



**MONTAN
UNIVERSITÄT**
WWW.UNILEOBEN.AC.AT

Montanuniversität Leoben
Department Product Engineering
Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau



**Ausgewählte Einflüsse auf das
Rissfortschrittsverhalten am Beispiel
zweier AlSi-Gusslegierungen**

Diplomarbeit

Lamik Abdelfattah

Leoben, November 2014

Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich die vorliegende Diplomarbeit über das Thema

„Ausgewählte Einflüsse auf das Rissfortschrittsverhalten
am Beispiel zweier AlSi-Gusslegierungen“

selbstständig und ohne fremde Hilfe verfasst, andere als die angegebenen Quellen
nicht benutzt und mich auch keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Abdelfattah Lamik

Leoben, im November 2014

Danksagung

Ich möchte mich zum Anlass meiner Diplomarbeit bei allen, die mich unterstützt haben, bedanken. Besonderes bedanken möchte ich mich bei Univ.-Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Florian GRÜN für die Ermöglichung meiner Diplomarbeit.

Ganz herzlich bedanke ich mich bei meinen Betreuern Frau Dipl.-Ing. Dr.mont. Sabine REDIK, Herrn Prof. Dipl.-Ing. Dr.mont. Michael STOSCHKA und Herrn Dipl.-Ing. Dr.mont. István GÓDOR, die mich während meiner Diplomarbeit begleitet und mir zahlreiche Tipps und wertvolle moralische Unterstützung gegeben haben.

Weiters möchte ich mich bei allen Kollegen bedanken, die mich unterstützt haben und immer ein offenes Ohr für mich hatten.

Ganz besonders möchte ich meiner Familie danken, die mir das Studium nicht nur durch finanzielle sondern vielmehr noch durch moralische Unterstützung ermöglicht hat.

Kurzfassung

Aluminium-Gussbauteile finden im Kraftfahrzeugbau in Motorkomponenten wie dem Zylinderkopf bzw. im Getriebegehäuse vielfältige Anwendung. Durch steigende Anforderungen im Leichtbau verringert sich das Bauteilgewicht bzw. steigt die örtliche Beanspruchung. Dies führt zu technischer Rissinitierung bzw. nachfolgendem Bauteilversagen durch zyklisches Risswachstum. Bei den betrachteten Aluminium-Gussbauteilen treten Materialinhomogenitäten bzw. Defekte auf, welche risswachstumsfördernd wirken. Grund für den technischen Rissausgang sind lokale Spannungskonzentrationen an Fehlstellen, Poren oder Rissen. Die Mikrostruktur der Gusslegierung hat dabei einen wesentlichen Einfluss auf die Festigkeit aber auch hinsichtlich der Rissinitierung bzw. des Risswiderstandes. Im Rahmen dieser Diplomarbeit wurden zwei AlSi-Legierungen, AlSi7Mg und AlSi10Mg, untersucht und folgende Einflussgrößen charakterisiert:

- Einfluss der Prüfmethodik: Hierbei wurde der Unterschied zwischen steigendem und fallendem Spannungsintensitätsfaktor mit fortschreitender Risslänge an geschliffenen, polierten und mit Initialrissen versehenen Proben untersucht. Das Anschwingen erfolgte unter Druck, um eine möglichst geringe plastische Zone an der Risspitze zu erreichen. Es zeigt sich, dass der Schwellwert bei der Methode mit fallendem Spannungsintensitätsfaktor aufgrund von Riss-schließeffekten wesentlich höher ist. Für diese duktilen Werkstoffe ist ausschließlich eine Prüfung mit zunehmendem Spannungsintensitätsfaktor zum Erreichen reproduzierbarer Kennwerte zu empfehlen.

- Einfluss der Korngröße: Die Untersuchung der mittleren Korngröße bei der Gusslegierung AlSi7Mg zeigt, dass mit zunehmender Korngröße der Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors zunimmt. Grund ist erhöhtes Riss-schließen bei zunehmender Oberflächenrauheit der Rissflanken infolge steigender Korngröße.

- Einfluss des Spannungsverhältnisses: Bei Versuchen an der Gusslegierung AlSi10Mg zeigt sich eine Verschiebung des Spannungsintensitätsschwellwerts zu größeren Werten bei abnehmendem Spannungsverhältnis. Als Grund ist eine Reduzierung der effektiven Spannungsintensität bzw. Riss-schließeffekte zu nennen.

- Einfluss des Dendritenarmabstandes DAS bzw. der chemischen Komposition: Untersuchungen an der Gusslegierung AlSi7Mg zeigen, dass der DAS sich nur geringfügig ändert. Tendenziell wird mit höherem DAS der Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors ebenfalls höher. Die chemische Komposition zeigte bei den beiden Legierungen AlSi7Mg und AlSi10Mg einen eutektischen Anteil von 50 % bis 85 %. Es zeigt sich, dass die Korngröße der dominante Faktor für den zyklischen Spannungsintensitätsschwellwert ist. Lokale Unterschiede im Eutektikum führten bei den beiden betrachteten Legierungen zu keiner nennenswerten Schwellwertänderung.

Abschließend erfolgte eine analytische Auswertung der gemessenen Kurven unter Anwendung verschiedener ein- und mehrparameteriger Ansätze im Schwellwertbereich und im Bereich des stabilen Risswachstums. Modelle zur Korrelation des Schwellwertes mit den wesentlichen Parametern Korngröße und Spannungsverhältnis wurden angegeben.

Abstract

Cast aluminium parts are often found in vehicle engine components such as cylinder head or gearbox housing. With increasing demands in lightweight design, reduced component weight is needed which leads to higher local stresses. Hence, technical crack initiation and subsequent component failure due to cyclic crack growth occurs in cyclic loaded parts. Aluminium castings possess heterogeneous microstructure and defects such as gas pores due to the manufacturing process. These imperfections act as preferred nuclei for crack initiation and subsequent crack propagation until complete burst failure. The obtained microstructure both determines the static strength but also crack initiation and crack propagation resistance. Within this work, the fracture mechanical threshold as well as crack propagation is examined for two aluminium cast materials AlSi7Mg and AlSi10Mg.

The following influences are studied:

- Testing parameters: the effect of increasing or decreasing stress intensity over number of load cycles on the threshold is evaluated using polished specimens. They possess an initial crack which is introduced by compressive fatigue testing at low stress intensities. This minimizes the size of the plastic zone during initial crack growth. The stress intensity threshold increases if testing with decreasing stress crack tip intensity is used for this ductile aluminium material. Hence, it is recommended to use only fracture mechanical threshold tests with increasing stress intensity test program.

- Effect of grain size: tests on specimen made of AlSi7Mg showed that an increase in grain size also heightens the threshold. Crack closure effects are the main reason for this behaviour due to the enlarged fracture surface roughness.

- Influence of stress ratio: tests on specimen made of AlSi7Mg showed that a decrease in stress ratio also heightens the threshold. This reduction of the effective stress intensity value is also due to crack closure effects.

- Influence of microstructure represented by dendrites arm spacing DAS and effect of chemical composition: investigations on the aluminium casting AlSi7Mg showed only minor changes in the DAS-parameter. The threshold value tends to increase with the dendrites arm spacing. Besides that, the microstructure changes in dependency of the chemical composition. The investigated aluminium alloys exhibited a eutectoid fraction of fifty up to eight-five percent. Additional tests revealed that the grain size is the uppermost dominant factor on stress intensity threshold. Local changes in eutectoid microstructure are negligible.

Finally, analytical investigations on the measured crack propagation curves are applied using different single- and multi-parametric equations to parameterize the threshold and long-crack growth region. A model which correlates the threshold value to the characteristic parameters such as grain size and stress ratio is given.

Inhaltsverzeichnis

Inhalt

Inhaltsverzeichnis	I
1. Einleitung	1
2. Theoretische Grundlagen.....	4
2.1. Linear-elastische Bruchmechanik.....	4
2.2. Rissöffnungsarten.....	6
2.3. Der Spannungsintensitätsfaktor	7
2.4. Mechanismen der Entstehung und das Wachstums eines Ermüdungsrisses	8
2.5. Rissfortschrittskurve	10
2.5.1. Vasudevan/Sadananda-Modell	11
2.5.2. Walker-Modell	12
2.5.3. Kujawski-Modell	12
2.5.4. Noroozi und Glinka-Modell.....	12
2.5.5. Paris-Gerade.....	13
2.5.6. Erdogan/Ratwani	13
2.5.7. Forman/Mettu: NASGRO	14
2.6. Berechnung der Restlebensdauer	17
2.7. Einflussgrößen auf das Rissfortschrittsverhalten.....	18
2.7.1. Einfluss des Spannungsverhältnisses.....	18
2.7.2. Einfluss der Temperatur und Frequenz.....	19
2.7.3. Einfluss der Umgebung.....	20
2.7.4. Einfluss der Mikrostruktur	21
2.8. Risssschließeffekte	25
2.9. Kurzrisswachstum	29
2.10. Versuchsmethoden zur Ermittlung der Rissfortschrittskurve	30
2.10.1. Versuche mit zunehmendem Spannungsintensitätsfaktor	30
2.10.2. Versuche mit abnehmendem Spannungsintensitätsfaktor.....	31
3. Experimentelle Ermittlung der Rissfortschrittskurve	34
3.1. Verwendete Probe.....	34
3.2. Probenvorbereitung	34
3.3. Anschwingen der SENB-Proben	35
3.4. Rissfortschrittsmessung	36
4. Rissfortschrittsverhalten in AlSi-Gusslegierungen	41
4.1. Untersuchte AlSi-Legierungen.....	41
4.1.1. AlSi7MgCu0.5.....	41

4.1.2.	AlSi10Mg	41
4.1.3.	Gefüge der AlSi-Gusslegierungen	41
4.2.	Versuchsprogramm	47
4.3.	Einfluss der Prüfmethodik auf den Rissfortschritt	48
4.4.	Einfluss der Korngröße auf das Rissfortschrittsverhalten	50
4.4.1.	Auswertung der Risswiderstandskurve	50
4.4.2.	Abhängigkeit des Schwellwertes von der Korngröße	51
4.5.	Einfluss des Si-Gehalts auf das Rissfortschrittsverhalten	53
4.6.	Einfluss des R-Wertes auf das Rissfortschrittsverhalten	54
4.6.1.	Abhängigkeit der R-Kurve von dem Spannungsverhältnis	55
4.7.	Analytische Beschreibung der Rissfortschrittskurven	58
4.7.1.	Auswertung für Korngröße ASTM G=11,5	60
4.7.2.	Auswertung für Korngröße ASTM G=13,0	61
4.7.3.	Auswertung für Korngröße ASTM G=14,0	62
5.	Zusammenfassung	63
6.	Literaturverzeichnis	65
7.	Abbildungsverzeichnis	69
8.	Anhang	71
8.1.	Versuchsergebnisse	71
8.1.1.	Versuchsergebnisse Von AlSi7Mg (Einfluss der Korngröße)	71
8.1.2.	Versuchsergebnisse Von AlSi10Mg (Einfluss des R-Wertes)	75
8.2.	Korngrößenbestimmung nach ASTM E112	78
8.3.	Zusammenhang zwischen mittleren Korndurchmesser und Korngröße G ..	84

1. Einleitung

Ein Bauteil darf aus sicherheitstechnischen Gründen während einer bestimmten Zeitdauer und unter einer bestimmten Belastung nicht versagen. Die Optimierung der Zuverlässigkeit führt generell zwar zur Senkung der Instandhaltungskosten andererseits entstehen Kosten durch die Verbesserung selbst, die umso höher sind, je höher das Zuverlässigkeitsniveau ist. Um ein Optimum zu erreichen, bei dem ein hohes Maß an Zuverlässigkeit bei gleichzeitig niedrigen Kosten erreicht werden soll, sollen bereits in der Produktentwicklungsphase geeignete Konzepte zur Lebensdauervorhersage für die Bauteile unter zyklischer Belastung vorhanden sein. Die Auslegungskonzepte unterscheiden sich je nach Einsatzgebiet der Bauteile oder Strukturen stark voneinander. Eine fehlersichere Auslegung nach dem „Fail-safe“ Konzept erfordert hohe Sicherheitsbeiwerte [1,2]. Im letzten Jahrhundert traten vermehrt dynamisch bedingte Schadensfälle auf [3], wodurch der Aspekt einer schadenstoleranten Auslegung kontinuierlich an Bedeutung gewann [4]. Speziell im Bereich der Luft- und Raumfahrt als Leichtbaudisziplin [5] sowie in anderen sicherheitstechnischen Bereichen wie der Auslegung von Druckrohren [4] oder Eisenbahnradsätzen [6] werden das „Safe-Life“-Kriterium und das schadenstolerante „damage-tolerant-design“ Konzept verwendet.

- Safe-Life Kriterium: Dabei werden Bauteile so ausgelegt, dass sie während der zu erwartenden Lebensdauer unter bestimmten Belastungskollektiven nicht versagen. Es ist zu beachten, dass bei dieser Auslegung die Werkstoffkennwerte sich ändern können. Zur Berücksichtigung dieser Risiken werden entsprechende Sicherheitsfaktoren berechnet. Diese hängen sehr stark vom Einsatzgebiet des Bauteils ab.
- Fail-Safe Kriterium: Dabei werden Bauteile zuerst nach dem „Safe-life“-Prinzip ausgelegt, bei dem für sicherheitsrelevante Bauteile strukturelle Redundanz vorgeschlagen wird. Wenn ein Bauteil ausfällt, überträgt ein anderes die Belastung.
- Schadenstoleranz-Konzept: In diesem Konzept geht man davon aus, dass während des Betriebs in einem Bauteil Risse vorhanden sind oder erst auftreten werden, die unter Überwachung kontrolliert wachsen. Durch Inspektionen wird gewährleistet, dass diese Risse oder Fehler eine kritische Größe nicht überschreiten und damit ist eine Redundanz nicht mehr notwendig [7].

Die Lebensdauervorhersage von Bauteilen wird mittels dieser Auslegungskriterien in einer getrennten Betrachtung der Lebensdauerphasen durchgeführt (siehe Abb. 1.1).

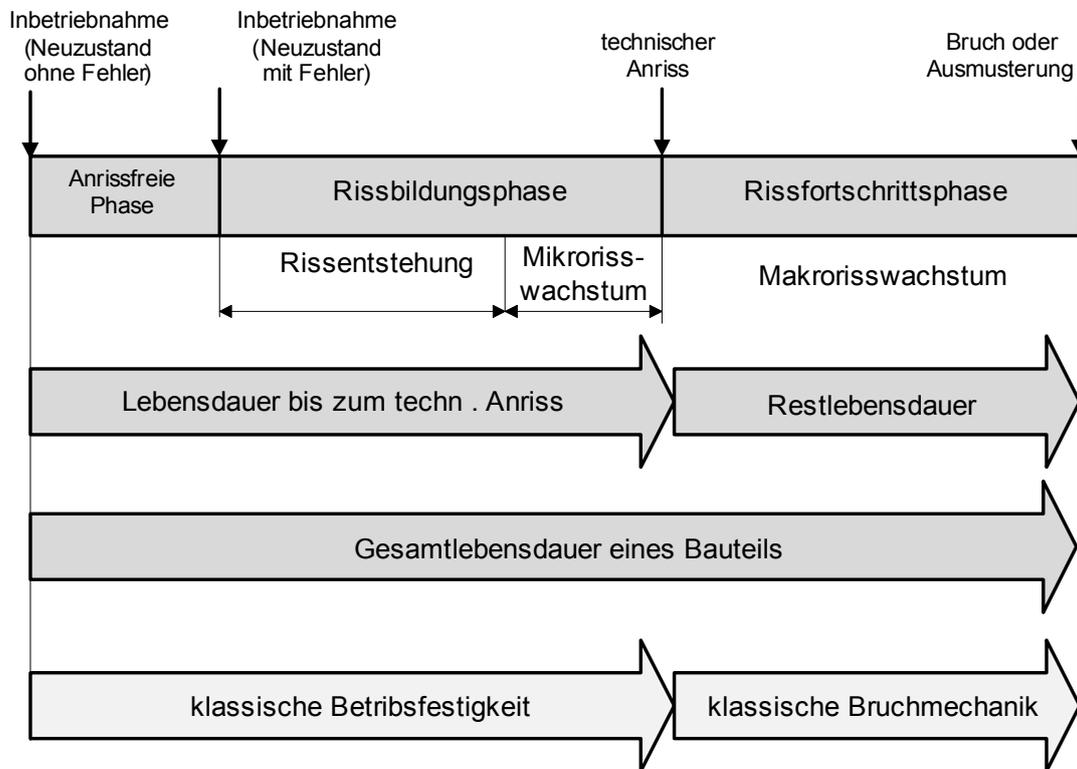


Abb. 1.1: Lebensdauer eines Bauteils mit den klassischen Konzepten der entsprechenden Phasen [3][7]

Zur Berechnung der Lebensdauer von einem Bauteil oder einer Struktur, die bereits von Fehlstellen oder Rissen behaftet sind, muss das Risswachstumsverhalten des Werkstoffes bekannt sein. Je nach Belastungsart und Geometrie kann das Ermüdungsrisswachstum über mehrere hunderttausend Lastwechsel stattfinden, ohne dass ein Gewaltbruch-Versagen des Bauteils oder der Struktur eintritt. Erst wenn eine kritische Grenze der Belastung oder Risslänge erreicht wird, tritt das instabile Risswachstum ein und führt somit zum schlagartigen Versagen [8]. Demzufolge ist bei technischen Bauteilen auch der Begriff der Dauerfestigkeit, welcher zumeist an glatten, polierten Proben ermittelt wird, zu hinterfragen [9].

Trägt man die durch den Versuch ermittelte Rissgeschwindigkeit da/dN in Abhängigkeit des Spannungsintensitätsfaktors ΔK doppellogarithmisch auf, so ergibt sich die sogenannte Rissfortschrittskurve. Der Spannungsintensitätsfaktor wird mit

der linear-elastischen Bruchmechanik bestimmt. Für die Berechnung der Lebensdauer muss die Rissfortschrittsskurve analytisch beschrieben und dann schrittweise integriert werden. Für die analytische Beschreibung der Rissfortschrittsskurve gibt es zahlreiche Ansätze.

Es gibt mehrere Einflussfaktoren, die den Verlauf der Rissfortschrittsskurve beeinflussen, z.B. die Mikrostruktur, das Spannungsverhältnis oder die Prüfmethodik. Ein Beitrag zu dem Einfluss dieser Faktoren wird in dieser Arbeit gegeben. Weitere Einflüsse auf den Verlauf der Rissfortschrittsskurve können die Temperatur und das Umgebungsmedium sein. Im Rahmen dieser Arbeit wurden folgende Modelle zur Regression der Rissfortschrittsskurve eingesetzt: Paris-Modell, Kohout-Modell, Vasudevan-Modell und Erdogan-Ratwani-Modell.

Die Arbeit gliedert sich wie folgt:

- Die Grundlagen der elastischen Bruchmechanik inklusive der Rissöffnungsarten sowie eine Darstellung von Mechanismen zur Entstehung bzw. dem Wachstum eines Ermüdungsrisses sind in Kapitel 2 dargestellt. Ein Überblick der formelmäßigen Beschreibung des Rissfortschritts im Schwellwertbereich und im Bereich des stabilen Risswachstums sowie eine Darstellung der dem Stand der Technik bekannten Einflussfaktoren auf das Risswachstum ist ebenfalls inkludiert. Eine Diskussion der Versuchsmethodik zur Ermittlung des Kurzrisswachstums im Schwellwertbereich schließt das Kapitel ab.
- Kapitel 3 fasst die experimentelle Prozedur zur Ermittlung der Rissfortschrittsskurve unter Variation von Versuchsparametern zusammen.
- Die Auswertung der experimentellen Untersuchungen an den beiden AlSi-Gusslegierungen ist in Kapitel 4, geordnet nach den charakteristischen Einflussfaktoren, umfassend dokumentiert.
- Die Analyse der Versuchsergebnisse unterstützt den Aufbau eines einfachen werkstofflichen Modells für die untersuchten AlSi-Gusswerkstoffe und eine Reihung der Einflussfaktoren. Kapitel 5 fasst diese Schlussfolgerungen zusammen.

2. Theoretische Grundlagen

2.1. Linear-elastische Bruchmechanik

Die linear-elastische Bruchmechanik eignet sich für alle Werkstoffe mit global und lokal überwiegend linear-elastischem Verhalten, z.B. Keramik und hochfeste Metalle. Nach Griffith [10] breitet sich ein Riss der Länge $2a$ in einer vergleichsweise sehr großen Scheibe aus, wenn bei einer Risszunahme um da mehr Verformungsenergie U_e frei wird als Energie, die bei der Schaffung einer neuen Rissfläche notwendig ist. Die Änderung der Verformungsenergie ΔU_e ist mit

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

bei einem ebenen Spannungszustand (ESZ) zu definieren und mit

$$\Delta U_e = (1 - \vartheta^2) \frac{\pi a^2 \sigma^2}{E} \quad \text{Glg. (2.2)}$$

bei einem ebenen Dehnungszustand (EDZ).

Für die Bildung einer neuen Rissflanke wird eine Oberflächenenergie U_0 benötigt.

$$U_0 = 4 a \gamma \quad \text{Glg. (2.3)}$$

Dabei bezeichnet E den Elastizitätsmodul, γ die spezifische Oberflächenenergie und ϑ die Querkontraktionszahl. Risswachstum findet statt, wenn die Änderung der elastischen Energie größer-gleich wie die Energie ist, die zur Bildung einer neuen Bruchfläche notwendig ist. Man spricht hierbei von einem "Bruchkriterium".

$$G = \frac{\partial(\Delta U_e)}{2\partial a} \geq \frac{\partial U_0}{2\partial a} = G_c \quad \text{Glg. (2.4)}$$

Für das Wachstum eines Risses gelten beim ebenen Spannungszustand (ESZ) und beim ebenen Dehnungszustand (EDZ) die in den Gleichungen Glg. (2.5) und Glg. (2.6) angeführten Beziehungen. Dabei entspricht K_I dem Spannungsintensitätsfaktor bei Mode I (siehe Kap. 2.2) und G der Energiefreisetzungsrate.

$$G = \frac{\pi a \sigma^2}{E} = \frac{K^2}{E}, \quad (\text{ESZ}) \quad \text{Glg. (2.5)}$$

$$G_I = (1 - \vartheta^2) \frac{\pi a \sigma^2}{E} = (1 - \vartheta^2) \frac{K_I^2}{E}, \quad (\text{EDZ}) \quad \text{Glg. (2.6)}$$

Aus der Gleichung Glg. (2.5) erhält man den kritischen Wert, bei dem sich der Riss ausbreitet.

$$GE = \pi a \sigma^2 = K^2 \quad \text{Glg. (2.7)}$$

$$\sqrt{GE} = \sigma \sqrt{\pi a} = K \quad \text{Glg. (2.8)}$$

Das Bruchkriterium bei Mode I-Beanspruchung kann mit der Glg. (2.4) ausgedrückt werden. Dabei ist K_I der Spannungsintensitätsfaktor und K_{IC} der Kritische Spannungsintensitäts-Faktor.

$$K_I \geq K_{IC} \quad \text{Glg. (2.9)}$$

Bei einer Scheibe mit endlicher Breite W wird zur Berechnung des Spannungsintensitäts-Faktors der Geometriefaktor $Y = f(a, w)$ eingeführt.

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

Diese Gleichung gilt für ideale, spröde Werkstoffe und für mäßig duktile Werkstoffe. Diese werden durch äußere Belastungen an der Risspitze plastifiziert. Damit wird für die Berechnung des kritischen Spannungsintensitätsfaktors die Risslänge a um den Radius r_{pl} der plastischen Zone vergrößert [11].

$$K_{IC} = \sigma Y \sqrt{\pi(a + r_{pl})} \quad \text{Glg. (2.11)}$$

Die plastische Zone an der Risspitze nimmt mit zunehmendem Spannungsintensitätsfaktor zu. Bei Mode-I Beanspruchung lässt sich der Radius der plastischen Zone aus Glg. (2.12) berechnen, σ_f entspricht dabei der Fließspannung (Streckgrenze) des Werkstoffes.

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_f} \right)^2 \quad \text{Glg. (2.12)}$$

2.2. Rissöffnungsarten

Man unterscheidet in der Bruchmechanik drei charakteristische Belastungsfälle, die sich durch die Lage des Risses zur Belastungsrichtung auszeichnen. Sie werden mit Mode I bis III bezeichnet. Wie in Abb. 2.1 ersichtlich, ist beim Mode I die größte Normalspannung σ_I senkrecht zu den Rissflächen ausgerichtet. Es entstehen Zugspannungen, die den Riss öffnen, sodass sich die Rissflanken nicht mehr berühren, und Druckspannungen, die den Riss schließen und so eine weitgehend ungestörte Kraftübertragung gewährleisten, als wäre kein Riss vorhanden.

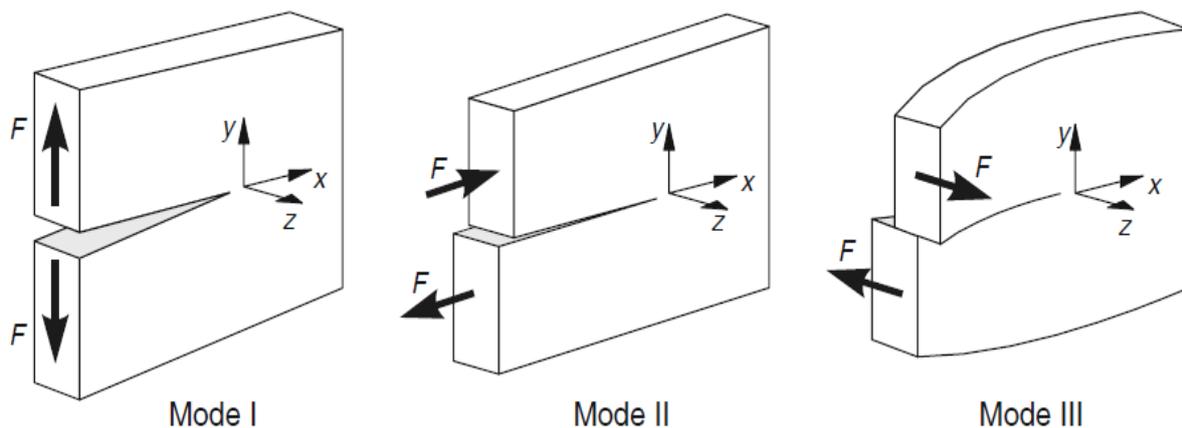


Abb. 2.1: Die drei grundlegenden Rissbeanspruchungsarten der Bruchmechanik [7]

Die Modi II und III stellen unterschiedlich ausgerichtete Schubbelastungen der Rissflanken dar und öffnen den Riss nicht. Die Krafteiwirkung wird weitgehend in

Reibungsarbeit umgesetzt, in dem die Rissflanken bei Anbringung einer Last übereinander reiben. Dazu können auch Mischformen der unterschiedlichen Modi auftreten. Beim Mode I wächst der Riss bereits bei geringeren Lasten als in den Modi II und III. Unabhängig von der Anfangsorientierung wächst der Riss bei Mode I senkrecht zur größten Hauptspannung.

Deshalb ist die Beanspruchung nach Modus I aus Sicht der schwingenden Beanspruchung besonders interessant. Die größte Hauptspannung σ_I ist somit maßgebend für das Werkstoffverhalten bei der Rissausbreitung. Wenn ein Riss fortschreitet, kann dies durch Gleitbruch, Spaltbruch oder Mischformen aus beiden erfolgen, wie die mikroskopischen Bruchbilder zeigen. Werkstoffe, bei denen Risswachstum vor Erreichen der Streckgrenze stattgefunden hat, zeigen makroskopisch kaum Verformungen, da sich eventuell auftretende plastische Verformungen auf den Bereich der Rissfront konzentrieren [12].

2.3. Der Spannungsintensitätsfaktor

Zur Beschreibung der Ausbreitung eines Risses ist die Spannungsverteilung an der Risspitze von großer Bedeutung. Der Spannungszustand an der Risspitze einer Probe, der durch äußere Belastung entstanden ist, wird in kartesischen und Polarkoordinaten (siehe Abb. 2.2) dargestellt.

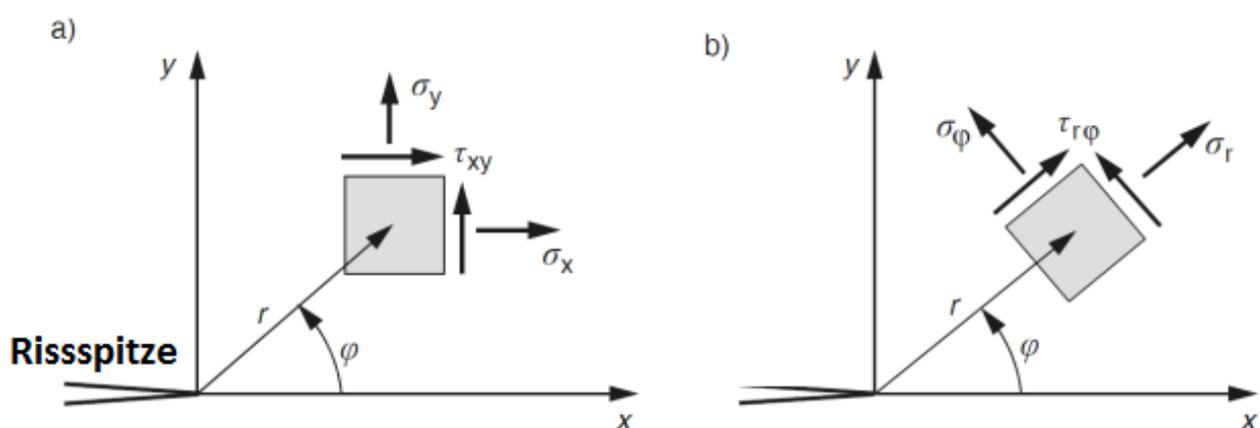


Abb. 2.2: Spannungsbestandteile an der Risspitze [7]

In Mode I-Beanspruchung ($K_{II} = 0$, $\sigma_{xx} = \sigma_x$, $\sigma_{yy} = \sigma_y$, $\tau_{xy} = \sigma_{xy}$) gelten die nachfolgenden Gleichungen.

$$\sigma_x = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \left(1 - \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3\varphi}{2} \right) \quad \text{Glg. (2.13)}$$

$$\sigma_y = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \left(1 + \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3\varphi}{2} \right) \quad \text{Glg. (2.14)}$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\varphi}{2} \cos \frac{\varphi}{2} \cos \frac{3\varphi}{2} \quad \text{Glg. (2.15)}$$

Diese Gleichungen sind nur dann gültig wenn die plastische Zone mit dem Radius r sehr klein im Vergleich zur Risslänge ist. Bei einem elastischen Verhalten kann man aus den oben erwähnten Gleichungen erkennen, dass wenn r sehr klein ist, die Spannung unendlich wird. Somit führte *IRWIN* zur Beschreibung des Spannungszustandes an der Rissspitze den sogenannten Spannungsintensitätsfaktor K_I ein, Glg. (2.16). Dieser beschreibt die Intensität des Spannungszustandes an der Rissspitze [7].

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

- Der Geometriefaktor $Y_I(a)$ beschreibt den Einfluss der Probengeometrie auf den Spannungsintensitätsfaktor.
- Die Äußere Belastung (σ)
- Die Risslänge (a)

Die Spannungsintensitätsfaktoren für dreidimensionale Körper sind in [13] diskutiert. Der Spannungsintensitätsfaktor in Mode I kann auch numerisch unter Verwendung des J-Integrals ermittelt werden [14].

2.4. Mechanismen der Entstehung und das Wachstums eines Ermüdungsrisses

Das Versagen von Bauteilen bzw. Proben kann auf Ermüdungsrisse zurückgeführt werden. Die Entstehung eines Ermüdungsrisses kann drei Phasen durchlaufen: die Phase der Risseinleitung, die Phase des stabilen Risswachstums und die Phase des instabilen Rissfortschritts, die schließlich zum Gewaltbruch führt [15].

- *Risseinleitung*

Wenn die Belastung in der Probe deren Streckgrenze überschreitet, kommt es zu plastischen Verformungen im Werkstoff. Auch relativ geringe Belastungen, die im Makrobereich nur zu einer elastischen Verformung des Werkstoffs führen würden, können im Mikrobereich irreversible Versetzungen auslösen und zu plastischen Verformungen führen. Derartige Versetzungen können an der Oberfläche der Probe entstehen und dort bei der ersten Zugbelastung eine Gleitstufe erzeugen. Unter der folgenden Druckbelastung kann es zu neuerlichen Versetzungen kommen. So bilden sich bei fortlaufender Schwingspielzahl an der Oberfläche Extrusionen und Intrusionen. Aus diesen bilden sich Ermüdungsgleitbänder in Richtung der maximalen Schubspannung. Diese Gleitbänder bilden mit zunehmender Lastspielzahl Risse, aus denen die Rissentstehung erfolgt (siehe Abb. 2.3).

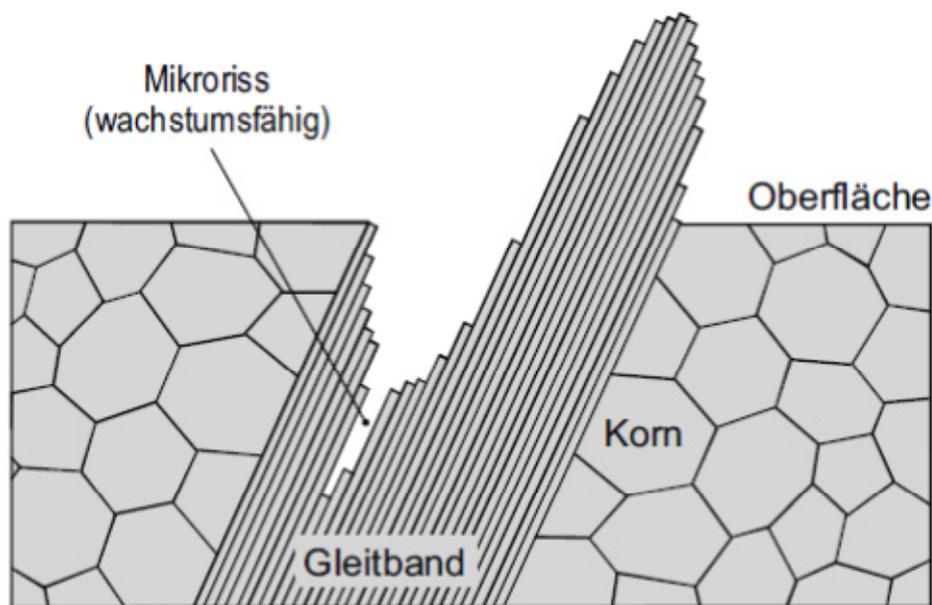


Abb. 2.3: Entstehung von Ermüdungsgleitbändern und Risseinleitung [15]

Erreicht die Länge eines solchen Risses in etwa die Korngröße, so entsteht aus diesem Risseinleitung ein wachstumsfähiger Kurzriss. Ermüdungsgleitbänder entstehen dort, wo hohe Spannungsgradienten vorliegen, z.B. im Kerbgrund, bei Defekten oder bereits vorhandenen Rissen. Aus diesem Grund wachsen Risse im Allgemeinen von der Oberfläche aus [15]. Je nach Werkstoffhomogenität bzw. dem Auftreten von Imperfektionen können sie jedoch auch unterhalb der Oberfläche entstehen [16,17,18,19].

- *Stabiles Risswachstum*

Aus den Risskeimen breiten sich die Risse zunächst so lange entlang der Gleitebene aus, bis sie auf ein Hindernis stoßen, z.B. eine Korngrenze. Danach wächst der Riss senkrecht zu der größten Normalspannung und breitet sich bei jedem Lastwechsel um einen bestimmten Betrag aus. Der Riss wächst so lange bis die Querschnittsfläche der Probe die Belastung nicht mehr aushalten kann, was zum Bruch führt (siehe Abb. 2.4).

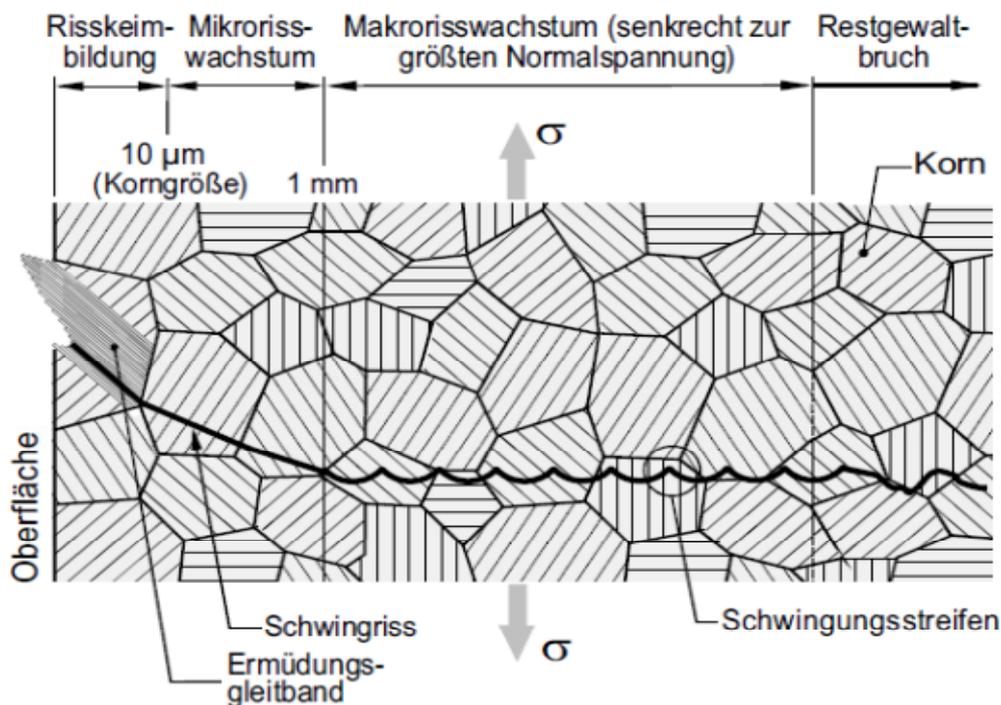


Abb. 2.4: Stabiles Risswachstum und Restgewaltbruch [15]

2.5. Rissfortschrittskurve

Trägt man die durch den Versuch ermittelte Rissgeschwindigkeit da/dN in Abhängigkeit des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors ΔK doppellogarithmisch auf, so ergibt sich häufig ein S-förmiger Verlauf der Rissfortschrittskurve, vgl. Abb. 2.5. Die Kurve nähert sich asymptotisch zwei Grenzen. Die Grenze links stellt den Schwellwert ΔK_{th} des Ermüdungsrisswachstums, der auch Threshold-Wert genannt wird, dar. Wenn der zyklische Spannungsintensitätsfaktor oberhalb des Schwellwerts liegt, so ist der Riss ausbreitungsfähig und wächst stabil. Die rechte Seite beschreibt die Beanspruchung, ab der die Rissausbreitung instabil wird, was am Ende zum Gewaltbruch führt.

Als Bedingung gilt: $K_{I,max} = K_{Ic}$ bzw. $K_{I,max} = (1-R) / \Delta K_{Ic}$.

Die Rissfortschrittsskurve kann in drei Bereiche eingeteilt werden. Im Bereich 1 wächst der Riss mit niedrigen und im Bereich 3 mit sehr hohen Rissgeschwindigkeiten. Im mittleren Bereich 2 besitzt die Kurve im allgemein einen linearen Verlauf. Dieser Verlauf wird durch das sogenannte *Paris-Erdogan Gesetz* beschrieben.

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad \text{Glg. (2.17)}$$

Sowohl der Exponent m als auch der Faktor C sind werkstoffabhängige Größen. Der Faktor C ist zudem noch vom Spannungsverhältnis R abhängig. Es gibt mehrere Einflussfaktoren, die den Verlauf der Rissfortschrittsskurve beeinflussen z.B. den Werkstoff, die Mikrostruktur, die Temperatur, die Umgebung und das Spannungsverhältnis. Der Einfluss dieser Faktoren wirkt sich unterschiedlich in den Bereichen 1 bis 3 aus.

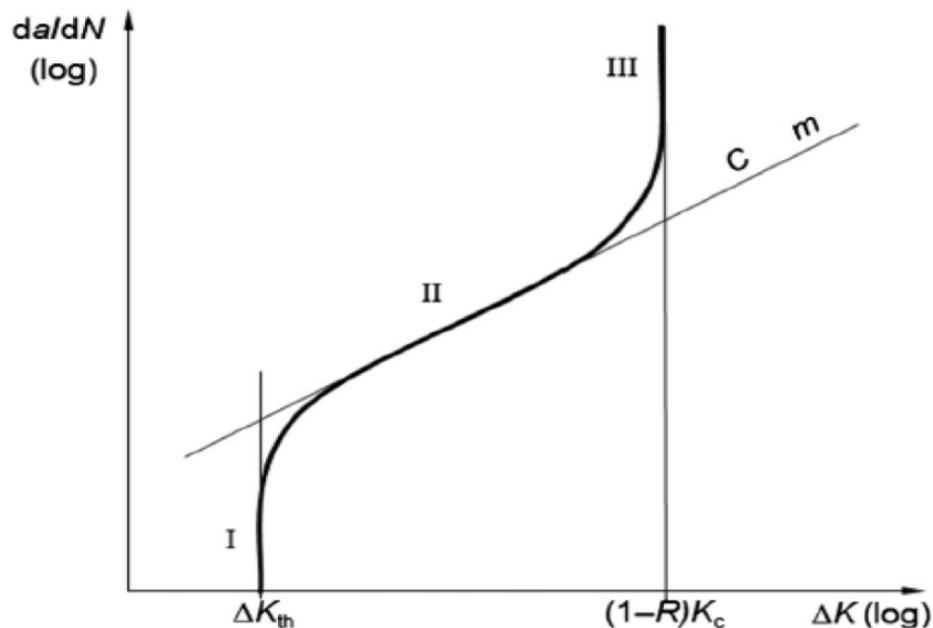


Abb. 2.5: Schematische Darstellung der Rissfortschrittsskurve [20]

Für die Berechnung der Lebensdauervorhersage ist die Analyse der Rissfortschrittsskurve der Form $da/dN = f(\Delta K, R)$ notwendig. Dafür sind verschiedene mathematische Modelle entwickelt worden.

2.5.1. Vasudevan/Sadananda-Modell

In diesem Modell geht man davon aus, dass für die Beschreibung der Rissfortschrittsskurve die maximale Spannungsintensität $\Delta K_{max,th}$ berücksichtigt

werden muss. A , n und m sind Material abhängige Größen, ΔK_{th}^* ist der Schwellwert, wo die Rissfortschrittsgeschwindigkeit $da/dN = 0$ ist. Für positive Spannungsverhältnisse gelten die Parameter $n = 1,65$ und $m = 0,65$ [21].

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K - \Delta K_{th}^*)^n (K_{max} - K_{max,th}^*)^m \quad \text{Glg. (2.18)}$$

$$A = \frac{m^{1,5(n+m)+1}}{N^{n+m}} = 6,745E^{-23} \quad \text{Glg. (2.19)}$$

2.5.2. Walker-Modell

Bei diesem Modell gelten nur die positiven Spannungsverhältnisse. Die Gleichung ist in Form von ΔK und K_{max} formuliert. Dabei ist p ein empirischer Exponent [22].

$$\frac{da}{dN} = C_1 [(1 - R)^p K_{max}]^m = C_1 [K_{max}^{(1-p)} \Delta K^p]^m \quad \text{Glg. (2.20)}$$

2.5.3. Kujawski-Modell

Kujawski hat das Modell von Walker erweitert, sodass auch Versuche mit negativen R-Werten berücksichtigt werden. Dabei wird der positive Teil des Spannungsintensitätsfaktors ΔK^+ verwendet, d.h. $\Delta K^+ = \Delta K$ für positive R-Werte und $\Delta K^+ = K_{max}$ für negative R-Werte [23].

$$\frac{da}{dN} = C_1 n [K_{max}^{(1-\alpha)} (\Delta K^+)^\alpha]^m \quad \text{Glg. (2.21)}$$

2.5.4. Noroozi und Glinka-Modell

In diesem Modell wurde der Ansatz von Kujawski weiterentwickelt, indem es auch die Eigenspannungen an der Risspitze durch den Eigenspannungsintensitätsfaktor K_r berücksichtigt. Dabei ist $K_{max,tot}$ der maximale Spannungsintensitätsfaktor und K_{tot} die Spannungsintensität inklusive des Eigenspannungsintensitätsfaktors [24].

$$\frac{da}{dN} = C_1 [K_{max,tot}^p (\Delta K_{tot})^{(1-p)}]^m \quad \text{Glg. (2.22)}$$

2.5.5. Paris-Gerade

Dieses Konzept berücksichtigt nur den mittleren Bereich der Rissfortschrittskurve, der in der Kurve im doppellogarithmischen Maßstab als Gerade dargestellt wird. Bauteile weisen im Allgemeinen am Anfang der Betriebsstellung Fehlstellen und Defekte auf, deren größte ausbreitungsfähige Stelle schnell eine Länge erreicht, wo der Spannungsintensitätsfaktor im Bereich der Paris-Gerade liegt. Dabei werden die Bereiche des Schwellwertes und des kritischen Spannungsintensitätsfaktors vernachlässigt.

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

Der Faktor C und der Exponent m sind vom Werkstoff und dem Spannungsverhältnis abhängig. Der Exponent m hat einen großen Einfluss auf die Risswachstumsgeschwindigkeit, denn für die meisten metallischen Werkstoffe findet Risswachstum bei einer Spannungsintensität größer als eins ($\Delta K_I > 1$) statt. Der Faktor C hängt vom R-Wert ab, sodass sich bei einem höheren Wert die Rissfortschrittskurve nach links verschiebt. Die Verwendung dieses Konzepts im Stadium des Schwellwertes führt zu einer Überschätzung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit, d.h. zu einer zu kurzen Berechnung der Lebensdauer. Die Bemessung ist somit konservativ und für die Bauteilsicherheit ist das zulässig. Jedoch führt die Verwendung dieser Gleichung im kritischen Bereich zu einer Unterschätzung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit, d.h. einer zu langen Lebensdauer. Dies ist jedoch im Hinblick auf die Gesamtlebensdauer meist vernachlässigbar, da die Restzyklen bis zum Gewaltbruch bei Spannungsintensitäten nahe ΔK_{IC} gegenüber der konservativen Zunahme an Lastzyklen im Schwellwertbereich bei Verwendung der Paris-Gerade vernachlässigbar ist. Für eine geeignete Beschreibung der Rissfortschrittskurve wurde die Paris-Gleichung wie folgt erweitert [25].

2.5.6. Erdogan/Ratwani

Diese mathematische Beschreibung analysiert im Vergleich zum Paris-Gesetz den Verlauf der gesamten Rissfortschrittskurve, den Bereich des Schwellwertes $\Delta K_{I,th}$ und den Bereich des instabilen Risswachstums (Risszähigkeit ΔK_{IC}). Dieser Ansatz Glg. (2.24) beschreibt auch die Kurve in Abhängigkeit des R-Wertes, somit können auch Kurven mit anderem R-Wert beschrieben werden, für die keine Versuchsdaten

vorhanden sind. Der Faktor C_E und der Exponent m_E sind vom Werkstoff und dem Spannungsverhältnis abhängig.

$$\frac{da}{dN} = \frac{C_E (\Delta K_I - \Delta K_{I,th})^{m_E}}{(1-R) K_{IC} - \Delta K_I} \quad \text{Glg. (2.24)}$$

Der Ausdruck im Zähler ($\Delta K_I - \Delta K_{I,th}$) beschreibt die Annahme, dass unterhalb des Schwellwertes kein Risswachstum stattfindet. Für das Risswachstum ist die Differenz aus der aktuellen Spannungsintensität und dem Schwellwert verantwortlich. Im Nenner erkennt man, dass bei hohen Spannungsintensitäten (Stadium III) gemäß Abb. 2.5 die Rissausbreitungsgeschwindigkeit sehr groß wird (instabiles Risswachstum). Somit beschreibt dieses Konzept den gesamten Kurvenverlauf [18][25].

2.5.7. Forman/Mettu: NASGRO

Das Modell „NASRGO“, das in der Gleichung Glg. (2.25) dargestellt ist, beschreibt ebenfalls die gesamt Rissfortschrittskurve. Zusätzlich zum *ERDOGAN/RATWANI* Modell wird in diesem Ansatz der Einfluss des Risssschließens durch die Rissöffnungsfunktion γ Glg. (2.26) berücksichtigt.

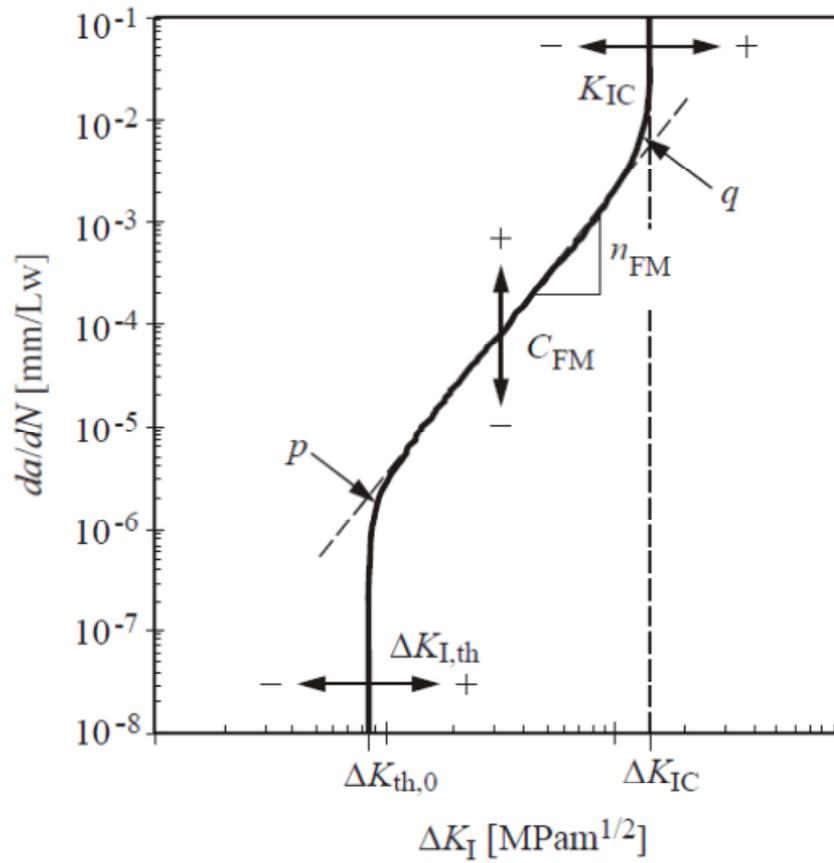


Abb. 2.6: Einfluss der Parameter der NASGRO-Gleichung auf die unterschiedlichen Bereiche der Rissfortschrittskurve [8]

Die Faktoren C_{FM} , n_{FM} , q und p sind vom Werkstoff und den experimentellen Versuchsdaten abhängig.

$$\frac{da}{dN} = C_{FM} \left[\left(\frac{1-\gamma}{1-R} \right) * \Delta K_I \right]^n \frac{\left(1 - \frac{\Delta K_{I,th}}{\Delta K_I} \right)^p}{\left(1 - \frac{K_{I,max}}{K_{IC}} \right)^q} \quad \text{Glg. (2.25)}$$

Durch die entwickelte mathematische Beschreibung Glg. (2.26) von *NEWMAN* kann man die Rissöffnungsfunktion bestimmen [26].

$$\gamma = \frac{K_{I,op}}{K_{I,max}} = \begin{cases} \max(R, A_0 + A_1 R + A_2 R^2 + A_3 R^3) & \text{für } R \geq 0 \\ A_0 + A_1 R & \text{für } -2 \leq R < 0 \end{cases} \quad \text{Glg. (2.26)}$$

Die Koeffizienten A_0 , A_1 , A_2 und A_3 werden wie folgt berechnet.

$$\left\{ \begin{array}{l}
 A_0 = (0,825 - 0,34 \alpha + 0,05 \alpha^2) \left[\cos \left(\frac{\pi}{2} \frac{\sigma_{max}}{\sigma_F} \right) \right]^{1/\alpha} \\
 A_1 = (0,415 - 0,071 \alpha) \frac{\sigma_{max}}{\sigma_F} \\
 A_2 = 1 - A_0 - A_1 - A_3 \\
 A_3 = 2A_0 + A_1 - 1
 \end{array} \right. \quad \text{Glg. (2.27)}$$

Dabei liegt der Faktor α zwischen 1 und 3. Für den ebenen Spannungszustand nimmt α den Wert eins ein und für den ebenen Dehnungszustand hat er den Wert 3. Dem Verhältnis der maximalen Spannung zu der Fließspannung σ_{max}/σ_F wird für die meisten Werkstoffe ein konstanter Wert von 0,3 zugewiesen [11].

$$\Delta K_{I,th} = \frac{\Delta K_{th,0} \sqrt{\frac{a}{a+a_0}}}{\left[\frac{1-\gamma}{(1-A_0)(1-R)} \right]^{(1+C_{th} R)}} \quad \text{Glg. (2.28)}$$

Der Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors $\Delta K_{I,th}$ in der NASGRO-Gleichung, wird durch das von *NEWMAN* entwickelte Modell unter Berücksichtigung des Risschließeffekts berechnet Glg. (2.28). Mit zunehmendem Schwellwert verschiebt sich die Rissfortschrittskurve nach rechts Abb. 2.6.

- Der Parameter a_0 beschreibt die Abhängigkeit des Schwellwerts von der Risslänge im Bereich des Kurzrisswachstums. Er hängt von der Korngröße des Werkstoffs ab und wurde von der NASA mit einem Wert von 0,0381mm eingesetzt.
- Der Parameter C_{th} nimmt den Wert null für negative R-Werte und den Wert eins für positive R-Werte ein.
- $\Delta K_{th,0}$ entspricht dem Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors bei $R = 0$.

2.6. Berechnung der Restlebensdauer

Besteht eine Probe bzw. ein Bauteil aus einer Anfangsrisslänge a_0 kann die restliche Lebensdauer N_f bis zum Bruch durch die Integration einer der dargestellten Risswachstumsgleichungen bestimmt werden.

$$\frac{da}{dN} = f(\Delta K_I, R) \quad \text{Glg. (2.29)}$$

Durch Umformen erhält man

$$dN = \frac{da}{f(\Delta K_I, R)} \quad \text{Glg. (2.30)}$$

Integriert man die Paris-Gleichung von einer Anfangsrisslänge a_0 bis zur Endrisslänge a_f , wo der Riss instabil wächst bzw. der Bruch eintritt, so erhält man die Restlebensdauer N_f ,

$$N_f = \int_{a_0}^{a_f} \frac{da}{f(\Delta K_I, R)} \quad \text{Glg. (2.31)}$$

bzw. als Auswertung des bestimmten Integrals für die Zyklen von der Risslänge a_0 bis a_f :

$$N_f = \frac{1}{\left(\frac{m}{2}-1\right) C (\Delta\sigma \sqrt{\pi} Y)^m} \left(\frac{1}{a_0^{\frac{m}{2}-1}} - \frac{1}{a_f^{\frac{m}{2}-1}} \right) \quad \text{Glg. (2.32)}$$

Für den Fall, dass die Steigung der Paris-Gerade $m = 2$ beträgt, ergibt sich die Restlebensdauer wie folgt:

$$N_f = \frac{1}{C (\Delta\sigma \sqrt{\pi} Y)^2} \ln \frac{a_0}{a_f} \quad \text{Glg. (2.33)}$$

2.7. Einflussgrößen auf das Rissfortschrittsverhalten

Der Verlauf der Rissfortschrittskurve wird durch mehrere Einflussfaktoren, wie z.B. das R-Verhältnis, die Mikrostruktur, die Temperatur, den Werkstoff und die Umgebung beeinflusst. Diese Faktoren wirken sich unterschiedlich stark auf die drei Bereiche der Rissgeschwindigkeit aus.

2.7.1. Einfluss des Spannungsverhältnisses

Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit wird unter anderem vom Spannungsverhältnis R beschrieben. Wie in der Abb. 2.7 veranschaulicht ist, nimmt der effektive Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors bzw. der Anteil, der für die Rissfortschrittsgeschwindigkeit bestimmend ist, mit zunehmendem R -Wert bzw. der Mittelspannungsintensität zu.

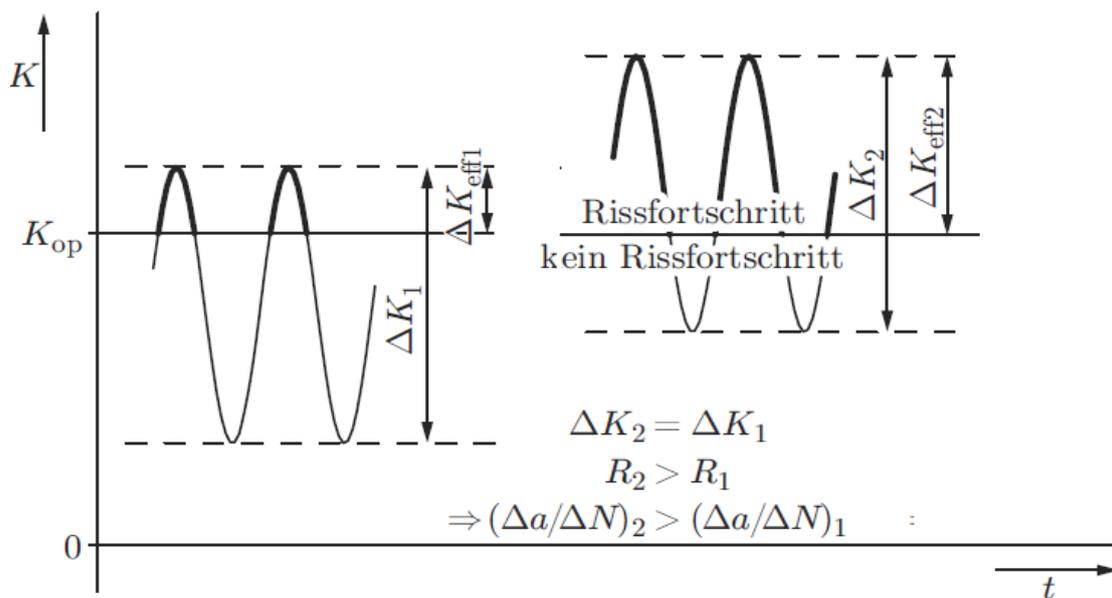


Abb. 2.7: Veranschaulichung der Tatsache, dass mit steigendem R -Wert der Rissfortschritt pro Lastspiel zunimmt [15]

K_{op} ist eine Untergrenze des Spannungsintensitätsfaktors, unterhalb derer kein Rissfortschritt stattfindet und K_o ist die Obergrenze des Spannungsintensitätsfaktors [12].

$$\Delta K_{\text{eff}} = (K_o - K_{op}) \quad \text{Glg. (2.34)}$$

$$K_m = \frac{K_{max} + K_{min}}{2}$$

Glg. (2.35)

Erhöht man den Mittelspannungsintensitätsfaktor, wobei auch der R-Wert steigt, so steigt der Wert des oberen Spannungsintensitätsfaktors K_o . Dabei sinkt der ertragbare zyklische Spannungsintensitätsfaktor ΔK . Entsprechend verringert sich der Schwellwert und die Rissfortschrittcurve verschiebt sich nach links.

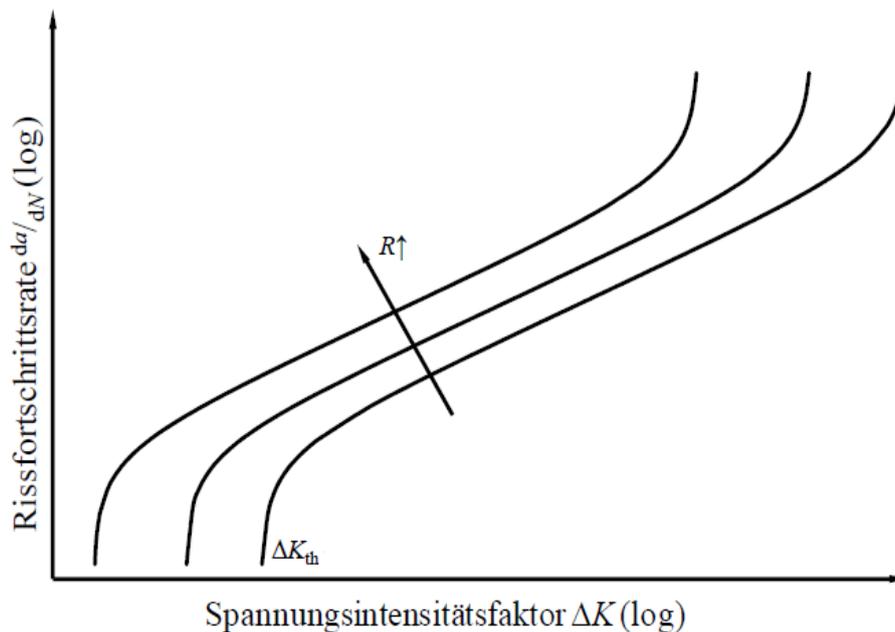


Abb. 2.8: Einfluss des R-Wertes auf die Rissfortschrittcurve [27]

2.7.2. Einfluss der Temperatur und Frequenz

Mit zunehmender Temperatur und abnehmender Frequenz wird eine leichte Zunahme der Rissgeschwindigkeitsrate beobachtet. Der Temperatureinfluss kann auch auf die Temperaturabhängigkeit von Elastizitätsmodul, Fließgrenze und temperaturabhängige Umgebungseinflüsse zurückgeführt werden. Der Einfluss der Temperatur ist im Bereich des Schwellwertes ΔK_{th} und des kritischen Wertes ΔK_c ausgeprägter, siehe Abb. 2.9. Der Temperatureinfluss führt insgesamt zu einer Verkürzung der Gesamtlebensdauer.

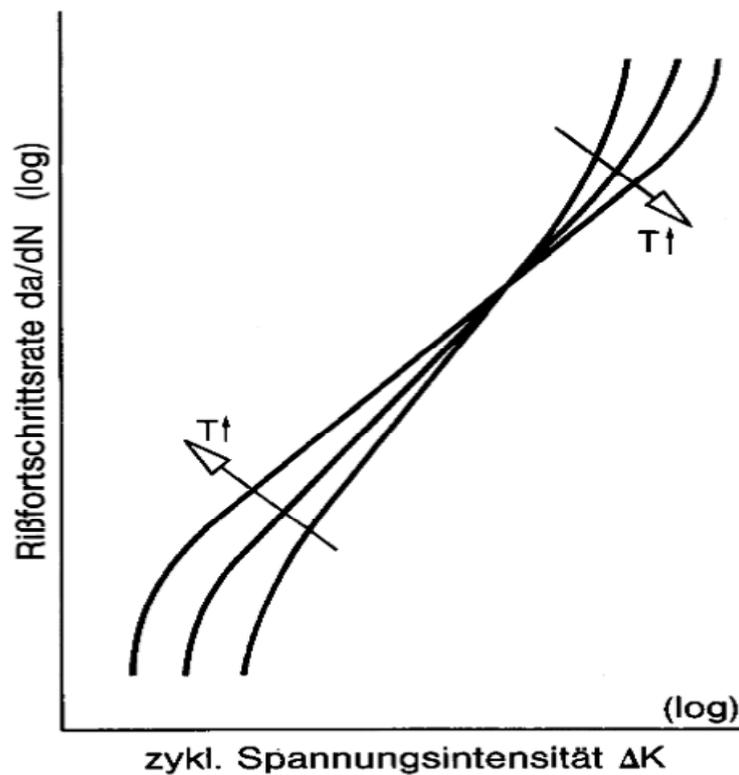


Abb. 2.9: Schematische Darstellung des Temperatureinflusses auf der Rissfortschrittsrate [7]

Der Einfluss der Frequenz ist bei niedriger Temperatur geringer als bei hohen Temperaturen. Bei hohen Temperaturen und niedrigen Frequenzen nimmt die Rissfortschrittsrate stark zu. Dies wird durch zeitabhängige Prozesse wie zum Beispiel durch Kriechvorgänge verursacht, die sich mit den Ermüdungsvorgängen überlagern.

Für die Überlagerung der Rissfortschrittsgeschwindigkeit gilt näherungsweise ein additives Gesetz. Umgerechnet auf die Rissfortschrittsrate tritt der Kriechanteil frequenzabhängig in Erscheinung, während der Ermüdungsanteil unabhängig von der Frequenz auftritt [11].

2.7.3. Einfluss der Umgebung

Die Umgebungsbedingungen, insbesondere die Korrosion, haben einen großen Einfluss auf die Rissfortschrittsrate. Als neutrale Referenzumgebung hinsichtlich Korrosion dient das Vakuum. Im Vakuum wird die Rissausbreitung weder beschleunigt noch verzögert. Bei der Untersuchung des Umgebungseinflusses werden häufig die folgenden Bedingungen gewählt, die nach ihrem Einfluss angeführt sind: Vakuum oder inerte Luft, feuchte Luft und destilliertes Wasser.

Im umgebenden Medium wird der Rissfortschritt durch Schwingungsrisskorrosion beeinflusst. Dabei treten erhöhte Schwellenwerte des zyklischen Spannungsintensitätsfaktors auf, die auf verstärktes Riss schließen, bedingt durch feste Korrosionsprodukte, zurückzuführen sind [11].

2.7.4. Einfluss der Mikrostruktur

- *Einfluss des Si-Gehaltes*

Der Siliziumgehalt einer AlSiMg-Legierung spielt eine wichtige Rolle im Rissfortschrittsverhalten. In der Literatur befinden sich zwei konkrete Theorien über den Einfluss der Si-Partikeln auf das Risswachstum.

Lados et. al [28] zeigen in einer Arbeit, dass je niedriger der Si-Gehalt, desto besser ist die Ermüdungsrissbeständigkeit, vergleiche Abb. 2.10. Die Legierung mit 1% Si-Gehalt hat den höchsten Schwellwert und die niedrigste Risswachstumsgeschwindigkeit gefolgt von Legierungen mit 7% und 13% Si-Gehalt.

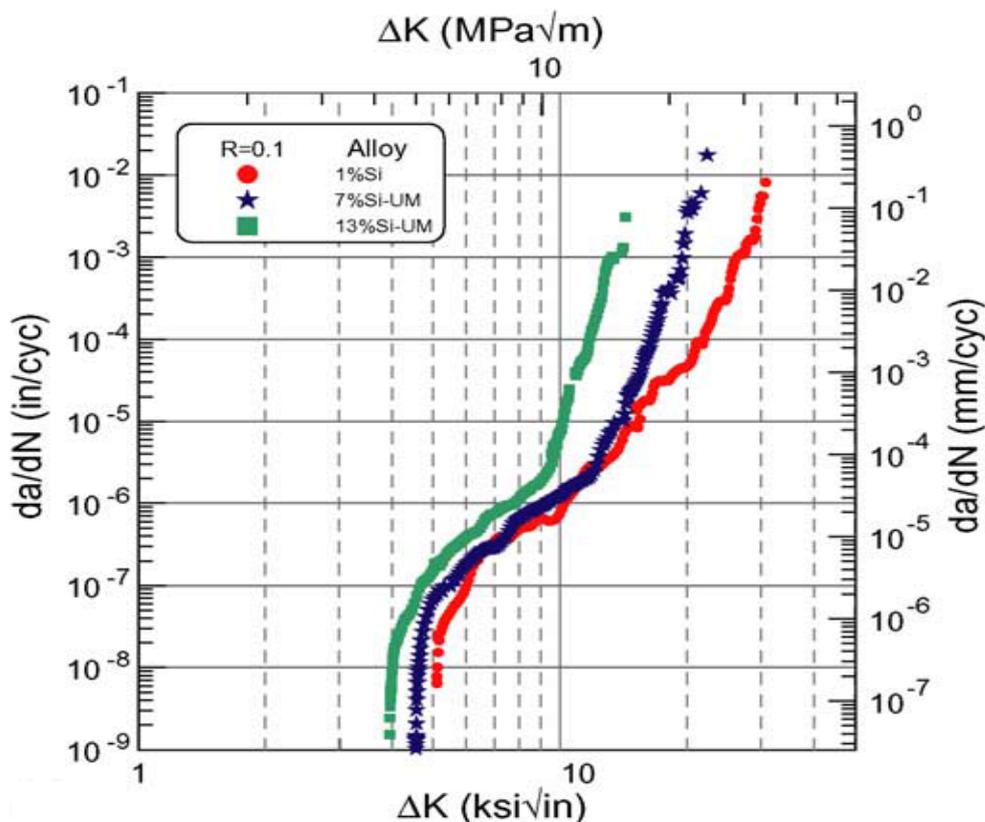


Abb. 2.10: Einfluss des Si-Gehalt auf das Risswachstumsverhalten [28]

Legierungen mit niedrigem Si-Gehalt sind gekennzeichnet durch große primäre α -Al-Regionen und kleine eutektische Silizium-Bereiche. Bei Legierungen mit niedrigem Si-Gehalt wächst der Riss durch die α -Al-Matrix bis er auf Hindernisse, wie Korngrenzen, stößt, die zu einer Orientierungsänderung des Risswachstums führen, siehe Abb. 2.11 Das führt zu höherer Rauheit der Bruchfläche [28].

Mit zunehmender Rauheit nimmt das rauigkeitsinduzierte Riss schließen zu und der Schwellwert ΔK_{th} nimmt zu. Somit wird für den Rissfortschritt eine größere Spannungsintensität benötigt.

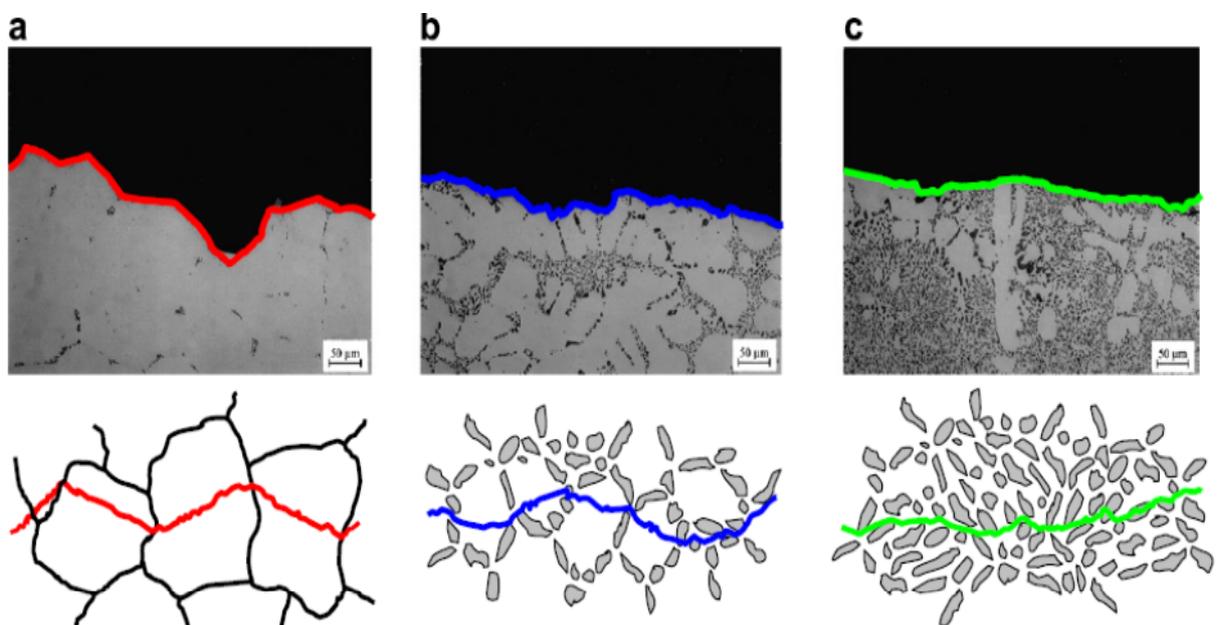


Abb. 2.11: Rissablenkung in AlSiMg-Legierung: (a) 1%Si; (b) 7%Si; (c) 13%Si [29]

Moffat et al. [30] kommen dagegen zum umgekehrten Ergebnis. Kurze Risse wachsen bei kleinen Spannungsintensitäten durch die Aluminiummatrixdendriten und nicht durch das Eutektikum. Da die Aluminiummatrix dreidimensional ist, muss der Riss gezwungener Weise durch das Si-Eutektikum wachsen. Im Bereich des Schwellwertes ist die elastische Energie nicht groß genug, um die Si-Partikel zu durchbrechen.

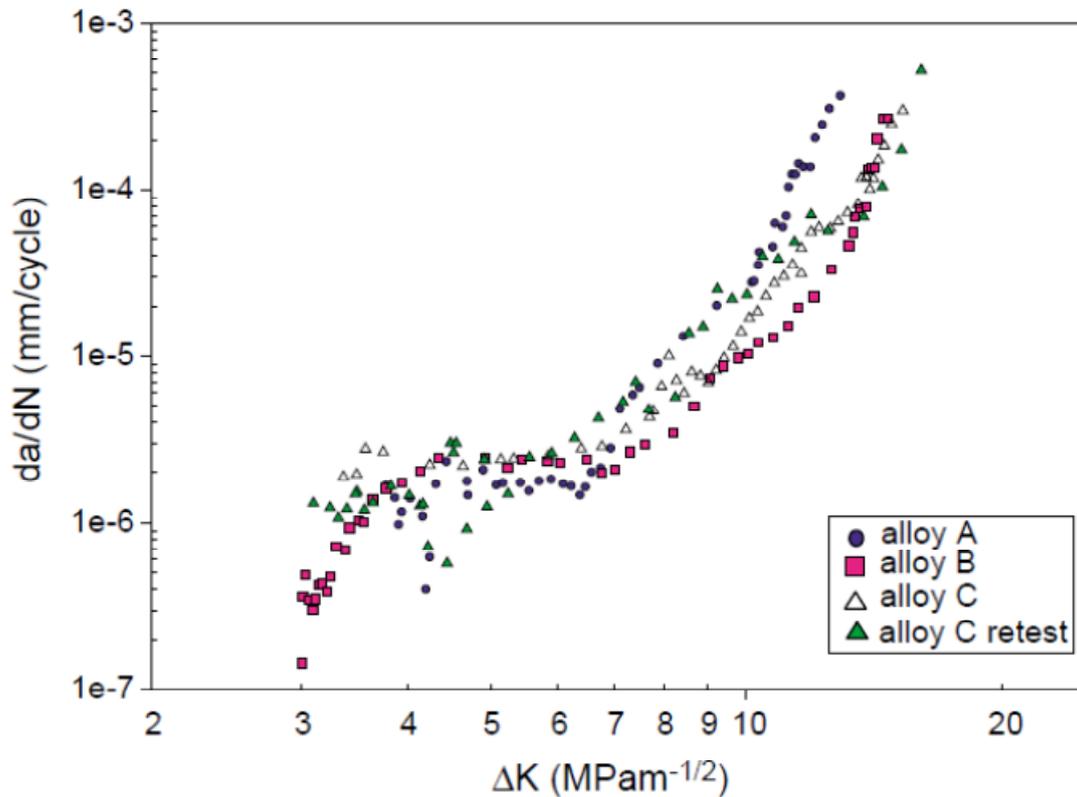


Abb. 2.12: Einfluss des Si-Gehalts auf das Rissfortschrittsverhalten [30]

Erreicht der Riss ein Si-Partikel, so muss er um dieses herumwachsen. Der Riss muss dann seinen senkrechten Weg zur Belastung verlassen. Somit wird mehr Energie gebraucht, was zu einer Erhöhung des Schwellwertes des Spannungsintensitätsfaktors führt. Daraus folgt, dass Al-Legierungen mit hohem Si-Gehalt im Bereich des Schwellwertes mehr Energie brauchen als Legierungen mit niedrigem Si-Gehalt [30]. In der Abb. 2.12 ist eine Al-Legierung mit drei unterschiedlichen Si-Gehalten untersucht worden (A: 12,45%, B: 6,9%, C: 0,67%). Es ist dabei zu sehen, dass die Legierung A einen höheren Schwellwert und eine niedrigere Rissausbreitungsgeschwindigkeit aufweist als die Legierungen B und C. Die Versuche wurden ebenfalls bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ durchgeführt.

Durch das Wachsen des Risses erhöht sich der Spannungsintensitätsfaktor. Ab einem bestimmten Wert ist die elastische Energie an der Risspitze groß genug, um Si-Partikeln zu durchbrechen. In diesem Bereich brechen die Si-Partikel bevor sie von der Risspitze erreicht werden und der Riss wächst dann durch diesen zerstörten Bereich [16][3]. Das Risswachstum findet dann durch das Eutektikum

statt, weil sich in diesem die meisten Si-Partikel befinden. Die Si-Partikel sind nicht mehr als Hindernis für das Wachstum zu sehen wie im Schwellwertbereich sondern als Schwachstelle innerhalb des Gefüges.

Die Legierung A mit dem höchsten Si-Gehalt weist im Stadium 3 die höchste Risswachstumsgeschwindigkeit auf.

Demzufolge beeinflusst der dreidimensionale mikrostrukturelle Aufbau der AlSi-Gusslegierung den Verlauf des Schwellwerts entscheidend.

- *Einfluss der Korngröße*

Mit wachsender Korngröße nimmt generell die Rissausbreitungsgeschwindigkeit zu, da eine größere Anzahl von Versetzungen im einzelnen Korn aufgestaut werden kann.

Die aus größeren Gleitlängen resultierende höhere plastische Verformung der Körner führt zu einer leichteren Initiierung der Plastizität in den Nachbarkörnern. Somit wird das Risswachstum über Korngrenzen hinweg leichter. Ein weiterer Einfluss der Korngröße auf das Risswachstums ist, dass mit zunehmender Korngröße die Rauigkeit der Rissflanken zunimmt. Dadurch nehmen die rauigkeitsinduzierten Risschließeffekte zu, die wiederum zu einem höheren Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors führen [31].

- *Einfluss des Dendritenarmabstandes*

Dendriten wachsen von einzelnen Keimen aus. Der Einfluss der Dendriten über das Risswachstum bei Al-Legierungen wird durch den Dendritenarmabstand (DAS) charakterisiert.

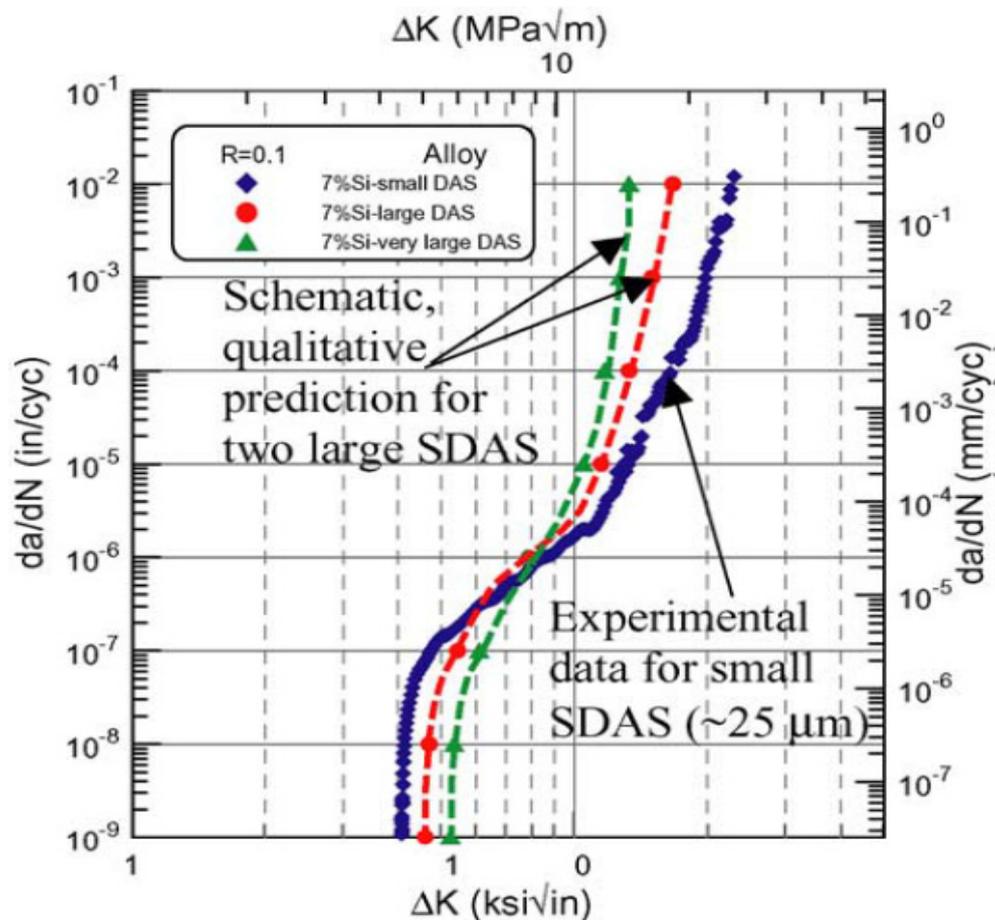


Abb. 2.13: Einfluss des Dendritenarmabstandes auf das Risswachstumsverhalten [28]

Bei Al-Legierungen mit großem Dendritenarmabstand (DAS) sind die Distanzen zwischen aufeinander folgenden Si-Regionen groß. Das hat zur Folge, dass beim Risswachstum die Rauigkeit der Rissflanken erhöht ist. Dadurch steigen die rauhigkeitsinduzierten Risschließeffekte, die zu einem höheren Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors führen Abb. 2.13. Lados et. al [9][28] zeigen aber nur den schematischen Einfluss, tatsächliche Messergebnisse zum DAS-Einfluss liegen nicht vor.

2.8. Risschließeffekte

Es ist eine Mindestspannung erforderlich, damit ein Riss bei zyklischer Belastung geöffnet werden kann, da an der Risspitze aufgrund der Verformung eine Druckspannung vorliegt, die zur Rissöffnung überwunden werden muss. Demnach gibt es eine Untergrenze des Spannungsintensitätsfaktors K_{op} , unterhalb derer kein Rissfortschritt stattfindet Abb. 2.14. So kann Risswachstum nur stattfinden, wenn

$K_o \geq K_{op}$ ist. Risswachstum findet statt, wenn der zyklische Spannungsintensitätsfaktor den Schwellwert ΔK_{th} überschreitet.

$$\Delta K_{th} = K_{op} - K_u = (1 - R)K_{op} \quad \text{Glg. (2.36)}$$

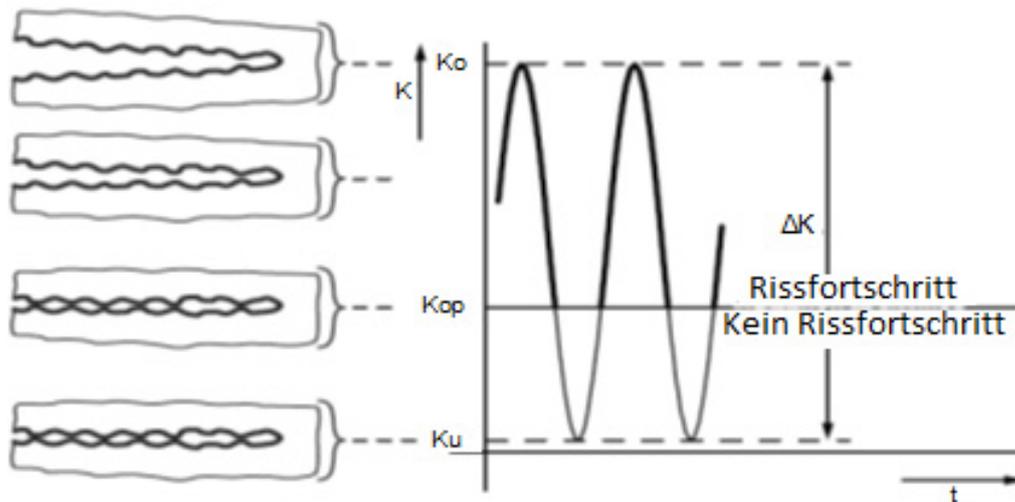


Abb. 2.14: Bei Lasten unterhalb K_{op} öffnet sich der Riss nicht, oberhalb dieser Grenze öffnet sich der Riss [12]

Unter Riss-schließeffekten versteht man das vorzeitige Aufsetzen der Rissflanken bei Entlastung aus dem Zugspannungsbereich und das Gegenteil im Druckspannungsbereich. Das hat zur Folge, dass bei Ermüdungsbelastung die Spannung zur Rissausbreitung nicht komplett während des Lastspiels aktiv ist. Dieser Effekt wurde erstmals von *Elber* entdeckt.

Eine technische Ermüdungsrissausbreitung ist immer mit plastischer Verformung an der Risspitze verbunden, vgl. Abb. 2.15 Die plastische Verformungszone wird mit zunehmender Risslänge aufgrund der bei konstanter Spannungsamplitude zunehmenden Schwingbreite des Spannungsintensitätsfaktors größer. Die plastisch verformte Zone wird bei Rissfortschritt im Nachlauf des Risses zurückgelassen. Da die Rissflanken nur elastisch entlastet werden, bleibt eine Volumenzunahme zurück, die bei Entlastung von der maximalen Beanspruchung zum Kontakt der Rissflanken vor Erreichen des Nulldurchgangs der angelegten Spannung führen [30].

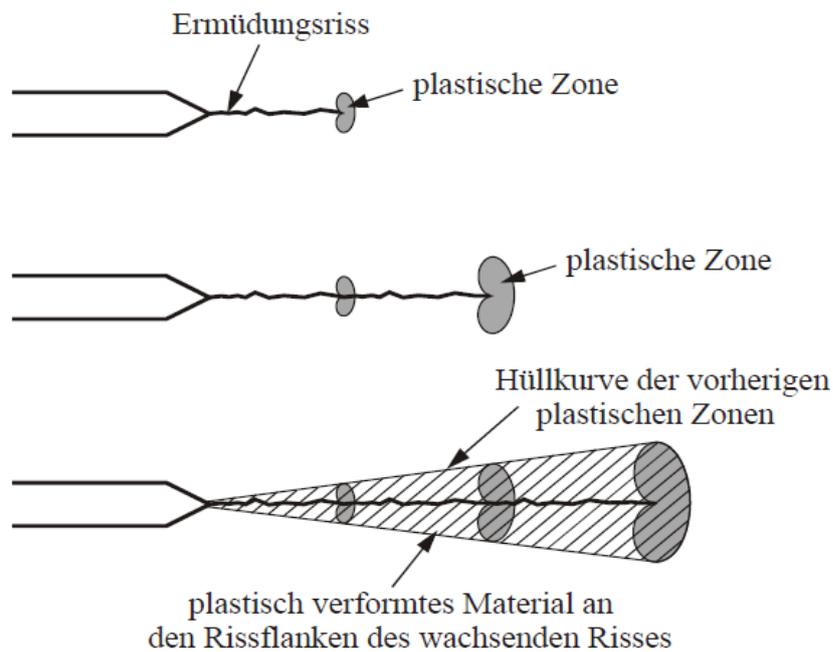


Abb. 2.15: Plastizitätsinduziertes Risschließen beim Ermüdungsrisswachstum [30]

Somit ist aufgrund des Risschließens nicht die komplette Rissbeanspruchung zur Ausbreitung des Risses wirksam sondern nur eine effektive zyklische Spannungsintensität $\Delta K_{I,eff} = K_{I,max} - K_{I,op}$.

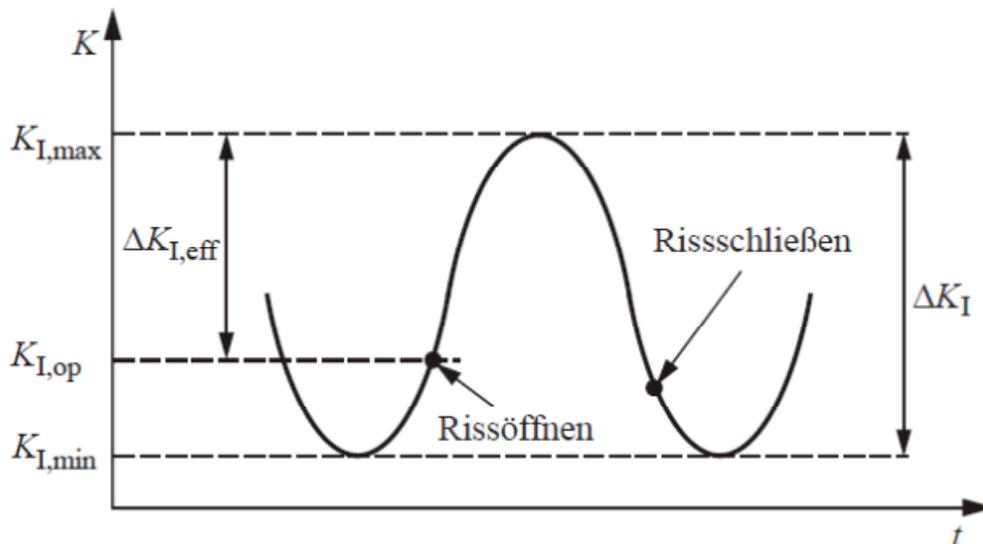


Abb. 2.16: Einfluss des Risschließens auf die effektive Spannungsintensität [8]

$K_{I,op}$ entspricht dabei der Beanspruchung, ab der der Riss komplett geöffnet ist. Die Beanspruchung, ab der Rissöffnen stattfindet, stimmt in der Regel mit der Beanspruchung, ab der Risschließen eintritt, nicht exakt überein, siehe Abb. 2.16.

In der praktischen Anwendung wird jedoch häufig davon ausgegangen, dass beide Werte überein stimmen. Neben dem plastisch-induzierten Risssschließen gibt es noch weitere Risssschließmechanismen.

- *Rauhigkeitsinduziertes Risssschließen*

Die irreversiblen Verschiebungen an der Risspitze bei einer plastischen Verformung führen dazu, dass nach der Entlastung die Topographien der beiden Rissflanken nicht in einander passen. An einzelnen Stellen kommt es daher zu einem vorzeitigen Aufsetzen der Rissflanken und damit zu einem dem plastisch-induzierten überlagerten Risssschließen, welches die Risspitze entlastet. Die Wirkung des Risssschließens und damit die Höhe des Spannungsintensitätsfaktors, ab der der Riss schließt, hängt von der Korngröße ab. Mit zunehmender Korngröße nimmt das rauhigkeitsinduzierte Risssschließen zu und damit ΔK_{eff} ab, dies gilt insbesondere bei kleinen bzw. negativen Werten für das Spannungsverhältnis [30].

- *Oxidinduziertes Risssschließen*

Oxidationsprodukte oder Phasenumwandlungen an der Risspitze führen zu einer Volumenzunahme und damit einem vorzeitigen Aufsetzen der Rissflanken nach der Entlastung, siehe Abb. 2.17. Grundsätzlich nimmt das oxidinduzierte Risssschließen mit steigender Temperatur oder steigendem Sauerstoff und damit beschleunigter Bildung von Oxidationsprodukten auf den Rissflanken zu. Gleichzeitig nehmen die Rauigkeit der Rissflanken und damit das rauhigkeitsinduzierte Risssschließen ab.

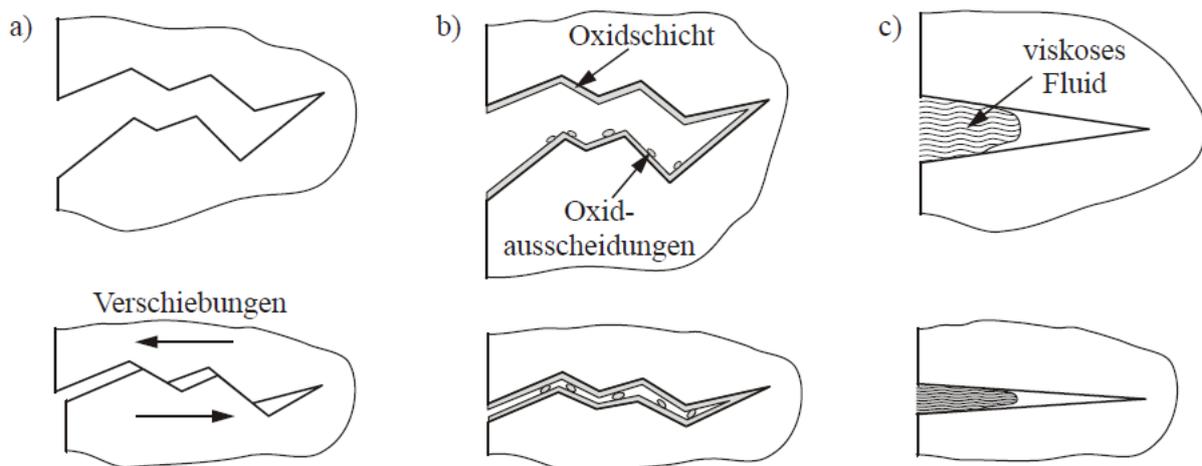


Abb. 2.17: Weitere Risssschließmechanismen. a) Rauhigkeitsinduziertes Risssschließen. b) Oxidinduziertes Risssschließen. c) Viskoses Fluid im Riss [8]

- *Umwandlungsinduziertes Riss schließen*

Manche Werkstoffe zeigen eine verformungsinduzierte Phasenumwandlung, wobei die Phase, die gebildet wird, ein höheres spezifisches Volumen einnehmen kann als das ursprüngliche Material. Geschieht dies lokal im plastischen Verformungsbereich der Risspitze, so führt diese Volumenzunahme ebenfalls zu einem vorzeitigen Aufsetzen der Rissflanken.

2.9. Kurzrisswachstum

Im Schwellwertbereich wachsen kurze Risse bei gleicher zyklischer Belastung schneller als lange Risse. Kurze Risse können aber auch unterhalb des Schwellwertes wachstumsfähig sein, siehe Abb. 2.18. Der Übergang von einem kurzen Riss zu einem langen Riss wird durch unterschiedliche Faktoren beschrieben, ist aber nicht fest definierbar. Allgemein wird eine Einteilung nach drei Rissfortschrittsstadien vorgenommen. Im Rissstadium 1 sind mikrostrukturelle Einflüsse entscheidend. Daran schließt das Rissstadium 2 an, bei dem sich der Riss unabhängig von der Gefügestruktur in der Ebene senkrecht zu maximalen Hauptnormalspannungen ausbreitet.

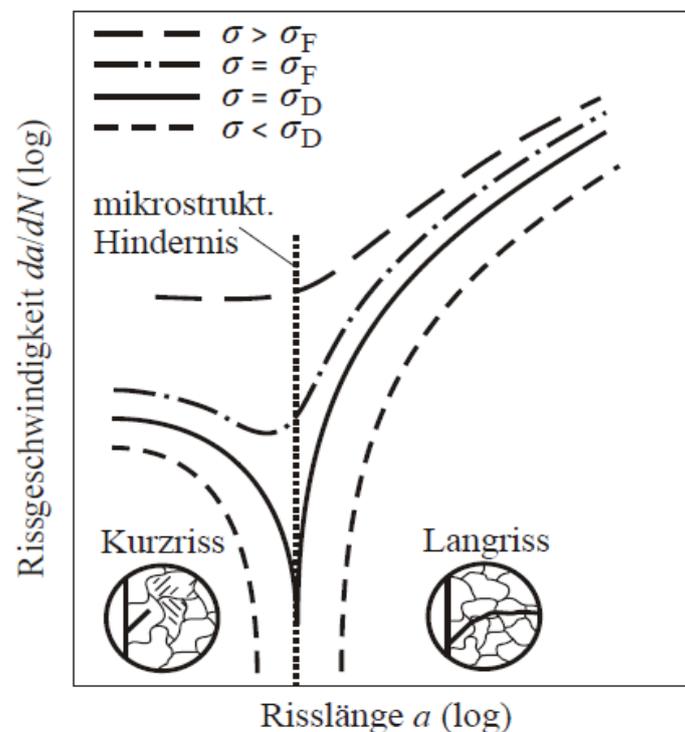


Abb. 2.18: Rissgeschwindigkeit kurzer und langer Risse in Abhängigkeit der Risslänge [8]

Durch Wachsen des Risses nimmt einerseits der Spannungsintensitätsfaktor zu aber andererseits auch die Rissschließeffekte, was dazu führt, dass die effektive Belastung kleiner wird. Dadurch wird ein Verlangsamen des Rissfortschritts bewirkt, bis der Riss stoppt. Durch stufenweise Erhöhung der Belastung ist es möglich mehrere Schwellwerte in Abhängigkeit der effektiven Risslänge zu messen, vergleiche Abb. 2.19. Beim Erreichen des Langrisses werden die gefügeabhängigen mikrostrukturellen Hindernisse bei konstanter Spannungsintensität überwunden und der Langriss mit der Länge a_4 wächst kontinuierlich.

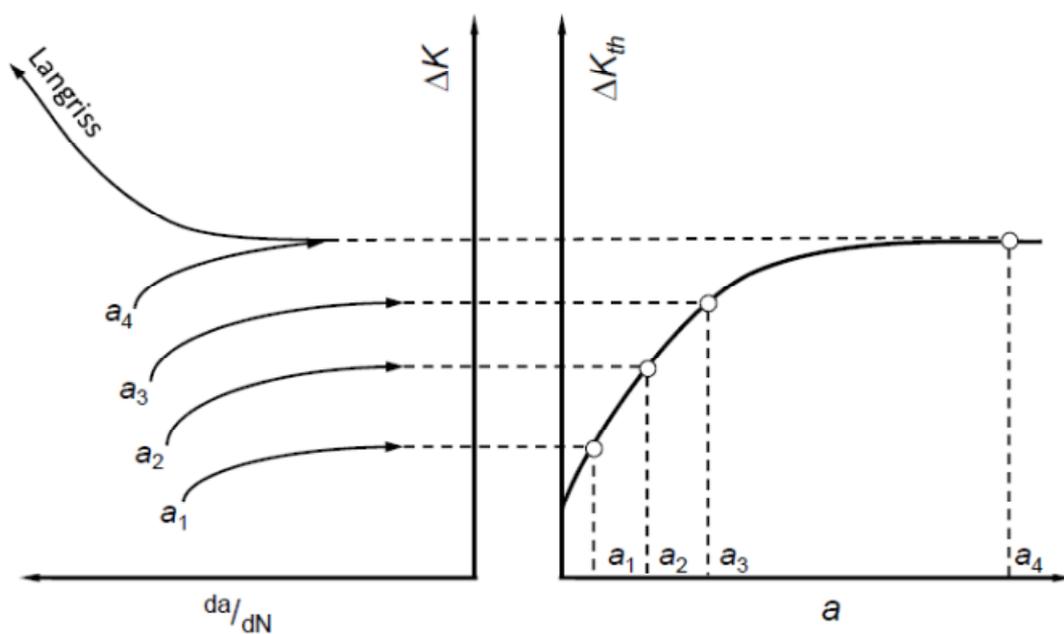


Abb. 2.19: Zusammenhang zwischen Kurzrissversuch und R-Kurve [27]

2.10. Versuchsmethoden zur Ermittlung der Rissfortschrittskurve

Zur Ermittlung der Rissfortschrittskurve werden in der Literatur unterschiedliche Methoden vorgeschlagen. Dabei wird zwischen den Methoden mit zunehmendem und abnehmendem Spannungsintensitätsfaktor unterschieden.

2.10.1. Versuche mit zunehmendem Spannungsintensitätsfaktor

Um dem Einfluss der Druckeigenspannungen sowie des plastizitätsinduzierten Rissschließens auf den Schwellwert zu vermeiden, wird zunächst ein Anriss bei einer zyklischen Druckspannung erzeugt. Daran schließt sich eine Belastung im Zugbereich an, die stufenweise solange erhöht wird, bis der Riss zu wachsen beginnt, siehe Abb. 2.20. Bei Belastungsschritten, bei denen $\Delta K_{I,eff,th} < \Delta K_I < \Delta K_{I,th}$

gilt, wächst der Riss zunächst und stoppt nach einem gewissen Risswachstum wieder. Wenn der Spannungsintensitätsfaktor den Schwellwert erreicht hat, wächst der Riss kontinuierlich bis der Bruch eintritt. Der Versuch wird dann mit diesem Lastniveau fortgesetzt, um die gesamte Rissgeschwindigkeitskurve zu ermitteln.

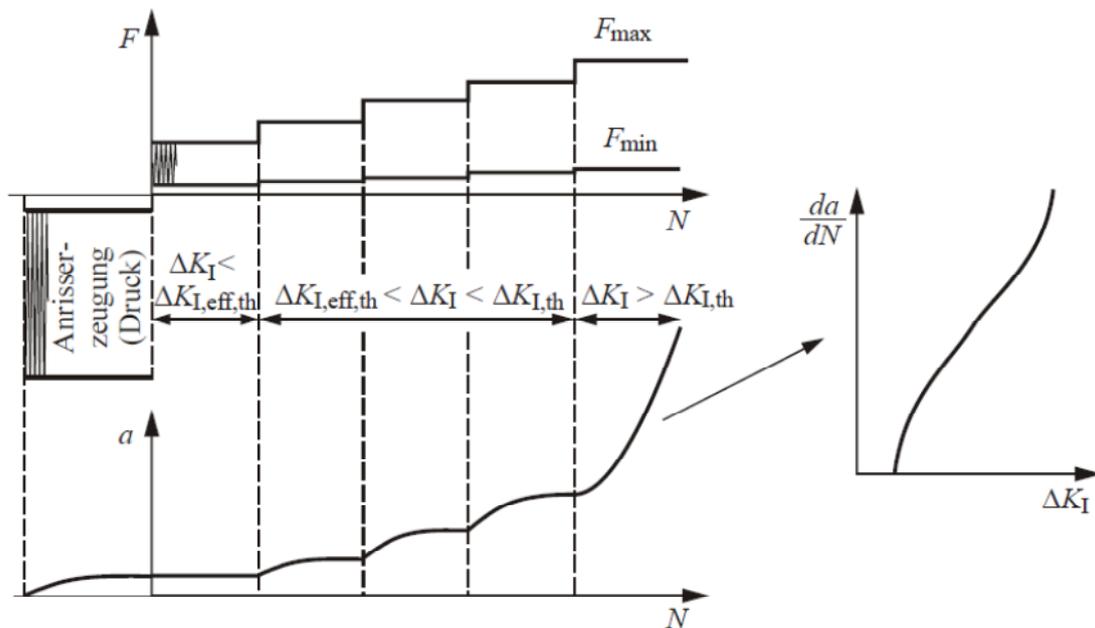


Abb. 2.20: Ermittlung des Thresholdwertes durch Laststeigerung [8]

Nach der Anrisserzeugung im Druckbereich ist zu berücksichtigen, dass die anfänglichen Rissfortschrittgeschwindigkeiten im Zugbereich durch eine zugumkehrplastische Zone beeinflusst sind, d.h. es werden höhere Risswachstumsgeschwindigkeiten messbar sein. Um diesen Effekt zu vermeiden, muss die druckerzeugte Anrisslänge mindestens das 2- bis 3,5-fache der zugumkehrplastischen Zone betragen [8].

2.10.2. Versuche mit abnehmendem Spannungsintensitätsfaktor

In diesem Versuch wird nach der Anrisserzeugung die Spannungsintensität so gewählt, dass der Riss mit mittlerer Geschwindigkeit zu wachsen beginnt. Mit zunehmender Risslänge wird die Spannungsintensität reduziert, bis das Risswachstum zum Stillstand kommt und der Schwellwert erreicht ist. Wobei bei diesen Versuchen zwischen Versuchen mit konstantem R-Wert oder konstanter maximaler Spannungsintensität unterschieden wird, siehe Abb. 2.21.

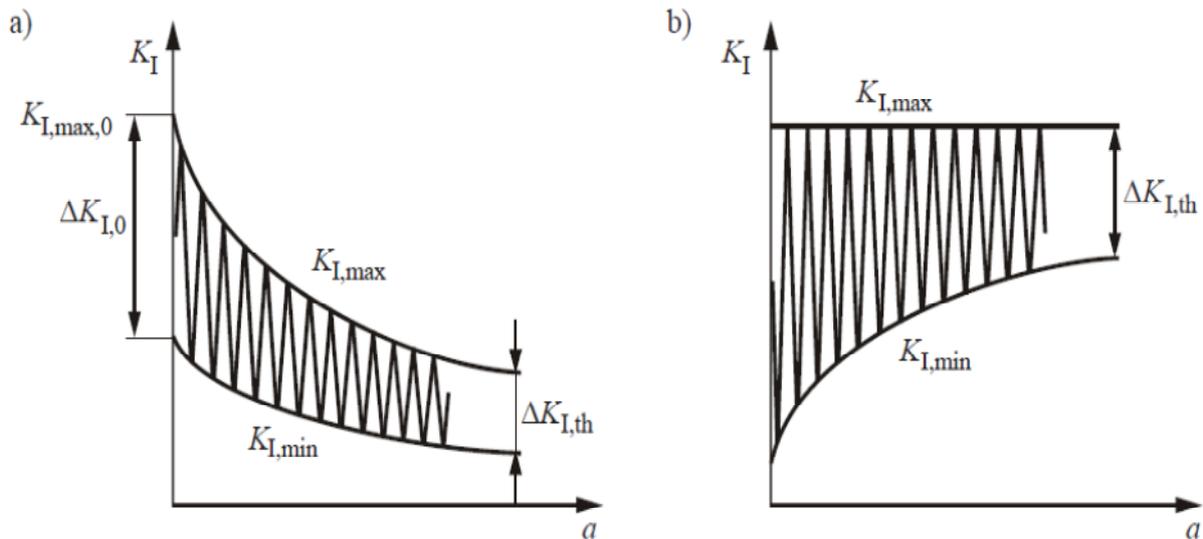


Abb. 2.21: Verfahren mit abnehmender zyklischer Spannungsintensität [8]

a) bei konstantem R-Wert

b) bei konstantem maximalen Spannungsintensitätsfaktor

- *Versuche mit konstantem Spannungsverhältnis*

In diesem Versuch sind sowohl die maximale als auch die minimale Spannungsintensität innerhalb gewisser Risslängeninkremente zu reduzieren, bis das Risswachstum zum Stillstand kommt. Die Reduktionsraten sind so zu wählen, dass ausreichend Datenpunkte pro Dekade verfügbar sind. Gemäß E 647-08 ist die zyklische Spannungsintensität mittels Glg. (2.37) zu reduzieren.

$$\Delta K_I = \Delta K_{I,0} \cdot e^{c(a-a_0)} \quad \text{Glg. (2.37)}$$

Wobei $\Delta K_{I,0}$ der initialen zyklischen Spannungsintensität zu Beginn des Versuches und C einen Exponent entspricht. Bei dem stufenweisen Abfall der Belastung ist darauf zu achten, dass die Reduktion der aktuellen maximalen Kraft $F_{max,2}$ zehn Prozent des vorigen Niveaus $F_{max,1}$ nicht überschreiten sollte. Die Lastreduktion ist nach der Norm frühestens nach einem Risslängeninkrement von $0,5 \text{ mm}$ durchzuführen. Untersuchungen haben gezeigt, dass eine Abhängigkeit des Schwellwerts von der Absenkrate bestehen kann. Mit zunehmender Absenkrate werden höhere Schwellwerte gemessen. Der Einfluss der Absenkrate wird verstärkt durch die initiale Spannungsintensität. Hohe Lastabsenkraten können bei gleichzeitig hohen initialen maximalen Spannungsintensitätsfaktoren zu höheren Schwellwerten als bei niedrigen initialen Spannungsintensitätsfaktoren führen.

Grund für diesen Effekt ist, dass der Riss am Anfang des Versuchs sehr stark belastet wird und es zu plastizitätsinduziertem Riss schließen kommt. Bei schneller Lastreduktion kommt der Riss noch innerhalb der plastischen Zone zum Stillstand, was einem höheren Schwellwert zufolge hat. Bei einem geringeren initialen Spannungsintensitätsfaktor wird der Schwellwert weniger durch lokale Plastifizierung beeinflusst.

- *Versuche mit konstanter maximaler Spannungsintensität*

Gemäß ASTM E 647 ist ebenfalls das Lastabsenkverfahren mit konstantem maximalen Spannungsintensitätsfaktor, siehe Abb. 2.21b, zulässig. Bei diesem Versuch wird zur Reduktion der Spannungsintensität der minimale Spannungsintensitätsfaktor $K_{I,min}$ kontinuierlich angehoben, bis der Schwellwert erreicht ist. Dieses Verfahren ist insbesondere für die Ermittlung von Schwellwerten bei hohen R-Werten zu empfehlen [8,32].

3. Experimentelle Ermittlung der Rissfortschrittskurve

3.1. Verwendete Probe

Die verwendete Probe für die Rissfortschrittsversuche ist eine SENB-Probe mit einer V-Kerbe, die eine Tiefe von 4 mm hat. Die Geometrie der Probe ist in Abb. 3.1 dargestellt.

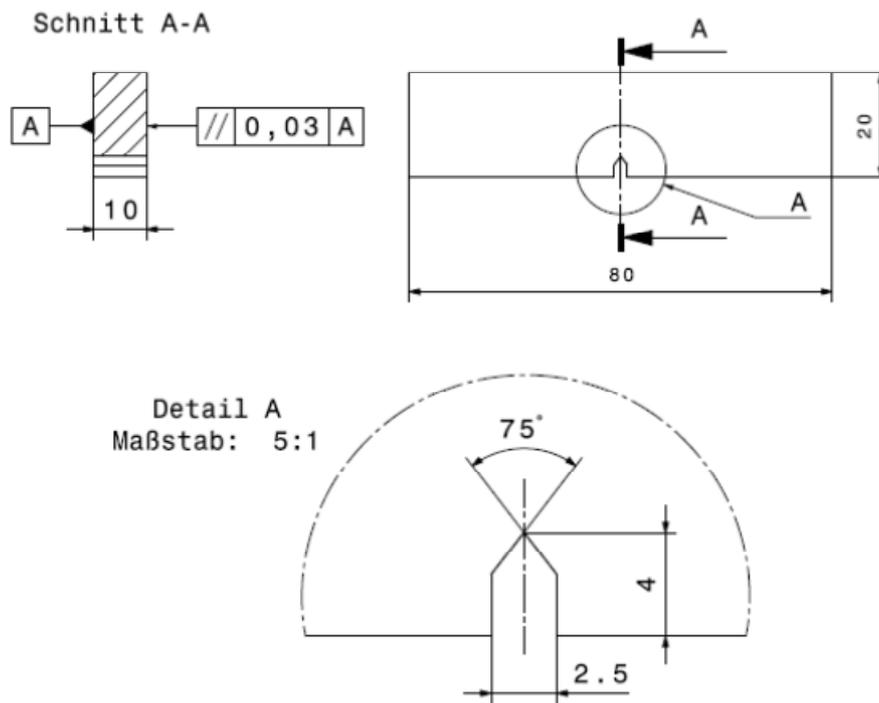


Abb. 3.1: SENB-Probe mit V-Kerbe

3.2. Probenvorbereitung

Das Schleifen und Polieren der Proben ist ein wichtiger Schritt der Probenvorbereitung. Ziel ist eine kratzerfreie und gute Oberfläche zu erhalten, denn erst auf diese Weise sind eine genaue Analyse der Mikrostruktur und die Vermessung der Anrisslänge unter dem Mikroskop möglich. Das Schleifen der Oberfläche dient zur Entfernung der Unebenheiten nach der Probenfertigung und wird in mehreren Schritten durchgeführt. Dabei kommen Schleifpapiere grober bis feiner Körnung zum Einsatz. Für Al-Legierungen wird gewöhnlich mit 600 und 800 Körnung, d.h. 600 bzw. 800 Körner pro cm^2 , geschliffen. Die Schleifrichtung wird beim Wechsel des Schleifpapiers um neunzig Grad gedreht. Somit wird das Abtragen verbessert und die Kratzer der vorigen Schleifstufe werden reduziert.

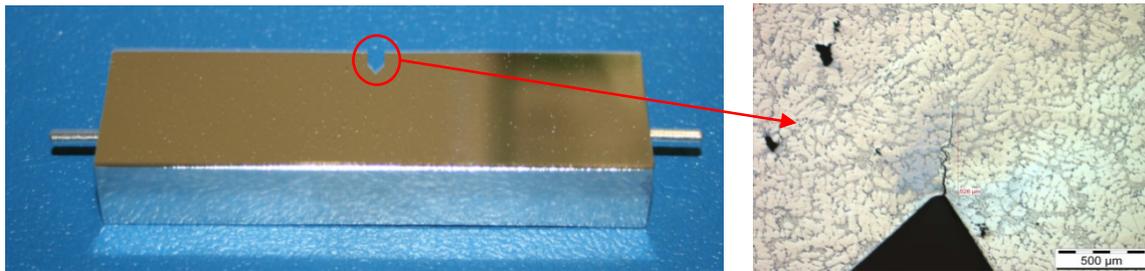


Abb. 3.2: Polierte SENB-Probe

Nachdem die Proben bis zu feiner Körnung geschliffen worden sind, werden sie im Anschluss poliert. Wie beim Schleifen entfernt auch der Poliervorgang Schädigungen der Oberfläche, die durch vorangehende Bearbeitungsprozesse entstanden sind. Auch beim Polieren werden aufeinanderfolgende, feinere Poliertücher eingesetzt. Al-Legierungen werden gewöhnlich mit $9\ \mu\text{m}$, $3\ \mu\text{m}$, $1\ \mu\text{m}$ und anschließend mit $0,1\ \mu\text{m}$ poliert. Der Zweck des Polierens ist die feinen Unebenheiten des Schleifvorgangs abzutragen. Während des Polierens sollte die Probe immer wieder gedreht werden, um Polierkometen zu vermeiden.

3.3. Anschwingen der SENB-Proben

Für die meisten bruchmechanischen Untersuchungen wird ein initialer Anriss von der Länge von etwa 1 mm, gemessen vom Kerbgrund der Probe, benötigt. Um dies zu erreichen, werden die Proben im Druckbereich angeschwungen. Nach *PIPPAN* kann die Beanspruchungsamplitude nach der Glg. (3.1) abgeschätzt werden [33].

$$a_0 = 0,14 \frac{K_{min}^2}{\sigma_y^2} \quad \text{Glg. (3.1)}$$

Dabei entspricht σ_y der Streckgrenze, K_{min} dem minimalen Spannungsintensitätsfaktor und a_0 der Risslänge. Setzt man die gewünschte Risslänge a_0 ein, so kann man die minimale Spannungsintensität ausrechnen. Der Vorteil von Anschwingen im Druckbereich liegt daran, dass die plastische Verformung an der Riss Spitze bei Entlastung zu Zugeigenspannungen führt.

Somit sind die Rissflanken vor dem Beginn des Versuchs vollkommen geöffnet und Risschließeffekte werden bestmöglich vermieden.

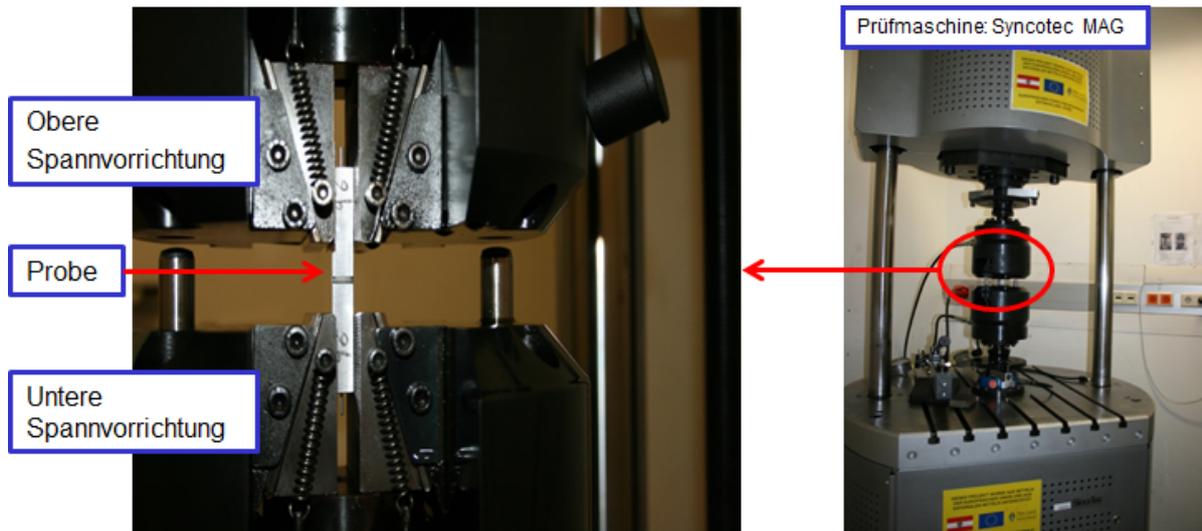


Abb. 3.3: Einbausituation beim Druck-Anschwingen der Probe

Das Anschwingen der Proben wurde auf einer Resonanzprüfmaschine der Firma Syncotec durchgeführt. Der Aufbau der Probe beim Anschwingen ist in Abb. 3.3 zu sehen. Bei einem Spannungsverhältnis von $R = 18$ und einer Spannungsintensität von $\Delta K = 15 \text{MPa}\sqrt{\text{m}}$ ist nach 100.000 Lastwechseln ein Anriss von einigen hundert Mikrometern erreicht worden, vgl. Abb. 3.4.

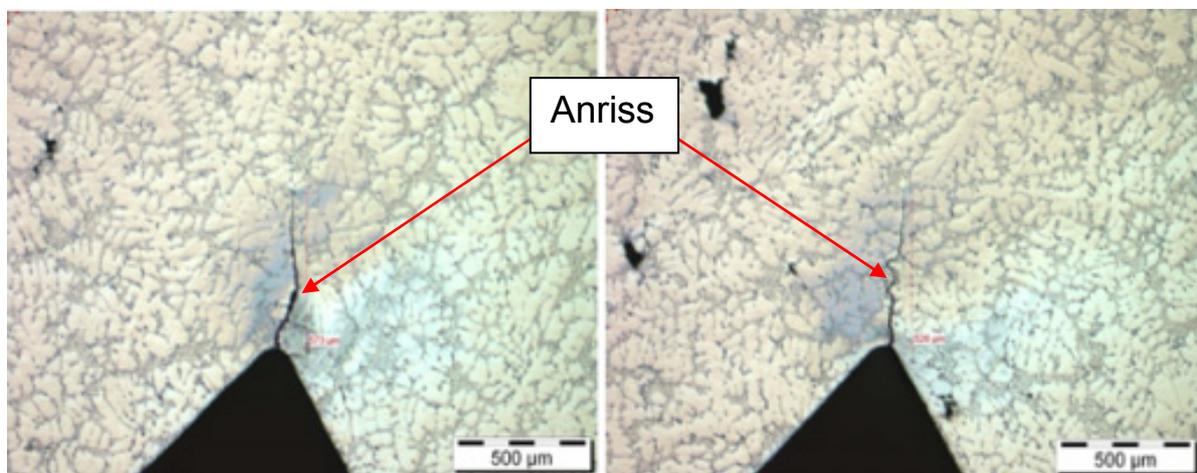


Abb. 3.4: Anriss einer Probe von beiden Seiten der polierten Oberfläche

3.4. Rissfortschrittsmessung

Bei der Rissfortschrittsuntersuchung wird eine elektromechanische Resonanzprüfmaschine des Typ RUMUL Cracktronic verwendet, siehe Abb. 3.5. Auf Grund der Vier-Punkt-Biegebeanspruchung wird die Probe mit einem konstanten Biegemoment zwischen den Einspannstellen belastet. Die Risslänge wird durch einen Fractomat gemessen.

- *Technische Daten der Prüfmaschine*

max. Biegemoment	$\leq 160 \text{ Nm}$
max. dyn. Biegemoment	$\leq 160 \text{ Nm}$
max. stat. Biegemoment	$\leq 100 \text{ Nm}$
max. Prüffrequenzen	bis 300 Hz, gestuft nach applizierter
Resonanzmasse	

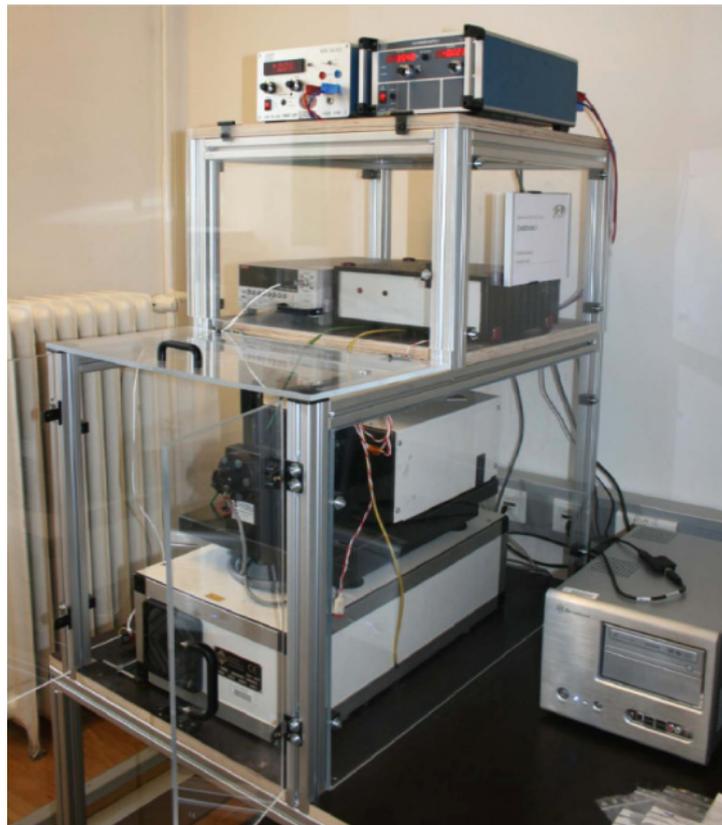


Abb. 3.5: Prüfmaschine RUMUL Cracktronic

Die Risslänge wird mit der DCPD-Methode (Direct Current Potential Drop) gemessen, vgl. Schema in Abb. 3.6. Dabei wird die Probe mit einem konstanten Strom von 9 A gespeist und die elektrische Spannung gemessen. Mit wachsendem Riss nimmt der Widerstand zu und der Spannungsabfall wird größer. Mit der Kenntnis der Anfangsspannung U_k , der Anfangsrisslänge a_k , der aktuellen Spannung U_a , dem Abstand der Messsonden y_M und der Höhe der Probe W_p kann man mittels der *JOHNSON*-Formel in Glg. (3.2) die aktuelle Risslänge a für diesen rechteckigen Probenquerschnitt bestimmen [34].

$$\frac{U_k}{U_a} = \frac{\arccos\left[\cosh\left(\frac{\pi \cdot y_M}{2 \cdot W_p}\right) / \cos\left(\frac{\pi \cdot a}{2 \cdot W_p}\right)\right]}{\arccos\left[\cosh\left(\frac{\pi \cdot y_M}{2 \cdot W_p}\right) / \cos\left(\frac{\pi \cdot a_K}{2 \cdot W_p}\right)\right]} \quad \text{Glg. (3.2)}$$

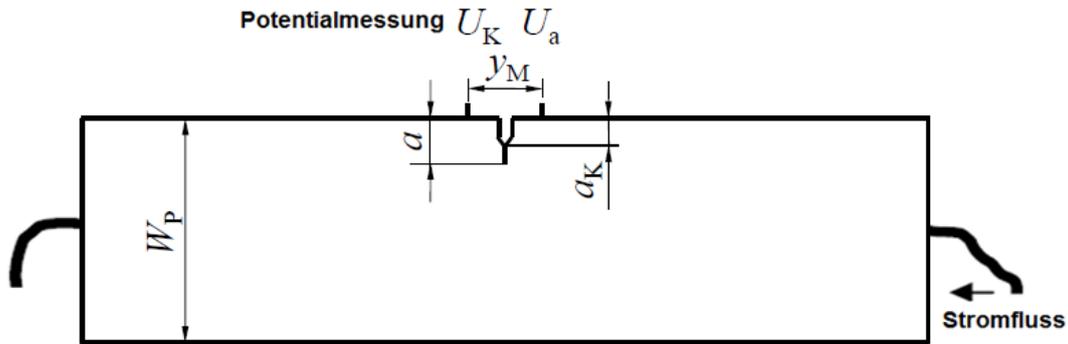


Abb. 3.6: Schematische Darstellung der DCPD-Methode

Die Probe wird mit Gleichstrom und entsprechender Stromstärke von ca. 9A gespeist. Dadurch ändert sich die Temperatur der Probe und damit auch der elektrische Widerstand zeitabhängig im Laufe des Versuches. Da die Änderung der Temperatur nur wenige Grad beträgt, kann der elektrische Widerstand mit einer linearen Funktion angepasst werden, Glg. (3.3)

$$R(T) = R(T_x) \cdot \left(1 + \alpha_{T_x} \cdot (T - T_x)\right) \quad \text{Glg. (3.3)}$$

Der Stromfluss ist während des Versuchs konstant, somit ist das Verhältnis der Spannungen bei diesen Temperaturen gleich dem Verhältnis der Widerstände. In diesem Fall hat der Referenzwiderstand $R(T_x)$ keinen Einfluss auf die Messung. Wird $T_x = 0$ eingesetzt, so kann die Spannung $U(T_1)$ an jeden Temperaturmesspunkt T_1 gemessen werden, Glg. (3.4)

$$\frac{U(T_1)}{U(T_0)} = \frac{1 + \alpha_0 \cdot T_1}{1 + \alpha_0 \cdot T_0} \quad \text{Glg. (3.4)}$$

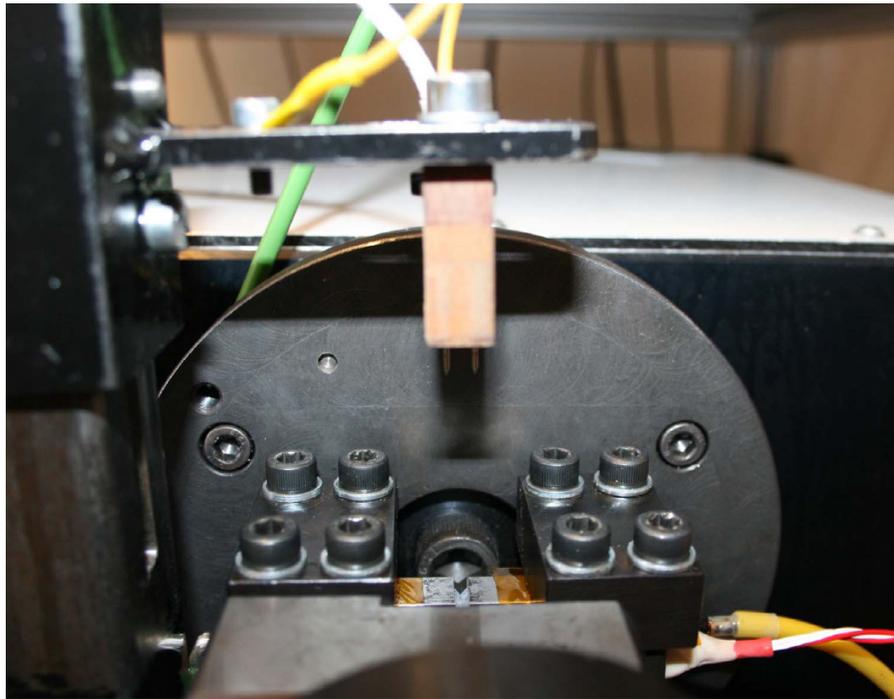


Abb. 3.7: Einbausituation für die Risslängenmessung

Für die Rissgeschwindigkeitskurve wird zunächst ein Anriss bei einer zyklischen Druckspannung erzeugt, siehe Kapitel 3.3. Daran schließt sich eine Belastung im Zugbereich an. Das Vorgehen bei der Aufnahme der Rissfortschrittskurve wird nachfolgend am Beispiel einer Messung der Legierung AlSi7Mg bei einem schwellenden Spannungsverhältnis von $R = 0$ erläutert (siehe Abb 3.8). Am Beginn des Versuches wurde mit eine Spannungsintensität von $1 \text{ MPa}\sqrt{m}$ gestartet, dabei ist kein Risswachstum beobachtet worden. Grund dafür ist, dass dieser Wert kleiner als der effektive Schellwert des Spannungsintensitätsfaktors $\Delta K_{I,eff,th}$ ist. $\Delta K_{I,eff,th}$ ist der Wert, ab dem sich der Riss überhaupt öffnet. Die Belastung wurde dann stufenweise mit $0,25 \text{ MPa}\sqrt{m}$ erhöht bis der Riss kontinuierlich zu wachsen begonnen hat. Im Bereich $2-4 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ($\Delta K_{eff,th} < \Delta K < \Delta K_{th}$) wächst der Riss zunächst und stoppt nach einem gewissen Risswachstum wieder. Wegen des Risswachstums nimmt der Spannungsintensitätsfaktor zu und gleichzeitig nehmen die Risschließeffekte zu, was dazu führt, dass ΔK_{eff} kleiner wird. Dadurch nimmt die Risswachstumsgeschwindigkeit ab bis der Riss zum Stillstand kommt. Nach dem Stillstand des Risses wird direkt auf der nächsten Stufe gestartet, denn ein langer Versuch ohne Risswachstum kann zu starken oxidativen Ablagerungen an der Risspitze und zu Risschließeffekten führen, sodass nach Laststeigerung möglicherweise kein Risswachstum auftreten wird. Im Bereich 5 wächst der Riss kontinuierlich bis zum Bruch.

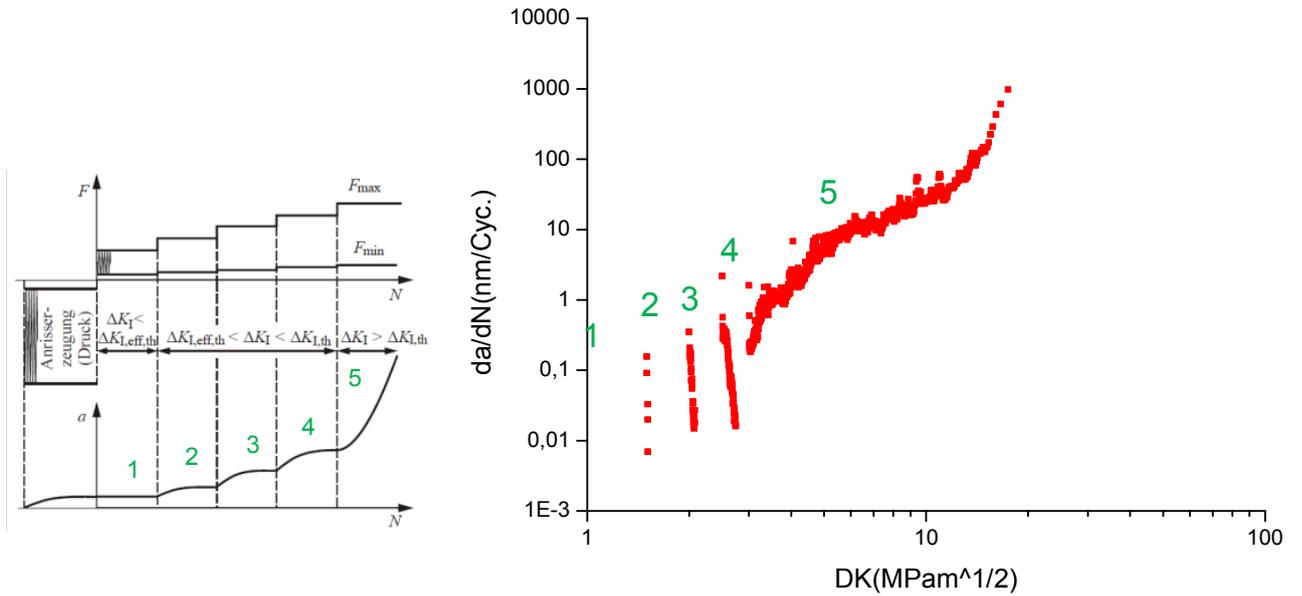


Abb. 3.8: Laststeigerung zur Bestimmung mehrerer Kurzrissschwellenwerte nach *Pippan* bei einem schwellenden Versuch mit der AISi7Mg-Legierung

4. Rissfortschrittsverhalten in AlSi-Gusslegierungen

4.1. Untersuchte AlSi-Legierungen

Für die Rissfortschrittsuntersuchungen ist eine Aluminium-Legierung des Typs AlSi7Cu0,5Mg mit drei unterschiedlichen Kornfeinungsgraden und eine AlSi10Mg mit einem Kornfeinungsgrad mittels SENB-Proben untersucht worden.

4.1.1. AlSi7MgCu0.5

Die untersuchten Proben sind T6-wärmebehandelt und mit den Nummern 1-3 gekennzeichnet.

- *Nr.1: nicht korngefeint (grob)*
- *Nr.2: mit Ti5B1 korngefeint (mittel)*
- *Nr.3: ohne Ti, mit AlB3 korngefeint (fein)*

Die chemischen Zusammensetzungen der Proben sind in der Tab. 4.1 zusammengefasst.

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Zn %	Ti %	Ni %
Nr.1	7,31	0,09	0,602	0,082	0,415	0,0007	0,0037	0,0925	0,0047
Nr.2	7,51	0,095	0,627	0,084	0,421	0,0008	0,0036	0,0925	0,0048
Nr.3	7,53	0,106	0,608	0,012	0,302	0,0011	0,005	0,0004	0,0051

Tab. 4.1: Chemische Zusammensetzung der drei Varianten der Kokillengusslegierung AlSi7Cu0,5Mg in Gewichtsprozent

4.1.2. AlSi10Mg

Um den Einfluss des Spannungsverhältnisses R sowie des Siliziumgehaltes auf die Rissfortschrittskurve zu bestimmen, wurde weiters die Al-Legierung AlSi10Mg untersucht. Die chemische Zusammensetzung ist der Tab. 4.2 zu entnehmen.

	Si %	Fe %	Cu %	Mn %	Mg %	Cr %	Zn %	Ti %	Ni %
AlSi10Mg	9,47	0,525	0,207	0,42	0,31	0,009	0,1559	0,0363	0,0084

Tab. 4.2: Chemische Zusammensetzung der Kokillengusslegierung AlSi10Mg in Gew.-%

4.1.3. Gefüge der AlSi-Gusslegierungen

AlSi7Mg-Legierungen sind aufgrund des hohen Siliziumgehaltes gut gießbar und verfügen über eine gute Warmrissbeständigkeit. Das Silizium nimmt bei der Erstarrung an Volumen zu, was dazu führt, dass die Erstarrungsschrumpfung von Aluminium sehr stark reduziert wird [26][35]. Bei Raumtemperatur kann die

Aluminiummatrix nur bis 0,05 % und bei hohen Temperaturen maximal 1,65 % Silizium lösen. Die eutektische Zusammensetzung in Abb. 4.1 beträgt 12,6 %.

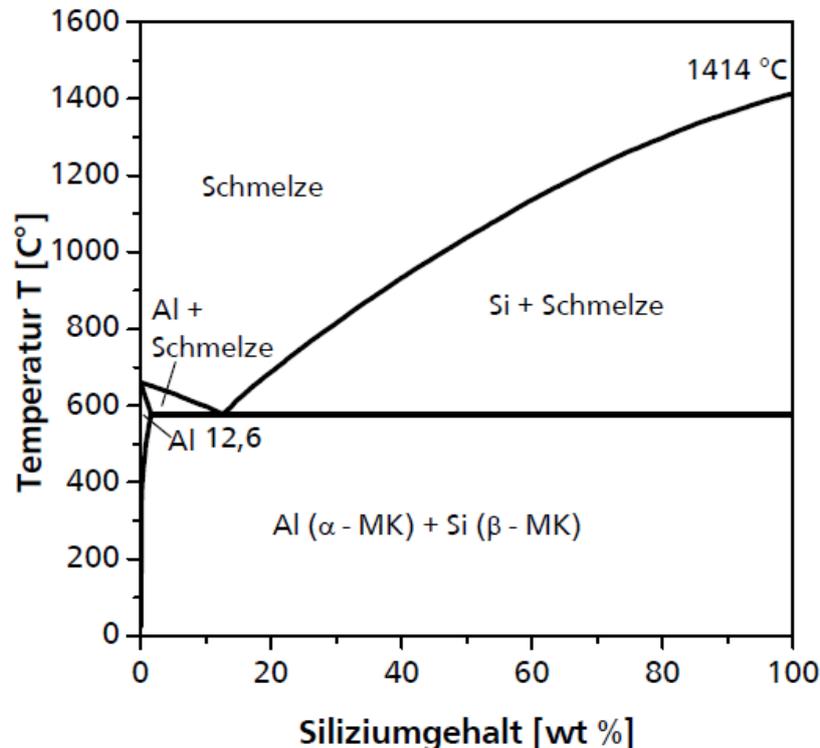


Abb. 4.1: Allgemeines Phasendiagramm für das binäre System Al-Si [27][36].

Die spezifischen Legierungskompositionen der AlSi-Legierungen sind in Tab. 4.1 angeführt. Sie beeinflussen die Gießbarkeit und die physikalischen und mechanischen Eigenschaften der Legierung. Die Legierungselemente beeinflussen die technischen Eigenschaften wie folgt:

Silizium (Si): Si ist das wichtigste Legierungselement, da es zu einem sehr guten Fließvermögen führt, und geringe Schwindung zur Folge hat und die Gefahr einer Warmrissneigung vermindert. Außerdem verbessert Si die Verschleiß- und Korrosionsbeständigkeit [37].

Magnesium (Mg): Mit steigendem Mg-Gehalt nehmen die Festigkeit und die Härte zu, gleichzeitig nimmt die Bruchdehnung ab. Der optimale Mg-Gehalt beträgt ca. 0,5% [26].

Eisen (Fe): Mit zunehmendem Anteil von Eisen nehmen die Korrosionsbeständigkeit und das Bearbeitungsvermögen ab. Im Gegensatz nehmen die Härte und die

elektrische Leitfähigkeit mit zunehmendem Fe-Gehalt zu. Eisen ist ein unerwünschtes Begleitelement.

Kupfer (Cu): Dadurch werden die Festigkeit, Kriechbeständigkeit und die spanende Verarbeitung der Legierung verbessert. Ein hoher Kupfergehalt kann aber auch zu einer Verminderung der Korrosionsbeständigkeit und Duktilität führen. Deshalb darf der Cu-Gehalt in der Legierung einen Wert von ein Gewichtsprozent nicht überschreiten.

Mangan (Mn): Um den negativen Einfluss des Eisens zu vermindern wird Mangan zugeführt. Die eisenhaltige Al_5FeSi -Phase wird dabei in eine $Al_{15}(Mn,Fe)_3Si_2$ -Phase umgewandelt. Diese Phase beeinflusst die mechanischen Eigenschaften weniger negativ. Ein Mn-Gehalt über 0,8 % beeinflusst die Gießbarkeit und die mechanischen Eigenschaften negativ [38].

Titan (Ti): Durch das Einfügen von Titan kommt es zu einer heterogenen Keimbildung bei der Kristallisation, somit bildet sich eine große Anzahl von Körnern im Gefüge (Kornfeinung) [39].

Bor (B): Wirkt ebenfalls als Mikrolegierungselement keimbildend und fördert somit in Kombination mit Titan als Titanborid, entsprechend der TiB_2 -Theorie, den Aufbau einer feineren primären α -Mischkristall-Mikrostruktur der Gusslegierung. Hingegen besagt die $(Al,Ti)B_2$ -Theorie dass eine metastabile Phase gebildet wird, welche entweder direkt als Keimbildner wirkt oder das Phasendiagramm verändert. Bei AlSi-Gusslegierungen mit hohem Si-Gehalt ist der Einsatz einer AlB-Vorlegierung sinnvoll [40,41]

4.1.3.1. Dendritenarmabstand

Dendriten wachsen von einzelnen Keimen aus. Der Einfluss der Dendriten auf das Risswachstum bei Al-Legierungen wird durch den Dendritenarmabstand DAS charakterisiert und wird in Gefügebildern gemessen, siehe Abb. 4.2. Dabei wird der DAS über die Summe der Arme, die sich auf einem Stamm befinden, berechnet. Für die Bestimmung des DAS wurde über fünf Messungen gemittelt.

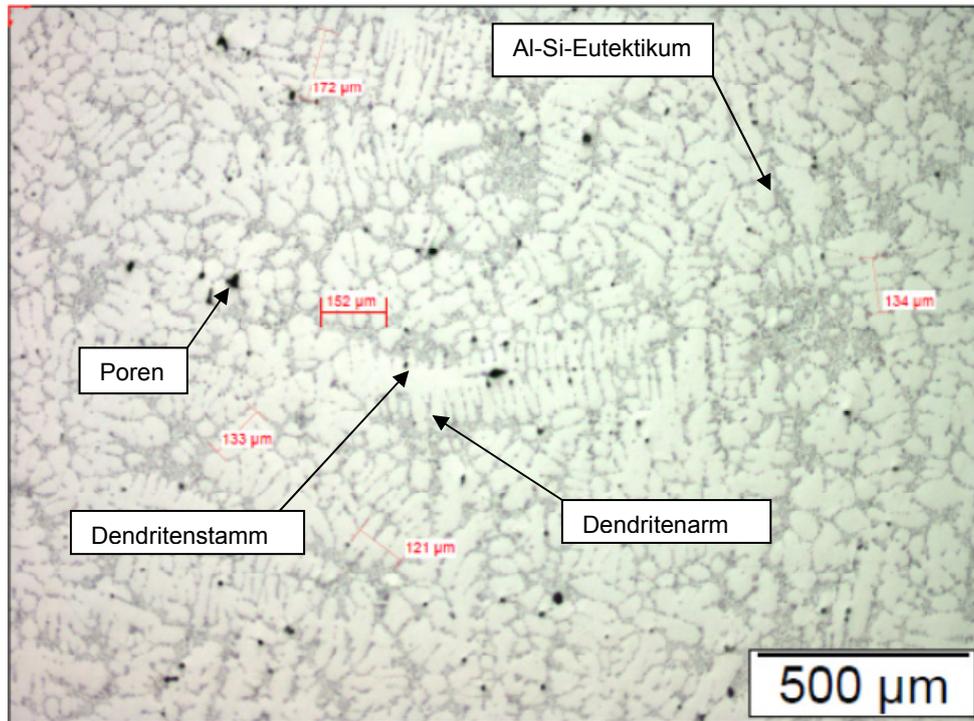


Abb. 4.2: Metallographische Aufnahme von Dendriten an einer AlSi7-Proben

Um den Einfluss der Kornfeinung auf den DAS zu bestimmen, wurden die drei verschieden korngefeinten AlSi7-Legierungen untersucht. Zur Ermittlung des DAS wurden bei den Schliiffproben fünf Positionen gemäß Abb. 4.3 ausgewählt und ausgewertet.

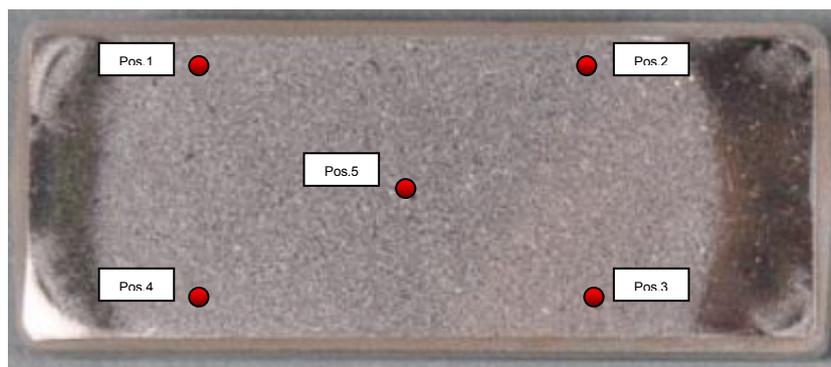


Abb. 4.3: Polierter Makroschliff einer AlSi7-Legierung und DAS Messpositionen.

Die Ergebnisse der Messungen sind in Tab. 4.3 zusammengefasst. Im Allgemeinen nimmt die Größe des DAS mit zunehmender Korngröße zu. Es kann jedoch keine statistisch abgesicherte Schlussfolgerung über den Einfluss des DAS auf das Rissfortschrittsverhalten getroffen werden, da der Unterschied der Messungen des Dendritenarmabstandes bei den Proben in der Größenordnung der

Standardabweichung ist. Es wird daher in weiterer Folge davon ausgegangen, dass die Korngröße das Rissfortschrittsverhalten dominiert.

	DAS _{fein} [µm]	DAS _{mittel} [µm]	DAS _{grob} [µm]
Pos.1	34,3	34,4	39,6
Pos.2	36,09	40,4	41,13
Pos.3	36,2	37,2	35,46
Pos.4	29,67	31,8	32,33
Pos.5	29,29	35	40,5
MW	33,11	35,76	37,8
Stabw	3,04	2,89	3,38

Tab. 4.3: Ergebnisse zu den Messungen des Dendritenarmabstandes DAS.

4.1.3.2. Korngröße

Für die Korngrößenbestimmung wurden sechs polierte Makroschliffe mit drei unterschiedlichen Korngrößen (fein-mittel-grob) aus der AlSi7Mg-Legierung gefertigt und die folgenden metallographischen Untersuchungen nach ASTM E 112-13 durchgeführt. Die Messungen wurden im Zentrum der Proben, siehe Abb. 4.4, gemacht.

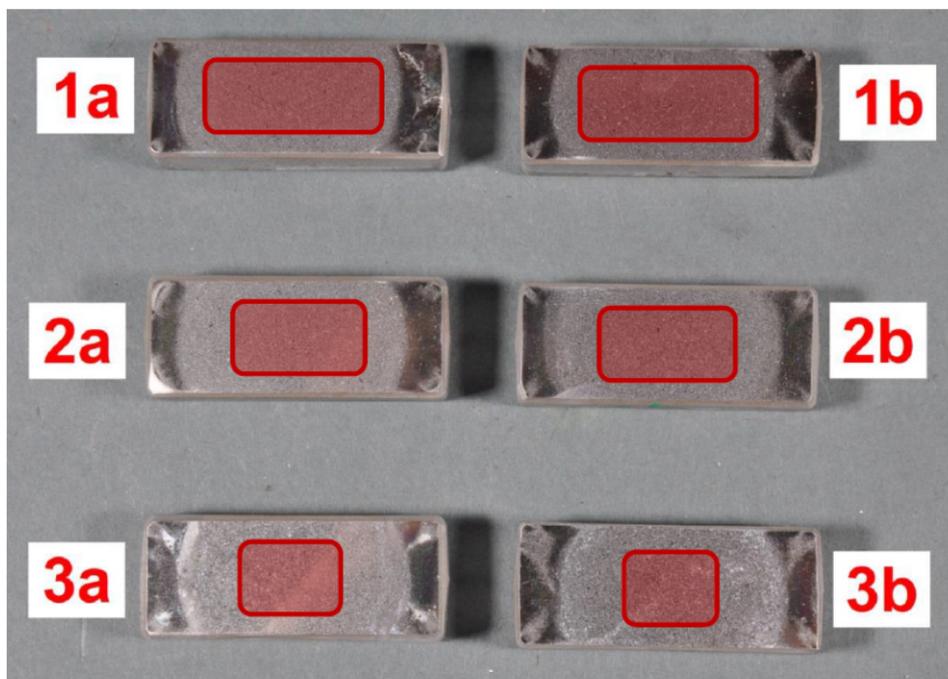


Abb. 4.4: Eingangsbild der AlSi7Mg-Legierung mit rot markierten Bereichen der Korngrößenbewertungen

Um die Kornflächen für die Untersuchungen sichtbar zu machen, wurden die sechs Proben elektrolytisch mittels „Barker“ geätzt. Das Ergebnis der Ätzung ist in den Abb. 4.5, 4.6 und 4.7 dargestellt. Die unterschiedlich gefärbten Bereiche deuten auf die unterschiedlich orientierten Kornflächen hin. Es ist eindeutig zu sehen, dass die Korngröße von Abbildung zu Abbildung immer feiner wird.

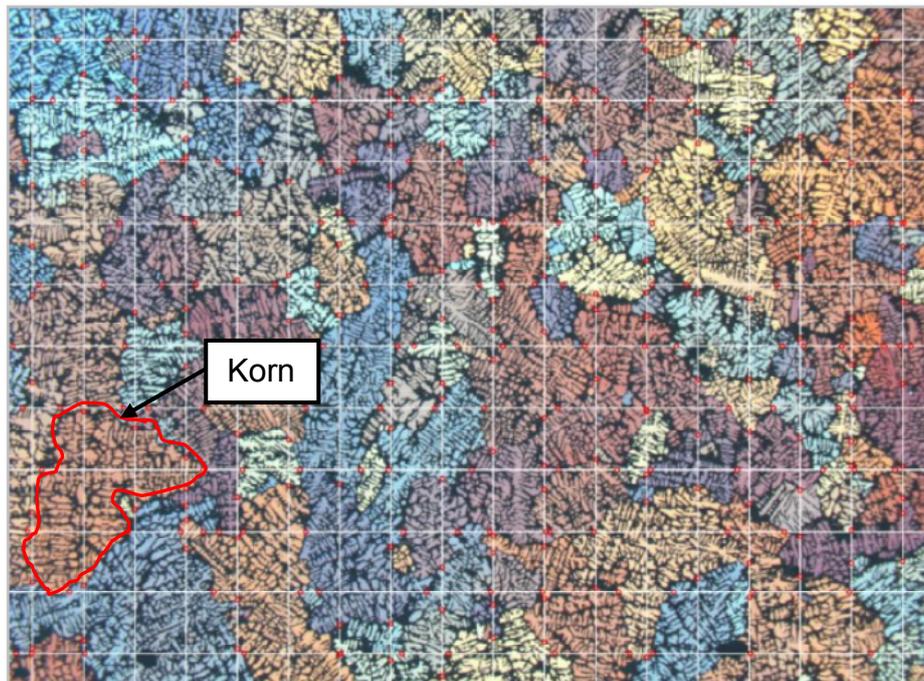


Abb. 4.5: Ergebnisbild der Ätzung (Korngröße grob).

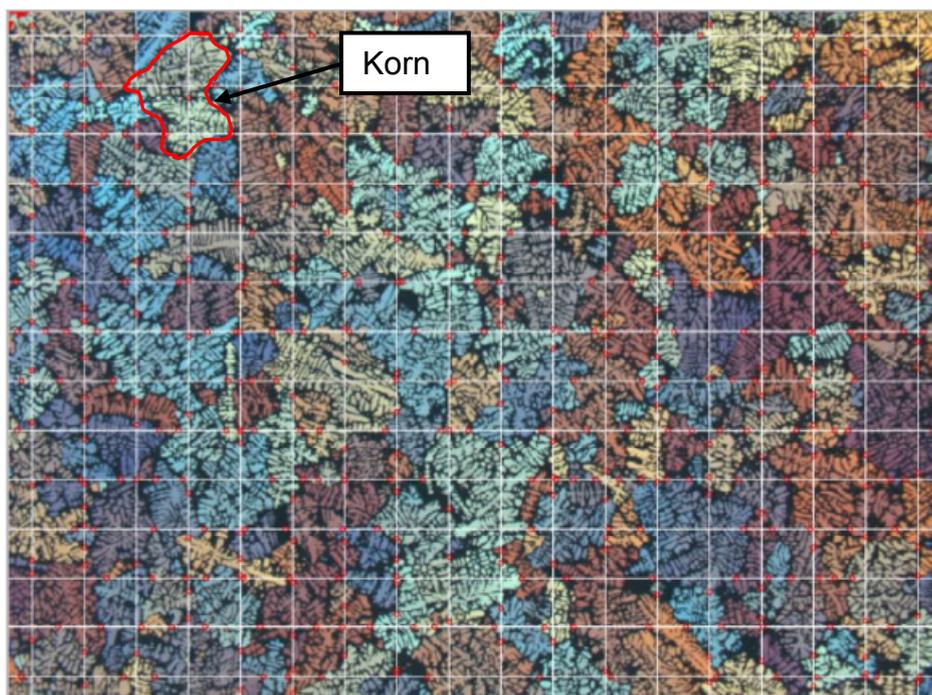


Abb. 4.6: Ergebnisbild der Ätzung (Korngröße mittel).

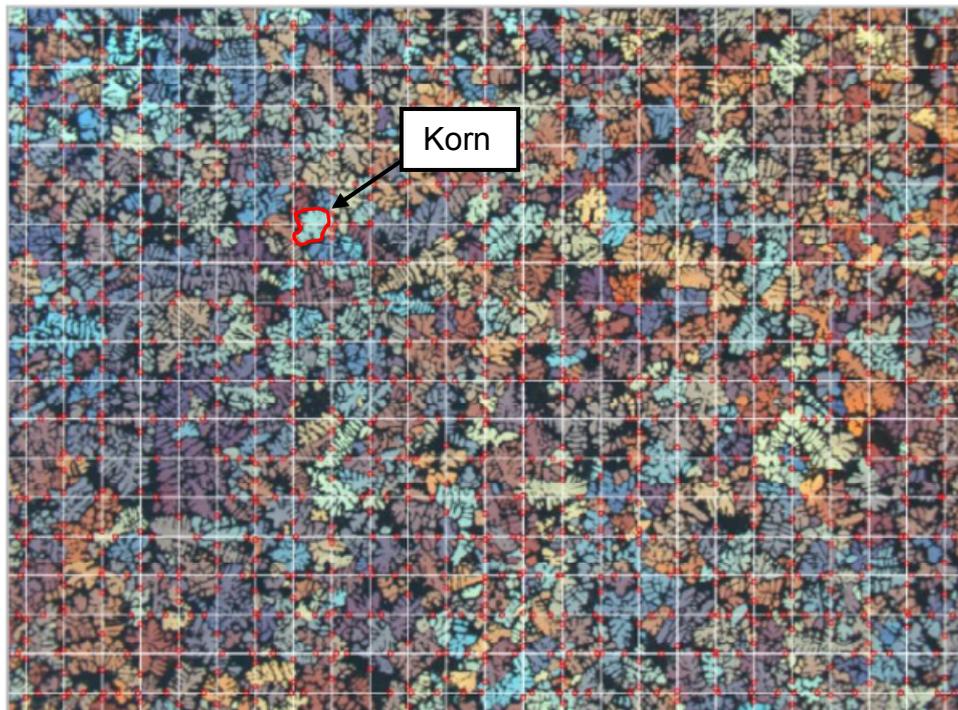


Abb. 4.7: Ergebnisbild der Ätzung (Korngröße fein).

Die Auswertung der Korngröße ist nach dem Schnittlinienverfahren nach ASTM E 112-13 durchgeführt worden. Dabei ist die mittlere Schnittlänge als Kenngröße ausgewertet. Die Ergebnisse der Korngrößenauswertung sind in der Tab. 4.4 ersichtlich.

Kategorie	Mittlere Schnittlänge [mm]	ASTM E 112 G [--]
Nr.1 (grob)	0,5825	11,5
Nr.2 (mittel)	0,3685	13,0
Nr.3 (fein)	0,242	14,0

Tab. 4.4: Auswertung der Korngröße nach dem Schnittlinienverfahren

4.2. Versuchsprogramm

Im Rahmen dieser Arbeit wurden zwei AlSi-Legierungen untersucht, jeweils vom Typ „AlSi7Mg“ und „AlSi10Mg“. Dabei wurden vier Hauptziele gesetzt.

Erstens, Einfluss der Prüfmethodik: dabei wurde der Unterschied zwischen den Methoden, mit steigendem und fallendem Spannungsintensitätsfaktor untersucht.

Zweitens, Einfluss der Korngröße auf das Rissfortschrittsverhalten: Dazu wurden neun Proben der Al-Legierung „AlSi7Mg“ mit einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ mittels der Laststeigerungsmethode untersucht.

Drittens, Einfluss des Siliziumgehalts auf das Rissfortschrittsverhalten der untersuchten AlSi-Legierungen: Dazu wurden beide Legierungen getestet. Vor dem Beginn jedes Versuchs wurden die Proben geschliffen, poliert und dann angeschwungen. Die Versuche wurden mit der Laststeigerungsmethode nach Pippin mit einem Spannungsverhältnis $R = 0$ durchgeführt.

Viertens, Einfluss des Spannungsverhältnisses bzw. des R-Werts, auf die Rissfortschrittcurve: Dabei ist die AlSi-Legierung vom Typ „AlSi10Mg“ bei zwei Spannungsverhältnissen ($R = 0$, $R = -1$) untersucht worden.

Das Versuchsprogramm ist in der Abb. 4.8 zusammengefasst.

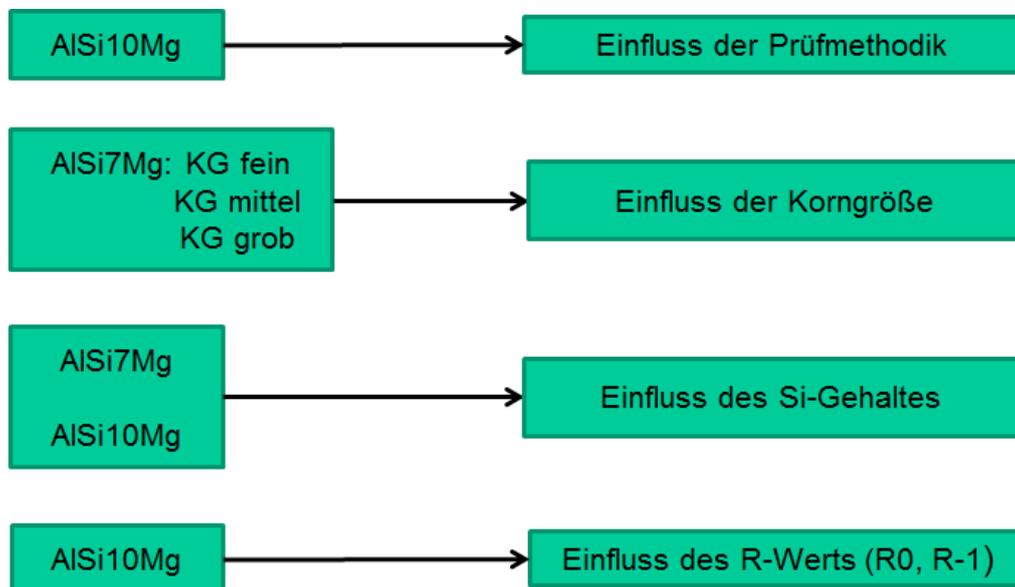


Abb. 4.8: Zusammenfassung des Versuchsprogramms

4.3. Einfluss der Prüfmethode auf den Rissfortschritt

Für die Schwellwertermittlung werden im Allgemeinen zwei Prüfmethode bei den Versuchen eingesetzt, die konventionelle Prüfmethode mit fallendem Spannungsintensitätsfaktor und die Prüfmethode mit steigendem Spannungsintensitätsfaktor nach Pippin und Taberig. Bei der Al-Legierung „AlSi10Mg“ wurden beide Methoden vergleichend zur Ermittlung des Schwellwertes verwendet.

Die schwellenden Versuche weisen bei der Versuchsmethode mit fallendem Spannungsintensitätsfaktor einen Schwellwert von $4,5 \text{ MPa}\sqrt{m}$, während die Versuche mit steigendem Spannungsintensitätsfaktor einen Wert von etwa $2 \text{ MPa}\sqrt{m}$ ergeben.

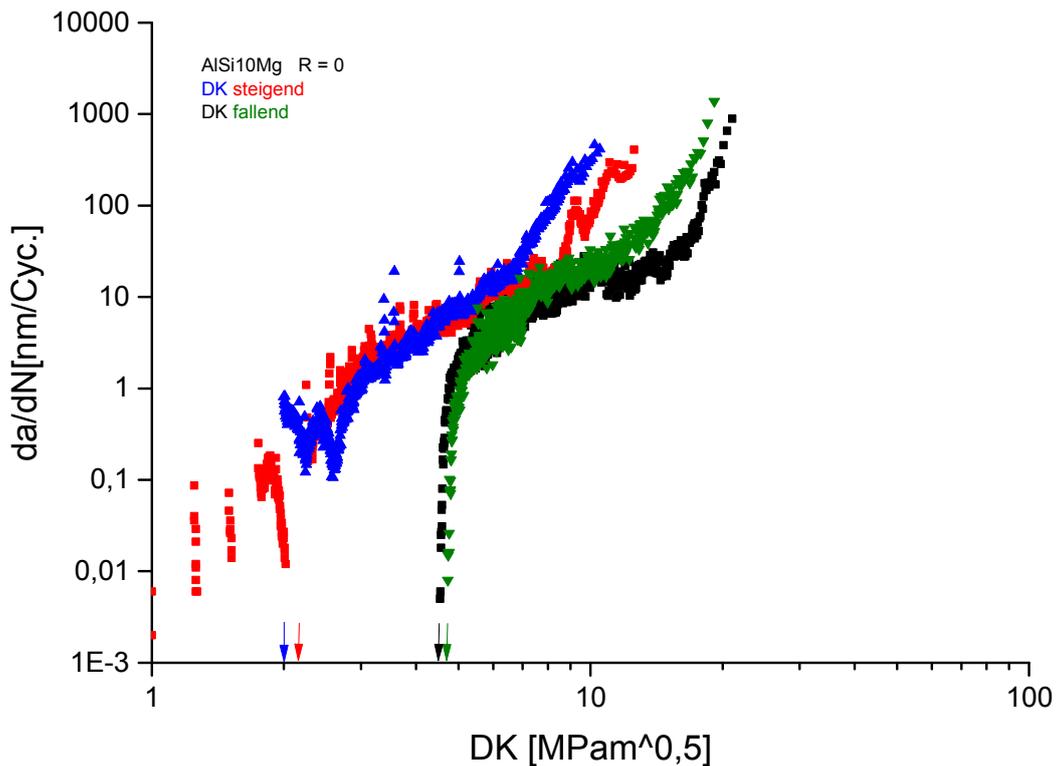


Abb. 4.9: Rissfortschrittskurven mit steigendem und fallendem Spannungsintensitätsfaktor

Der Grund für die hohen Schwellwerte mit fallendem Spannungsintensitätsfaktor, siehe Abb. 4.9, liegt darin, dass am Anfang des Versuches mit hohem Spannungsintensitätsfaktor begonnen wird, das führt dazu, dass sich an der Risspitze eine ausgeprägte plastische Zone bildet. Der Riss muss anschließend durch diese plastische Zone wachsen. Im Bereich des Schwellwertes ist die Risswachstumsgeschwindigkeit sehr gering. Der Riss wächst dann bis zum Erreichen des Schwellwertes durch die zuvor gebildete plastische Zone. Diese wird im Nachlauf des Risses zurückgelassen. Da die Rissflanken nur elastisch entlastet werden, bleibt eine Volumenzunahme zurück, die bei Entlastung von der maximalen Beanspruchung zum frühzeitigen Kontakt der Rissflanken vor Erreichen des Nulldurchgangs der angelegten Spannung führt. Der Spannungsintensitätsfaktor, der

für das Risswachstum zuständig ist, die „effektive Spannungsintensität“, ist daher kleiner als der gemessene Schwellwert.

4.4. Einfluss der Korngröße auf das Rissfortschrittverhalten

4.4.1. Auswertung der Risswiderstandskurve

Der Schwellwert der Rissfortschrittskurve nimmt mit zunehmender Risslänge zu, bis der Langriss-schwellwert erreicht ist. Dieses Verhalten wird in der sogenannten Ermüdungsriss-widerstandskurve, auch R-Kurve, dargestellt. Mit der R-Kurve ist der Widerstand des Materials gegen das Risswachstum in Abhängigkeit der Risslänge bestimmt.

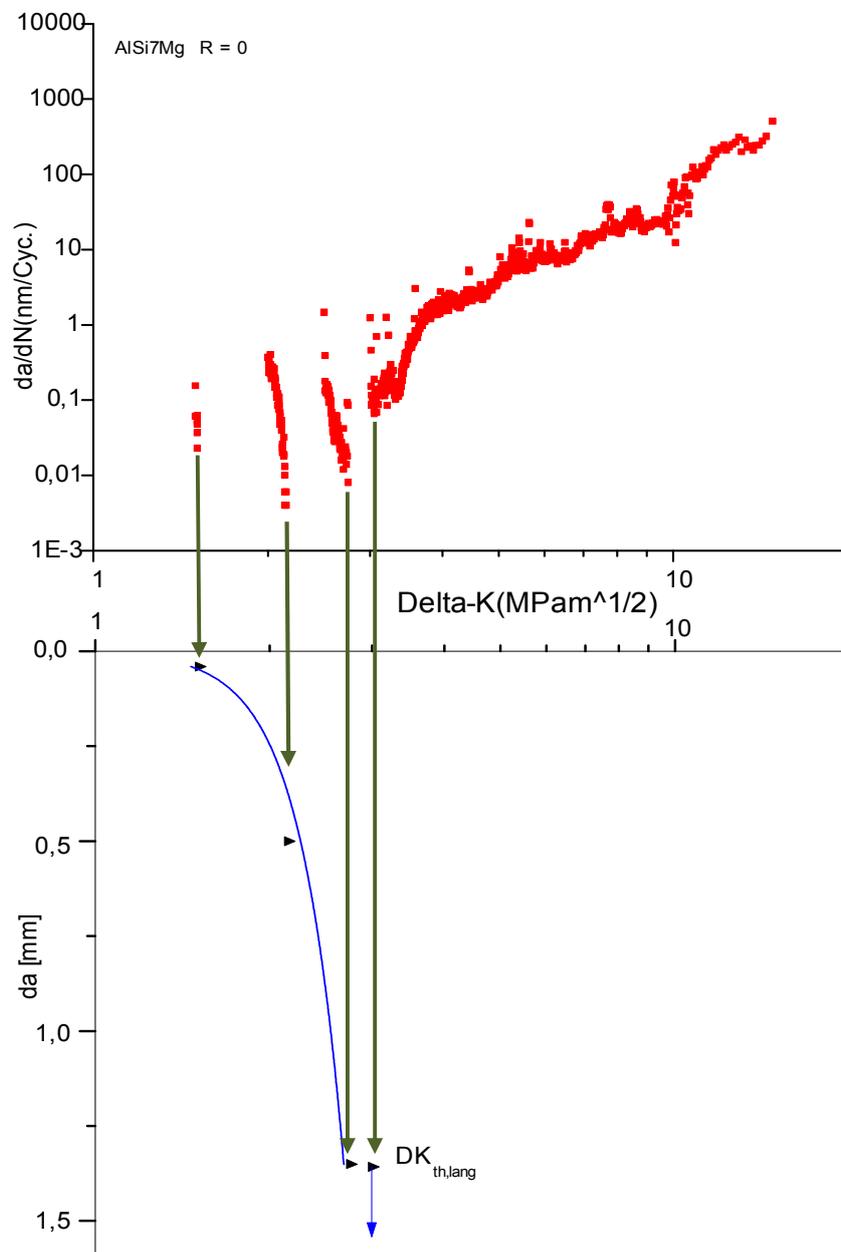


Abb. 4.10: Ermittlung der R-Kurve aus der Rissfortschrittskurve an Beispiel einer AISi7Mg-Probe

In der Abb. 4.10 ist dargestellt, wie die R-Kurve aus den Daten der Rissfortschrittskurve hergestellt wird. Dabei wird nach dem Rissstillstand der Unterschied aus der aktuellen Risslänge und der Länge des Anrisses ausgerechnet. Diese Berechnung soll bei jeder Stufenerhöhung durchgeführt werden. Diese Ergebnisse werden dann mit den zugehörigen Schwellwerten des Spannungsintensitätsfaktors, wo der Riss stillstand, in einem Diagramm $\Delta K_{th} = f(da)$ aufgetragen. Die Spannungsintensität, die die R-Kurve in einem Punkt schneidet, entspricht dem Schwellwert für die vorgegebene Risslänge.

4.4.2. Abhängigkeit des Schwellwertes von der Korngröße

In der Abb. 4.11 ist deutlich zu sehen, dass mit zunehmender Korngröße der Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors zunimmt. Die Proben mit feinsten Korngröße haben einen Mittelwert der ASTM-Korngröße von $G = 14$, die mit den mittleren Korngrößen einen Wert von $G = 13$ und die groben Korngrößen haben eine mittleren Korngrößen $G = 11,5$.

Der Grund für den erhöhten Schwellwert bei den groben Körnern ist, dass mit großen Körnern die Rauigkeit der Rissflanken zunimmt. Dadurch nehmen die rauigkeitsinduzierten Riss-schließeffekte zu, die wiederum zu einem höheren Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors führen.

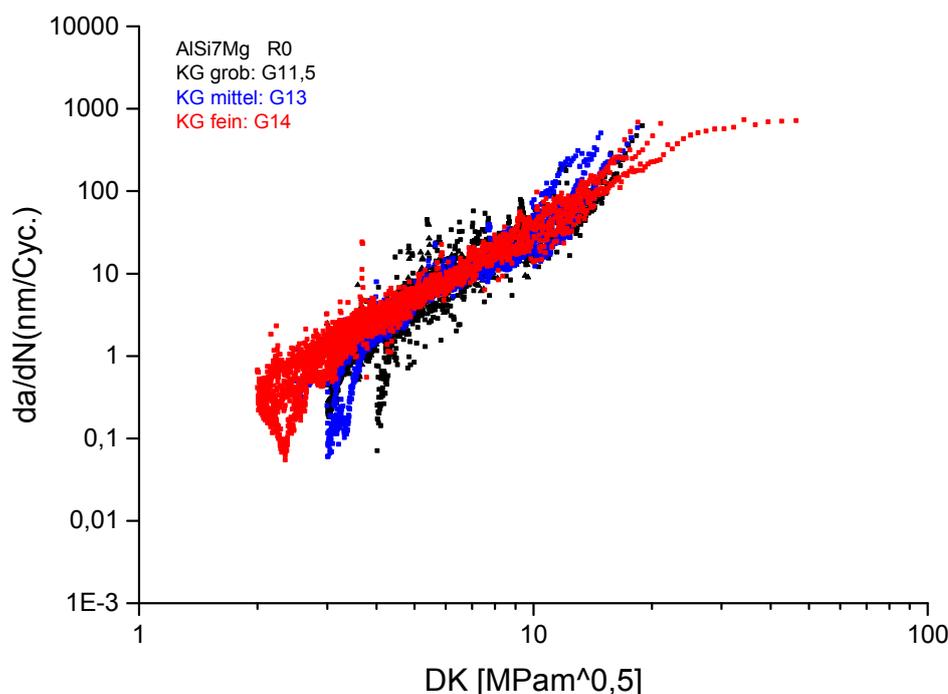


Abb. 4.11: Einfluss der Korngröße auf das Rissfortschrittsverhalten

Hinsichtlich der statischen Festigkeit von metallischen Werkstoffen hängt diese von der Korngröße ab. Dieser Zusammenhang wird mit der Hall-Petch-Beziehung beschrieben [42,43].

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad \text{Glg. (4.1)}$$

Nach ASTM E 112 entspricht die ASTM-Korngröße G der Inversen vom mittleren Durchmesser der Korngröße. Die Hall-Petch-Beziehung kann man in nachfolgender Form darstellen, wobei σ_y die Fließspannung entspricht.

$$\sigma_y \cong \sigma_0 + k G \quad \text{Glg. (4.2)}$$

Die Ausgangsspannung wird mit σ_0 bezeichnet, die hauptsächlich durch innere Reibung des Materials bestimmt wird. Bei dieser Peierls-Spannung beginnen sich die Versetzungen im Material zu bewegen, die Versetzungen stauen sich an der Korngrenze auf und das Material verfestigt. Der Koeffizient k bestimmt den Grad der Abhängigkeit der Fließspannung von der Korngröße. Anhaltswerte für die Konstanten σ_0 und k sind in [44] für die Werkstoffgruppe Aluminium zu finden.

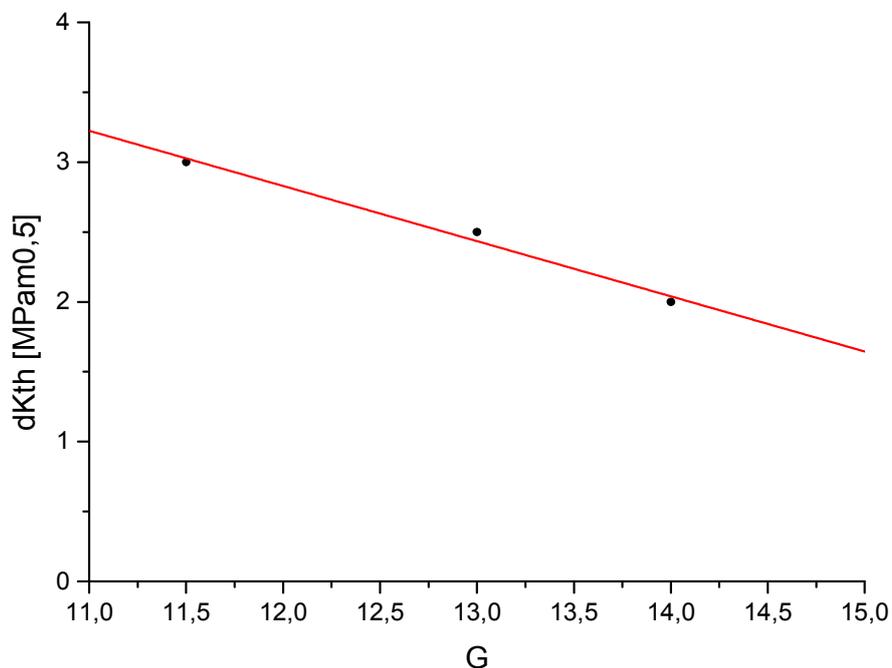


Abb. 4.12: Zusammenhang zwischen dem Schwellwert und Korngröße G

Mit zunehmender Korngröße G nach ASTM E 112 nimmt die Fließspannung bzw. die Festigkeit zu. Die Auswertung der schwellenden bruchmechanischen Versuche an der AlSi-Legierung AlSi7Mg zeigt, dass der Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors mit steigender ASTM Korngröße G abnimmt, siehe Abb. 4.12.

4.5. Einfluss des Si-Gehalts auf das Rissfortschrittsverhalten

Der Einfluss des Si-Gehalts ändert die Mikrostruktur der AlSi-Legierung und damit auch bruchmechanische Kennwerte wie den Spannungsintensitätsschwellwert. Vergleicht man die beiden Werkstoffe, so weist die Legierung AlSi10Mg mit $\Delta K_{th} \sim 2 \text{MPa}\sqrt{m}$ nach Abb. 4.13 einen geringfügig geringeren Schwellwert als die Legierung AlSi7Mg mit Werten von $\Delta K_{th} 2\text{-}4 \text{MPa}\sqrt{m}$ auf. Diese tendenzielle Aussage ist allerdings hinsichtlich des dominierenden Einfluss der Korngröße bei der Legierung AlSi10Mg zu prüfen.

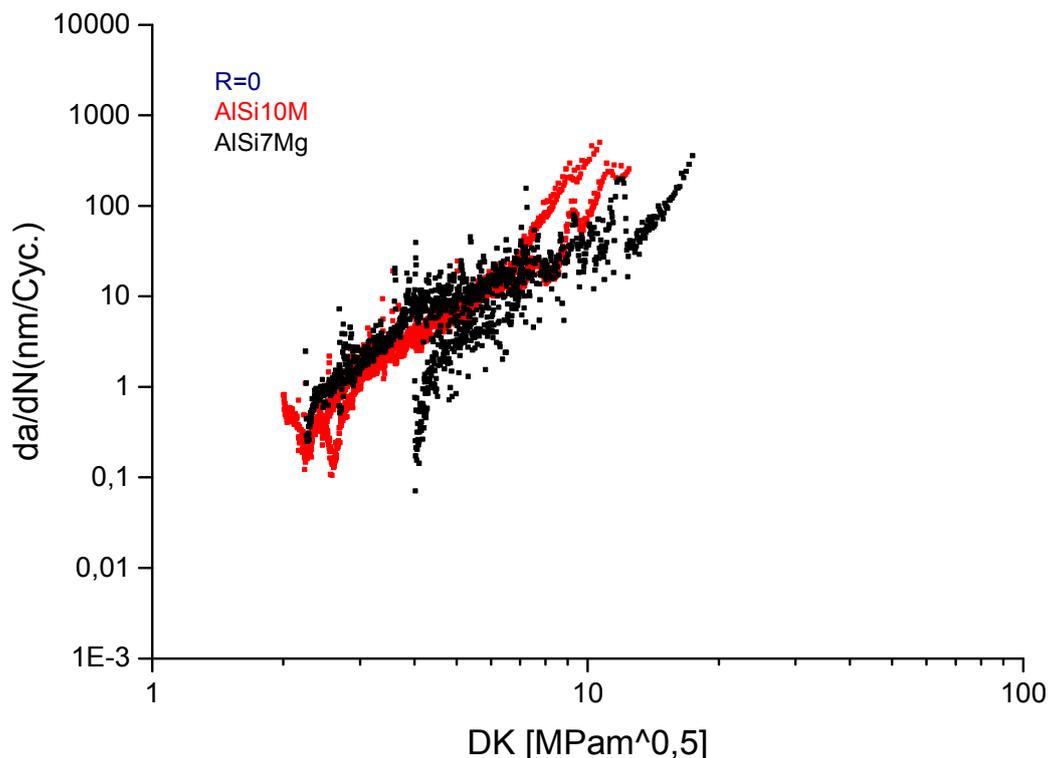


Abb. 4.13: Einfluss des Si-Gehalts auf das Rissfortschrittsverhalten

4.6. Einfluss des R-Wertes auf das Rissfortschrittsverhalten

Das Spannungsverhältnis hat großen Einfluss auf das Risswachstumsverhalten von Werkstoffen. Im Rahmen dieser Arbeit wurde die Al-Legierung AlSi10Mg mit zwei verschiedenen R-Werten geprüft, nämlich bei $R = 0$ und $R = -1$. Das Ergebnis der Versuche ist in Abb. 4.14 ersichtlich.

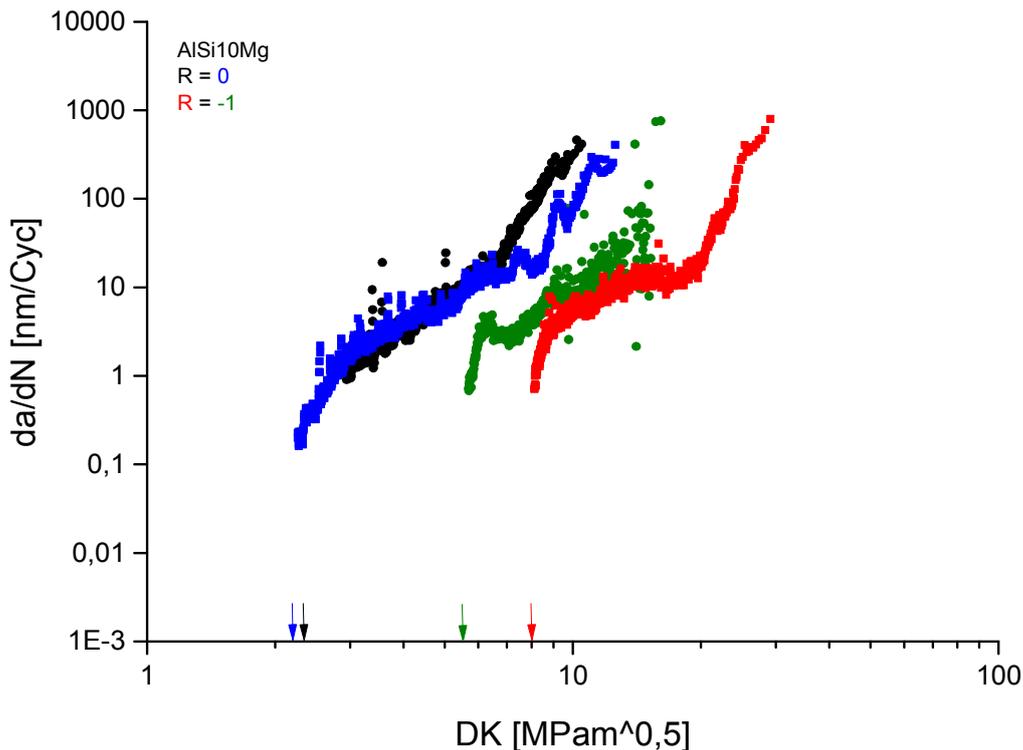


Abb. 4.14: Einfluss des R-Wertes auf das Rissfortschrittsverhalten

Es ist deutlich zu sehen, dass bei Wechselbeanspruchung $R = -1$ die Schwellwerte höher sind als bei reiner Zugschwellbeanspruchung mit einem Spannungsverhältnis von $R = 0$. Mit steigendem Spannungsverhältnis steigt ebenfalls der mittlere Spannungsintensitätsfaktor, siehe Abb. 2.7 Das hat zur Folge, dass der effektive Spannungsintensitätsfaktor größer, d.h. die Energie, die für die Rissausbreitung notwendig ist, höher wird. Entsprechend verringert sich der Schwellwert und die Rissfortschrittsskurve verschiebt sich nach links.

$$R = \frac{\sigma_{min}}{\sigma_{max}} = \frac{K_{min}}{K_{max}} \quad \text{Glg. (4.3)}$$

$$K_m = \frac{K_{max} + K_{min}}{2} \quad \text{Glg. (4.4)}$$

Das Spannungsverhältnis hat andererseits einen großen Einfluss auf die Risschließeffekte, denn bei hohen R-Werten ($R > 0$) berühren sich die Rissflanken während des Lastwechsels nicht. Somit reduziert sich das rauhigkeitsinduzierte Risschließen, was wiederum zur Verringerung des Schwellwertes führt. Bei niedrigen Spannungsverhältnissen, z.B. bei einer reinen Wechselbeanspruchung sind die Rissflanken ständig im Berührung, das führt zu hohem rauhigkeitsinduziertem Risschließen. Der Schwellwert ist hoch und die Kurve verschiebt sich nach rechts. Da der Anteil des rauhigkeitsinduzierten Risschließens von der Topographie der jeweiligen Bruchfläche und damit respektive der herstellungsbedingten variierenden Mikrostruktur abhängt, streut der experimentell ermittelte Schwellwert bei wechselnder Beanspruchung stärker als bei schwellender.

4.6.1. Abhängigkeit der R-Kurve von dem Spannungsverhältnis

Für niedrige Spannungsverhältnisse ist der Unterschied zwischen dem Schwellwert für lange Risse und kurze Risse ausgeprägter als bei hohen R-Verhältnissen [3][7]. In der Abb. 4.15 sind zwei R-Kurven mit zwei unterschiedlichen Spannungsverhältnissen $R = 0$ und $R = -1$ dargestellt. Dabei ist zu sehen, dass beim wechselnden Versuch der Unterschied zwischen dem Schwellwert für lange und kurze Risse nicht so ausgeprägt ist als bei schwellender Versuchsdurchführung. Bei der Versuchsdurchführung einer Probe mit $R = -1$ wurde mit einem vergleichsweise hohen Spannungsintensitätsfaktor gestartet, $\Delta K = 2 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, vergleiche Abb. 4.16. Dieser experimentelle Startwert war zu hoch. AISi-Legierungen haben einen Effektivschwellwert von ca. $1 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$, damit es zu einer Öffnung der Rissflanken kommt. Deshalb es ist zu empfehlen, bei Versuchen zur Ermittlung von R-Kurven mit einem Startwert, der in diesem Bereich liegt, zu beginnen [45].

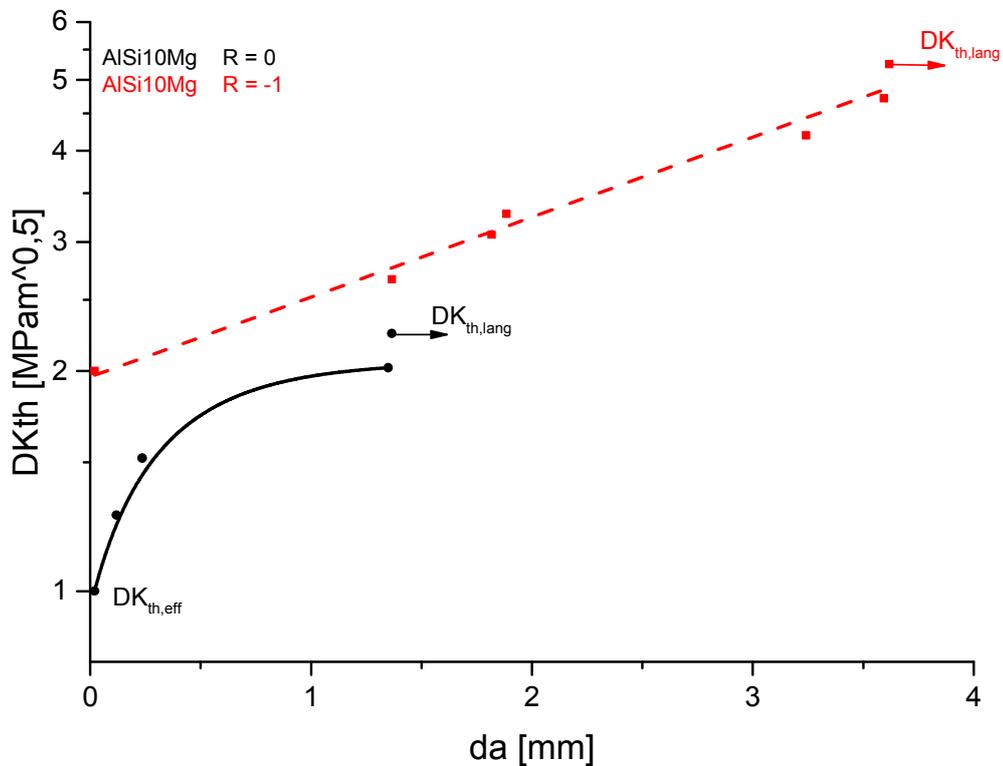


Abb. 4.15: Schwellwert in Abhängigkeit des R-Verhältnisses

Spannungsintensitätsschwellwerte mit geringerem Spannungsverhältnis liegen tendenziell höher als solche mit hohen Spannungsverhältnissen. Je niedriger der R-Wert ist, desto höher wirken die Rissschließeffekte. Das führt dazu, dass um die gleiche Risslänge zu erreichen, mehr Energie gebraucht wird. In der Abb. 4.16 ist dargestellt worden, wie aus weiteren experimentellen Rissfortschrittskurven korrekte Spannungsintensitätsschwellwerte durch Start der bruchmechanischen Versuche nahe dem Effektivschwellwert ermittelt worden sind.

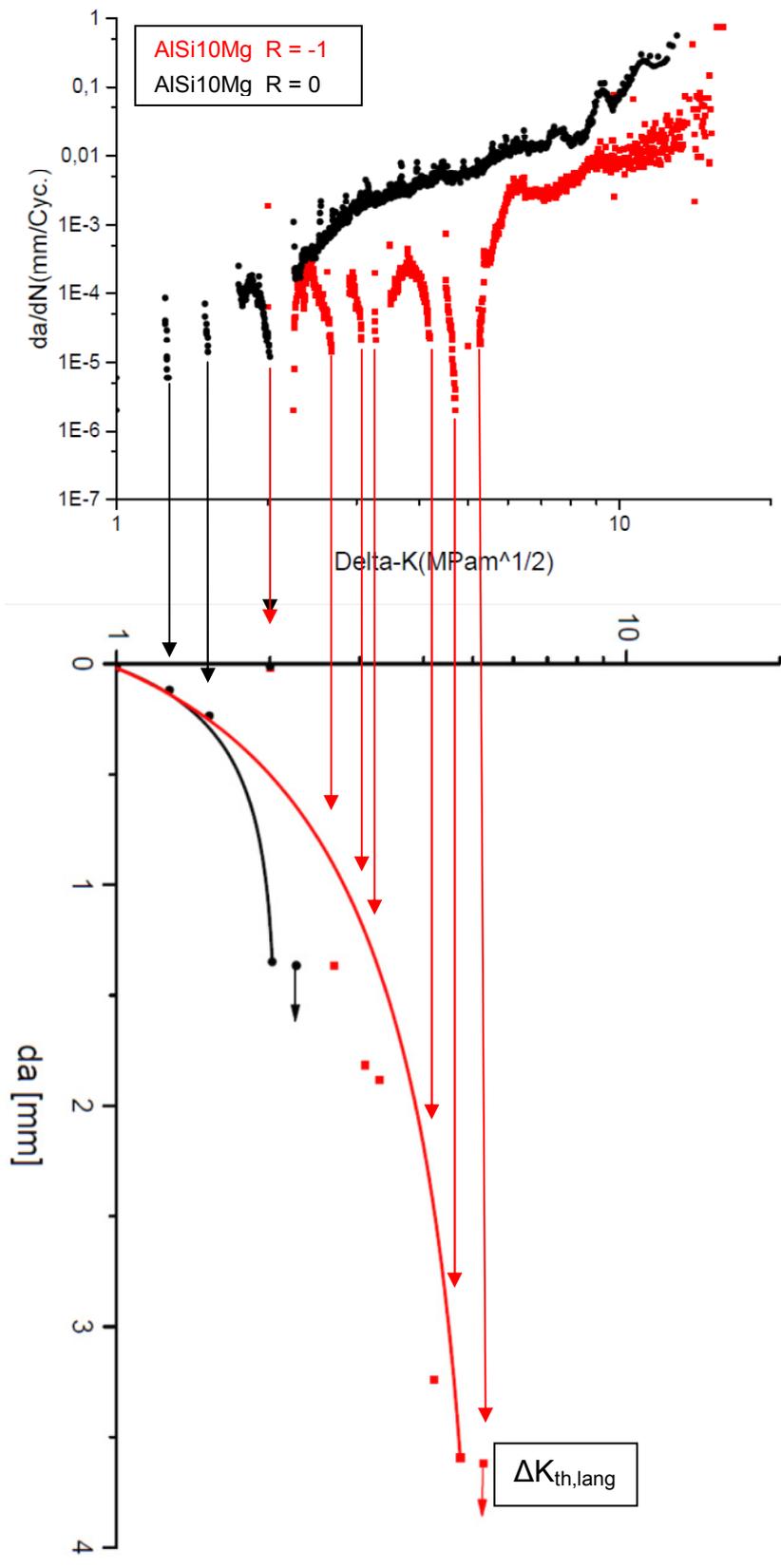


Abb. 4.16: Ermittlung von des Schwellwertes in Abhängigkeit des R-Verhältnisses

4.7. Analytische Beschreibung der Rissfortschrittskurven

Für die Berechnung der Lebensdauer aus der Rissfortschrittskurve ist deren analytische Beschreibung notwendig. Gemäß dem Stand der Technik werden einige Modelle zur analytischen Beschreibung angewandt.

- *Paris-Modell*

Im mittleren Bereich der Rissfortschrittskurve kann die Rissgeschwindigkeit da/dN durch die Parisgleichung Glg. (4.5) beschrieben werden. Der Exponent m als auch der Faktor C sind werkstoffabhängige Größen. Der Faktor C ist zudem noch vom Spannungsverhältnis R abhängig.

$$\frac{da}{dN} = C \Delta K^m \quad \text{Glg. (4.5)}$$

Dieses Modell berücksichtigt nur den mittleren Bereich der Rissfortschrittskurve, der in der Kurve im doppellogarithmischen Maßstab als Gerade dargestellt wird. Bei der Paris-Gleichung bleiben die Übergänge zum Schwellwertbereich ΔK_{th} und dem kritischen Bereich ΔK_c unberücksichtigt.

Abb. 4.17 bis Abb. 4.19 zeigen die Darstellungen der Paris-Geraden für alle drei Korngrößen. Die zugehörigen Parameter können aus den Tab. 4.5 bis Tab. 4.7 entnommen werden. Dabei ist anzumerken, dass die Parameter C und m der dargestellten Paris-Geraden sich durch die Änderung der Korngröße nicht geändert haben.

- *Erdogan-Ratwani-Modell*

Dieses Modell beschreibt im Vergleich zum Paris-Gesetz den Verlauf der gesamten Rissfortschrittskurve vom Bereich des Schwellwertes ΔK_{th} bis zu dem Bereich des instabilen Risswachstums ΔK_c .

$$\frac{da}{dN} = \frac{C (\Delta K_I - \Delta K_{I,th})^m}{(1-R) K_{Ic} - \Delta K_I} \quad \text{Glg. (4.6)}$$

Das hat zur Folge, dass die gefitteten Kurven nach *ERDOGAN-RATWANI* in Abb. 4.17 bis Abb. 4.19 von den Versuchsdaten abweichen. Die experimentellen Daten decken den Bereich I und Bereich II der Rissfortschrittskurve ab, nicht jedoch bis zur

Bruchzähigkeit aufgrund zu geringerem Restquerschnitt der SENB-Probe zu Beginn des Bereichs III. Somit ist die analytische Beschreibung der Rissfortschrittskurve nach *ERDOGAN-RATWANI* nicht durchgehend für diese Versuche anwendbar.

- *Kohout-Modell*

Die Beschreibung der Rissfortschrittskurve durch das Paris-Modell kann auf den Bereich I durch das Modell nach Kohout um den Schwellwert ΔK_{th} erweitert werden.

$$\frac{da}{dN} = C (\Delta K - \Delta K_{th})^m \quad \text{Glg. (4.7)}$$

Die gefittete Rissfortschrittskurve nach diesem Modell kann in Abb. 4.17 bis Abb. 4.19 entnommen werden. Dabei ist anzumerken das die gefitteten Kurven mit den Versuchsdaten von allen drei Korngrößen gut angepasst sind. Die Parameter für dieses Modell können aus den Tab. 4.5 bis Tab. 4.7 entnommen werden.

- *Vasudevan-Modell*

In diesem Modell wird davon ausgegangen, dass für die Beschreibung der Rissfortschrittskurve die maximale Spannungsintensität ΔK_{max} und der Spannungsintensitätsfaktor ΔK berücksichtigt wird.

Die Parameter A , n und m sind materialabhängige Größen, ΔK_{th}^* ist der Schwellwert des Spannungintensitätsfaktors, wo die Rissfortschrittsgeschwindigkeit $da/dN = 0$ ist. In diesem Fall wird der Schwellwert ΔK_{th}^* des Langrisses angenommen. Für positive R-Werte gelten die Parameter $n = 1,65$ und $m = 0,65$.

$$\frac{da}{dN} = A (\Delta K - \Delta K_{th}^*)^n (K_{max} - K_{max,th}^*)^m \quad \text{Glg. (4.8)}$$

Die ausgewerteten Versuche wurden mit einem schwellenden Spannungsverhältnis von $R = 0$ durchgeführt. Damit gilt $K_{max} = \Delta K$ und $K_{max,th} = \Delta K_{th}$. Die Glg. (4.8) Glg. (2.18) kann man wie Glg. (4.9) ausdrücken. Die Parameter für diese Beschreibung können aus den Tab. 4.5 bis Tab. 4.7 entnommen werden. Die Ergebnisse der gefitteten Kurven sind in Abb. 4.17 bis Abb. 4.19 dargestellt. Dabei ist anzumerken, dass auch bei diesem Modell die gefitteten Kurven mit den Versuchsdaten von allen drei Korngrößen gut angepasst sind.

$$\frac{da}{dN} = A(\Delta K - \Delta K_{th})^n (\Delta K - \Delta K_{th})^m \quad \text{Glg. (4.9)}$$

Die Anwendung der Modelle ist für die schwellenden bruchmechanischen Versuche der Legierung AISi7Mg exemplarisch im Folgenden dargestellt.

4.7.1. Auswertung für Korngröße ASTM G=11,5

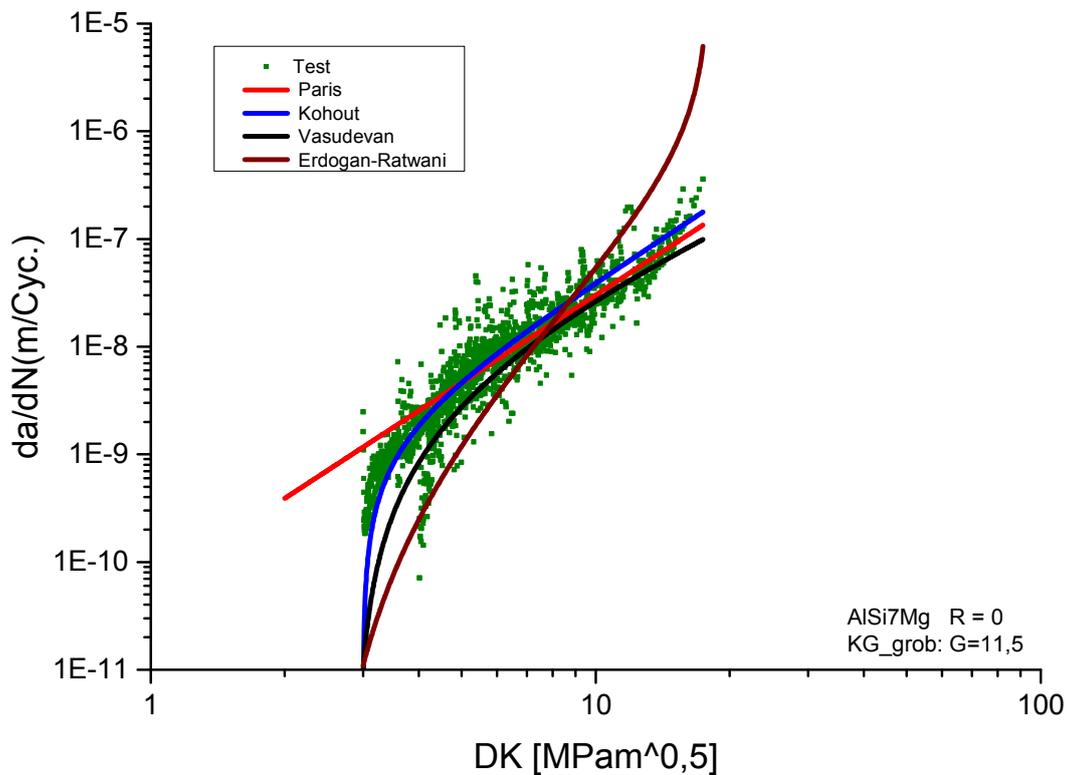


Abb. 4.17: Regression der Rissfortschrittcurve für G = 11,5

KG-grob (G11,5)	C [m]	m [--]	N [--]	ΔK_{th} [MPam ^{0,5}]
Paris	6,0E-11	2,7	X	x
Kohout	8,0E-11	2,7	X	3
Vasudevan	7,0E-10	0,65	1,2	2,9

Tab. 4.5: Parameter zur analytischen Beschreibung der Rissfortschrittcurve bei Legierung Nr. 1 der Gusslegierung AISi7Mg (G = 11,5)

Die Formel nach Kohout zeigt für diesen Datensatz eine sehr gute Übereinstimmung. Lediglich bei hohen Spannungsintensitäten über $15\text{MPa}\sqrt{m}$ zeigt sich eine Abweichung.

4.7.2. Auswertung für Korngröße ASTM G=13,0

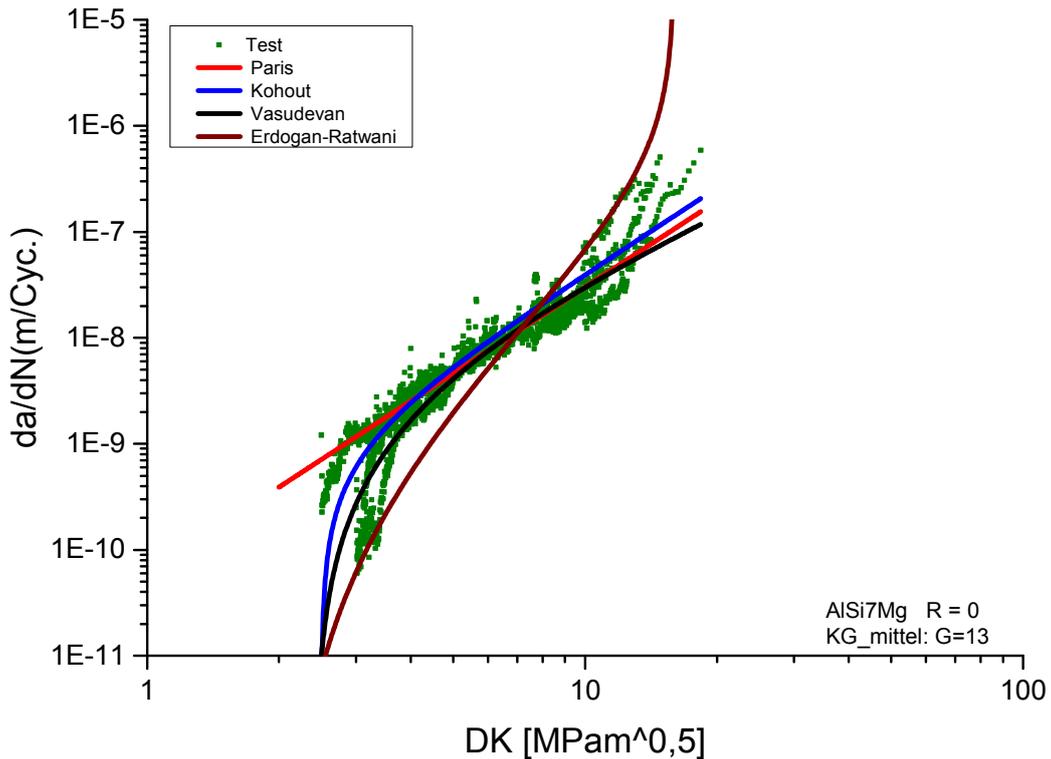


Abb. 4.18: Regression der Rissfortschrittcurve für (G = 13,0)

KG-mittel (G=13)	C [m]	m [--]	N [--]	ΔK_{th} [MPam ^{0,5}]
Paris	6,0E-11	2,7	X	x
Kohout	8,0E-11	2,7	X	2,5
Vasudevan	7,0E-10	0,65	1,2	2,4

Tab. 4.6: Parameter zur analytischen Beschreibung der Rissfortschrittcurve bei Legierung Nr. 2 der Gusslegierung AISi7Mg (G = 13)

Diese Auswertung zeigt ebenfalls, dass die Formel nach Kohout gut anwendbar ist. Jedoch beginnt der abweichende Bereich III bereits ab etwa $10\text{MPa}\sqrt{m}$.

4.7.3. Auswertung für Korngröße ASTM G=14,0

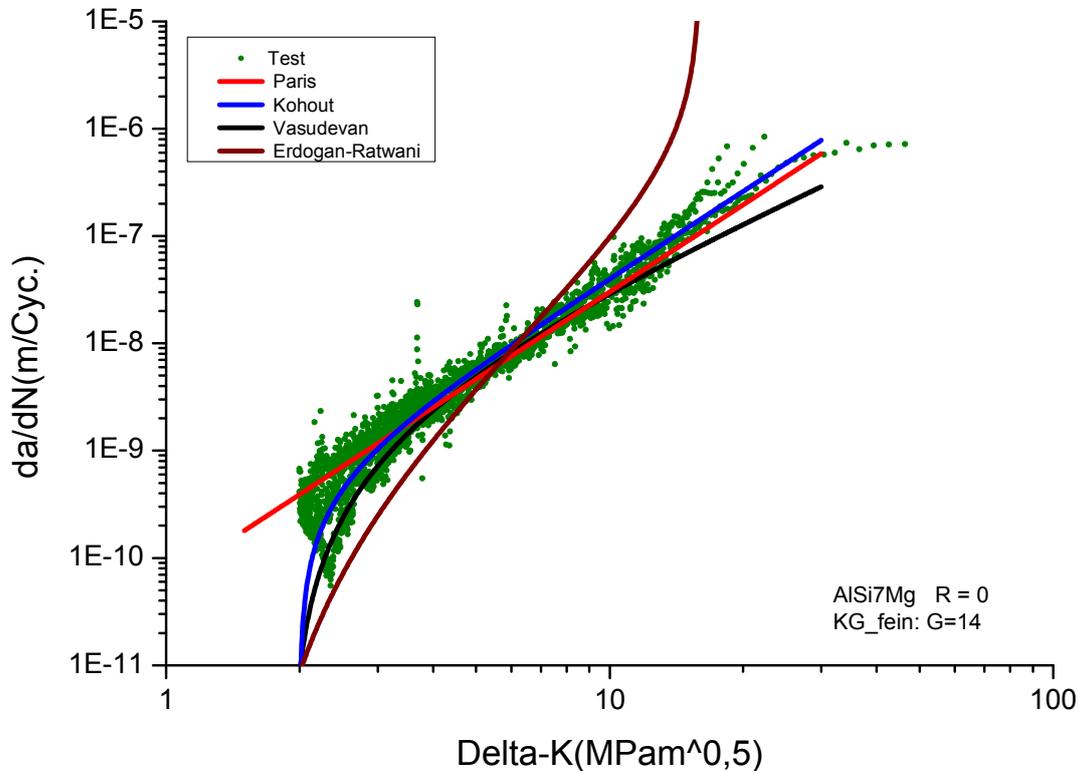


Abb. 4.19: Regression der Rissfortschrittcurve für G = 14)

Bei diesem Datensatz zeigt sich ebenfalls nur eine gute Anpassung an das Modell nach Kohout. Das Experiment zeigt auch keine zuvor beobachtete Abweichung im Bereich hoher Spannungsintensitätswerte auf, sodass davon auszugehen ist, dass der stabile Bereich II auf Werte bis zu $20\text{MPa}\sqrt{m}$ anwendbar ist.

KG-fein (G=14)	C [m]	m [--]	N [--]	ΔK_{th} [MPam ^{0,5}]
Paris	6,0E-11	2,7	X	x
Ohout	8,0E-11	2,7	X	2
Vasudevan	6,0E-10	0,65	1,2	1,9

Tab. 4.7: Parameter zur analytischen Beschreibung der Rissfortschrittcurve bei Legierung Nr. 3 der Gusslegierung AISi7Mg (G = 14,0)

5. Zusammenfassung

Aluminium-Gussbauteile finden im Kraftfahrzeugbau in Motorkomponenten wie dem Zylinderkopf bzw. Getriebegehäuse vielfältige Anwendung. Durch steigende Anforderungen im Leichtbau verringert sich das Bauteilgewicht bzw. steigt die örtliche Beanspruchung. Dies führt zu technischer Rissinitiation bzw. nachfolgendem Bauteilversagen durch zyklisches Risswachstum. Bei den betrachteten Aluminium-Gussbauteilen treten Materialinhomogenitäten bzw. Defekte auf, welche risswachstumsfördernd wirken. Grund für den technischen Rissausgang sind lokale Spannungskonzentrationen an Fehlstellen, Poren oder Rissen.

Im Rahmen dieser Diplomarbeit wurden die beiden AlSi-Legierungen, AlSi7Mg und AlSi10Mg untersucht und folgende Einflussgrößen charakterisiert:

Einfluss der Prüfmethodik: Hierbei wurde der Unterschied zwischen steigendem und fallendem Spannungsintensitätsfaktor mit fortschreitender Risslänge an geschliffenen, polierten und mit Initialrissen versehen SENB-Proben mit einer V-Kerbe untersucht. Das Anschwingen erfolgte unter Druck, wobei bei einem Spannungsverhältnis von $R = 18$ und einer Spannungsintensität von $\Delta K = 15 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ nach 100.000 Lastwechseln ein Anriss von einigen hundert Mikrometern infolge des Druckanschwingens erreicht worden ist. Ziel ist eine möglichst geringe plastische Zone an der Risspitze zu erhalten. Es zeigte sich, dass der Schwellwert bei der Methode mit fallendem Spannungsintensitätsfaktor aufgrund von Risssschließeffekten wesentlich höher ist. Für diese duktilen Werkstoffe ist daher ausschließlich eine Prüfung mit zunehmendem Spannungsintensitätsfaktor zum Erreichen reproduzierbarer Kennwerte zu empfehlen.

Einfluss der Korngröße: Zur Untersuchung des Einflusses der Korngröße auf das Rissfortschrittsverhalten wurden drei unterschiedlichen Korngrößen (hohe Kornfeinung des Gefüges als ASTM Korngröße $G = 14$, mittlere Kornfeinung mit $G = 13$ und eine grobe Mikrostruktur mit $G = 11,5$) der AlSi7Mg-Legierung durch Zugabe verschiedener Legierungselemente hergestellt und nach ASTM E 112 als Linienauswertung gemessen. Die Versuche wurden mittels der Methode mit steigendem Spannungsintensitätsfaktor und mit einem Spannungsverhältnis von $R = 0$ durchgeführt. Die Untersuchungen haben gezeigt, dass mit zunehmender Korngröße der Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors zunimmt. Grund dafür

ist erhöhtes Rissschließen bei zunehmender Oberflächenrauheit der Rissflanken infolge steigender Korngröße.

Einfluss des Spannungsverhältnisses: Für den Einfluss des Spannungsverhältnisses auf das Risswachstumsverhalten wurden Versuche an der Gusslegierung AlSi10Mg mittels Methode mit steigendem Spannungsintensitätsfaktor und bei zwei unterschiedlichen Spannungsverhältnissen ($R = 0$, $R = -1$) durchgeführt. Dabei zeigte sich eine Verschiebung des Spannungsintensitätsschwellwerts zu größeren Werten bei abnehmendem Spannungsverhältnis. Als Grund ist eine Reduzierung der effektiven Spannungsintensität bzw. Rissschließeffekte zu nennen.

Einfluss des Dendritenarmabstandes DAS bzw. der chemischen Komposition: Untersuchungen an der Gusslegierung AlSi7Mg zeigen, dass der DAS sich nur geringfügig ändert, d.h. bei hoher Kornfeinung mit Korngröße $G = 14$ wurde ein DAS-Mittelwert von $33 \mu\text{m}$, bei mittlerer Kornfeinung von $G = 13$ Dendritenarmabstand von $34 \mu\text{m}$ und bei der Gusslegierung ohne die Mikrolegierungselemente Titan und Bor ein DAS-Mittelwert von $36 \mu\text{m}$ bei einer Korngröße von $G = 11,5$ erreicht. Tendenziell wird mit höherem DAS der Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors somit ebenfalls höher. Bei Al-Legierungen mit großem Dendritenarmabstand sind die Distanzen zwischen aufeinander folgenden Si-Regionen groß. Das hat zur Folge, dass beim Risswachstum die Rauigkeit der Rissflanken erhöht ist. Dadurch steigen die rauhigkeitsinduzierten Rissschließeffekte, die zu einem höheren Schwellwert des Spannungsintensitätsfaktors führen. Die chemische Komposition zeigte bei den beiden Legierungen AlSi7Mg und AlSi10Mg einen eutektischen Anteil von 50 % bis 85 %. Ein Vergleich der bruchmechanischen Kennwerte weist nach, dass die Korngröße der dominante Faktor für den Schwellwert ist. Lokale Unterschiede im Eutektikum führten bei den beiden betrachteten Legierungen zu keiner nennenswerten Schwellwertänderung. Abschließend erfolgte eine analytische Auswertung der gemessenen Kurven unter Anwendung verschiedener ein- und mehrparametrischer Ansätze im Schwellwertbereich und im Bereich des stabilen Risswachstums. Das parametrisierte Modell nach Kohout ist für die beiden untersuchten AlSi-Legierungen AlSi7Mg und AlSi10Mg im Schwellwertbereich und Bereich stabilen Risswachstums zu empfehlen.

6. Literaturverzeichnis

- [1] Bily, M.: Fail safe design of mechanical components; in Current Advances in Mechanical Design & Production IV, Elsevier, 1989, pp. 209-218.
- [2] Burdekin, F. M.: General principles of the use of safety factors in design and assessment; Engineering Failure Analysis 14 (2007) 3, pp. 420-433.
- [3] Schütz, W.: Zur Geschichte der Schwingfestigkeit; Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 24 (1993), pp. 203-232.
- [4] Webster, S.; Bannister, A.: Structural integrity assessment procedure for Europe - of the SINTAP programme overview; Engineering Fracture Mechanics 67 (2000) 6, pp. 481-514.
- [5] Grandt, F.: Damage Tolerant Design and Nondestructive Inspection - Keys to Aircraft Airworthiness; Procedia Engineering 17 (2011), pp. 236-246.
- [6] Zerbst, U.; Beretta, S.; Köhler, G.; Lawton, A.; Vormwald, M.; Beier, H.; Klinger, C.; Ěerný, I.; Rudlin, J.; Heckel, T.; Klingbeil, D.: Safe life and damage tolerance aspects of railway axles - A review; Engineering Fracture Mechanics 98 (2013), pp. 214.
- [7] Manuela, S.: "Sicherheit und Betriebsfestigkeit von Maschinen und Anlagen" Springer Verlag, 2008, ISBN-Nr978-3-540-77732-8.
- [8] Hans Albert, R.; Manuela, S.: "Ermüdungsrisse", Springer-Verlag, 2012, ISBN-Nr978-3-8348-8663-7.
- [9] Bathias, C.: There is no infinite fatigue life in metallic materials; Fatigue & Fracture of Engineering Materials and Structures 22 (1999) 7, pp. 559-565.
- [10] Karl-Heinz, S. : Bruchmechanik metallischer Werkstoffe, Carl Hanser Verlage München, Wien, 1980, ISBN-Nr3-446-12983-9.
- [11] Dieter, R.; Michael V.: "Ermüdungsfestigkeit", Springer-Verlag Berlin Heidelberg New York, 2007, ISBN-Nr978-3-540-71458-3.
- [12] Joachim, R.; Harald, H.; und Martin, B.: "Mechanisches Verhalten der Werkstoffe" 2008.
- [13] Newman, J. C.; Raju, I. S.: Stress-Intensity Factor Equations for Cracks in Three-Dimensional Finite Bodies, ASTM STP 791; in Fracture Mechanics: Fourteenth Symposium - Volume I: Theory and Analysis (Lewis, J. C.; Sines, G. Eds.), ASTM International, 1983
- [14] Lee, C.-H.; Chang, K.-H.: A computational procedure for evaluating the J-integral Computational Materials Science 46 (2009) 1, pp. 186-192.

- [15] Volker, L.: "Einführung in die Festigkeitslehre", Vieweg+Teubner Verlag |GWV Fachverlage GmbH, Wiesbaden, 2008, ISBN-Nr978-3-8348-0426-6.
- [16] Cotterell, B.: Fracture and life, Imperial College Press, 2010.
- [17] Firrao, D. Ed.: Fracture behaviour and design of materials and structures, Engineering Materials Advisory Services, Cradley Heath, West Midlands, U.K, 1990.
- [18] Schijve, J.: Fatigue of structures and materials, Springer, [Berlin], 2009.
- [19] Schott, G.: Werkstoffermüdung - Ermüdungsfestigkeit, Dt. Verl. für Grundstoffindustrie, Stuttgart, 1997.
- [20] Jürgen, M.; Reihard P.; Hans-Peter , G.: Modified NASGRO equation for physically short cracks, International Journal of Fatigue, Materials Center Leoben Forschung, Erich Schmid Institute of Materials Science, 2014. pp. 200 - 207
- [21] Sadananda, K.; Vasudevan, A. K.: Short crack growth and internal stresses. In: Intern. J. Fatigue, Vol. 19, Supp. No. 1, 1997, pp. S99-S108
- [22] Walker, K.: The effect of stress ratio during crack propagation and fatigue for 2024-T3 and 7075-T6 aluminum. In: Rosenfeld, M. S. (ed.): Effect of environment and Complex Load History on Fatigue Life, ASTM STP 462. ASTM, Philadelphia, 1970, pp. 1-14
- [23] Kujawski, D.; Stoychev, S.: A two parameter K_{max} and $.K$ model for fatigue crack growth. In: CD-ROM Proc. of the 11th Intern. Conference on Fracture, Turin, 2005
- [24] Noroozi, A. H.; Glinka, G.; Lambert, S.: Prediction of fatigue crack growth under variable amplitude loading based on the elasto-plastic crack tip stresses and strains. In: CD-ROM Proc. of 9th Intern. Fatigue Congress, Atlanta, 2006
- [25] Michael B.: "Mechanismen orientierte Lebensdauervorhersage für eine thermo-mechanisch hergestellte Flanschswelle mit gradiertem Gefüge", Maschinenbau Universität Kassel, Juli 2009.
- [26] Schijve, J.: "Fatigue Crack Closure: Observations and Technical Significance". In: Newmann, Jr., J.C., Elber, W. (eds.): Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982. ASTM, Philadelphia, 1988.

- [27] Andreas, L.: "Bruchmechanik und schadenstolerante Konstruktion im Automobilbau", Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau, Leoben, November 2010.
- [28] Diana, A.; Lados, A.: "Fatigue crack growth characteristics in cast Al-Si-Mg alloys", Metal Processing Institute, Worcester Polytechnic Institute, Worcester, MA 01609, USA, 2004.
- [29] Diana A.; Lados, A.: "Relationships between microstructure and fatigue", Metal Processing Institute, Worcester Polytechnic Institute, Worcester, MA 01609, USA, ScienceDirect, 2007.
- [30] Moffat .J.; Barnes, S.; Mellor, B.: "The effect of silicon content on long crack fatigue behaviour of aluminium-silicon piston alloys at elevated temperature", University of Southampton, Southampton SO17 1BJ, UK, 2005, pp.1564-1570.
- [31] Sabine R.: "Kurzzrisswachstum in AlSi9Cu3 und Ti-6Al-4V - Einfluss kurzer Risse auf die Lebensdauer", Lehrstuhl für Allgemeinen Maschinenbau Montanuniversität Leoben, Oktober 2009.
- [32] Scott, C.; James, C.; Newman, Jr.; Royce G. Forman.: "On generating fatigue crack growth thresholds", NASA Langley Research Center, Department of Aerospace Engineering, 330 Walker Engineering Lab, NASA Johnson Space Center, USA, 2002
- [33] Pippan, R. "Druckermüdung und deren Anwendung in der Werkstoffprüfung", Erich-Smith-Institut der Österreichischen Akademie der Wissenschaften, Bd. 79, 1988.
- [34] Johnson, H.: "Calibration of electric potential method for studying slow crack growth", Materials Research and Standards 5 (9): (1965) pp. 442-445.
- [35] Ostermann, F.: "Anwendungstechnologie Aluminium". Springer Verlag, 2007.
- [36] Stefan, M.: "Werkstoffgesetze einer AlSi-Gusslegierung unter Hochtemperatur- Beanspruchung in Abhängigkeit des Werkstoffzustandes", Technischen Universität Darmstadt, 2012.
- [37] Ye, H.: "An Overview of the Development of Al-Si-Alloy Based Material for Engine Applications". In: Journal of Material Engineering and Performance, Vol. 12, No. 3, (2003) S. 288-297.

- [38] Kitaoka, S.: "Wear resistant cast aluminium alloy and process of producing same". Patentschrift EP 0 672 760 A1, 1995.
- [39] Altenpohl, D.: "Aluminium von Innen", Aluminium-Verlag Düsseldorf, 1994.
- [40] Gröbner, J.; Mirkoviæ, D.; Schmid-Fetzer, R.: Thermodynamic aspects of grain refinement of Al-Si alloys using Ti and B; Materials Science and Engineering: A 395 (2005) 1-2, pp. 10-21.
- [41] Raghavan, V.: Al-B-Si (Aluminum-Boron-Silicon); Journal of Phase Equilibria and Diffusion 29 (2008) 1, pp. 44-45.
- [42] Hall, E.O.: "The Deformation and Ageing of Mild Steel: III Discussion of Results," Proc. Phys. Soc. London, Vol. 64, 1951, p. 747-753.
- [43] Petch, N.J.: "The Cleavage Strength of Polycrystals," J. Iron Steel Inst. London, Vol. 173, 1953, p. 25-28.
- [44] Friedrich O.: "Anwendungstechnologie Aluminium", Springer Berlin Heidelberg New York, 2007, ISBN 978-3-540-71196-4.
- [45] Pippan, R.: "The effective threshold of fatigue crack propagation in aluminium alloys. I. The influence of yield stress and chemical composition", Philosophical Magazine A 77 (4): 1998, pp. 861 - 873.

7. Abbildungsverzeichnis

Abb. 1.1: Lebensdauer eines Bauteils mit den klassischen Konzepten der entsprechenden Phasen [3].....	2
Abb. 2.1: Die drei grundlegenden Rissbeanspruchungsarten der Bruchmechanik [3].....	6
Abb. 2.2: Spannungskomponenten an der Risspitze [3].....	7
Abb. 2.3: Entstehung von Ermüdungsgleitbändern und Risskeimbildung [12].....	9
Abb. 2.4: Stabiles Risswachstum und Restgewaltbruch [12].....	10
Abb. 2.5: Schematische Darstellung der Rissfortschrittskurve [4].....	11
Abb. 2.6: Einfluss der Parameter der NASGRO-Gleichung auf die unterschiedlichen Bereiche der Rissfortschrittskurve [6].....	15
Abb. 2.7: Veranschaulichung der Tatsache, dass mit steigendem R-Wert der Rissfortschritt pro Lastspiel zunimmt [12].....	18
Abb. 2.8: Einfluss des R-Wertes auf die Rissfortschrittskurve [11].....	19
Abb. 2.9: Schematische Darstellung des Temperatureinflusses auf der Rissfortschrittsrate [3].....	20
Abb. 2.10: Einfluss des Si-Gehalt auf das Risswachstumsverhalten [9].....	21
Abb. 2.11: Rissablenkung in AlSiMg-Legierung: (a) 1%Si; (b) 7%Si; (c) 13%Si [10].....	22
Abb. 2.12: Einfluss des Si-Gehalts auf das Rissfortschrittsverhalten [15].....	23
Abb. 2.13: Einfluss des Dendritenarmabstandes auf das Risswachstumsverhalten [9].....	25
Abb. 2.14: Bei Lasten unterhalb K_{op} öffnet sich der Riss nicht, oberhalb dieser Grenze öffnet sich der Riss [2]...	26
Abb. 2.15: Plastizitätsinduziertes Riss schließen beim Ermüdungsrisswachstum [8].....	27
Abb. 2.16: Einfluss des Riss schließens auf die effektive Spannungsintensität [6].....	27
Abb. 2.17: Weitere Riss schließmechanismen. a) Rauigkeitsinduziertes Riss schließen. b) Oxidinduziertes Riss schließen. c) Viskoses Fluid im Riss [6].....	28
Abb. 2.18: Rissgeschwindigkeit kurzer und langer Risse in Abhängigkeit der Risslänge [6].....	29
Abb. 2.19: Zusammenhang zwischen Kurzrissversuch und R-Kurve [11].....	30
Abb. 2.20: Ermittlung des Thresholdwertes durch Laststeigerung [6].....	31
Abb. 2.21: Verfahren mit abnehmender zyklischer Spannungsintensität [6] a) bei konstantem R-Wert b) bei konstantem maximalen Spannungsintensitätsfaktor.....	32
Abb. 3.1: SENB-Probe mit V-Kerbe.....	34
Abb. 3.2: Polierte SENB-Probe.....	35
Abb. 3.3: Einbausituation beim Druck-Anschwingen der Probe.....	36
Abb. 3.4: Anriss einer Probe von beiden Seiten der polierten Oberfläche.....	36
Abb. 3.5: Prüfmaschine RUMUL Cracktronic.....	37
Abb. 3.6: Schematische Darstellung der DCPD-Methode.....	38
Abb. 3.7: Einbausituation für die Risslängenmessung.....	39
Abb. 3.8: Laststeigerung zur Bestimmung mehrerer Kurzriss schwellenwerte nach <i>Pippan</i> [6] bei einem schwellenden Versuch mit der AlSi7Mg-Legierung.....	40
Abb. 4.1: Allgemeines Phasendiagramm für das binäre System Al-Si [27].	42
Abb. 4.2: Metallographische Aufnahme von Dendriten an einer AlSi7-Proben.....	44
Abb. 4.3: Polierter Makroschliff einer AlSi7-Legierung und DAS Messpositionen.	44
Abb. 4.4: Eingangsbild der AlSi7Mg-Legierung mit rot markierten Bereichen der Korngrößen auswertungen.....	45
Abb. 4.5: Ergebnisbild der Ätzung (Korngröße grob).....	46
Abb. 4.6: Ergebnisbild der Ätzung (Korngröße mittel).	46
Abb. 4.7: Ergebnisbild der Ätzung (Korngröße fein).....	47
Abb. 4.8: Zusammenfassung des Versuchsprogramms.....	48
Abb. 4.9: Rissfortschrittskurven mit steigendem und fallendem Spannungsintensitätsfaktor.....	49
Abb. 4.10: Ermittlung der R-Kurve aus der Rissfortschrittskurve an Beispiel einer AlSi7Mg-Probe.....	50
Abb. 4.11: Einfluss der Korngröße auf das Rissfortschrittsverhalten.....	51
Abb. 4.12: Zusammenhang zwischen dem Schwellwert und Korngröße G.....	52



Abb. 4.14: Einfluss des R-Wertes auf das Rissfortschrittsverhalten	54
Abb. 4.15: Schwellwert in Abhängigkeit des R-Verhältnisses	56
Abb. 4.16: Ermittlung von des Schwellwertes in Abhängigkeit des R-Verhältnisses	57
Abb. 8.1: Rissfortschrittsskurve von AISi7Mg "KG-grob" Probe 1a	71
Abb. 8.2: Rissfortschrittsskurve von AISi7Mg "KG-grob" Probe 1b-1	71
Abb. 8.3: Rissfortschrittsskurve von AISi7Mg "KG-grob" Probe 1b-2	72
Abb. 8.4: Rissfortschrittsskurve von AISi7Mg "KG-mittel" Probe 2a	72
Abb. 8.5: Rissfortschrittsskurve von AISi7Mg "KG-mittel" Probe 2b-1	73
Abb. 8.6: Rissfortschrittsskurve von AISi7Mg "KG-mittel" Probe 2b-2	73
Abb. 8.7: Rissfortschrittsskurve von AISi7Mg "KG-fein" Probe 3a	74
Abb. 8.8: Rissfortschrittsskurve von AISi7Mg "KG-fein" Probe 3b-1	74
Abb. 8.9: Rissfortschrittsskurve von AISi7Mg "KG-fein" Probe 3b-2	75
Abb. 8.10: Rissfortschrittsskurve von AISi10Mg_R-1 Probe 2b-4	75
Abb. 8.11: Rissfortschrittsskurve von AISi10Mg_R-1 Probe 2b-15	76
Abb. 8.12: Rissfortschrittsskurve von AISi10Mg_R0 Probe 2b-13	76
Abb. 8.13: Rissfortschrittsskurve von AISi10Mg_R0 Probe 2b-5	77
Abb. 8.14: Zusammenhang zwischen dem mittleren Durchmesser und Korngröße G	84

8. Anhang

8.1. Versuchsergebnisse

8.1.1. Versuchsergebnisse Von AlSi7Mg (Einfluss der Korngröße)

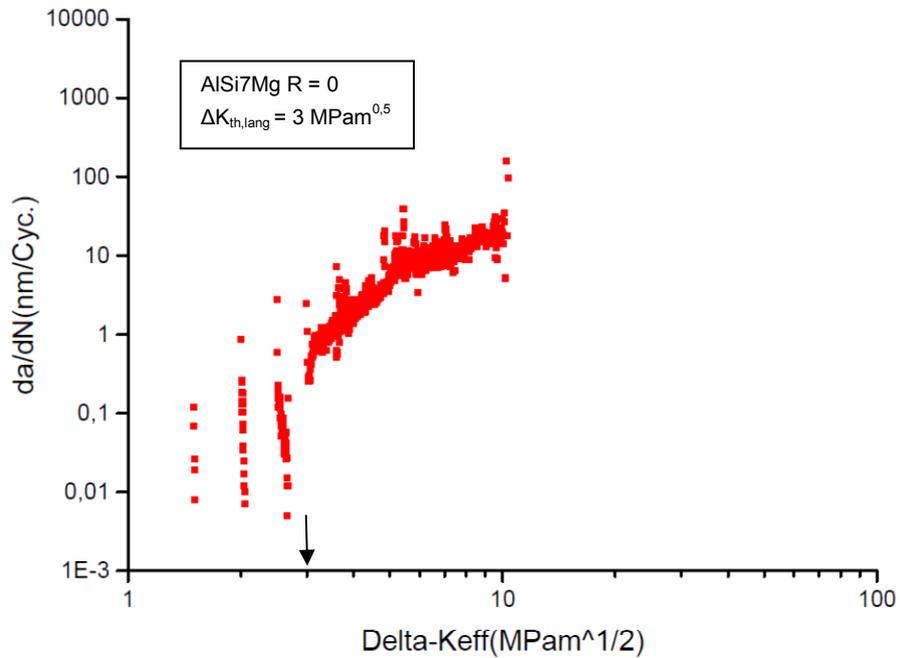


Abb. 8.1: Rissfortschrittskurve von AlSi7Mg "KG-grob" Probe 1a

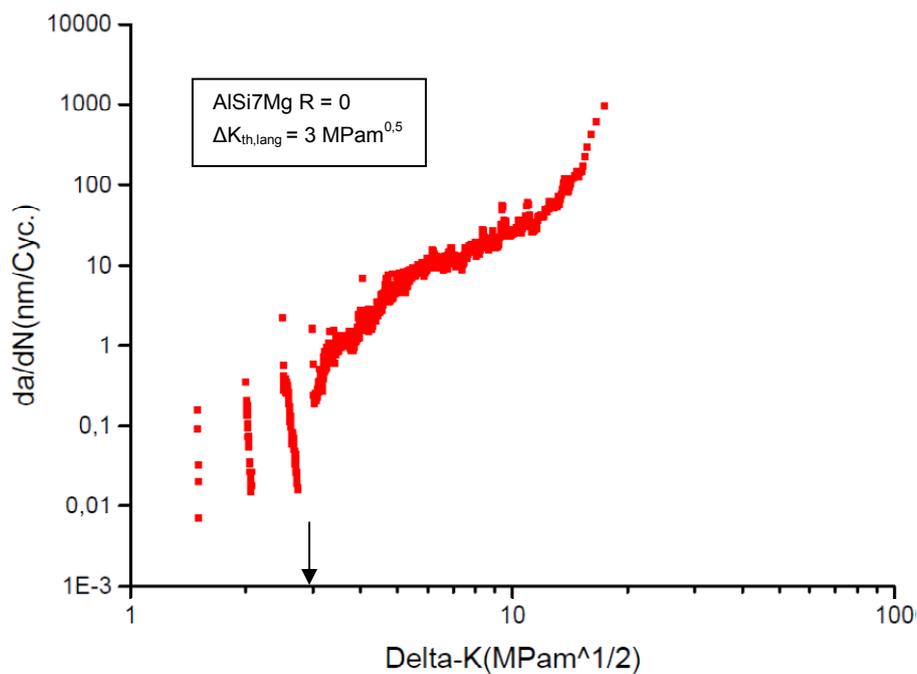


Abb. 8.2: Rissfortschrittskurve von AlSi7Mg "KG-grob" Probe 1b-1

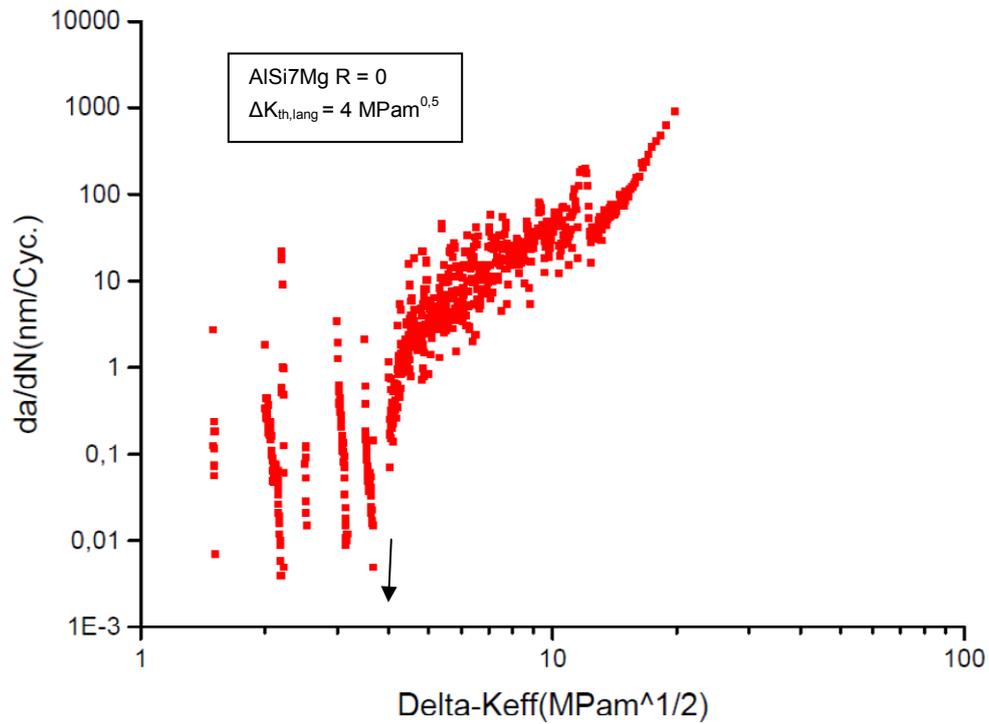


Abb. 8.3: Rissfortschrittskurve von AlSi7Mg " KG-grob " Probe 1b-2

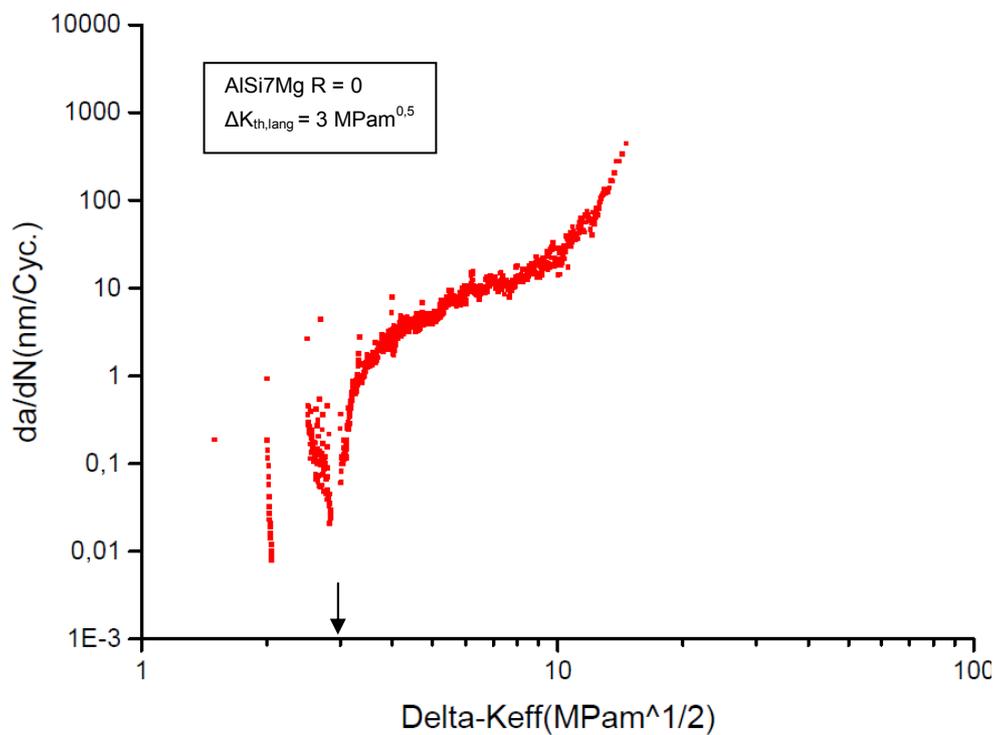


Abb. 8.4: Rissfortschrittskurve von AlSi7Mg " KG-mittel " Probe 2a

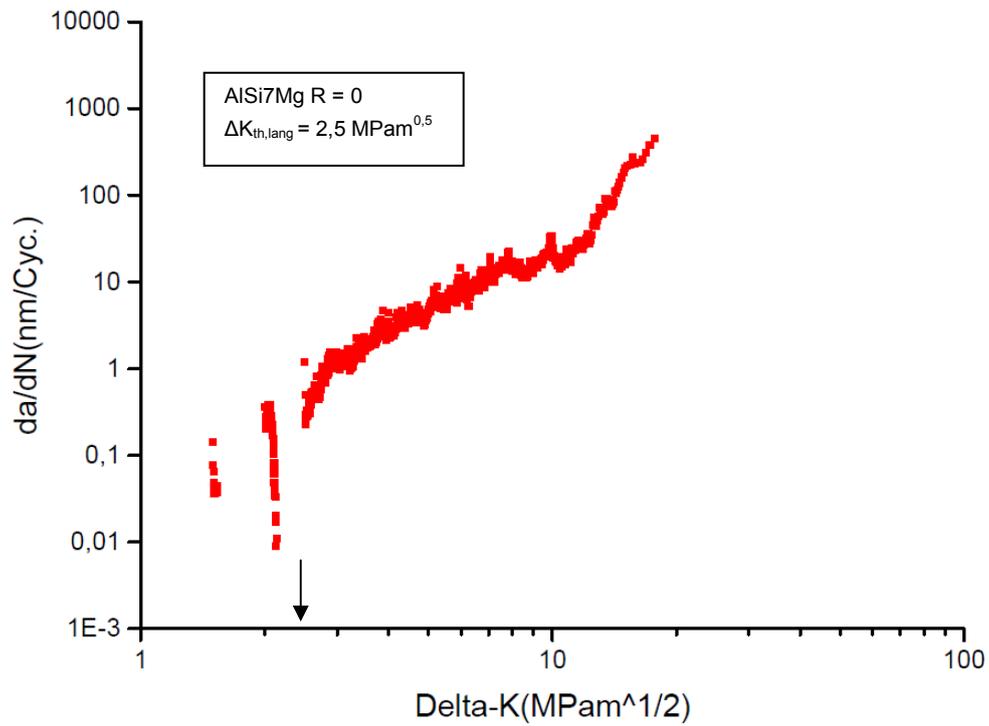


Abb. 8.5: Rissfortschrittskurve von AISi7Mg "KG-mittel" Probe 2b-1

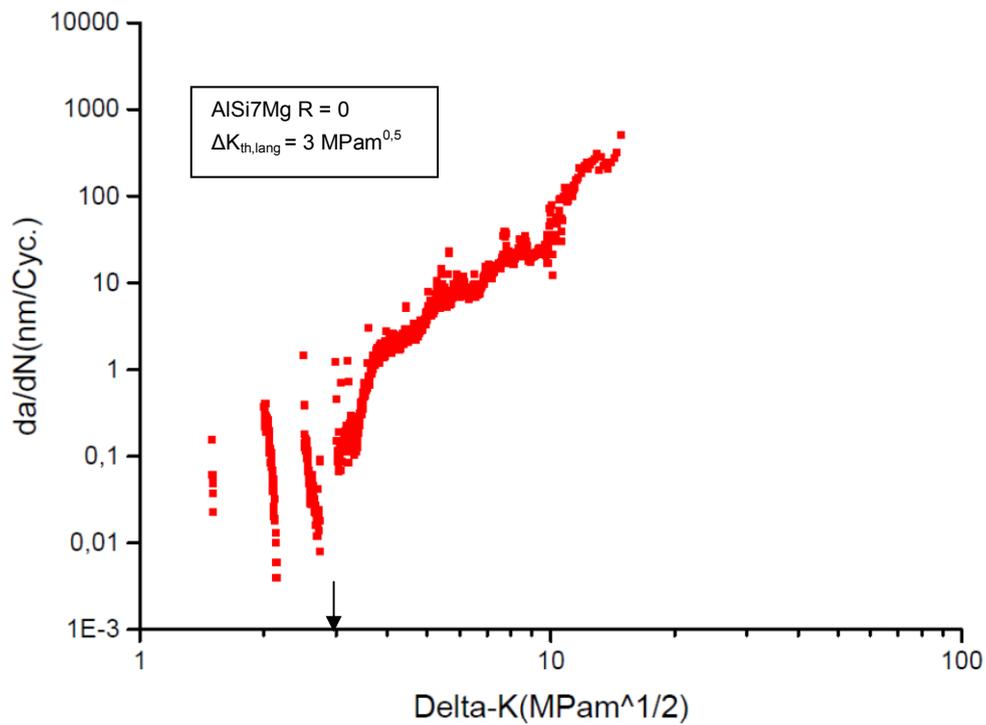


Abb. 8.6: Rissfortschrittskurve von AISi7Mg "KG-mittel" Probe 2b-2

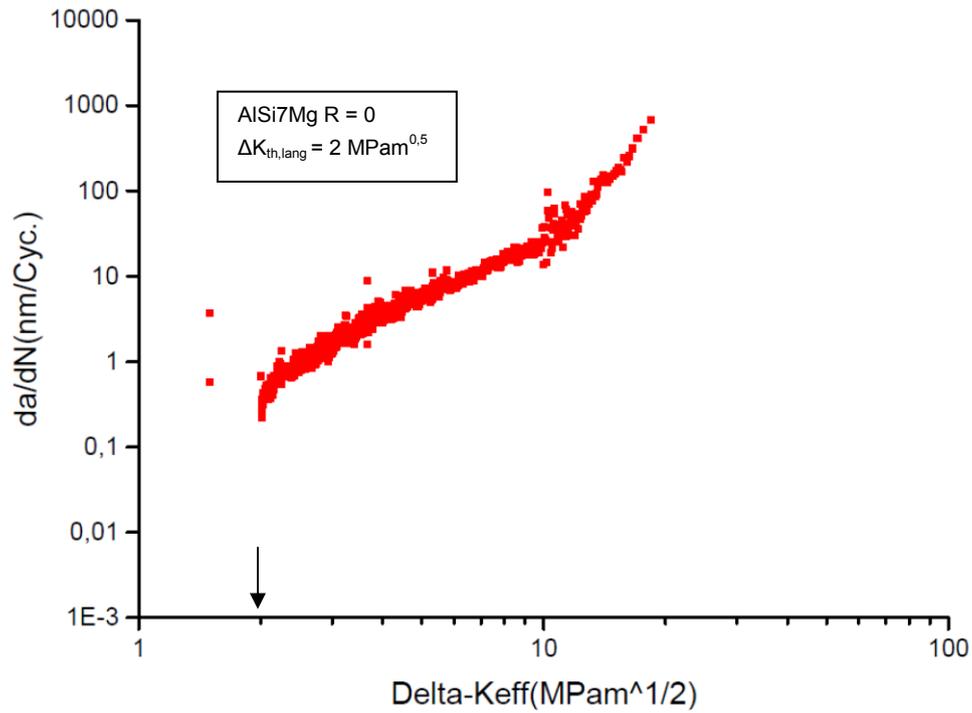


Abb. 8.7: Rissfortschrittskurve von AISi7Mg " KG-fein " Probe 3a

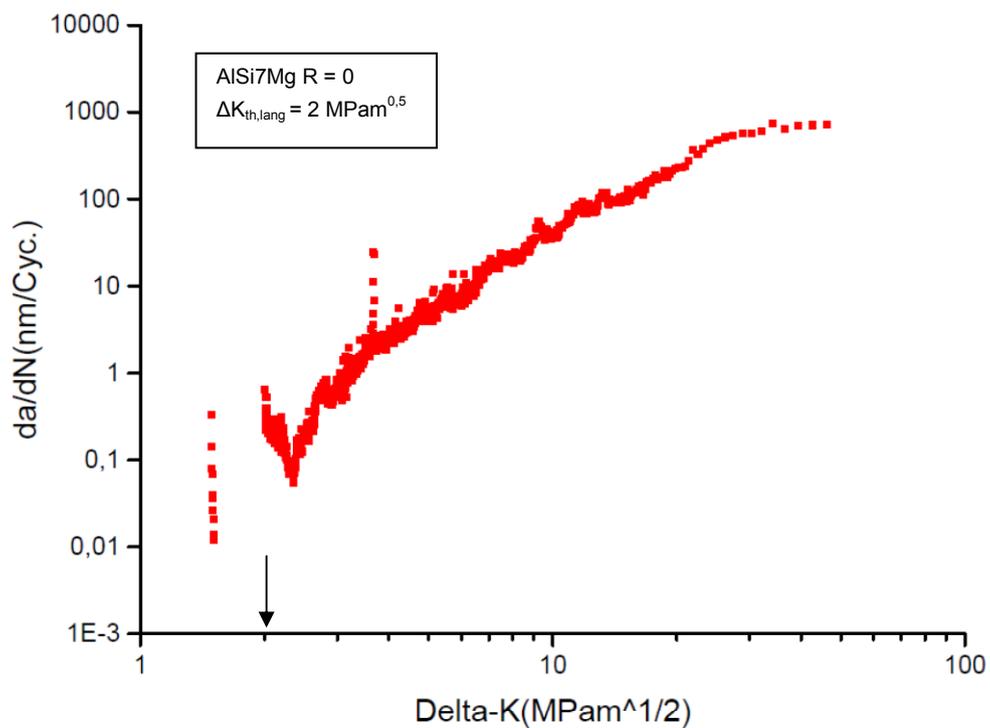


Abb. 8.8: Rissfortschrittskurve von AISi7Mg " KG-fein " Probe 3b-1

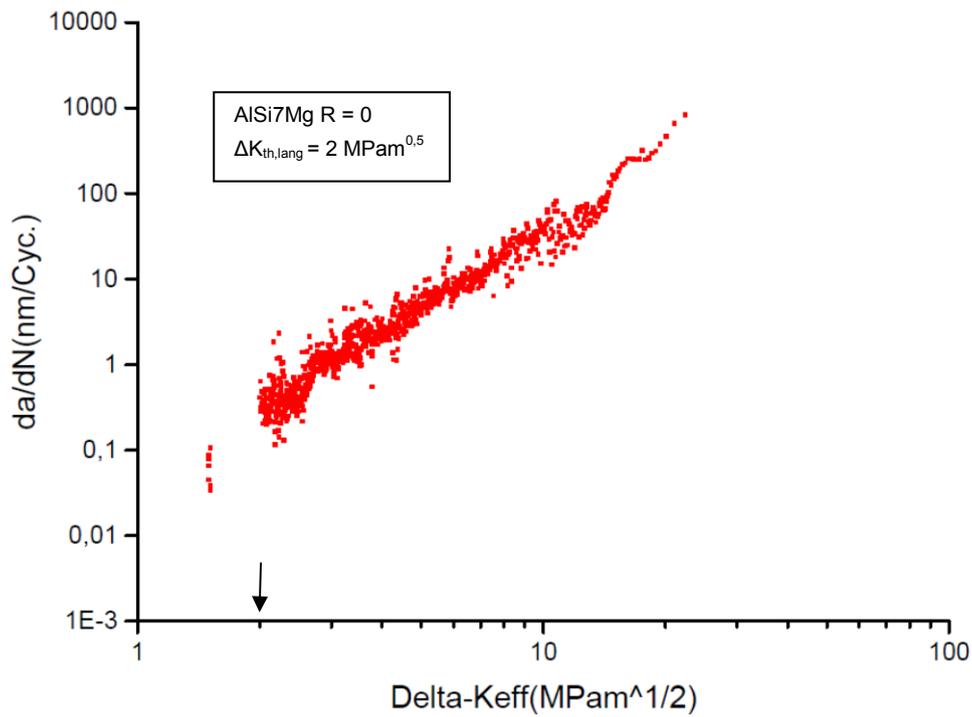


Abb. 8.9: Rissfortschrittskurve von AISi7Mg "KG-fein" Probe 3b-2

8.1.2. Versuchsergebnisse Von AISi10Mg (Einfluss des R-Wertes)

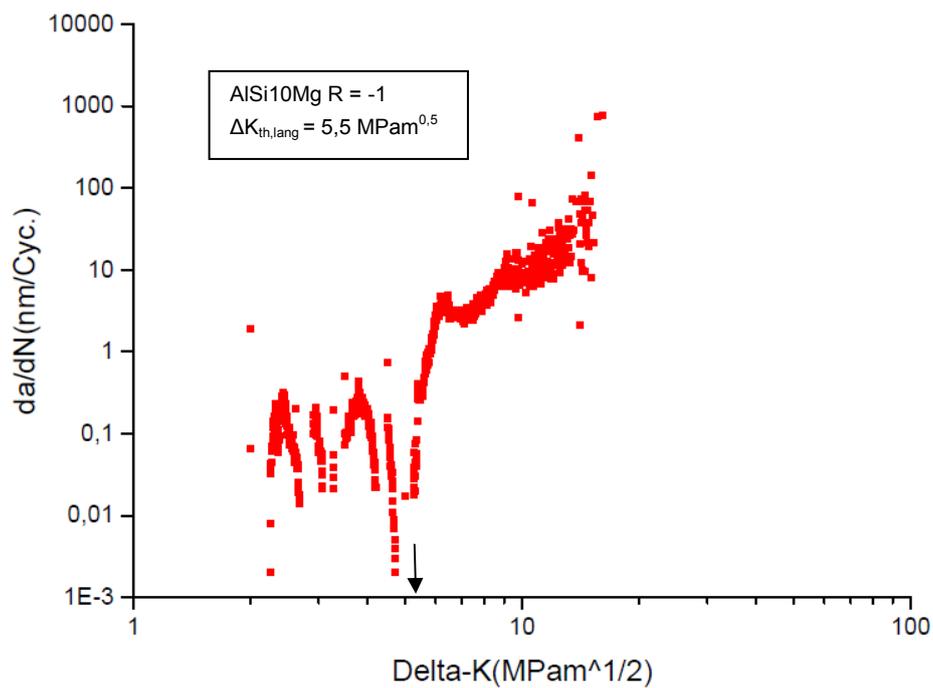


Abb. 8.10: Rissfortschrittskurve von AISi10Mg_R-1 Probe 2b-4

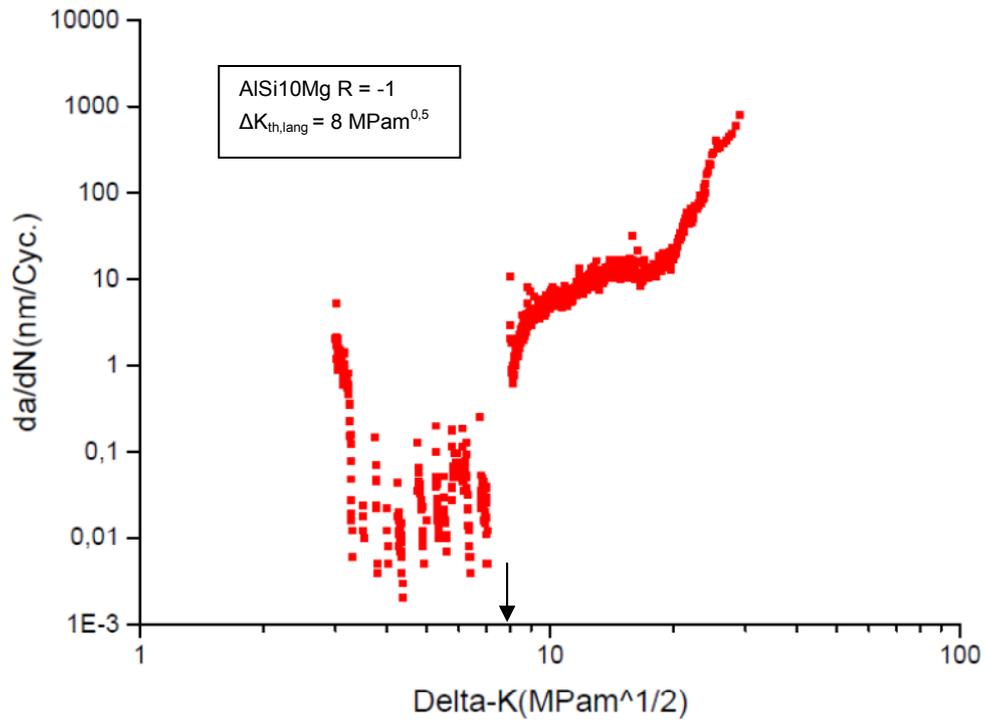


Abb. 8.11: Rissfortschrittskurve von AISi10Mg_R-1 Probe 2b-15

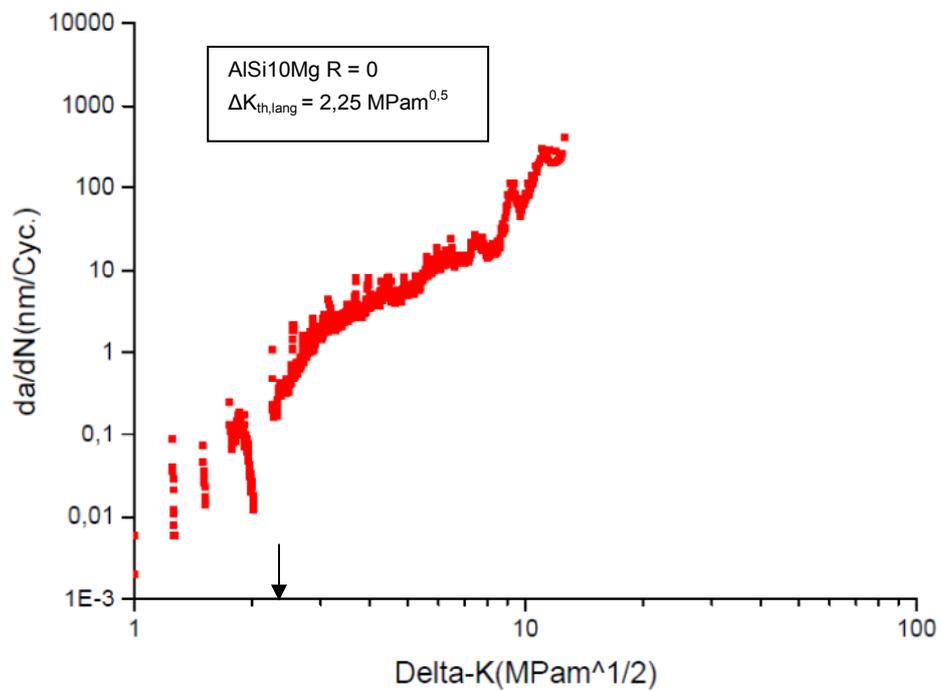


Abb. 8.12: Rissfortschrittskurve von AISi10Mg_R0 Probe 2b-13

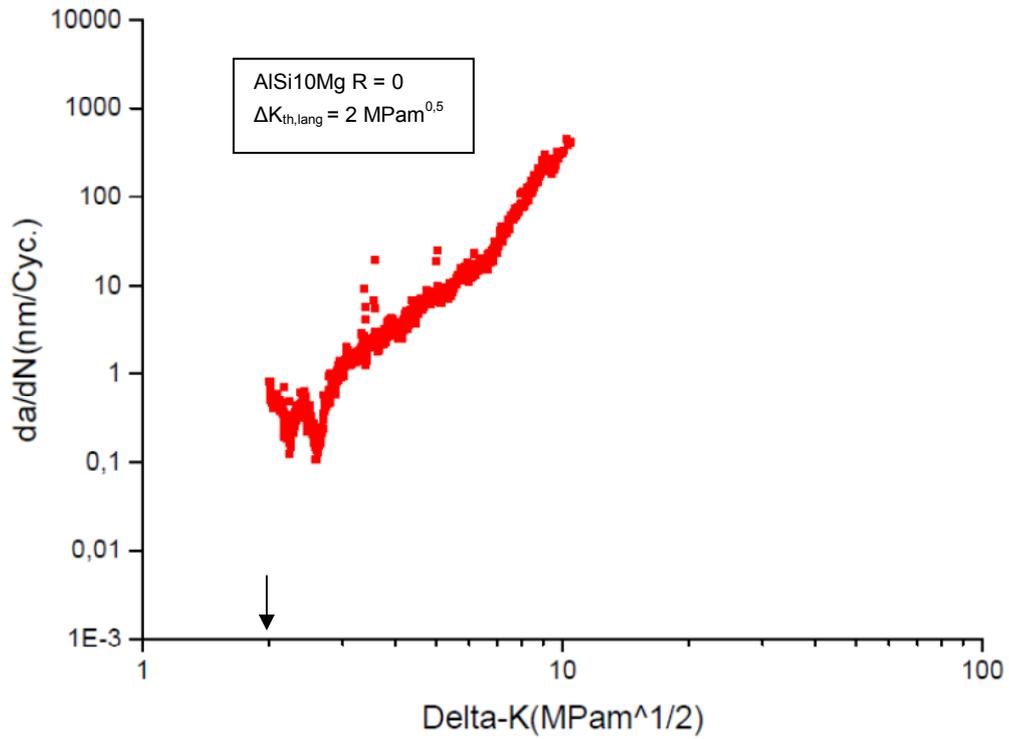


Abb. 8.13: Rissfortschrittskurve von AISi10Mg_R0 Probe 2b-5

8.2. Korngrößenbestimmung nach ASTM E112

Tabelle A: Korngrößenbestimmung

Auswertung der Korngröße nach dem Schnittlinienverfahren nach ASTM E112 - 13						
Probennummer:	Bildnummer	Anzahl der Schnittpunkte	Linien-gesamtweg [µm]	mittlere Schnittlänge [mm]	Grain size number M	Grain size number G
1a	53805_01_1a	347	176456	509		
	53805_02_1a	385	176456	458		
	53805_03_1a	367	176456	481		
Mittelwert:				0,483	12,1	-1,2
1b	53805_04_1b	295	176456	598		
	53805_05_1b	245	176456	720		
	53805_06_1b	243	176456	726		
Mittelwert:				0,682	11,1	-2,2
2a	53805_07_2a	509	198188	389		
	53805_08_2b	533	198188	372		
Mittelwert:				0,381	12,8	-0,5
2b	53805_10_2b	542	198188	366		
	53805_11_2b	573	198188	346		
Mittelwert:				0,356	13,0	-0,3
3a	53805_14_3a	1131	264798	0,234	14,2	0,9
3b	53805_16_3b	1060	264798	0,250	14,0	0,7

Die Abbildung 1 zeigt die Positionen für die Korngrößenbestimmung. Um die Kornflächen für die Untersuchung sichtbar zu machen, wurden die sechs Proben elektrolytisch mittels einer „Barker“ Ätzlösung geätzt. Die Ergebnisse der Ätzungen sind in den Bildern 2 bis 13, die Ergebnisse der Korngrößenauswertung sind in der Tabelle A ersichtlich. Die Korngrößen Beziehungen nach ASTM E 112 sind in der Tabelle B ersichtlich.

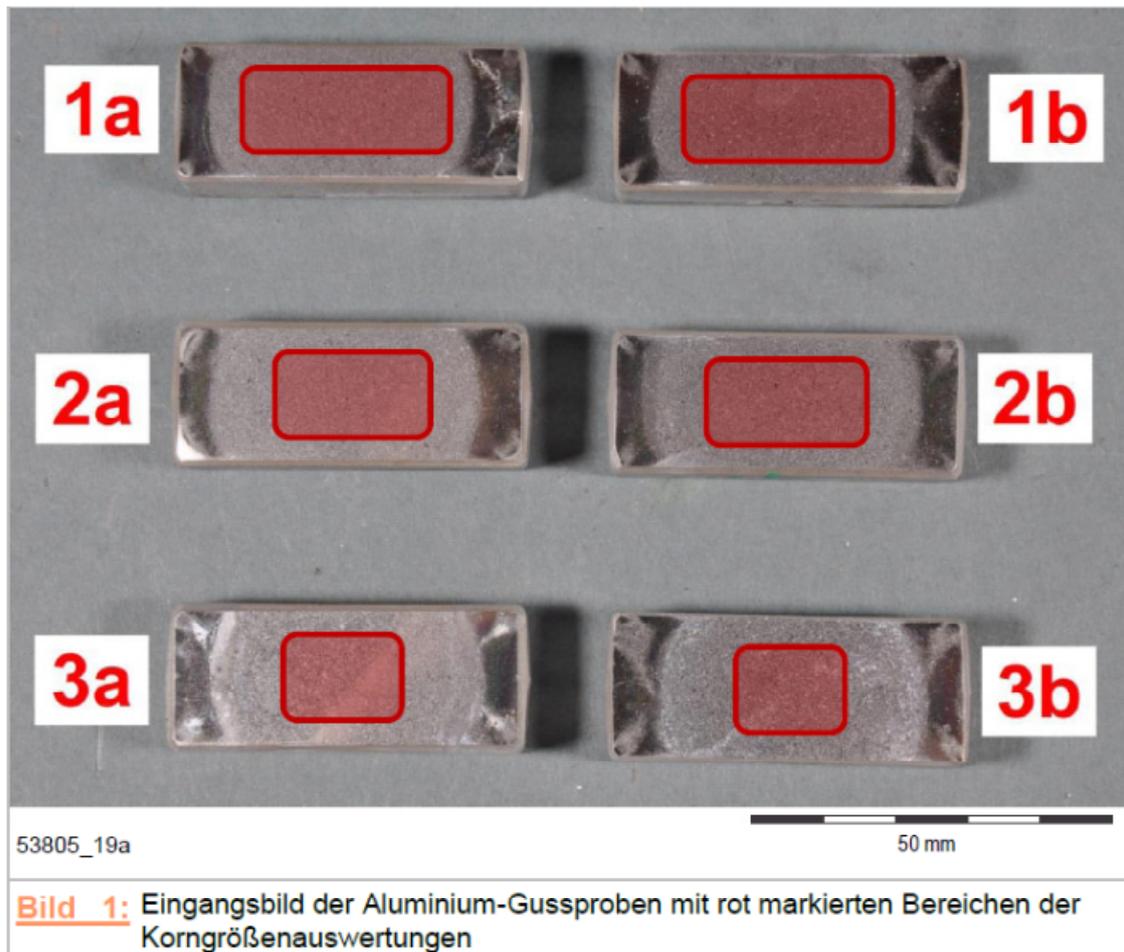
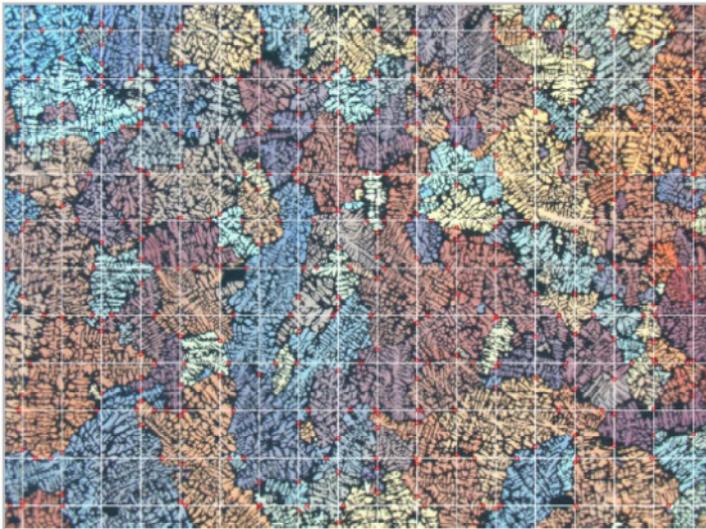


Tabelle B: Korngrößen Beziehungen nach ASTM E 11

Grain Size No. G	\bar{N}_A Grains/Unit Area		\bar{A} Average Grain Area		\bar{d} Average Diameter		$\bar{\tau}$ Mean Intercept		\bar{N}_L
	No./in. ² at 100X	No./mm ² at 1X	mm ²	μm ²	mm	μm	mm	μm	No./mm
00	0.25	3.88	0.2581	258064	0.5080	508.0	0.4525	452.5	2.21
0	0.50	7.75	0.1290	129032	0.3592	359.2	0.3200	320.0	3.12
0.5	0.71	10.96	0.0912	91239	0.3021	302.1	0.2691	269.1	3.72
1.0	1.00	15.50	0.0645	64516	0.2540	254.0	0.2263	226.3	4.42
1.5	1.41	21.92	0.0456	45620	0.2136	213.6	0.1903	190.3	5.26
2.0	2.00	31.00	0.0323	32258	0.1796	179.6	0.1600	160.0	6.25
2.5	2.83	43.84	0.0228	22810	0.1510	151.0	0.1345	134.5	7.43
3.0	4.00	62.00	0.0161	16129	0.1270	127.0	0.1131	113.1	8.84
3.5	5.66	87.68	0.0114	11405	0.1068	106.8	0.0951	95.1	10.51
4.0	8.00	124.00	0.00806	8065	0.0898	89.8	0.0800	80.0	12.50
4.5	11.31	175.36	0.00570	5703	0.0755	75.5	0.0673	67.3	14.87
5.0	16.00	248.00	0.00403	4032	0.0635	63.5	0.0566	56.6	17.68
5.5	22.63	350.73	0.00285	2851	0.0534	53.4	0.0476	47.6	21.02
6.0	32.00	496.00	0.00202	2016	0.0449	44.9	0.0400	40.0	25.00
6.5	45.25	701.45	0.00143	1426	0.0378	37.8	0.0336	33.6	29.73
7.0	64.00	992.00	0.00101	1008	0.0318	31.8	0.0283	28.3	35.36
7.5	90.51	1402.9	0.00071	713	0.0267	26.7	0.0238	23.8	42.04
8.0	128.00	1984.0	0.00050	504	0.0225	22.5	0.0200	20.0	50.00
8.5	181.02	2805.8	0.00036	356	0.0189	18.9	0.0168	16.8	59.46
9.0	256.00	3968.0	0.00025	252	0.0159	15.9	0.0141	14.1	70.71
9.5	362.04	5611.6	0.00018	178	0.0133	13.3	0.0119	11.9	84.09
10.0	512.00	7936.0	0.00013	126	0.0112	11.2	0.0100	10.0	100.0
10.5	724.08	11223.2	0.000089	89.1	0.0094	9.4	0.0084	8.4	118.9
11.0	1024.00	15872.0	0.000063	63.0	0.0079	7.9	0.0071	7.1	141.4
11.5	1448.15	22446.4	0.000045	44.6	0.0067	6.7	0.0060	5.9	168.2
12.0	2048.00	31744.1	0.000032	31.5	0.0056	5.6	0.0050	5.0	200.0
12.5	2896.31	44892.9	0.000022	22.3	0.0047	4.7	0.0042	4.2	237.8
13.0	4096.00	63488.1	0.000016	15.8	0.0040	4.0	0.0035	3.5	282.8
13.5	5792.62	89785.8	0.000011	11.1	0.0033	3.3	0.0030	3.0	336.4
14.0	8192.00	126976.3	0.000008	7.9	0.0028	2.8	0.0025	2.5	400.0



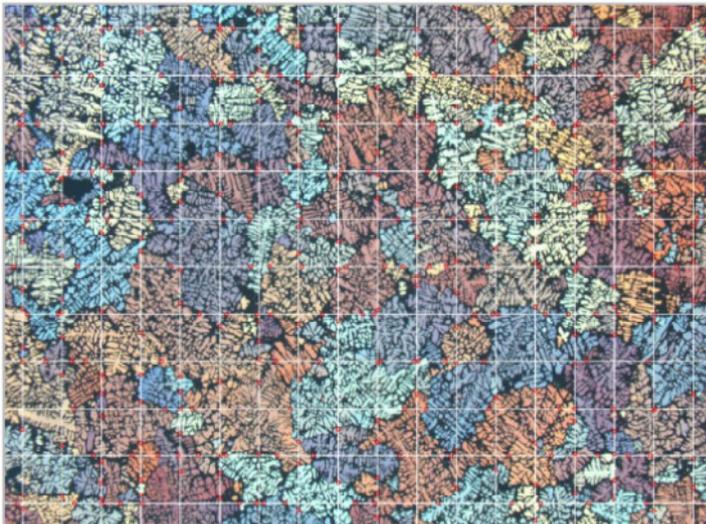
53805_01_1a

Barker

2 mm

Bild 2:

Korngrößenauswertung Probe 1a



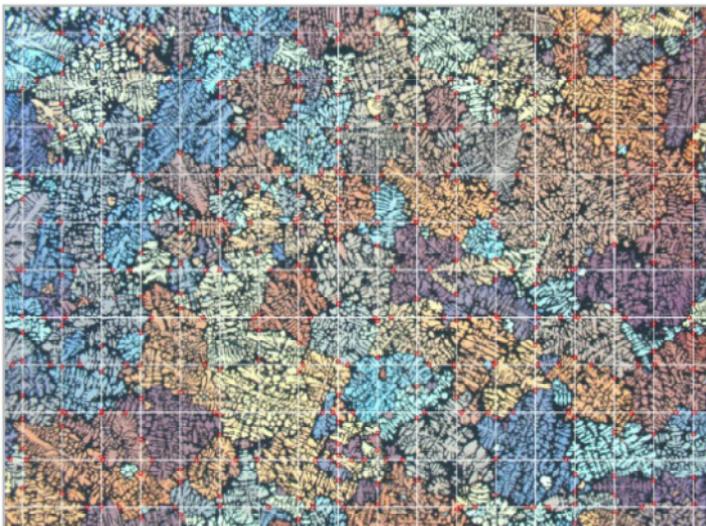
53805_02_1a

Barker

2 mm

Bild 3:

Korngrößenauswertung Probe 1a



53805_03_1a

Barker

2 mm

Bild 4:

Korngrößenauswertung Probe 1a

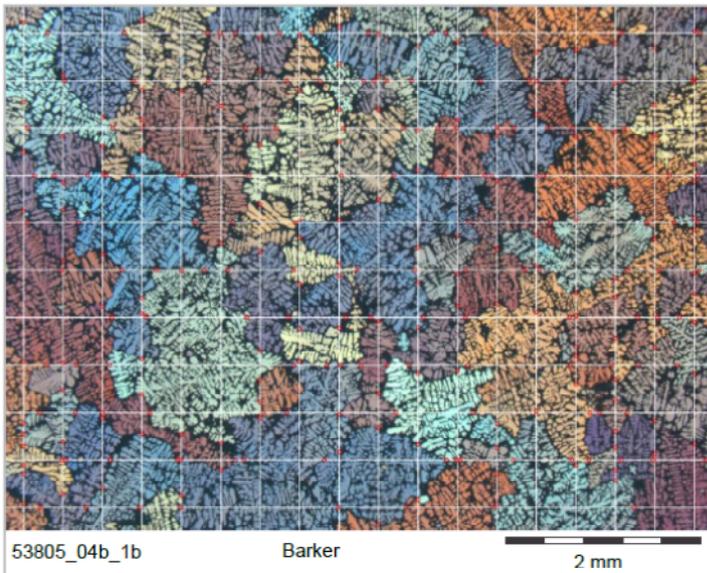


Bild 5:

Korngrößenbewertung Probe 1b

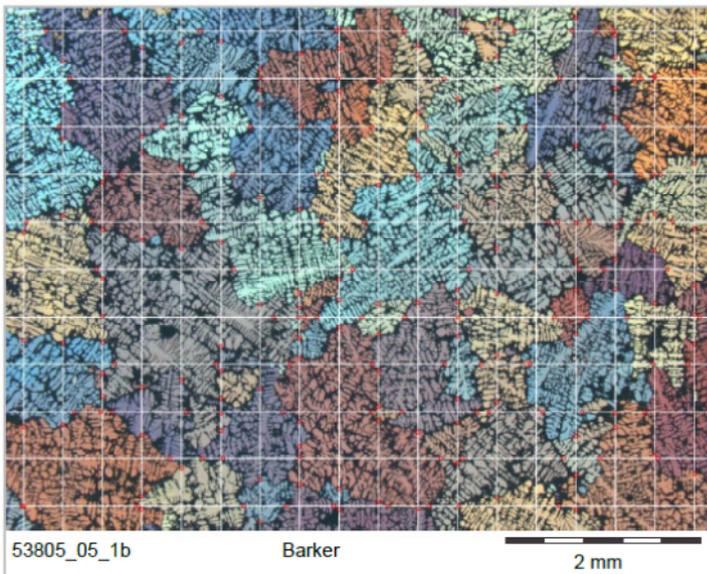


Bild 6:

Korngrößenbewertung Probe 1b

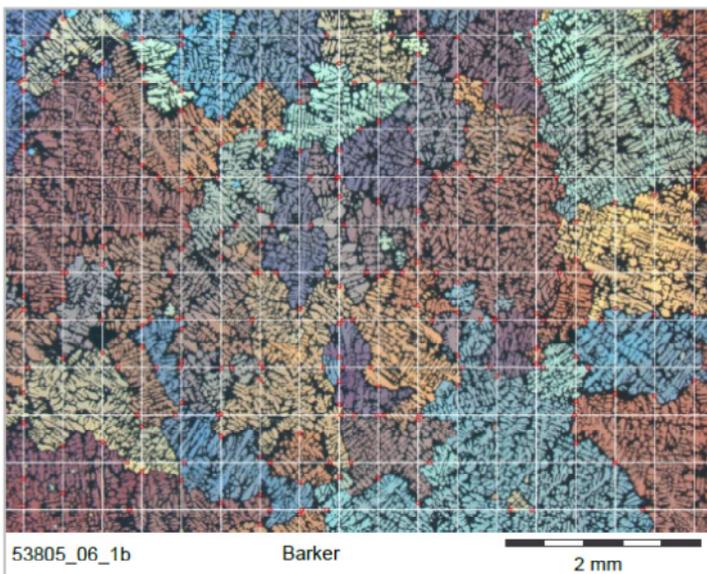


Bild 7:

Korngrößenbewertung Probe 1b

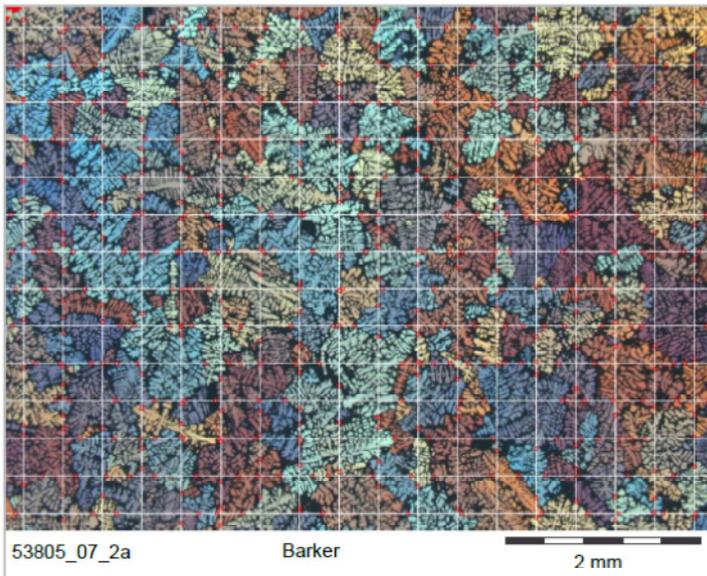


Bild 8:

Korngrößenauswertung Probe 2a

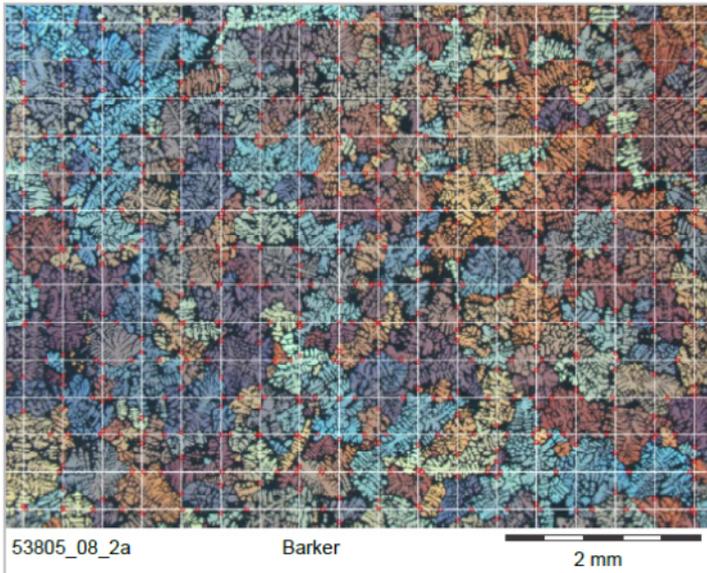


Bild 9:

Korngrößenauswertung Probe 2a

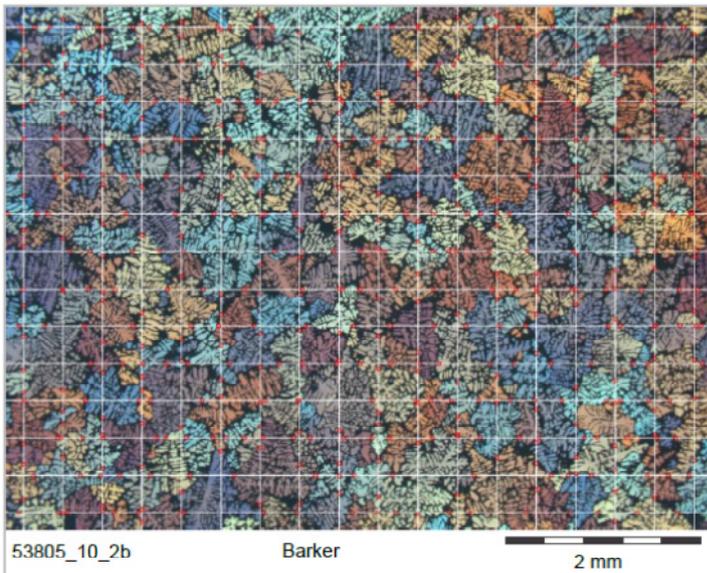


Bild 10:

Korngrößenauswertung Probe 2b

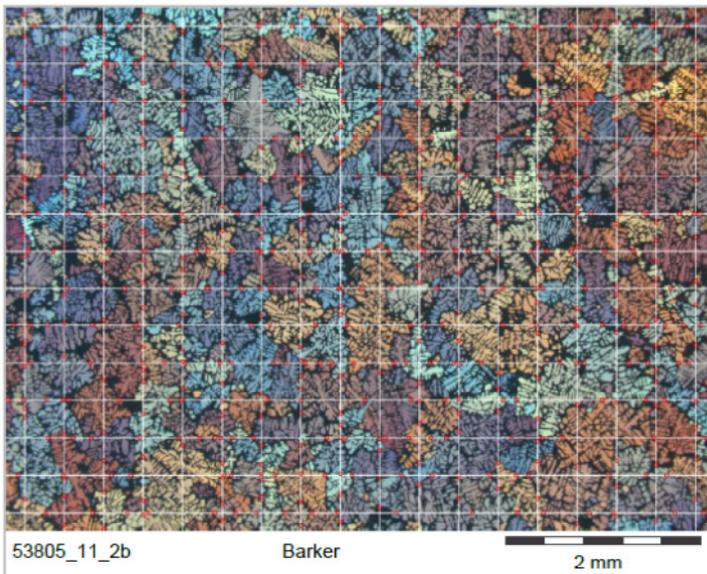


Bild 11:

Korngrößenauswertung Probe 2b

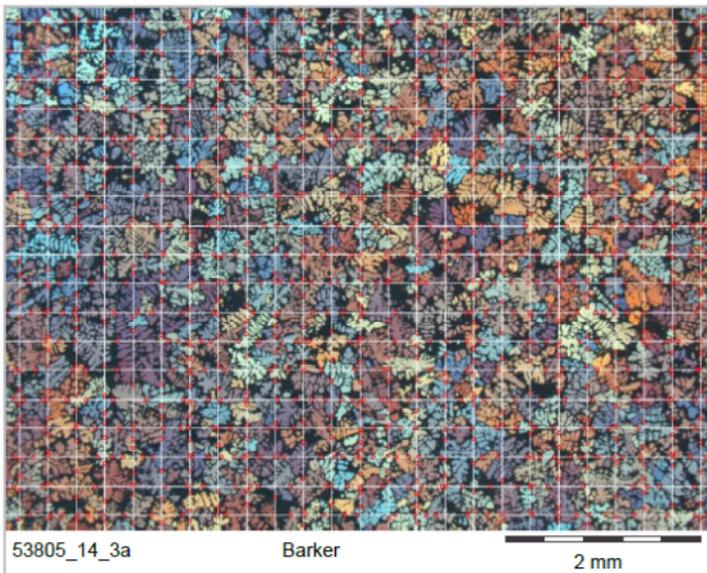


Bild 12:

Korngrößenauswertung Probe 3a

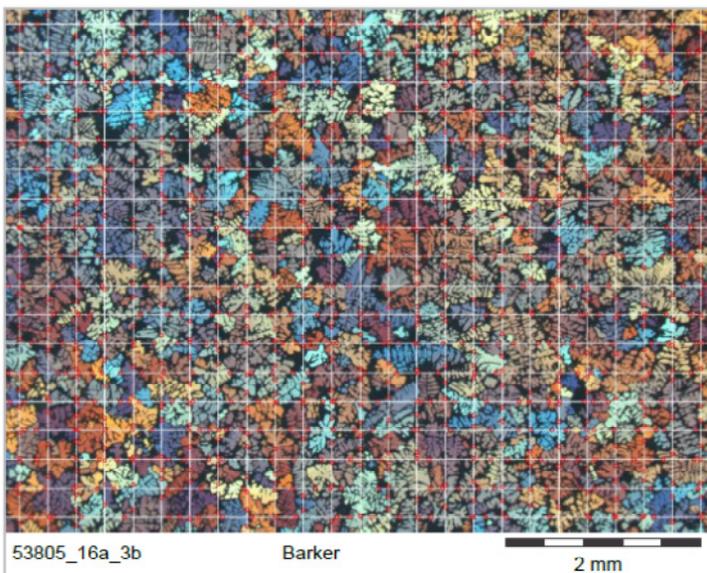


Bild 13:

Korngrößenauswertung Probe 3b

8.3. Zusammenhang zwischen mittleren Korndurchmesser und Korngröße G

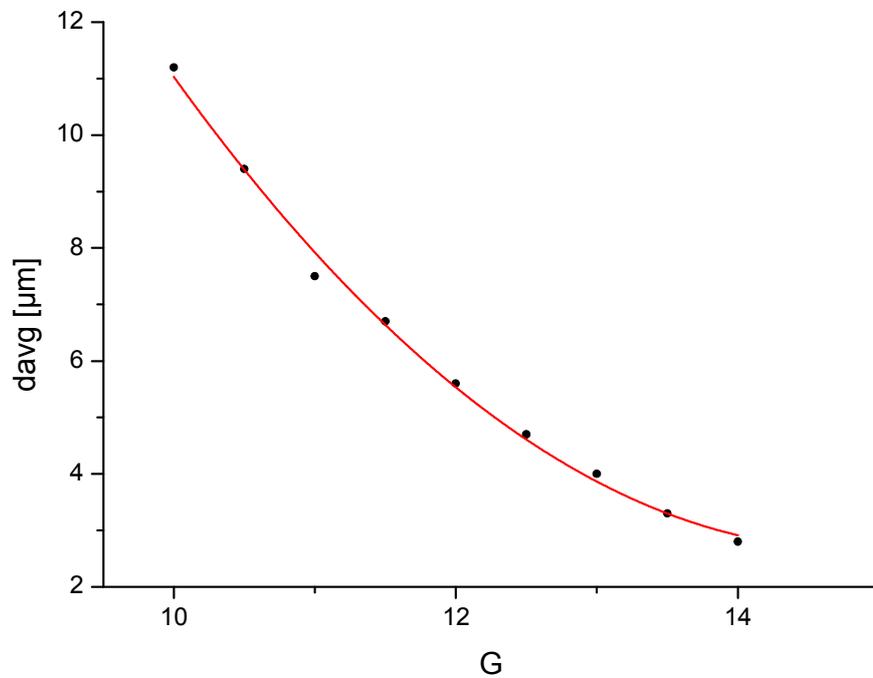


Abb. 8.14: Zusammenhang zwischen dem mittleren Durchmesser und Korngröße G