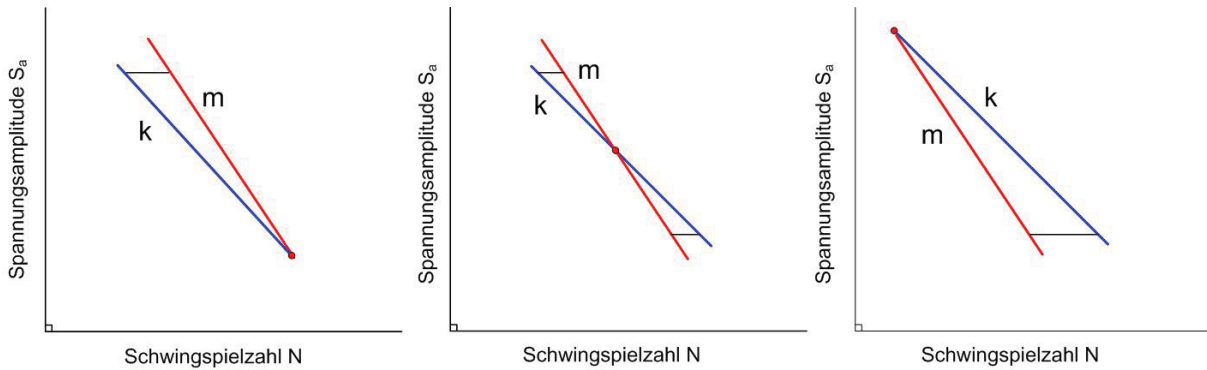


Abb. 7.26: Abhängigkeit des Fehlers der Lebensdauerberechnung von der Lage des Fixpunktes

Die maximale Differenz zwischen der Neigung k der Wöhlerlinie und der Steigung m der Rissfortschrittsskurve kann aus Glg. (7.33) berechnet werden.

$$k - m = \frac{\log x}{\log\left(\frac{\sigma_D}{R_{p02}}\right)} = \frac{\log x}{\log\left(\frac{f_1}{f_2}\right)} \quad \text{Glg. (7.35)}$$

Führt man eine Fehlerabschätzung für die in den Kurzrissversuchen verwendeten Flachzugproben mit einer Anfangsrisslänge von 0,2 mm für AlSi9Cu3 durch, so erhält man für ein Spannungsverhältnis von $R = -1$ einen Fehler von 2 % im Zeitfestigkeitsbereich. Die maximale Differenz zwischen der Neigung der Wöhlerlinie im Zeitfestigkeitsbereich und der Steigung der Rissfortschrittsskurve im Parisbereich beträgt 0,061. Dieses Ergebnis kann durch Berechnung der Neigung der integrierten Wöhlerlinie bestätigt werden. Die Neigung der Wöhlerlinie beträgt 4,72. Die für die Berechnung herangezogene Steigung der Parisgeraden beträgt entsprechend den Versuchsergebnissen 4,7. Die Differenz ist daher 0,02 und damit geringer als die berechnete maximale Differenz von 0,061. Für die Neigung der Dauerfestigkeitsgeraden ist der Fehler auf Grund der sehr großen Steigung noch geringer.

Neben dem Fehler, welcher aus dem Unterschied der kritischen Risslängen entsteht, wird bei der Näherung $m = k$ die Abhängigkeit des Geometriefaktors von der Risslänge bei der Integration vernachlässigt (vergl. Glg. (7.18)). Der daraus resultierende Fehler wurde bei der zuvor durchgeführten Fehlerabschätzung vernachlässigt. Daneben gilt die durchgeführte Fehlerbetrachtung grundsätzlich nur für Bauteile mit rechteckigem Querschnitt und Oberflächenanriss über das gesamte Bauteil. Eine Fehlerabschätzung bei rundem Querschnitt wurde auf Grund der komplexen Beschreibung der kritischen Risslänge nicht durchgeführt. Von den für die Höhe des Fehlers relevanten Parametern (r , m , f) ist nur das Verhältnis r von der Geometrie abhängig. Wie der Absolutwert des Fehlers von diesem Parameter abhängt ist jedoch unbekannt.

7.3.3. Berechnung der Ecklastspielzahl

Für die Abschätzung der Wöhlerlinie kann die Dauerfestigkeit entsprechend Kapitel 7.3.1 berechnet werden und die Dauerfestigkeitsgerade mit der entsprechend Kapitel 7.3.2 berechneten Steigung k_2 durch die Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastwechsel gelegt werden. Die Steigung der Zeitfestigkeitsgerade kann ebenfalls entsprechend Kapitel 7.3.2 berechnet werden. Die Lage der Zeitfestigkeitsgeraden muss noch bestimmt werden. Ist ein Punkt des zeitfesten Bereichs bekannt, kann die Zeitfestigkeitsgerade durch den bekannten Punkt gelegt werden. Ist kein Punkt im zeitfesten Bereich bekannt liegt es nahe für die Berechnung der Ecklastspielzahl N_E den Zusammenhang zwischen dem Knickpunkt der Rissfortschrittsskurve und der Wöhlerlinie heranzuziehen (siehe Abb. 7.27). Aus dem bekannten Knickpunkt der Rissfortschrittsskurve ΔK_{grenz} kann die zugehörige Ecklast S_E berechnet werden.

$$S_E = \frac{\Delta K_{grenz}}{2 \cdot Y \cdot \sqrt{\pi \cdot a}} \quad \text{Glg. (7.36)}$$

Es stellt sich jedoch folgendes Problem. Die Risslänge a bei welcher, das Bauteil die Ecklastspielzahl erreicht ist nicht bekannt. Wird für die Berechnung eine mittlere Risslänge, zwischen der Anfangsrisslänge und der kritischen Risslänge gewählt könnte die Ecklast S_E dennoch abgeschätzt werden. Bei der Berechnung der Ecklastspielzahl potenziert sich der Fehler auf Grund der extrem flachen Dauerfestigkeitsgerade mit dem Faktor k_2 , sodass auf diese Weise keine sinnvolle Abschätzung möglich ist.

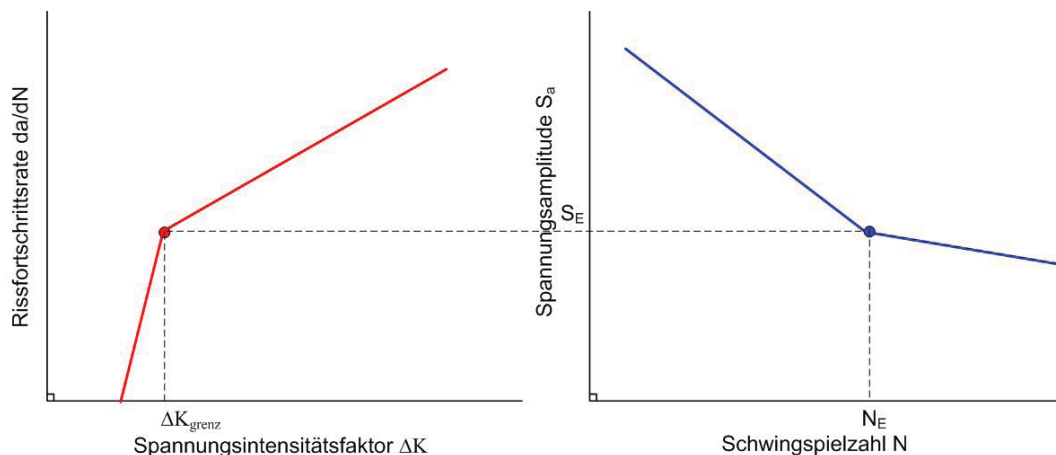


Abb. 7.27: Zusammenhang zwischen dem Knickpunkt der Rissfortschrittsskurve ΔK_{grenz} und der Ecklastspielzahl N_E

Eine weitere Möglichkeit zur Bestimmung der Lage der Zeitfestigkeitsgeraden liefert die Spannungsamplitude bei einem Lastwechsel. Dabei ist zu beachten, dass die reale Wöhlerlinie bei kleiner Schwingenspielzahl nicht linear bleibt (siehe Abb. 7.28). Die reale Oberspannung bei einem Lastwechsel kann die Zugfestigkeit nicht überschreiten. Für die Bestimmung der Lage der Zeitfestigkeitsgeraden ist jedoch der Schnittpunkt zwischen der Verlängerung der

Zeitfestigkeitsgeraden und der Ordinate von Interesse. Der Schnittpunkt ist eine rein fiktive Größe und wird in weiterer Folge als theoretische Festigkeit bezeichnet.

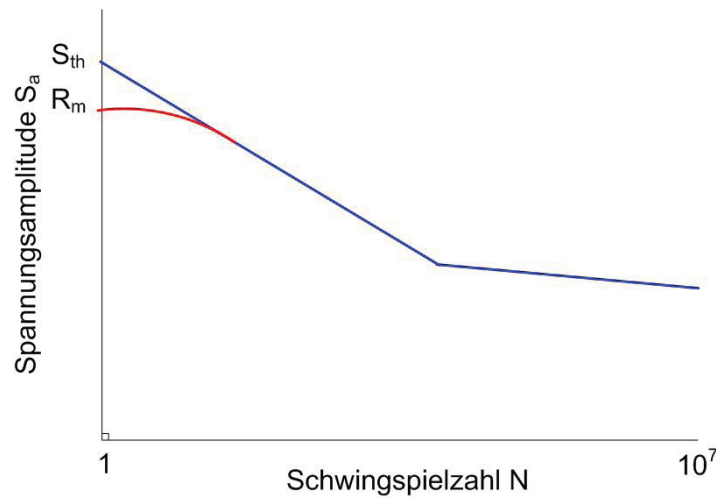


Abb. 7.28: Wöhlerdiagramm mit LCF-Bereich

Wird der kritische Spannungsintensitätsfaktor ΔK_C erreicht, kommt es zum Bruch des Bauteils. Wird auf Grund einer sehr hohen Spannung der kritische Spannungsintensitätsfaktor bereits bei der Anfangsriszlänge erreicht kommt es beim ersten Lastwechsel bereits zum Bruch. Es besteht daher folgende Möglichkeit zur Berechnung der theoretischen Spannung.

$$S_{th} = \frac{\Delta K_C}{2 \cdot Y(a_0) \cdot \sqrt{a_0 \cdot \pi}} \quad \text{Glg. (7.37)}$$

Die tatsächlichen Werte der theoretischen Festigkeiten wurden zunächst für die aus den entsprechend den Versuchsdaten gefitteten Rissfortschrittskurven berechneten Wöhlerlinien für unterschiedliche Anfangsriszlängen ermittelt. Die theoretischen Festigkeiten in Abhängigkeit von der Anfangsriszlänge sind in Abb. 7.29 für die Kurzrisssversuche mit AlSi9Cu3 als Punkte dargestellt. Anhand der Datenpunkte wurde der maximale Wert der kritischen Spannungsintensität K_{oC} mit $37\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ berechnet. Für kleine Anfangsriszlängen zeigt sich eine Abweichung der ermittelten theoretischen Festigkeit von der entsprechend Glg. (7.37) berechneten. Die Abweichungen können in Form einer El Haddad-Gleichung berücksichtigt werden.

$$S_{th} = \frac{\Delta K_C}{2 \cdot Y(a_0) \cdot \sqrt{(a_0 + a_{th}) \cdot \pi}} \quad \text{Glg. (7.38)}$$

$$a_{th} = \frac{1}{\pi} \cdot \left(\frac{\Delta K_C}{2 \cdot \sigma_{st}} \right)^2 \quad \text{Glg. (7.39)}$$

Für die Berechnung der Übergangsrisslänge a_{th} muss die theoretische Festigkeit σ_{st} für das rissfreie Material bekannt sein. Die theoretische Festigkeit des rissfreien Materials wurde den Datenpunkten entsprechend mit 1556MPa für $R = -1$ und 973MPa für $R = 0$ berechnet.

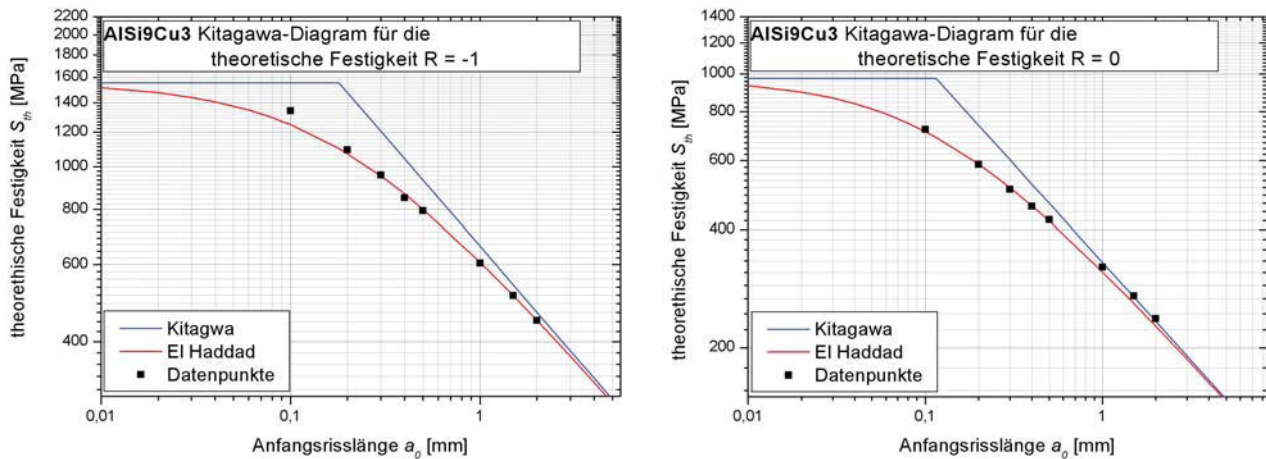


Abb. 7.29: Beschreibung der theoretischen Festigkeit in Abhängigkeit von der Anfangsrisslänge nach Kitagawa und El Haddad für die Ergebnisse der Kurzrissversuch von AlSi9Cu3

Der physikalische Hintergrund zur theoretischen Festigkeit des rissfreien Materials bleibt ungeklärt. Daneben ist anzumerken, dass der für die Berechnungen verwendete maximale kritische Spannungsintensitätsfaktor K_{oC} nicht durch die Versuchsergebnisse bestätigt werden kann, da bei den Kurzrissversuchen keine Versuchsdaten, bei derartig hohen Spannungsintensitätsfaktoren aufgenommen wurden. Zusätzlich stimmt der aus den Langrissversuchen ermittelte Wert der maximalen kritischen Spannung nicht mit dem berechneten überein. Er liegt um den Faktor zwei tiefer.

Das zuvor beschriebene Konzept zur Ermittlung der Lage der Zeitfestigkeitsgeraden wurde für Ti-6Al-4V nicht überprüft.

7.3.4. Zusammenfassung der Abschätzung von Wöhlerlinien aus der Rissfortschrittskurve

Für die Abschätzung einer Wöhlerlinie für ein rissbehaftetes Bauteil muss zunächst die Dauerfestigkeit in Abhängigkeit von der Anfangsrisslänge entsprechend Kapitel 7.3.1 berechnet werden. Für die Wöhlerkurve ohne ausgeprägte Dauerfestigkeit wird der berechnete Wert der Dauerfestigkeit bei einer Schwingspielzahl von 10^7 angesetzt. Die Dauerfestigkeitsgerade wird dann mit einer Neigung, welche der Steigung der Rissfortschrittskurve im Bereich des Schwellwerts entspricht durch die Dauerfestigkeit bei 10^7 Lastwechseln gelegt. Anschließend muss ein Punkt der Zeitfestigkeitsgeraden bestimmt werden und die Zeitfestigkeitsgerade mit einer Neigung, welcher der Steigung der Rissfortschrittskurve im Parisbereich entspricht, durch den bekannten Punkt des zeitfesten

Bereichs gelegt werden. Abb. 7.30 zeigt entsprechend abgeschätzte Wöhlerlinien im Vergleich zu den integrierten Wöhlerlinien für verschiedene Anfangsriszlängen.

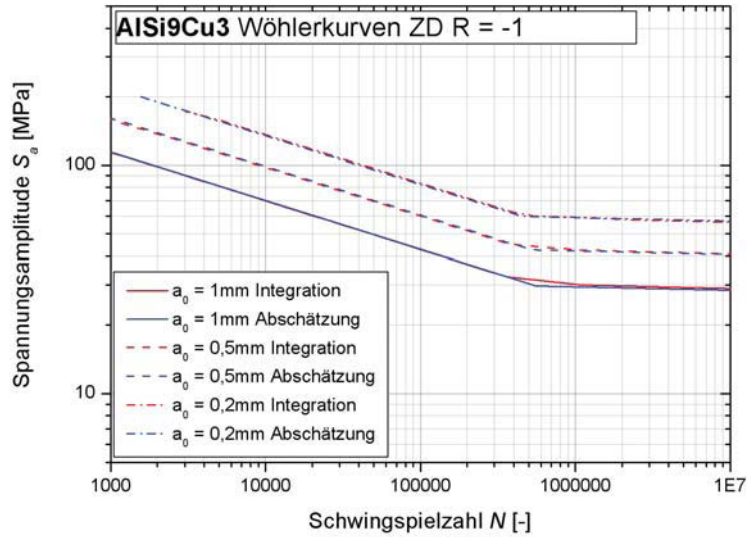


Abb. 7.30: Gegenüberstellung der integrierten Wöhlerlinien und der Abschätzung aus der Rissfortschrittskurve kurzer Risse für $R = -1$

8. Schlussfolgerungen und Ausblick

8.1. Kurzzrisswachstum in AlSi9Cu3

Bei den Rissfortschrittsversuchen in AlSi9Cu3 konnte ein Kurzzrisseffekt nachgewiesen werden. Es wurde Risswachstum unterhalb des Schwellwerts der Spannungsintensität langer Risse beobachtet. Dabei nehmen die Schwellwerte der Spannungsintensität kurzer Risse mit der Anfangsrisslänge ab. Daneben wiesen kurzer Risse bei äquivalenten Spannungsintensitätsfaktoren höhere Rissfortschrittsraten auf als lange Risse. Die erhöhten Rissfortschrittraten kurzer Risse konnten auf die, im Verhältnis zur Gesamtlänge, erhöhte Plastizität an der Risspitze zurückgeführt werden. Auf Grund verstärkter Plastizität kann der Spannungsintensitätsfaktor nicht mehr aus der linear-elastischen Bruchmechanik berechnet werden. Für ein Spannungsverhältnis von 0 und 0,3 führte die Berechnung eines elastisch-plastischen Spannungsintensitätsfaktors für kurze Risse zu einer Übereinstimmung mit der Rissfortschrittskurve langer Risse im Bereich der Parisgeraden. Bei einem Spannungsverhältnis von -1 konnte keine Übereinstimmung erzielt werden. Die Rissfortschrittskurve kurzer Risse liegt trotz Korrektur der plastischen Effekte bei höheren Rissfortschrittsraten als die langer Risse. Der Grund dafür bleibt ungeklärt.

Daneben stellte sich der Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer als vernachlässigbar heraus.

8.2. Kurzzrisswachstum in Ti-6Al-4V

Die als Kurzzrissversuche gedachten Untersuchungen zeigten für Ti-6Al-4V keine Abweichungen von den Ergebnissen langer Risse. Bei näherer Betrachtung der für die Kurzzrissversuche gewählten Anfangsrisslängen stellte sich heraus, dass die Anfangsrisslängen von 0,2 bzw. 0,4 mm für Ti-6Al-4V mit „mill-annealed“-Gefüge nicht als kurz bezeichnet werden können. Aus der El Haddad-Gleichung gehen für Ti-6Al-4V Übergangsrisslängen zwischen 33 und 47 μm in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis hervor. Derartig kurze Risslängen bewegen sich für Ti-6Al-4V im Bereich mikrostruktureller Größen. Effekte physikalisch kurzer Risse können in Ti-6Al-4V daher nicht beobachtet werden. Um den Einfluss kurzer Risse in Ti-6Al-4V zu beschreiben wäre in weiterer Folge die Durchführung von Mikrorissversuchen notwendig.

Neben den Rissfortschrittskurven wurde auch die Dauer der Rissinitiierungsphase betrachtet. Im Gegensatz zu AlSi9Cu3 konnte bei Ti-6Al-4V eine wesentlich längere Rissinitiierungsphase beobachtet werden. Im Schnitt betrug der Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer in Abhängigkeit vom Spannungsverhältnis zwischen 23 und 33 %.

8.3. Einfluss kurzer Risse auf die Lebensdauer

In AlSi9Cu3 konnten erhöhte Rissfortschrittsraten kurzer Risse festgestellt werden. Die Berechnung der Lebensdauer aus den Rissfortschrittskurven kurzer Risse führte daher zu einer, gegenüber langen Rissen, deutlich reduzierten Lebensdauer. Die reduzierte Lebensdauer von kurzrissbehafteten Bauteilen konnte durch Versuchsergebnisse bestätigt werden. Für ein Spannungsverhältnis von -1 konnte, bis zu einer Anfangsrisslänge von 2 mm, eine gute Übereinstimmung zwischen den aus den Kurzrisskurven berechneten Lebensdauern und den Versuchsergebnissen gefunden werden. Für ein Spannungsverhältnis von 0 ergaben sich bis zu einer Anfangsrisslänge von 1 mm gute Übereinstimmungen zwischen den aus den Kurzrisskurven berechneten Lebensdauern und den Versuchsergebnissen. Für größere Anfangsrisslängen führte die Berechnung der Lebensdauer aus den Langrisskurven zu besseren Übereinstimmungen mit den Versuchsergebnissen.

8.4. Ausblick

Für die Berechnung von Wöhlerlinie aus den Rissfortschrittskurven wurde für AlSi9Cu3 eine Unterteilung in lange und kurze Risse vorgenommen. Eine Vereinheitlichung der Berechnungsgrundlage in Form einer einzigen, um die plastischen Effekte korrigierten Rissfortschrittskurve wurde nicht durchgeführt. In weiterer Folge wäre daher eine Berechnung der Lebensdauer auf Basis einer einheitlichen, elastisch-plastischen Rissfortschrittskurve sinnvoll. Eine Unterscheidung zwischen langen und kurzen Rissen wäre dann nicht mehr notwendig. Die berechnete Lebensdauer würde dabei trotzdem den lebensdauerreduzierenden Einfluss kurzer Risse berücksichtigen. Die Korrelation der Versuchsergebnisse mit einer derartigen Berechnung der Lebensdauer wäre dabei von Interesse.

Für Ti-6Al-4V konnte kein Kurzrisseffekt festgestellt werden, da die untersuchten Risslängen für Ti-6Al-4V nicht als physikalisch kurz bezeichnet werden können. Um den Einfluss kurzer Risse in Ti-6Al-4V zu beschreiben wäre in weiterer Folge die Durchführung von Mikrorissversuchen notwendig.

9. Referenzen

- [1] D. Radaj: „Ermüdungsfestigkeit“, Springer Verlag, Berlin Heidelberg, 1995, ISBN 9783540714583
- [2] J. Schijve: “Fatigue of Structures and Materials”, Kluwer Academic Publishers, Dordrecht, 2001, ISBN 3-540-58348-3
- [3] K. Heckel: „Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik“, 3. Auflage, Hanser-Verlag, München, Wien, 1991, ISBN 3-446-16168-6
- [4] L. Lawson, E.Y. Chen, M. Meshii: “Near-threshold fatigue: a review”, International Journal of Fatigue 21, 1999, p. 15-34
- [5] M. Ciavarella und F. Monno: “On the possible generalization of the Kitagawa-Takahashi diagram and of the El Haddad equation to finite life”, International Journal of Fatigue 28, 2006, p. 1826-1837
- [6] D.A. Lados, D. Apelian, P.C. Paris, J.K. Donald: “Closure mechanisms in Al-Si-Mg cast alloys and long-crack to small-crack corrections”, International Journal of Fatigue 27, 2005, p. 1463-1472
- [7] K. Donald, P.C. Paris: “An evaluation of ΔK_{eff} estimation procedures on 6061-T6 and 2024-T3 aluminum alloys”, International Journal of Fatigue 21, 1999, p. 47-57
- [8] P.C. Paris, H. Tada, J.K. Donald: “Service load fatigue damage - a historical perspective”, International Journal of Fatigue 21, 1999, p. 35-46
- [9] S. Laue und H. Bomas: “Spectrum fatigue of notched specimens based on the initiation and propagation of short cracks”, International Journal of Fatigue 28, 2006, p. 1011-1021
- [10] S. Sähn, H. Göldner: „Bruch- und Beurteilungskriterien in der Festigkeitslehre“, Fachbuchverlag Leipzig-Köln, Leipzig, 1993, ISBN 3-343-00854-0
- [11] D.L. McDowell: “An engineering model for propagation of small cracks in fatigue”, Engineering Fracture Mechanics 56, 1997, p. 357-377
- [12] M.H. El Haddad, N.E. Dowling, T.H. Topper, K.N. Smith: “J integral applications for short fatigue cracks at notches”, International Journal of Fatigue 16, 1980, p. 15-30
- [13] S. Pearson: “Initiation of fatigue cracks in commercial aluminium alloys and the subsequent propagation of very short cracks”, Engineering Fracture Mechanics 7, 1975, p. 235-247
- [14] A. Shyam, J.E. Allison, C.J. Szczepanski, T.M. Pollock, J.W. Jones: “Small fatigue crack growth in metallic materials: A model and its application to engineering alloys”, Acta Materialia 55, 2007, p. 6606-6616
- [15] D.A. Lados, D. Apelian: “Relationships between microstructure and fatigue crack propagation paths in Al-Mg-Si cast alloys”, Engineering Fracture Mechanics 75, 2008, p. 821-832
- [16] X.P. Zhang, C.H. Wang, L. Ye, Y.-W. Mai: “In situ investigation of small fatigue crack growth in poly-crystal and single-crystal aluminium alloy”, Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures 25, 2002, p. 141-150
- [17] N. Narasaiah und K.K. Ray: “Initiation and growth of micro-cracks under cyclic loading”, Materials Science and Engineering A 474, 2008, p. 48-59

- [18] J.A. Hines, G. Lütjering: "Propagation of microcracks at stress amplitudes below the conventional fatigue limit in Ti-6Al-4V", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 22, 1999, p. 657-665
- [19] X.P. Zhang, C.H. Wang, L. Ye, Y.-W. Mai: "A study of the crack wake closure/opening behaviour of short fatigue cracks and its influence on crack growth", *Materials Science and Engineering A* 406, 2005, p. 195-204
- [20] M.J. Caton, J.W. Jones, J.M. Boileau, J.E. Allison: "The Effect of Solidification Rate on the Growth of Small Fatigue Cracks in a Cast 319-Type Aluminum Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A* 30A, 1999, p. 3055-3068
- [21] J.C. Newman Jr, E.P. Phillips, M.H. Swain: "Fatigue-life prediction methodology using small-crack theory", *International Journal of Fatigue* 21, 1999, p. 109-119
- [22] R.K. Nalla, B.L. Boyce, J.P. Campbell, J.O. Peters, R.O. Ritchie: "Influence of Microstructure on High-Cycle Fatigue of Ti-6Al-4V: Bimodal vs. Lamellar Structures", *Metallurgical and Materials Transactions A* 33A, 2002, p. 899-918
- [23] D.A. Lados, D. Apelian, J.K. Donald: "Fatigue crack growth mechanisms at the microstructure scale in Al-Si-Mg cast alloys: Mechanisms in the near-threshold regime", *Acta Materialia* 54, 2006, p. 1475-1486
- [24] X.-P. Zhang, J.-C. Li, C.H. Wang, L. Ye, Y.-W. Mai: "Prediction of short fatigue crack propagation behaviour by characterization of both plasticity and roughness induced crack closure", *International Journal of Fatigue* 24, 2002, p. 529-536
- [25] K. Shiozawa, Y. Tohda, S.-M. Sun: "Crack initiation and small fatigue crack growth behaviour of squeeze-cast Al-Si aluminium alloys", *Fatigue and Fracture of Engineering Materials and Structures* 20, 1997, p. 237-247
- [26] K. Gall, N. Yang, M. Horstemeyer, D.J. McDowell, J. Fan: "The Debonding and Fracture of Si Particles during the Fatigue of a Cast Al-Si Alloy", *Metallurgical and Materials Transactions A* 30, 1999, p. 3079-3088
- [27] V.S. Zolotarevsky, N.A. Belov, M.V. Glazoff: "Casting Aluminum Alloys", Elsevier, Amsterdam u. a., 2007, ISBN 978-0-08-045370-5
- [28] K.R. Van Horn: "Aluminium: Properties, Physical Metallurgy and Phase Diagrams", Vol.1, American Society for Metals, Ohio, 1967
- [29] A. Shyam, J.E. Allison, J.W. Jones: "A small fatigue crack growth relationship and its application to cast aluminium", *Acta Materialia* 53, 2005, p. 1499-1509
- [30] M.J. Caton, J.W. Jones, J.E. Allison: "The influence of heat treatment and solidification time on the behavior of small-fatigue-cracks in a cast aluminium alloy", *Materials Science and Engineering A* 314, 2001, p. 81-85
- [31] M. Peters, C. Leyens, J. Kumpfert: „Titan und Titanlegierungen“, Wiley-VCH Verlag, Weinheim, 2002, ISBN 978-3-527-30539-1
- [32] G. Lütjering, J.C. Williams: "Titanium, Engineering Materials and Processes", Second Edition, Springer Verlag, Berlin, Heidelberg, New York, 2007, ISBN 978-3-540-71397-5
- [33] M.H. El Haddad, K.N. Smith, T.H. Tropper: "Fatigue Crack Propagation of Short Cracks", *Transactions of the ASME* Vol.101, 1979, p. 42-46
- [34] H. Kitagawa, S. Takahashi: "Applicability of Fracture Mechanics to Very Small Cracks or the Cracks in the Early Stage", In: *Proceedings of the Second International Conference on Mechanical Behavior of Materials*, ASM, Metals Park, 1976, pp. 627-631.

- [35] S. Stanzl-Tschegg: “Fatigue crack growth and thresholds at ultrasonic frequencies”, International Journal of Fatigue 28, 2006, p. 1456-1464
- [36] Y. Murakami: “Stress Intensity Factors Handbook”, Pergamon Press, London, 1987, ISBN 0-08-034809-2
- [37] B. Obwerwinkler, H. Leitner, M. Riedler: “Combination of safe life and fail safe concepts to assess the lifetime of Ti-6Al-4V forgings”, The Minerals, Metals & Materials Society 2009
- [38] J.C. Newman, Jr.: “Fracture Mechanics Parameters for Small Fatigue Cracks”, In: Small-Crack Test Methods, ASTM STP 1149, 1992, p. 6-33
- [39] Ch. Oberwinkler: „Virtuelle betriebsfeste Auslegung von Aluminiumdruckgussbauteilen“, Dissertation Montanuniversität Leoben 2009
- [40] M. Carboni, L. Patriarca, D. Regazzi: “Determination of ΔK_{th} by compression pre cracking in a structural steel”, Dept. of Mechanical Engineering, Politecnico di Milano, 2009

10. Abbildungsverzeichnis

Abb. 2.1: Risslänge in Abhängigkeit der Schwingspielzahl für unterschiedliche Spannungsamplituden.....	8
Abb. 2.2: Rissfortschrittsraten in Abhängigkeit der Risslänge bzw. der Schwingbreite der Spannungsintensität	9
Abb. 2.3: Zusammenhang zwischen Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors und Rissfortschrittsrate [3].....	10
Abb. 2.4: Rissfortschrittsdiagramm	11
Abb. 2.5: Kitagawa-Diagramm mit der Erweiterung nach El Haddad	13
Abb. 2.6: Effektive Spannungsamplitude auf Grund von Riss-schließeffekten.....	15
Abb. 2.7: Last-Verschiebungskurve zur Bestimmung der Rissöffnungsspannung.....	16
Abb. 2.8: Last-Verschiebungskurve mit den Parametern der ACR-Methode	17
Abb. 2.9: Integrationsweg für das J-Integral [3].....	19
Abb. 2.10: J_c in Abhängigkeit von der Rissverlängerung Δa	20
Abb. 3.1: Rissfortschrittsergebnisse von Pearson für kurze und lange Risse in einer Al-Legierung [13]	22
Abb. 3.2: links: Rissfortschrittsdiagramm einer 2024-T351 Aluminiumlegierung bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ [16], rechts: Rissfortschrittsdiagramm eines 0,003%-igen Kohlenstoffstahls bei einem Spannungsverhältnis von $R = -1$ [17].....	24
Abb. 3.3: Spannungseinfluss auf die Rissfortschrittsrate kurzer Risse in lamellarem Ti-6Al-4V [18].....	25
Abb. 3.4: Schematische Darstellung des Spannungseinflusses bei konstantem R -Verhältnis [21].....	27
Abb. 3.5: Einfluss der Mikrostruktur auf die Rissfortschrittsrate einer AC8A Aluminiumlegierung [25]	28
Abb. 3.6: Riss-spitze eines halbkreisförmigen Oberflächenriss [2]	29
Abb. 3.7: Phasendiagramm für das Al-Si-Zweistoffsystem.....	30
Abb. 3.8: Rissfront von Makrorissen in lamellarem Ti6Al4V: a) grobes Gefüge, b) feines Gefüge [32]	35
Abb. 4.1: Einachsiger servohydraulischer Prüfstand	37
Abb. 4.2: Rumul Cracktronic Resonanzprüfmaschine zur Rissfortschrittsmessung	37
Abb. 4.3: Mikrostruktur der verwendeten Druckgusslegierung AlSi9Cu3 (500fache Vergrößerung).....	39
Abb. 4.4: REM-Aufnahme (l) und EDX (r) der Mikrostruktur von AlSi9Cu3 (Rot: Si, Grün: Fe Blau:Cu).....	39
Abb. 4.5: Mikrostruktur von Ti-6Al-4V „mill-annealed“, 3D Visualisierung (l) und Querschnitt (r).....	40
Abb. 4.6: SEB-Probe mit V-Kerbe.....	41
Abb. 4.7: Rissfortschrittskurven von AlSi9Cu3 (l) und Ti-6Al-4V (r) für lange Risse.....	42
Abb. 4.8: Geometrie der Flachzugprobe für die Kurzrisssversuche.....	43
Abb. 4.9: Geometrie der durch Drahterosion erzeugten „rissähnlichen“ Initialkerben	43

Abb. 4.10: Versuchsaufbau zur Rissfortschrittsmessung kurzer Risse	44
Abb. 4.11: Rissfortschritt in Ti-6Al-4V bei $R = -1$ und $a_0 = 0,4\text{mm}$	44
Abb. 4.12: Rissfortschritt in AlSi9Cu3	45
Abb. 4.13: Rissfortschrittskurven von AlSi9Cu3 für kurze Risse	46
Abb. 4.14: Rissfortschrittskurven von Ti-6Al-4V für kurze Risse	46
Abb. 5.1: Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer von AlSi9Cu3	48
Abb. 5.2: Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer in Abhängigkeit vom initialen Spannungsintensitätsfaktor	48
Abb. 5.3: Rissverlauf in einer Flachzugprobe $R = -1$ $S_a = 100\text{MPa}$ (1000fache Vergrößerung)	49
Abb. 5.4: Detailansicht des Rissverlaufs im Bereich hoher Spannungsintensitäten (3000fache Vergrößerung).....	49
Abb. 5.5: Rissverlauf in einer Vier-Punkt-Biegeprobe mit Detailansichten (200fache bzw. 1600fache Vergrößerung)	50
Abb. 5.6: Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse in AlSi9Cu3 für $R = -1$	52
Abb. 5.7: Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse in AlSi9Cu3 für $R = 0$	52
Abb. 5.8: Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse in AlSi9Cu3 für $R = 0,3$	52
Abb. 5.9: Rissfortschrittskurven bei $R = -1$ für unterschiedliche Anfangsrisslängen	53
Abb. 5.10: Rissfortschrittskurven bei $R = 0$ für unterschiedliche Anfangsrisslängen	54
Abb. 5.11: Abhängigkeit des Schwellwerts der Spannungsintensität von der Anfangsrisslänge für $R = -1$	55
Abb. 5.12: Abhängigkeit des Schwellwerts der Spannungsintensität von der Anfangsrisslänge für $R = 0$	55
Abb. 5.13: Prinzipskizze für die Ermittlung des Schwellwerts.....	56
Abb. 5.14: Rissfortschrittskurven mit ΔK fallend und ΔK steigend.....	57
Abb. 6.1: Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer von Ti-6Al-4V	59
Abb. 6.2: Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer in Abhängigkeit vom initialen Spannungsintensitätsfaktor	59
Abb. 6.3: Rissfortschrittskurven aus dem Vier-Punkt-Biegeversuch und dem Flachzugversuch für $R = -1$	60
Abb. 6.4: Rissfortschrittskurven aus dem Vier-Punkt-Biegeversuch und dem Flachzugversuch für $R = 0$	61
Abb. 6.5: Rissfortschrittskurven aus dem Vier-Punkt-Biegeversuch und dem Flachzugversuch für $R = 0,3$	61
Abb. 6.6: Kitagawa-Takahashi-Diagramm und El Haddad Kurve von Ti-6Al-4V für $R = -1$. 62	
Abb. 6.7: Kitagawa-Takahashi-Diagramm und El Haddad Kurve von Ti-6Al-4V für $R = 0$. 63	
Abb. 6.8: Kitagawa-Takahashi-Diagramm und El Haddad Kurve von Ti-6Al-4V für $R = 0,363$	
Abb. 6.9: Kitagawa-Takahashi-Diagramm und El Haddad Kurve von AlSi9Cu3 für $R = -1$. 64	
Abb. 7.1: Rissfortschrittskurven und Parisgeraden für lange (l) und kurze (r) Risse in AlSi9Cu3.....	66
Abb. 7.2: Rissfortschrittskurven und Parisgeraden für lange Risse in Ti-6Al-4V.....	66

Abb. 7.3: Gefittete Rissfortschrittskurven nach Erdogan und Ratwani für lange Rissen in AlSi9Cu3 (l) und Ti-6Al-4V (r).....	68
Abb. 7.4: Gefittete Rissfortschrittskurven nach Oberwinkler für lange (l) und kurze Risse (r) in AlSi9Cu3	69
Abb. 7.5: Gefittete Rissfortschrittskurven nach Oberwinkler für Ti-6Al-4V aus dem Vier-Punkt-Biegeversuch	69
Abb. 7.6: Beschreibung der Rissfortschrittskurven durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für lange (l) und kurze Risse (r) in AlSi9Cu3	71
Abb. 7.7: Beschreibung der Rissfortschrittskurven durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für Ti-6Al-4V	71
Abb. 7.8: Gegenüberstellung verschiedener analytischer Beschreibungen der Rissfortschrittskurve bei $R = 0$ von AlSi9Cu3 (l) und Ti-6Al-4V (r).....	72
Abb. 7.9: Integrierte Wöhlerkurven für eine 8x4-Flachprobe mit Oberflächenanriss a_0 über die gesamte Probenhöhe aus AlSi9Cu3 für $R = -1$ (Fit nach Oberwinkler).....	75
Abb. 7.10: Integrierte Wöhlerkurven für eine 8x4-Flachprobe mit Oberflächenanriss a_0 über die gesamte Probenhöhe aus Ti-6Al-4V für $R = -1$ (Fit nach Oberwinkler)	76
Abb. 7.11: Integrierte Wöhlerkurven für eine Flachprobe unterschiedlicher Breite b mit 0,5 mm langem Oberflächenanriss aus AlSi9Cu3 für $R = -1$ (Fit nach Oberwinkler)	77
Abb. 7.12: Integrierte Wöhlerkurven für eine Flachprobe unterschiedlicher Breite b mit 0,5 mm langem Oberflächenanriss aus Ti-6Al-4V für $R = -1$ (Fit nach Oberwinkler)	78
Abb. 7.13: Analytische Darstellung der Rissfortschrittskurve kurzer Risse durch zwei Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für AlSi9Cu3 bei $R = -1$	79
Abb. 7.14: Versuchsergebnisse der Zug/Druck-Schwingversuche für AlSi9Cu3 (Fit mittels zweier Geraden vom „Paristyp“)	80
Abb. 7.15: Versuchsergebnisse der Zug/Druck-Schwingversuche für Ti-6Al-4V (Fit nach Oberwinkler).....	81
Abb. 7.16: Bruchflächen mit rissauslösender Pore (l) und äquivalenter Durchmesser (r).....	81
Abb. 7.17: Versuchsergebnisse aus den Schwingversuchen mit porenbehafteten Rundproben	82
Abb. 7.18: Rissfortschrittskurven langer und kurzer Risse.....	83
Abb. 7.19: Bruchfläche einer Rundprobe (l) und idealisierter halb-elliptischer Oberflächenanriss (r)	84
Abb. 7.20: Ergebnisse der Schwingversuche mit porenbehafteten Rundproben aus AlSi9Cu3 für $R = -1$ und integrierte Wöhlerlinien für kurze und lange Risse (Fit mittels zweier Geraden vom „Paristyp“).....	85
Abb. 7.21: Ergebnisse der Schwingversuche mit porenbehafteten Rundproben aus AlSi9Cu3 für $R = 0$ und integrierte Wöhlerlinien für kurz und lange Risse (Fit mittels zweier Geraden vom "Paristyp")	85
Abb. 7.22: Kitagawa-Diagramm und El Haddad Kurve für lange und kurze Risse in AlSi9Cu3	86
Abb. 7.23: Allgemeine Darstellung einer Wöhlerlinie ohne ausgeprägte Dauerfestigkeit.....	87
Abb. 7.24: Schematische Darstellung des Kitagawa-Takahashi-Diagramms.....	88

Abb. 7.25: Querschnittsfläche eines rechteckigen Bauteils mit Oberflächenanriss.....	91
Abb. 7.26: Abhängigkeit des Fehlers der Lebensdauerberechnung von der Lage des Fixpunktes.....	94
Abb. 7.27: Zusammenhang zwischen dem Knickpunkt der Rissfortschrittskurve ΔK_{grenz} und der Ecklastspielzahl N_E	95
Abb. 7.28: Wöhlerdiagramm mit LCF-Bereich	96
Abb. 7.29: Beschreibung der theoretischen Festigkeit in Abhängigkeit von der Anfangsrisslänge nach Kitagawa und El Haddad für die Ergebnisse der Kurzrissversuch von AlSi9Cu3.....	97
Abb. 7.30: Gegenüberstellung der integrierten Wöhlerlinien und der Abschätzung aus der Rissfortschrittskurve kurzer Risse für $R = -1$	98

11. Tabellenverzeichnis

Tab. 4.1: Chemische Zusammensetzung der Druckgusslegierung AlSi9Cu3 in Gew.-%	38
Tab. 5.1: Schwellenwerte der Spannungsintensität ΔK_{th} für lange und kurze Risse in $MPa\sqrt{m}$	57
Tab. 6.1: Mittlerer Anteil der Rissinitiierungsphase an der Gesamtlebensdauer und Standardabweichung	59
Tab. 6.2: Parameter für die Berechnung der Dauerfestigkeit rissbehafteter Bauteile nach Kitagawa und Takahashi bzw. nach El Haddad für Ti-6Al-4V	64
Tab. 7.1: Parameter der Parisgeraden für lange und kurze Risse in AlSi9Cu3	66
Tab. 7.2: Parameter der Parisgeraden für lange Risse in Ti-6Al-4V	67
Tab. 7.3: Parameter zur analytischen Beschreibung der Rissfortschrittsskurve nach B. Oberwinkler für AlSi9Cu3	69
Tab. 7.4: Parameter zur analytischen Beschreibung der Rissfortschrittsskurve nach Oberwinkler für Ti-6Al-4V	70
Tab. 7.5: Parameter zur Beschreibung zweier Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für AlSi9Cu3	71
Tab. 7.6: Parameter zur Beschreibung zweier Geraden im doppelt logarithmischen Maßstab für Ti-6Al-4V	72
Tab. 7.7: Mittlere quadratische Abweichungen der analytischen Beschreibung der Rissfortschrittsskurven von den Versuchdaten	73



Danksagung

Der österreichischen Bundesregierung (insbesondere dem Bundesministerium für Verkehr, Innovation und Technologie und dem Bundesministerium für Wirtschaft und Arbeit) sowie dem Land Steiermark, vertreten durch die Österreichische Forschungsförderungsgesellschaft mbH und die Steirische Wirtschaftsförderungsgesellschaft mbH, wird für die finanzielle Unterstützung der Forschungsarbeiten im Rahmen des von der Materials Center Leoben Forschung GmbH abgewickelten K2 Zentrums für „Materials, Processing und Product Engineering“ im Rahmen des Österreichischen COMET Kompetenzzentren Programms sehr herzlich gedankt.