

Quantitative Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in Gradientenwerkstoffen

Vom Fachbereich Material- und Geowissenschaften
der Technischen Universität Darmstadt
zur Erlangung des Grades eines
Doktor Ingenieur (Dr.-Ing.)
genehmigte Dissertation

von

Dipl.-Ing. Bettina Burghardt
aus
Rüsselsheim

Referent:	Prof. Dr. H. E. Exner
Korreferent:	Prof. Dr. J. Rödel
Tag der Einreichung:	16. April 2002
Tag der mündlichen Prüfung:	28. Juni 2002

Darmstadt 2002

D 17

Inhaltsverzeichnis

1	Einleitung	6
2	Literaturübersicht	7
2.1	Beschreibung des Ermüdungsrisssausbreitungsverhaltens homogener Werkstoffe	7
2.2	Rissschließung	10
2.2.1	Plastizitätsinduzierte Rissschließung	11
2.2.2	Rauigkeitsinduzierte Rissschließung	14
2.3	Gefügeeinfluss auf das Rissausbreitungsverhalten	17
2.4	Gradientenwerkstoffe	19
2.4.1	Rissausbreitungsverhalten in Gradientenwerkstoffen	19
2.4.2	Herstellung von Gradientenwerkstoffen	21
2.5	Ausscheidungsverhalten von Aluminiumlegierungen	22
2.6	Gefügeeinstellung bei Titanlegierungen	23
3	Versuchsdurchführung	26
3.1	Herstellung und Charakterisierung eines Konzentrationsgradienten in Aluminiumlegierungen	26
3.2	Einstellung homogener und gradierter Gefüge an TIMETAL 1100	28
3.3	Ermüdungsversuche	30
3.4	Zugversuche	33
3.5	Untersuchung der Bruchflächen	34
4	Ermüdungsverhalten von Aluminiumlegierungen	36
4.1	Charakterisierung der gerichtet erstarrten Proben	36
4.1.1	AlCu	36
4.1.2	Aluminium 7050	39
4.2	Bruchflächen und Profile	43
4.3	Ermüdungsrisssausbreitung	48
4.4	Diskussion	51

5 Ermüdungsverhalten von TIMETAL1100	53
5.1 Charakterisierung des Gefüges und der Bruchflächen	53
5.1.1 Gefüge	53
5.1.2 Bruchflächen	55
5.1.3 Rissprofile und Rauigkeiten	60
5.2 Rauigkeitsinduzierte Risschließung	62
5.2.1 Homogene Gefüge	62
5.2.2 Gradientengefüge	65
5.2.3 Vereinfachung des Risschließmodells	67
5.3 Rissausbreitung	68
5.3.1 Homogene Gefüge	68
5.3.2 Verfahren zur Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in Gradientengefügen	71
5.4 Berechnung der effektiven Schwingbreite der Spannungsintensität	81
5.4.1 Homogene Gefüge	81
5.4.2 Gradientengefüge	83
5.5 Diskussion	84
5.5.1 Einfluss von Rekristallisationstemperatur und Verformungsgrad auf das Gefüge	84
5.5.2 Risschließmechanismus	86
5.5.3 Vergleich von Risschließmodellen	87
5.5.4 Rissausbreitungsgeschwindigkeiten in Gradientenwerkstoffen . . .	90
5.5.5 Effektive Rissausbreitungskurven	93
5.5.6 Grenzen der vorgestellten Methode zur Beschreibung des Rissaus- breitungsverhaltens in Gradientengefügen	94
6 Schlussfolgerungen	95
7 Zusammenfassung	96
Literaturverzeichnis	98

Symbol- und Abkürzungsverzeichnis

a	Risslänge
a_0	Abstand der Krafteinleitung vom Beginn des Gefügegradienten
b	Lamellenbreite
B	Lamellenpaketbreite
B_0	kleinste Lamellenpaketabmessungen
c	Parameter der Paris-Gleichung
c_i	Parameter c bei Lamellenpaketbreite B_i
da/dN	Rissausbreitungsgeschwindigkeit
E	Elastizitätsmodul
ΔF	Kraftamplitude
F_{cl}	Kraft bei Risschließung
ΔK	Schwingbreite der Spannungsintensität
ΔK_{eff}	effektive Schwingbreite der Spannungsintensität
K	Spannungsintensität
K_{cl}	Spannungsintensität bei Risschließung
K_{Ic}	Bruchzähigkeit
K_{max}	maximale Spannungsintensität
K_{op}	Spannungsintensität bei Rissöffnung
l	Abstand vom Gradientenbeginn

L	Lamellenlänge
m	Parameter der Paris-Gleichung, Steigung
m_i	Parameter m bei Lamellenpaketbreite B_i
N	Schwingspielzahl
R	Spannungsverhältnis
$R_{p0,2}$	Dehngrenze
r_p	plastische Zonengröße
$r_{p,EDZ}$	monotone plastische Zonengröße bei ebener Dehnung
$r_{p,ESZ}$	monotone plastische Zonengröße bei ebener Spannung
$r_{p,EDZ}^c$	zyklische plastische Zonengröße bei ebener Dehnung
$r_{p,ESZ}^c$	zyklische plastische Zonengröße bei ebener Spannung
S_H	Standardabweichung der Höhenverteilung
S_{H0}	S_H bei kleinster Lamellenpaketabmessung
S_θ	Standardabweichung der Winkelverteilung
Y	Geometriefaktor
ν	Querkontraktionszahl
σ_{\max}	maximale Spannung im Belastungszyklus
σ_{\min}	minimale Spannung im Belastungszyklus
θ	Auslenkwinkel des Risses
φ	Umformgrad

1 Einleitung

In homogenen Werkstoffen kann das Rißausbreitungsverhalten eines Gefüges mit einer einzigen Rissausbreitungskurve beschrieben werden. Bei Kenntnis dieser Rissausbreitungskurve eines homogenen Gefüges kann für beliebige Belastungen das Rissausbreitungsverhalten und die Lebensdauer eines Bauteils berechnet werden. Auch der Einfluss der Riss-schließung auf das Rissausbreitungsverhalten homogener Gefüge durch die Reduzierung der effektiven Schwingbreite der Spannungsintensität ist weitgehend geklärt.

In Gradientengefügen ist eine Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens nicht mit einer einzigen Rissausbreitungskurve möglich, da das Rissausbreitungsverhalten nicht nur von der anliegenden Belastung abhängig ist, sondern eine Funktion des Gefüges und somit der Risslänge ist. Aus diesem Grund erhält man für jede Belastung ΔF eine andere Rissausbreitungskurve. Der Schluss vom Rissausbreitungsverhalten bei einer Versuchsbedingung (ΔF , Anfangsrislänge, Probengeometrie) auf das Rissausbreitungsverhalten bei anderen Versuchsbedingungen ist hier nicht möglich. Es fehlt derzeit eine Methode zur universellen Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in Gradientenwerkstoffen.

Für Gradientenwerkstoffe ist über den Einfluss der Riss-schließung, die die Rissausbreitung erheblich beeinflussen kann, wenig bekannt. Offene Fragen sind, ob es aufgrund von unterschiedlicher Plastifizierung oder Rauigkeit entlang des Risspfades zu einem richtungsabhängigen Riss-schließverhalten kommt und damit ein richtungsabhängiges Rissausbreitungsverhalten hervorgerufen wird.

Ziel dieser Arbeit war es, eine Methode zur Beschreibung der Rissausbreitung in Gradientenwerkstoffen zu entwickeln, sowie die grundlegenden Phänomene der Riss-schließung in Gradientenwerkstoffen aufzuzeigen.

2 Literaturübersicht

Zunächst werden die bruchmechanischen Grundlagen zur Ermüdungsrisssausbreitung an homogenen Gefügen und die während der Risssausbreitung auftretenden Rissschließeffekte vorgestellt. In einem weiteren Abschnitt werden die Anwendbarkeit des Konzeptes der Spannungsintensität auf Gradientenwerkstoffe beleuchtet sowie ein Überblick über Methoden zur Herstellung von Gradientenwerkstoffen gegeben. Zur gezielten Untersuchung von rauigkeits- bzw. plastizitätsinduzierter Rissschließung werden die in dieser Arbeit verwendeten Werkstoffe und deren Möglichkeiten zur Gefügeeinstellung bzw. Aushärtung vorgestellt.

2.1 Beschreibung des Ermüdungsrisssausbreitungsverhaltens homogener Werkstoffe

Die Risssausbreitungsgeschwindigkeit lässt sich über einen großen Bereich der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK mit dem von Paris und Erdogan (1963) empirisch gefundenen Zusammenhang

$$da/dN = c(\Delta K)^m \quad (2.1)$$

mit den werkstoffabhängigen Konstanten c und m beschreiben. Die Schwingbreite der Spannungsintensität ist definiert als

$$\Delta K = \Delta F / (BW) \sqrt{\pi a} Y \quad (2.2)$$

wobei Y ein Geometriefaktor, in den das Verhältnis von Anrisslänge a zu Probengröße W eingeht, und B die Probenbreite ist. Abbildung 2.1 zeigt schematisch den Verlauf einer Risssausbreitungskurve, die sich in drei Bereiche einteilen lässt. Im Bereich I liegt der Schwellwert der Risssausbreitung ΔK_{th} . Unterhalb dieses Schwellwertes findet keine Risssausbreitung statt, oberhalb des Schwellwertes steigt die Risssausbreitungsgeschwindigkeit stark an. Im Bereich II besteht ein linearer Zusammenhang zwischen $\log da/dN$

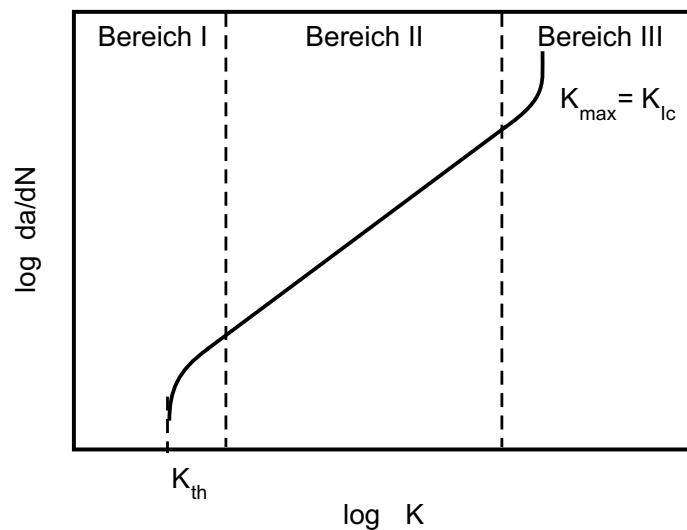


Abbildung 2.1: Schematische Darstellung einer Rissausbreitungskurve

und $\log \Delta K$, der durch die Paris-Gleichung (Gleichung 2.1) beschrieben wird. Bei Erreichen großer ΔK steigt die Rissausbreitungsgeschwindigkeit stark an (Bereich III), bei Erreichen der Bruchzähigkeit K_{Ic} versagt das Bauteil.

Eine experimentelle Bestimmung der Parameter c und m der Paris-Gleichung aus den Ergebnissen eines Rissausbreitungsversuches ist nicht durch einfache Anpassung der Gleichung 2.1 an die Ergebnisse möglich, da die gemessenen Geschwindigkeiten sehr stark streuen und Messwerte bei kleiner Rissausbreitungsgeschwindigkeit die Lebensdauer einer Probe mehr beeinflussen als die Messwerte bei großer Rissausbreitungsgeschwindigkeit. Eine Anpassung muss die Messpunkte bei kleinen Geschwindigkeiten stärker wichten als die Messpunkte großer Geschwindigkeiten (Broek (1989)). Aus diesem Grund führt eine Anpassung an die experimentell ermittelte Rissverlängerungskurve ($a - N$ -Kurve) über numerische Integration der Paris-Gleichung und Variation der Parameter c und m in einem iterativen Prozess zu einer besseren Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens als durch Anpassung an die Rissausbreitungskurve (Broek (1997), Broek (1989)).

Mit Hilfe der Rissausbreitungskurve ist es möglich, Rissverlängerungskurven bei anderer Belastung oder Probengeometrie zu berechnen. Hierzu ist es nötig, Gleichung 2.1 zu integrieren. Dies ist analytisch möglich, wenn der Geometriefaktor Y nahezu konstant bleibt. Im Fall der Compact-Tension-Probe trifft dies nicht zu, eine analytische Lösung ist hier nicht möglich (Suresh (1998)). Die numerische Integration erlaubt die Berechnung der Rissverlängerungskurven für beliebige Probengeometrie oder Belastung. Jones und James (1996) stellten eine Methode vor, bei der sie den Geometrie-

faktor Y für verschiedene Probengeometrien durch eine integrierbare Funktion, in die mehrere Konstanten und das Verhältnis von a/W eingehen, ersetzen. Sie finden hier im Vergleich zur numerischen Integration eine Abweichung des Geometriefaktors in Abhängigkeit von der Risslänge für eine CT-Probe von maximal 0,89 %. Dies führt in einer berechneten Rissverlängerungskurve bei 55000 Lastwechseln und einem Verhältnis von $a/W = 0,6$ zu einem Abweichen der Lastspielzahl von 2 %. Hierdurch ist es möglich die Paris-Gleichung für Probengeometrien, deren Geometriefaktoren nur numerisch integrierbar sind, auch analytisch zu integrieren.

Ermüdungsrissausbreitung erfolgt durch lokale zyklische Abgleitung unter Bildung von Ermüdungsgleitbändern, die durch Abscheren zur Bildung neuer Bruchflächen an der Risspitze führen. Bei niedrigem ΔK , bei dem die Größe der plastischen Zone im Bereich der Korngröße liegt, ist nur ein Gleitsystem aktiviert (Einfachgleitung), die Rissausbreitung erfolgt in Richtung dieses Gleitsystems (Tomkins (1979), Ravichandran et al. (1987b), Ravichandran et al. (1987a)). Auf der Bruchfläche entstehen hierbei planare Facetten, der Risspfad ist gezackt. Diese Art der Rissausbreitung wird kristallographische Rissausbreitung genannt, bei der es neben der Modus I-Verschiebung aufgrund der Aktivierung von nur einem Gleitsystem zu einer Modus II-Verschiebung an der Risspitze kommt. Bei Belastungen mit hohem ΔK , bei der die plastische Zone an der Risspitze nicht mehr auf ein Korn begrenzt ist, findet die Rissausbreitung abwechselnd oder gleichzeitig entlang zweier Gleitsysteme statt. Hierbei tritt nur eine Modus I-Verschiebung auf. Die Bruchflächen zeigen plastisch verformte Bereiche, der Risspfad verläuft eben. Diese Rissausbreitung wird nicht-kristallographische Rissausbreitung genannt.

Der Wechsel des Bruchmechanismus von kristallographischer zu nicht-kristallographischer Rissausbreitung ist von der Größe der plastischen Zone an der Risspitze abhängig (Hornbogen und Zum Gahr (1976)). Der Wechsel findet statt, wenn die mo-

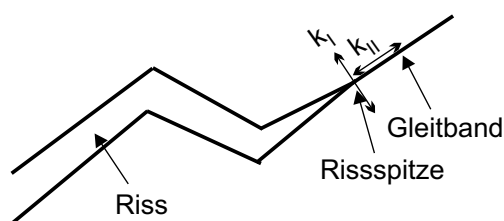
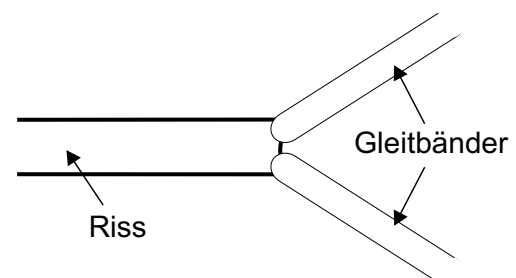
Abb. 2.2a niedriges ΔK Abb. 2.2b hohes ΔK

Abbildung 2.2: Gleitbänder an der Risspitze bei unterschiedlichen Belastungen

notone plastische Zonengröße oder die zyklische plastische Zonengröße die Größe der den Bruchmechanismus kontrollierenden Phase erreicht (Ritchie und Suresh (1982), Ravichandran et al. (1987a), Ravichandran (1990a), Yoder et al. (1980)). Diese kontrollierende Größe kann die α -Korngröße (Lindigkeit et al. (1979), Wang und Müller (1998c)), die Größe der Widmannstätten-Pakete (Yoder et al. (1976), Yoder et al. (1977), Yoder et al. (1978), Yoder et al. (1984)) oder die Lamellenbreite (Ravichandran und Dwarakadasa (1989), Wang und Müller (1998c)) sein.

2.2 Rissschließung

Ein Effekt, der vor allem bei niedrigen Spannungsverhältnissen auftritt, ist die Rissschließung. Hierbei kommt es vor Erreichen der Minimallast zu einem Berühren der Rissufer. Aus diesem Grund wirkt an der Risspitze nicht die gesamte Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK , sondern nur die effektive Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK_{eff} , die treibende Kraft für den Rissfortschritt wird vermindert. Die Spannungsintensität, bei der sich die beiden Rissufer gerade berühren, wird als K_{cl} (cl = closure) bzw. K_{op} (op = opening) bezeichnet. Die an der Risspitze wirkende Schwingbreite der Spannungsintensität wird als effektive Schwingbreite der Spannungsintensität bezeichnet und ist wie folgt definiert (Elber (1971)):

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{cl}} \quad (2.3)$$

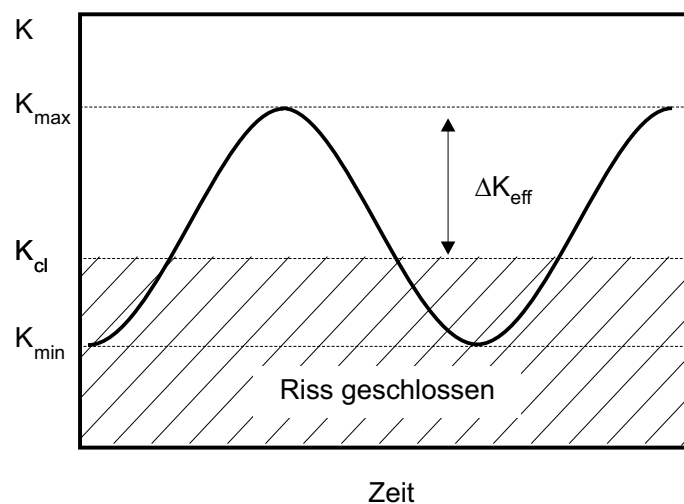


Abbildung 2.3: Schematische Darstellung der effektiven Schwingbreite der Spannungsintensität

Als Ursache für die Risschließung gelten plastische Verformung, Rauigkeit des Risspfades und Oxidationsprodukte auf dem Risspfad (Suresh und Ritchie (1982), Suresh und Ritchie (1983)). Die Mechanismen der plastizitäts- und der rauigkeitsinduzierten Risschließung werden in den Abschnitten 2.2.1 und 2.2.2 ausführlich beschrieben. Bei dem Risschließmechanismus, der durch Korrosionsprodukte im Risspfad verursacht wird, kommt es aufgrund des Vorhandenseins von Oxidschichten an den Rissflanken zu einem Berühren der Rissufer vor Erreichen der Minimallast. Dieser Mechanismus hängt stark vom Oxidationsverhalten des Werkstoffes und dem Umgebungsmedium ab. Er spielt nur eine Rolle im Bereich des Schwellwertes, bei dem die Rissöffnung sehr gering ist und der Riss nur langsam fortschreitet (Suresh et al. (1981)), oder bei hohen Temperaturen, bei denen sich dicke Oxidschichten bilden (Cotterill und Knott (1992)), deren Dicke in der Größenordnung der Rissöffnungsverschiebung liegt (Suresh und Ritchie (1982)). Weitere Gründe für Risschließung sind viskose Flüssigkeiten im Risspfad und Phasenumwandlungen wie z.B. durch Deformation induzierte Martensitumwandlung in austenitischem Stahl (Mei und Morris (1991), Mei und Morris (1990)) oder in partiell stabilisiertem Zirconia (Hoffman et al. (1996)), bei denen es zu einer Volumenänderung kommt. Diese treten allerdings im Vergleich zu den zuerst genannten nur selten auf. Meist wird die Risschließung nicht von einer einzigen Ursache ausgelöst, sondern es findet eine Überlagerung mehrerer Mechanismen statt. Die Risschließung kann je nach Mechanismus sowohl direkt an der Rissspitze stattfinden als auch weiter hinten im Risspfad seine Ursache haben. Der wirksame Risschließmechanismus ist abhängig von den Versuchsbedingungen und wird durch das Zusammenspiel von Gefüge, Umgebungseinfluss und Belastung beeinflusst (Suresh (1998)).

2.2.1 Plastizitätsinduzierte Risschließung

Plastizitätsinduzierte Risschließung wird durch plastische Verformungen im Risspfad verursacht, die vor Erreichen der Minimallast zu einem Berühren der Rissufer unmittelbar hinter der Rissspitze führen (Elber (1971)).

Eine größere plastische Zone an der Rissspitze führt zu größerer bleibender plastischer Verformung im Risspfad, wodurch die plastizitätsinduzierte Risschließung ansteigt (Putatunda (1988), Singh und Banerjee (1989)). Die Größe der plastischen Zone hängt von der Belastung, der Streckgrenze und dem Spannungszustand ab. Unter statischer Belastung wird die Größe der plastischen Zone beschrieben mit

$$r_p = b/(2\pi) \cdot (K/R_{p0,2})^2 \quad (2.4)$$

mit $b = 1$ für ebene Spannung und $b = 1/3$ für ebene Dehnung (Irwin (1960)).

Banks und Garlick (1984) erweitern dies, indem sie die Form der plastischen Zone in Abhängigkeit vom Winkel genauer beschreiben (Abb. 2.4). Für ebene Spannung (ESZ) gilt

$$r_{p,ESZ} = (1 + \cos \theta + 3/2 \sin^2 \theta)/(4\pi) \cdot (K_{\max}/R_{p0,2})^2 \quad (2.5)$$

und für ebene Dehnung (EDZ)

$$r_{p,EDZ} = [2(1 - 2\nu)^2(1 + \cos \theta) + 3 \sin^2 \theta]/(8\pi) \cdot (K_{\max}/R_{p0,2})^2 \quad (2.6)$$

Die zyklische plastische Zone bei einer zyklischen Belastung mit ΔK lässt sich beschreiben, indem $R_{p0,2}$ durch $2R_{p0,2}$ ersetzt wird (Rice (1967)). Hiermit folgt für ebene Spannung

$$r_{p,ESZ}^c = (1 + \cos \theta + 3/2 \sin^2 \theta)/(4\pi) \cdot (\Delta K/2R_{p0,2})^2 \quad (2.7)$$

und für ebene Dehnung

$$r_{p,EDZ}^c = [2(1 - 2\nu)^2(1 + \cos \theta) + 3 \sin^2 \theta]/(8\pi) \cdot (\Delta K/2R_{p0,2})^2 \quad (2.8)$$

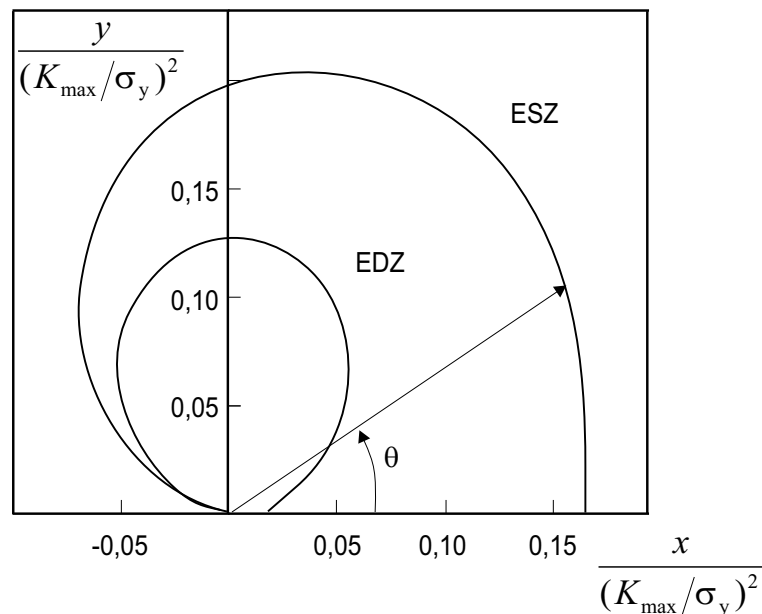


Abbildung 2.4: Plastische Zone

Die Risssschließung nimmt mit zunehmender Streckgrenze und abnehmender Bruchdehnung aufgrund von geringerer Plastifizierung im Risspfad ab (Putatunda (1988), Singh und Banerjee (1989)). LLorca und Sánchez Gálvez (1990) und Wu und Ellyin (1996) hingegen argumentieren, dass plastizitätsinduzierte Risssschließung durch bleibende plastische Verformung im Risspfad und bleibende Druckspannungen, die sich im Risspfad und an der Rissspitze bilden, verursacht wird. Bei ebener Spannung kommt es beim Entlasten zum Zusammendrücken der Rissufer. Bei einer höheren Dehngrenze führt dieses Aufeinandertreffen der Rissufer zu höheren Druckeigenstressungen, die eine höhere K_{cl} bewirken. Auch Wang (1997) machte eine ähnliche Beobachtung an verschiedenen globularen Titangefügen, die unterschiedliche Dehngrenzen aufweisen: Eine höhere Dehngrenze eines Materials führt zu größeren Druckspannungen, woraus ein höheres K_{cl} resultiert, trotz geringerer plastischer Verformung. Im Gegensatz hierzu kommt es bei ebener Dehnung beim Entlasten nicht zu einem Zusammendrücken des Risspfades, wodurch die Größe der Eigenstressung nahezu gleich für Materialien mit unterschiedlichen Dehngrenze ist (LLorca und Sánchez Gálvez (1990)). Experimentell besteht jedoch das Problem zwischen den beiden möglichen Einflüssen von plastischer Verformung im Risspfad und den Druckeigenstressungen auf K_{cl} zu unterscheiden (Davidson (1991)).

Da die jeweilige plastische Verformung im Risspfad in homogenen Gefügen durch die anliegende Belastung (ΔK bzw. K_{max}) bestimmt wird, nimmt bei Lastabsenkung (Load-Shedding) die plastische Verformung entlang des Risspfades ab. Der erste Kontakt der Rissufer erfolgt dann nicht unmittelbar hinter der Rissspitze, sondern weiter hinten im Bereich größerer plastischer Verformungen der vorhergehenden größeren Belastungen (James und Knott (1985), Hertzberg et al. (1988)). Dies führt bei nominell gleicher Belastung zu früherer Risssschließung als bei einer Versuchsdurchführung mit konstanter Belastung oder Belastungserhöhung. Die damit verbundene geringere Rissausbreitungsgeschwindigkeit ist Ursache für den Einfluss der Belastungsgeschichte auf Risssschließung und Rissausbreitung (Hertzberg et al. (1988), McClung (1991)). Wang (1997) untersuchte den Einfluss der Belastungsgeschichte bei plastizitätsinduzierter Risssschließung. Nach einem Load-Shedding-Prozess wurde anschließend die Schwingbreite der Spannungsintensität konstant gehalten. K_{cl} sank noch über eine Risslänge von 0,6 mm weiter ab, bis es einen konstanten Wert annahm. Auch bei einer sprunghaften Abnahme von ΔK stellte sich ein konstantes K_{cl} erst nach einem Rissfortschritt von 1,6 mm ein. Hier zeigt sich, dass der Einfluss der Belastungsgeschichte um so größer ist, je schneller die Lastabsenkung erfolgt (Wang (1997), Sheldon et al. (1999)).

2.2.2 Rauigkeitsinduzierte Risschließung

Rauigkeitsinduzierte Risschließung findet vor allem bei niedrigem ΔK und niedrigem Spannungsverhältnis statt, wenn infolge starker Ablenkung des Risses aus der Rissausbreitungsrichtung raue Bruchflächen vorliegen. Die starke Ablenkung des Risses ist auf kristallographischen Bruch zurückzuführen, der normalerweise bei niedrigen ΔK -Werten im Bereich des Schwellwertes der Rissausbreitung auftritt. Hierbei findet planare Gleitung statt (Abb. 2.2a)(Tomkins (1979), Ravichandran et al. (1987a)) und die minimalen Rissöffnungsverschiebungen an der Risspitze sind geringer als die Höhen der Rauigkeiten (Walker und Beevers (1979)). Erfolgt Rissausbreitung entlang von Gleitbändern, so ergibt sich an der Risspitze zusätzlich zu der Modus I-Komponente der Spannungsintensität eine Modus II-Schubkomponente (Bilby et al. (1977), Cottrell und Rice (1980), Suresh (1983), Suresh und Shih (1986)). Diese Schubkomponente verursacht eine Verschiebung der Rissflanken, die bei nicht vollständiger Reversibilität der Gleitung zu Fehlpassungen der Rissufer und damit zu einem vorzeitigen Kontakt der beiden Rissufer führt (Nowack et al. (1979), Halliday und Beevers (1981), Minakawa und McEvily (1981), Ritchie und Suresh (1982), Suresh und Ritchie (1982), Suresh et al. (1981), Suresh (1993)).

Die rauigkeitsinduzierte Risschließung wird stark durch das Gefüge beeinflusst. Mikrostrukturelle Parameter, die die Tendenz des Risses vergrößern, sich entlang einzelner Gleitbänder auszubreiten und die Gleitverschiebung zu steigern, erhöhen den Risschließeffekt und deswegen den Widerstand gegen Rissausbreitung bei niedrigem R -Wert.

Saxena und Radhakrishnan (1998a) untersuchten das Rissausbreitungs- und Risschließverhalten von unterschiedlichen Gefügen an einer $(\alpha - \beta)$ - Titanlegierung. Gefüge mit Widmannstätten-Struktur führt zu Bruchflächen mit Facetten, also kristallographischer Rissausbreitung. Die Bruchflächen zeigen große Unebenheiten, die große Rauigkeiten bedeuten und damit zu hoher Risschließung führen. In Duplexgefügen mit kleineren Gefügeabmessungen ist die Rauigkeit und damit die Risschließbelastung geringer.

Globulare Gefüge zeigen bei Ti-2.5Cu geringe Rauigkeiten. Abhängig vom Alterungszustand kann jedoch für Belastungen bei niedrigen ΔK kristallographische Rissausbreitung auftreten. Allerdings sind hier ebenfalls plastische Anteile in den Bruchflächen vorhanden, so dass es hier trotz Rauigkeiten nicht zu rauigkeitsinduzierter Risschließung kommt, da die Modus II-Verschiebung entlang der planaren Facetten durch die plastische Verformung behindert wird (Wang et al. (1998), Wang und Müller (1998a)).

Lamellare Gefüge zeigen bei den Legierungen Ti-2,5Cu und TIMETAL 1100 unabhängig von der Belastung ΔK überwiegend rauigkeitsinduzierte Rissschließung. Wang und Müller (1998b) zeigten, dass die Korngröße die Rauigkeit in lamellaren Gefügen beeinflusst. In grob-lamellaren Gefügen entstehen größere Rauigkeiten als in feinelamellaren Gefügen. Die Rauigkeit ist unabhängig von der Belastung, sofern der Bruchmechanismus sich nicht ändert. Eine höhere Rauigkeit führt bei gleicher Schwingbreite der Spannungsintensität zu einem höheren K_{cl} , ΔK_{eff} wird also erniedrigt. Bei rauigkeitsinduzierter Rissschließung wurde kein Einfluss der Belastungsgeschichte, wie er bei plastizitätsinduzierter Rissschließung auftritt, festgestellt.

Die rauigkeitsinduzierte Rissschließung wird hervorgerufen durch (A) niedrige ΔK , bei denen die plastische Zone kleiner ist als die Gefügeabmessungen (Korngröße, Lamellenbreite), (B) Rissöffnungsverschiebungen in der Größenordnung der Höhe der Rissablenkung, (C) Gefüge mit großen Körnern und scherbaren, kohärenten Ausscheidungen, die zu planarer, kristallographischer Rissausbreitung führen und durch (D) periodische Rissauslenkung verursacht durch Korngrenzen oder weitere Phasen (Suresh (1998)).

Einige quantitative Modelle zur Beschreibung der rauigkeitsinduzierten Rissschließung wurden entwickelt (Suresh und Ritchie (1982), Wasén et al. (1988), Ravichandran (1990b), Li et al. (1992b), Wang et al. (1998)). Suresh und Ritchie (1982) und Suresh (1985) stellen ein einfaches geometrisches Modell für rauigkeitsinduzierte Rissschließung vor. Sie zeigen, dass das Verhältnis K_{cl}/K_{max} eine Funktion der Rauigkeit des Risspfades und der Größe der Modus II-Verschiebung ist. In diesem Modell wird der Riss in Form eines zweidimensionalen Zickzack-Risspfades angenommen:

$$K_{cl} = \sqrt{\frac{2\gamma\chi}{1+2\gamma\chi}} K_{max} = \sqrt{\frac{\chi \tan \theta}{1+\chi \tan \theta}} K_{max} \quad (2.9)$$

mit γ als Maß für die Rauigkeit ($\gamma = h/w$, Höhe h und Breite w der Zacken) und χ als Verhältnis von u_I (bleibende Verschiebung in Richtung I) zu u_{II} (bleibende Verschiebung in Richtung II). LLorca (1992) fand, dass für rauigkeitsinduzierte Rissschließung der Winkel θ , um den der Riss ausgelenkt wird, die bestimmende Größe ist.

Wasén und Karlsson (1990) sehen in dem von Suresh vorgestellten Modell eine zu starke geometrische Vereinfachung des Risspfades, ferner vermissen sie einen Zusammenhang zu dem lokalen Gefüge. Sie vermuten, dass die statistische Natur der Rissausbreitung es möglich macht, eine Standardabweichung der Höhenverteilung S_H als ein Maß für die Rauigkeit eines Risspfades zu nehmen. Sie beschreiben den Risspfad mit

linearen Elementen mit einer mittlere Länge \bar{l} . Diese linearen Elemente sind um den Winkel θ , mit der Standardabweichung der Winkelverteilung S_θ , von der Rissausbreitungsrichtung ausgelenkt. Durch experimentelle Untersuchungen und Monte Carlo-Simulationen finden sie, dass S_H mit \bar{l} und S_θ wie folgt zusammenhängt:

$$S_H = 3,05 \cdot \bar{l} \cdot \sin S_\theta \quad (2.10)$$

Wasén et al. (1988) finden einen linearen Zusammenhang zwischen der Standardabweichung der Höhenverteilung und der Korngröße für ferritische Stähle. Es wird ein empirischer Zusammenhang zwischen K_{cl} und S_H vorgeschlagen:

$$K_{cl} = 0,0057 \cdot E \cdot S_H^{1/3} \quad (2.11)$$

mit K_{cl} in $\text{MPa m}^{1/2}$, E in GPa und S_H in μm . Mit diesem Zusammenhang zwischen K_{cl} und S_H können Wasén und Karlsson das Rissschließverhalten für ferritische Stähle, WC/Co-Legierung und Al-Legierungen, also Werkstoffe, die einen großen Bereich von unterschiedlichen E -Moduli abdecken, beschreiben (Wasén und Karlsson (1990), Wasén und Heier (1998)).

In diesem Modell wird im Gegensatz zu dem Modell von Suresh und Ritchie (1982) die aufgebrachte Belastung nicht berücksichtigt. Im Modell von Suresh und Ritchie (1982) hingegen wird nur die Winkelverteilung berücksichtigt, nicht jedoch die Höhenverteilung und somit auch nicht der Einfluss von unterschiedlichen Korngrößen bzw. Gefügen und damit auch nicht die daraus resultierenden Gleitlängen.

Wang et al. (1998) stellten ein Modell vor, dass sowohl die Belastung als auch die Standardabweichungen der Winkelverteilung S_θ sowie die Standardabweichung der Höhenverteilung S_H , damit also das zugrundeliegende Gefüge berücksichtigt:

$$K_{cl}^2 = \eta(1 - \nu^2) R_{p0,2} K_{\max} S_H^{1/2} \sin^{3/2} S_\theta \cos \frac{S_\theta}{2} \quad (2.12)$$

mit dem Fitparameter η , der Querkontraktionszahl ν und der Dehngrenze $R_{p0,2}$. Das Modell wurde jeweils an zwei lamellaren Gefügen der Titanlegierungen TIMETAL 1100 und Ti-2,5Cu überprüft.

Ravichandran (1990b) stellt ein theoretisches Modell über den Einfluss der Korngröße auf die raugkeitsinduzierte Rissschließung vor. Hier wird ein Riss, der sich entlang von planaren Gleitbändern ausbreitet und an Korngrenzen ablenkt, also ein idealisierter Zickzack-Riss, betrachtet. Hierin ist die effektive Gleitlänge l gleich der Korn-

größe bzw. einem Teiler der Korngröße.

$$K_{cl} = [28, 17(1 - \nu^2)\tau_{crss}^{hkl} R_{p0,2} \sin \theta \cdot l]^{1/2} \quad (2.13)$$

Auch dieses Modell basiert, wie das Modell von Wang et al. (1998), auf der Grundlage von Versetzungsbewegungen entlang von Gleitebenen, wobei hier die kritische resultierende Scherspannung τ_{crss} , die Gleitlänge l und der Winkel θ eingehen. Hier wird im Gegensatz zum Modell von Wang et al. (1998) nicht der Einfluss von K_{max} berücksichtigt. Der Vergleich der berechneten K_{cl} mit experimentellen Daten aus der Literatur für unterschiedliche Korngrößen zeigt jedoch große Abweichungen der berechneten von den experimentell ermittelten Daten.

Li et al. (1992a, 1992b) stellen ein geometrisches Modell auf, bei dem, im Gegensatz zu den anderen beschriebenen Modellen und der in der Literatur üblichen Ansicht zur rauigkeitsinduzierten Rissschließung (Nowack et al. (1979), Minakawa und McEvily (1981), Suresh und Ritchie (1982), Carlson und Beevers (1985)), die rauigkeitsinduzierte Rissschließung ohne Modus II-Verschiebung stattfindet.

Eine gegenseitige Beeinflussung von verschiedenen Rissschließmechanismen, wie der rauigkeitsinduzierten und plastizitätsinduzierten Rissschließung, wurden bisher kaum untersucht. Parry et al. (2000) haben ein numerisches Modell zum Einfluss der plastizitätsinduzierten und rauigkeitsinduzierten Rissschließung vorgestellt. Kim (2001) beschreibt das Rissschließverhalten der Legierung 7050 unter Berücksichtigung von rauigkeitsinduzierten und plastizitätsinduzierten Rissschließanteilen.

2.3 Gefügeeinfluss auf das Rissausbreitungsverhalten

Das Gefüge hat einen großen Einfluss auf das Rissausbreitungsverhalten eines Werkstoffes. Dieser Einfluss des Gefüges auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit ist in vielen Fällen auf eine Ablenkung des Risses aus der Rissausbreitungsrichtung zurückzuführen. Hierbei kommt es aufgrund der Auslenkung zu einer Verringerung der treibenden Kraft, da die wirkende Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK lokal an der Rissspitze in zwei Teile k_I und k_{II} aufgespalten wird (Abb. 2.2). Die treibende Kraft an der Rissspitze ist im Vergleich zu einem ebenen Riss vermindert (Bilby et al. (1977), Cotterell und Rice (1980), Suresh (1983), Suresh und Shih (1986), Suresh (1998)). Weitere Effekte, die durch Rissauslenkung auftreten, sind eine Verringerung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit aufgrund der Verlängerung des Risspfades sowie der Verringerung der treibenden Kraft durch das Auftreten der rauigkeitsinduzierten Rissschließung (Suresh (1998)).

Die Auslenkung des Risses aus der Rissausbreitungsrichtung wird durch den Bruchmechanismus beeinflusst. So zeigt eine Al-Cu-Li-Legierung in unterschiedlichen Alterungszuständen sehr unterschiedliche Rauigkeiten aufgrund unterschiedlicher Bruchmechanismen. Im Fall der Unteralterung, bei der die Matrix scherbare, kohärente Ausscheidungen enthält, wodurch Versetzungsbewegung auf ein Gleitsystem im Korn begrenzt ist, breitet sich der Riss von Korn zu Korn in Zickzack-Bewegung aus. Die Rauigkeit im unteralterten Zustand nimmt mit der Korngröße zu und führt damit zu höheren Riss-schließeffekten (Gray et al. (1983), Carter et al. (1984), Jata und Vasudevan (1998)). Bei Überalterung derselben Legierung kommt es aufgrund von inkohärenten Ausscheidungen zur Aktivierung mehrerer Gleitsysteme (Orowan-Mechanismus) und damit zu ebener Rissausbreitung (Blankenship und Starke (1991), Starke und Williams (1989)). Unteralterung führt im Vergleich zur Überalterung bei gleicher Streckgrenze zu langsamerer Rissausbreitung. Dies wird sowohl durch die Rissauslenkung und die damit verbundene Verminderung der treibenden Kraft und die Verlängerung der Risslänge durch die Rissauslenkung als auch durch die aufgrund der größeren Rauigkeit stärkeren rauigkeitsinduzierten Riss-schließung verursacht.

In Titanlegierungen wird der Bruchmechanismus durch das Gefüge (Ravichandran (1990b), Ravichandran und Banerjee (1990), Franz et al. (1994)) und durch die Schwingbreite der Spannungsintensität beeinflusst (Park und Margolin (1984), Yoder et al. (1984)). Der Wechsel im Bruchmechanismus bei Belastungserhöhung führt zu unterschiedlichen Bruchflächen, die wiederum das Rissausbreitungsverhalten über Riss-schließeffekte und Rissverzweigung beeinflussen. Wang (1997) fand in lamellaren Gefügen in TIMETAL 1100 für feine und grobe ehemalige β -Körner stark ausgelenkte Risspfade bei niedrigen und hohen ΔK . Durch die Rauigkeiten im Risspfad (kristallographische Rissausbreitung) kommt es in lamellaren Gefügen auch bei hohen Belastungen ΔK zu rauigkeitsinduzierter Riss-schließung.

Titanlegierungen mit Duplexgefügen haben aufgrund ihrer feinen Körner einen hohen Widerstand gegen Anrissbildung und Mikrorissausbreitung, zeigen aber nur einen geringen Widerstand gegen Makrorissausbreitung. Im Gegensatz zu Duplexgefügen zeigen lamellare Gefüge einen hohen Widerstand gegen Makrorissausbreitung. In Titanlegierungen breitet sich ein Riss in lamellaren Gefügen langsamer aus als in globularen Gefügen, sowohl bei Raumtemperatur und Laborluft (Gregory und Wagner (1990), Wang (1997)) als auch bei 300 °C und Vakuum (Sarrazin et al. (1994)). In lamellaren Gefügen lenkt der Riss stärker aus als in globularen Gefügen, kann sich verzweigen und Sekundärrisse bilden. Der Riss breitet sich in lamellarem Gefüge für Belastungen bei niedrigen ΔK entlang der Basalebene (Sarrazin et al. (1994)), die senkrecht zur Lamellenachse steht (Shechtman und Eylon (1978)), bzw. längs zur Lamelle entlang der

prismatischen Ebene (Moody und Gerberich (1982)) aus (kristallographische Rissausbreitung). Der Riss wechselt in lamellarem Gefüge die Rissausbreitungsrichtung von Korn zu Korn bzw. von Lamellenpaket zu Lamellenpaket (Amateau et al. (1972), Eylon et al. (1976), Bowden und Starke (1984)). Unterschiede in den Gefügeabmessungen lamellarer Gefüge führen zu unterschiedlichem Rissausbreitungsverhalten. Steigende Lamellenbreiten bewirken ansteigende Rissausbreitungsgeschwindigkeiten (Rhodes et al. (1987)). Parallel zu Paketen angeordnete Lamellen führen zu schnellerer Rissausbreitung als in Gefügen mit Basketweave-Struktur (Eylon und Bania (1978), Cope et al. (1987)). Ansteigende Lamellenpaketgrößen bzw. ehemalige β -Korngröße bewirken eine Reduzierung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit (Yoder et al. (1978), Eylon (1979), Stycinski et al. (1994)). Für Proben mit einer Probendicke im Bereich der Lamellenpaketabmessungen wurde eine abfallende Rissausbreitungsgeschwindigkeit mit abnehmender Paketabmessung gefunden (Eylon und Bania (1978), Yoder und Eylon (1979)).

2.4 Gradientenwerkstoffe

2.4.1 Rissausbreitungsverhalten in Gradientenwerkstoffen

In der Literatur gibt es nur sehr wenige Angaben zu Untersuchungen zur Ermüdungsrissausbreitung in Gradientenwerkstoffen. Ein Problem, das die Untersuchung des Rissausbreitungsverhaltens in Gradientenwerkstoffen erschwert, ist, dass das Rissausbreitungsverhalten nicht nur eine Funktion der anliegenden Belastung, sondern zusätzlich eine Funktion des Gefüges und somit auch der Risslänge ist (Erdogan (1995a)). Dies hat zur Folge, dass zur Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in Gradientenwerkstoffen umfangreiche Versuche nötig sind. Es ist nicht möglich, wie bei homogenen Gefügen das Rissausbreitungsverhalten mit einer einzigen Rissausbreitungskurve zu beschreiben, da im Gradientengefüge abhängig von der Risslänge für jede Belastung sich der Rissausbreitungswiderstand ändert. Zwischen dem lokalen Rissausbreitungswiderstand und der Belastung gibt es jedoch keinen funktionalen Zusammenhang.

Die Rissausbreitung kann durch Gradierung auf zwei verschiedene Arten beeinflusst werden: Durch Reduktion der treibenden Kraft (z. B. Spannungsintensität) oder durch Erhöhung der Bruchzähigkeit oder des Rissausbreitungswiderstandes (Erdogan (1995b)).

In homogenen Werkstoffen ist die Spannungsintensität eine Funktion der Risslänge und der angelegten Belastung. Im Gegensatz hierzu ist die Spannungsintensität in Gradientengefügen zusätzlich abhängig vom lokalen E-Modul (Fett und Munz (1997), Fett

et al. (2000)). Aus diesem Grund wird die Methode der Gewichtsfunktionen benutzt, die Spannungsintensitäten für beliebige Spannungsverteilungen im Gradientenwerkstoff unter Berücksichtigung des lokalen E-Moduls zu berechnen. Diese Beeinflussung der Spannungsintensität tritt vor allem in Gradientenwerkstoffen auf, bei denen der E-Modul sich stark verändert, z. B. bei einem Übergang von Metall zu Keramik (Bleek et al. (1997), Bleek et al. (1998)).

Spannungsintensitätsfaktoren von Rissen in Gradientenwerkstoffen wurden von Erdogan und Mitarbeitern berechnet (Delale und Erdogan (1983), Erdogan (1995b), Erdogan und Wu (1997)). Grundsätzlich ist der lokale Spannungsintensitätsfaktor in Gradientenwerkstoffen höher als in homogenen Werkstoffen, wenn der E-Modul mit der Risslänge ansteigt und niedriger, wenn der E-Modul abfällt (Erdogan (1995b)). In Gradientenwerkstoffen, bei denen sich der E-Modul nur wenig oder überhaupt nicht ändert, können die Berechnungen der Spannungsintensitäten der homogenen Gefüge verwendet werden.

Experimentelle Untersuchungen zum Rissausbreitungsverhalten in Gradientenwerkstoffen mit Korngrößengradient bzw. Ausscheidungsgradient wurden von Berg et al. (1997, 1998), Berg und Wagner (1999) und Berg (2000) anhand von Dreipunktbiegeproben an den Titanlegierungen TIMETAL 1100 und Beta C untersucht. Die Gefügegradienten wurden hier durch Umform- und Wärmebehandlungen so eingestellt, dass der Werkstoff hinsichtlich Ermüdungseigenschaften und Bruchzähigkeit optimiert wurde. Sie zeigen, dass sich die Rauigkeit des Rissprofils entlang des Gradienten kontinuierlich ändert. In dem Bereich der Probe mit feinem Gefüge gleichen die Profile denen des homogenen feinen Gefüges, Entsprechendes wird im Bereich der Probe mit grobem Gefüge gefunden. Die Rissverlängerungskurve einer gradierten Dreipunktbiegeprobe liegt zwischen den Rissverlängerungskurven der homogenen Referenzgefüge. Von van Nguyen (1990) wurden Versuche zur Ermüdungsrissausbreitung an PM-Hartlegierungen mit einem gradierten Hartphasenanteil anhand von CT-Proben durchgeführt. Hier wurden Versuche bei verschiedenen, aber konstanten $\Delta K (R = 0, 2)$ durchgeführt. Man erhält hiermit eine Abhängigkeit der Rissausbreitungsgeschwindigkeit vom Hartphasenanteil. Aufgrund von starker Rissverzweigung streuen die Rissausbreitungsgeschwindigkeiten hier sehr stark, die Änderungen der Rissausbreitungsgeschwindigkeit entlang des Gradienten ist sehr gering.

Siber (1999) untersuchte das Rissausbreitungs- und Riss-schließverhalten eines durch gerichtete Erstarrung der Aluminiumlegierung 7475 hergestellten Konzentrationsgradienten. Hierbei wurde der durch den Konzentrationsgradienten resultierende Härtegradient durch Aushärtung deutlich gesteigert. Die Härte ändert sich entlang der Probe um den Faktor 5 und lässt sich durch die Wahl unterschiedlicher Auslagerungszeiten

verändern. Zugversuche zeigen, dass mit steigender Kupferkonzentration die Bruchdehnung abnimmt. Ermüdungsrissausbreitung an der gerichtet erstarrten Legierung 7475 führt bei Rissausbreitung aus Bereichen großer Härte in Bereiche mit niedriger Härte aufgrund der abnehmenden Härte zu zunehmender Risschließung bei Belastung mit konstanter Schwingbreite der Spannungsintensität. Hiermit verlangsamt sich die Rissausbreitungsgeschwindigkeit aufgrund der sinkenden effektiven Schwingbreite der Spannungsintensität (Siber et al. (1999)). Rasterelektronenmikroskopische Untersuchungen der Bruchflächen zur Klärung des auftretenden Risschließmechanismus wurden hier nicht durchgeführt.

2.4.2 Herstellung von Gradientenwerkstoffen

Zur Herstellung von Gradientenwerkstoffen gibt es eine große Anzahl an möglichen Wegen, die in den letzten Jahren entwickelt wurden. Eine Übersicht hierzu wird in Mortensen und Suresh (1995) und in Suresh und Mortensen (1998) gegeben. Zur Herstellung eines Korngrößengradienten über Umformung und anschließende Rekristallisation haben Blankenship et al. (1994) Untersuchungen an der Nickelbasis Superlegierung Rene'88 durchgeführt. Hier wird gezeigt, wie nach Pressen einer keilförmigen Probe und anschließender Rekristallisation sich je nach Umformgrad in der Probe unterschiedliche Korngrößen einstellen. Berg et al. (1997, 1998) und Berg (2000) stellen durch Walzen inhomogener Ausgangsgeometrien und anschließender Rekristallisation einen Korngrößengradienten an TIMETAL 1100 ein. Des Weiteren wird ein Ausscheidungsgradient in Beta C durch eine mechanische Oberflächenbehandlung und anschließende Warmauslagerung eingestellt (Berg und Wagner (1999)). Siber (1999) zeigt, wie durch unterschiedliche Erstarrungsgeschwindigkeiten und unterschiedliche Probengeometrien unterschiedliche Konzentrationsgradienten an verschiedenen binären und ternären Aluminiumlegierungen und der kommerziellen Legierung 7475 durch gerichtete Erstarrung eingestellt werden können. Der Verlauf dieser Makroseigerungen wird durch den von Scheil (1942) gefundenen Zusammenhang beschrieben:

$$c_s = k_0 c_0 (1 - f_s)^{1-k_0} \quad (2.14)$$

mit der Konzentration im Festkörper c_s , der Ausgangskonzentration c_0 , dem Volumenanteil des Festkörpers f_s und dem Gleichgewichtsseigerungskoeffizient k_0 . Neben der Simulation der durchgeführten Erstarrungsexperimente werden bei Siber (1999) auch mechanische Eigenschaften der gerichtet erstarrten Proben untersucht.

2.5 Ausscheidungsverhalten von Aluminiumlegierungen

Über den Ausscheidungszustand lässt sich der Bruchmechanismus und damit der Riss-schließmechanismus bei Ermüdungsrissausbreitung, wie in Abschnitt 2.2 beschrieben, beeinflussen.

Aushärtbare Legierungen unterscheiden sich von nichtaushärtbaren Legierungen dadurch, dass durch Zusatz von Legierungselementen die Löslichkeit der Legierungselemente im festen Aluminium mit steigender Temperatur zunimmt. Legierungselemente, die dieses Verhalten zeigen, sind Si, Cu, Mg und Zn. Trotz steigender Löslichkeit von Magnesium kann eine binäre Legierung mit Magnesium nicht ausgehärtet werden. Durch Zugabe weiterer Legierungselemente können sich jedoch intermetallische Phasen bilden, z. B. bei Zugabe von Si scheidet sich Mg_2Si oder bei Zugabe von Zn scheidet sich $MgZn_2$ aus, die diese Legierungen ausscheidungshärtbar machen. Abhängig von der Auslagerungstemperatur und -zeit bilden sich bei binären Al-Cu-Legierungen verschiedene Zwischenphasen, bevor sich die inkohärente Gleichgewichtsphase Al_2Cu ausscheidet (von Heimendahl und Wassermann(1962, 1963)). Das Ausscheidungsverhalten von Al-Cu-Legierungen wird von Silcock et al. (1953) und Hornbogen (1967a, 1967b, 1967c) für unterschiedliche Zusammensetzungen (0,5 bis 5 Gew. % Cu) und unterschiedliche Auslagerungstemperaturen und -zeiten untersucht. Die entstandenen Ausscheidungen werden mit Hilfe des Transmissionselektronenmikroskops untersucht. In Temperatur-Auslagerungszeit-Schaubildern wird für die verschiedenen Legierungszusammensetzungen das Ausscheidungsverhalten dargestellt (Hornbogen (1967c)). Die inkohärente Ausscheidungsphase bildet sich bei einer Auslagerung bei 300 °C nach einer Auslagerungszeit von 16 h für alle untersuchten Legierungszusammensetzungen. Je höher die Kupferkonzentration in der Legierung ist, umso früher bildet sich die Gleichgewichtsphase auch schon bei niedrigeren Temperaturen. Bei geringen Kupferkonzentrationen wird bei niedrigen Auslagerungstemperaturen die Bildung der Gleichgewichtsphase nach größeren Auslagerungszeiten beobachtet. Mit zunehmender Kupferkonzentration steigt die erreichbare maximale Härte bei der Auslagerung, was auf die feinverteilten kohärenten Zwischenstufen zurückzuführen ist. Mit steigender Auslagerungstemperatur und -zeit nimmt die Härte aufgrund der Bildung grober inkohärenter Teilchen ab.

Die Legierung 7050, die als Hauptlegierungselemente Zn, Mg und Cu enthält, bildet bei der Auslagerung zunächst eine Guinier-Preston-Zone und vor der Bildung der Gleichgewichtsphase eine weitere Zwischenstufe, die η' -Phase. Im überalterten Zustand liegt die $MgZn_2$ -Phase vor. Zur Überalterung wird eine zweistufige Wärmebehandlung durchgeführt. Zunächst wird nach der Homogenisierung die Probe bei 120 °C 24 h in

den Zustand maximaler Aushärtung gebracht und anschließend bei 190 °C 24 h überaltert (Lin und Yang (1998), Song et al. (1996)).

2.6 Gefügeeinstellung bei Titanlegierungen

Bei Titanlegierungen unterscheidet man je nach enthaltenen Legierungselementen zwischen α -, near- α -, ($\alpha + \beta$)-, metastabilen- β - und β -Titanlegierungen. α -stabilisierende Legierungselemente sind neben Aluminium auch Sauerstoff, Stickstoff und Kohlenstoff. Near- α -Legierungen enthalten im Vergleich zu α -Legierungen noch geringe Mengen an β -stabilisierenden Elementen (Molybdän, Vanadium, Tantal, Niob), so dass ein geringer β -Phasenanteil (<5 Vol.%) vorhanden ist. ($\alpha + \beta$)-Titanlegierungen enthalten 5 – 40 Vol.% β -Phase. Weitere Erhöhung der Anteile an β -stabilisierenden Elementen führt zu metastabilen β -Legierungen (bis 60 Vol.% α -Phase) und schließlich zu einphasigen β -Legierungen (Peters (1983), Peters (1988)).

Da in dieser Arbeit die near- α -Titanlegierung TIMETAL 1100 verwendet wird, werden im folgenden die Besonderheiten der near- α -Titanlegierungen, vor allem jedoch die der Legierung TIMETAL 1100 erläutert.

Die near- α -Titanlegierungen gehören zu den Ti-Hochtemperaturlegierungen. Hierbei erreichen die Legierungen TIMETAL 1100 und IMI 834 die höchsten maximalen Einsatztemperaturen von 600 °C. Die mechanischen Eigenschaften der warmfesten near- α -Titanlegierungen werden durch das Gefüge, vor allem durch die Größe und Anordnung der hexagonalen α -Phase und der kubisch raumzentrierten β -Phase, stark beeinflusst. Größe und Anordnung der beiden Phasen lässt sich durch eine thermomechanische Behandlung beeinflussen. Hierbei beeinflussen sowohl die Umform- bzw. Glüh-temperatur als auch die Abkühlgeschwindigkeit die Anordnung der beiden Phasen. Ein weiterer Faktor, der das Gefüge beeinflusst, ist der Umformgrad. Durch Variation dieser Parameter bei der thermomechanischen Behandlung kann das entstehende Gefüge in weiten Bereichen variiert werden. In near- α -Titanlegierungen lassen sich grundsätzlich drei verschiedene Gefüge erzeugen: lamellare, globulare und Duplexgefüge. Globulare und Duplexgefüge können nur durch eine im ($\alpha + \beta$)-Phasengebiet durchgeführte Umformung und anschließende Rekristallisation im Zweiphasengebiet erzeugt werden. Hierbei wird der Anteil der primären α -Phase durch die Glüh-temperatur während der Rekristallisation durch das Hebelgesetz bestimmt. Globulare Gefüge entstehen durch Abkühlen, wenn bei Raumtemperatur die β -Phase stabil ist. Duplexgefüge entstehen, wenn die β -Phase nicht bei Raumtemperatur stabil ist, durch Umwandlung dieser β -Phase in Lamellen. Höhere Abkühlgeschwindigkeiten führen zu sehr feinen Lamellen,

langsamerer Abkühlen zu groberen Lamellen.

Lamellare Gefüge erhält man durch Glühung oberhalb des β -Transus ($\sim 1000\text{ }^\circ\text{C}$) und anschließende Abkühlung. Die Lamellenlängen werden durch die ehemaligen β -Korngrößen begrenzt, die Lamellenbreiten und die Lamellenanordnung sind von der Abkühlgeschwindigkeit abhängig. Bei hohen Abkühlgeschwindigkeiten entsteht ein martensitisches Gefüge mit feinen Lamellen. Langsame Abkühlung führt zu groben Lamellen, die parallel zu Lamellenpaketen angeordnet sind. Lee und Nam (1999), Lee et al. (1999) und Lee et al. (2000) haben an TIMETAL 1100 ein lamellares Gefüge eingestellt, indem sie oberhalb der β -Transus-Temperatur bei $1020\text{ }^\circ\text{C}$ für 30 min geglüht und anschließend an Luft abgekühlt haben. Hierbei entstanden ehemalige β -Korngrößen von $180\text{ }\mu\text{m}$ und eine Lamellenbreite von $0,5\text{ }\mu\text{m}$. Sie variierten die Abkühlgeschwindigkeiten von 600 K/min zu 40 K/min , 6 K/min und 3 K/min und erreichten damit eine Zunahme der Lamellenbreiten von $0,5\text{ }\mu\text{m}$ zu $3,4\text{ }\mu\text{m}$, $5,3\text{ }\mu\text{m}$ bzw. $9,7\text{ }\mu\text{m}$. Ferner bestimmten sie die Zugfestigkeiten bei Raumtemperatur und $600\text{ }^\circ\text{C}$. Weinem (1997) untersuchte ebenfalls den Einfluss der Glühtemperatur und der Abkühlgeschwindigkeit auf das Gefüge und außerdem deren Einfluss auf die mechanischen Eigenschaften. Tertsch (1996) stellte Gefüge mit $150\text{ }\mu\text{m}$ ehemalige β -Korngröße und $3\text{ }\mu\text{m}$ Lamellenbreite durch Rekristallisation bei $1010\text{ }^\circ\text{C}$ und Luftabkühlung ein. Unabhängig von der Abkühlgeschwindigkeit wachsen die Lamellenpakete in unterschiedlicher Orientierung von den Korngrenzen in die Körner hinein, die Lamellenpakete reichen hier nicht von Korngrenze zu Korngrenze (Weinem (1997)).

Lamellare Gefüge enthalten im Gegensatz zu globularen bzw. Duplexgefügen um mehr als eine Größenordnung größere Körner, da das Kornwachstum bei der für feine Gefüge nötigen Rekristallisation im β -Phasengebiet nicht wie bei der Rekristallisation im Zweiphasengebiet durch eine zweite Phase behindert wird. Durch dieses Kornwachstum können Korngrößen von bis zu $1000\text{ }\mu\text{m}$ entstehen. Bei der Legierung TIMETAL 1100 wird im Gegensatz zu anderen near- α -Legierungen durch einen erhöhten Siliziumanteil bei Glühungen oberhalb des β -Transus das Kornwachstum durch ausgeschiedene Silizide ($(\text{Ti}, \text{Zr})_2\text{Si}$) behindert. Hierdurch können β -Korngrößen kleiner $100\text{ }\mu\text{m}$ bis hin zu $50\text{ }\mu\text{m}$ erreicht werden (Müller et al. (1999), Müller et al. (1998)). Das Temperaturintervall, in dem diese feinen Gefüge erzeugt werden können, ist auf ca. $40\text{ }^\circ\text{C}$ beschränkt, da sich die Silizide bei einer Temperatur von ca. $1040\text{ }^\circ\text{C}$ auflösen (Weinem et al. (1996)). Die β -Korngröße kann durch eine von Zener vorgeschlagene Gesetzmäßigkeit über die Größe und den Volumenanteil der Silizide beschrieben werden (Müller et al. (1998)).

In diesem Temperaturintervall ist es möglich feine lamellare Gefüge mit geringer Lamellenlänge einzustellen. Das lamellare Gefüge ermöglicht eine hohe Kriechbeständig-

keit, während die kleinen Körner die Duktilität und die Ermüdungseigenschaften verbessern. Da IMI 834 eine andere Legierungszusammensetzung hat, zeigt sie dieses Ausscheidungsverhalten nicht oberhalb des β -Transus. Bei dieser Legierung kommt es bei Glühung oberhalb des β -Transus zu rapidem Kornwachstum.

3 Versuchsdurchführung

3.1 Herstellung und Charakterisierung eines Konzentrationsgradienten in Aluminiumlegierungen

Ausgangsmaterial waren die Aluminium-Knetlegierung EN AW-7050 (Tabelle 3.1) sowie Aluminium (99.98%) und Kupfer (99.7%). Das Aluminium wurde aufgeschmolzen und durch Zugabe von Kupfer eine 4%ige Al-Cu-Legierung hergestellt. Die Schmelze der Al-Cu-Legierung sowie die Schmelze der Legierung 7050 wurden in eine zylinderförmige Stahkokille zu Stangen mit einem Durchmesser von 33 mm und einer Länge von 140 mm abgegossen. Diese wurden an einer Seite zu einem Konus mit einem Öffnungswinkel von 30 ° abgedreht. Jeder Stab wurde mit Grafitpapier umwickelt und in einem Quarzglas mit einem Innendurchmesser von 35 mm mit einem HF-Generator (TIG 10/300, Firma Hüttinger, Freiberg) induktiv über eine Länge von 75 mm aufgeschmolzen. Hierbei ragte der Konus am unteren Ende der Probe in ein Wasserbad. Abbildung 3.1 zeigt den Versuchsaufbau schematisch. Die Proben wurden anschließend mit einer Geschwindigkeit von 8 K/h auf 650 °C(Al-Cu) bzw. 480 °C (Legierung 7050) abgekühlt. Die Temperatur wurde über ein Thermoelement am oberen Ende der Probe gemessen und die Leistung des HF-Generators entsprechend geregelt.

Die Al-Cu-Proben wurden bei 535 °C 0,5 h homogenisiert und bei 190 °C bzw. 280 °C ausgelagert. Die Proben aus der Legierung 7050 wurden bei 460 °C 55 min homogenisiert und zunächst bei 120 °C für 24 h und anschließend bei 190 °C ausgelagert.

Die Härte nach Vickers wurde nach den einzelnen Auslagerungsschritten im Abstand von maximal 2 mm über die Probenlänge jeweils dreimal mit dem Härteprüfer der Fima

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr
0,12	0,15	2,0-2,6	0,1	1,9-2,6	0,04	5,7-6,7	0,06	0,08-0,15

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung der Aluminiumlegierung 7050 (Gew.%)

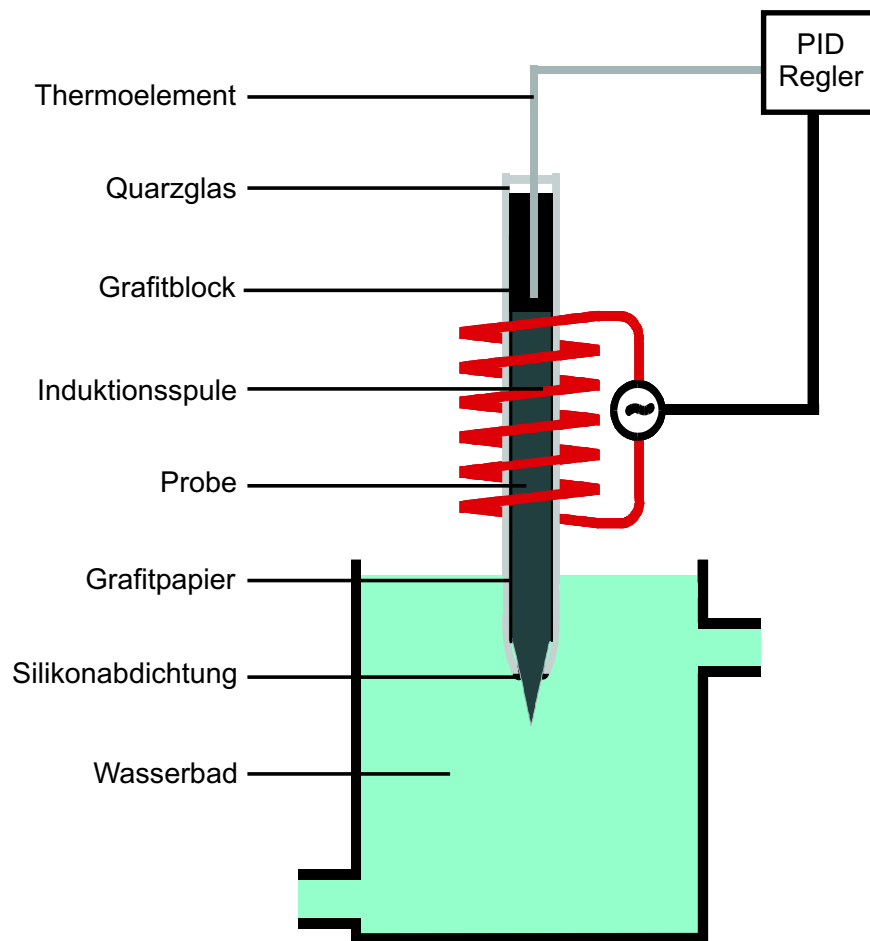


Abbildung 3.1: Probenaufbau zur gerichteten Erstarrung

LECO (M-400-G2) gemessen. Die Belastung von 1 kg wurde hierbei für 10 s gehalten. Proben zur Messung der Konzentrationsverläufe wurden den gerichtet erstarrten Stangen entnommen, indem parallel zur Längsachse ein Streifen abgetrennt und dieser mit SiC-Papier verschiedener Körnung (80 bis 2400) nass geschliffen und mit Diamantspray bis zu einer Körnung von $1\ \mu\text{m}$ poliert wurde. Die Konzentrationsmessungen erfolgten durch EDX-Messung (Voyager mit Germaniumdetektor, Korrekturprogramm der Firma Tracor) an einem Rasterelektronenmikroskop (Zeiss, DSM 962), indem schrittweise in Abständen von 2,3 mm bei 50facher Vergrößerung Bereiche von $2,3\ \text{mm} \times 1,8\ \text{mm}$ Fläche erfasst wurden. Im Bereich großer Konzentrationsänderung wurden kleinere Flächen ($1,2\ \text{mm} \times 1,8\ \text{mm}$) gemessen. Bei einer gerichtet erstarrten Al-Cu-Stange wurde der Konzentrationsverlauf sowohl nach dem Homogenisieren als auch nach der Alterung für 99 h bei $280\ ^\circ\text{C}$ gemessen, bei allen anderen Stangen erfolgte die Messung nur nach dem Homogenisieren.

3.2 Einstellung homogener und gradierter Gefüge an TIMETAL 1100

Ausgangsmaterial für die Untersuchungen waren Scheiben (Durchmesser: 200 mm, Dicke: 45 mm) aus der near- α Titanlegierung TIMETAL 1100 (nominelle Zusammensetzung siehe Tabelle 3.2). Aus den Scheiben wurden Quader (35 mm \times 40 mm \times 45 mm) und für die Erzeugung eines Verformungsgradienten geeignete Walzrohlinge (Abb. 3.2) für die thermomechanische Behandlung getrennt bzw. gefräst. Der Umformgrad in der Mitte des Walzrohlings ($\varphi = -0,8$) reichte aus, um durch Rekristallisation eine Korngröße kleiner als 100 μm einzustellen. Die Randbereiche des Rohlings sollten beim Walzen unverformt bleiben ($\varphi = 0$).

Al	Zr	Sn	Mo	Si	O	Ti
6,0	4,0	2,7	0,4	0,45	0,07	Rest

Tabelle 3.2: Nominelle Zusammensetzung von TIMETAL 1100 (Gew. %)

Um ein homogenes Ausgangsgefüge herzustellen, wurden die Proben vor dem Walzen 0,5 h bei 1060 $^{\circ}\text{C}$ gegläht und anschließend an Luft abgekühlt. Mit einer bei der Brandenburgischen Technischen Universität Cottbus bereitgestellten Walze wurden die Rohlinge im ($\alpha + \beta$) - Gebiet bei 940 $^{\circ}\text{C}$ (0,5 h Vorheizzeit) in 14 Stichen mit einem Umformgrad in der Probenmitte von jeweils -0,057 einsinnig auf eine Enddicke von 9 mm gewalzt. Zwischen den Stichen wurden die Proben durch eine zweiminütige Zwischenglühung wieder auf die Walztemperatur aufgeheizt. Die Proben wurden nach dem

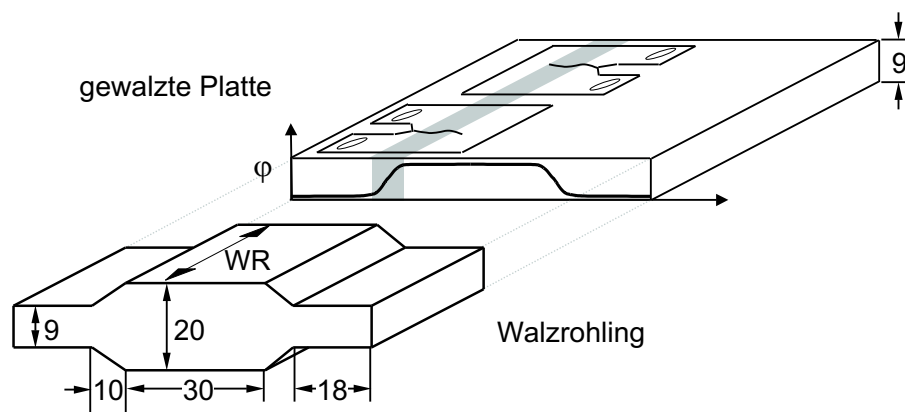


Abbildung 3.2: Walzrohling und gewalzte Platte

letzten Stich an Luft abgekühlt. Die Quader wurden zur Erzeugung homogener Deformation in 24 Stichen mit einem Umformgrad von jeweils -0,058 bis auf 9 mm entsprechend einem Gesamtumformgrad von -1,4 einsinnig ebenfalls mit Zwischenglühungen gewalzt.

Die Wärmebehandlung zur Rekristallisation erfolgte in einem Dreizonenrohrföfen (Gero, F100-500/3). Die drei Zonen wurden hier durch Eurothermregler (Typ 813) geregelt. Als Probenträger wurde ein Zylinder (Durchmesser 65 mm, Länge 50 mm) aus Didurit 150 (Didier) mit einer Aussparung für die quaderförmigen Proben verwendet. Die Temperaturen wurden mit Hilfe eines Mantelthermoelementes (Pt-10% Rh/Pt), welches an ein Messwerterfassungsgerät (Almemo 2290-8) mit interner Vergleichsstelle angeschlossen ist, gemessen und auf die gewünschten Temperaturen eingestellt. Glühversuche an homogen verformtem Probenmaterial wurden bei unterschiedlichen Rekristallisationstemperaturen und Abkühlgeschwindigkeiten durchgeführt. Die Rekristallisationsbedingungen sind in Tabelle 3.3 zusammengestellt.

Rekristallisationstemperatur °C	Abkühlgeschwindigkeit auf 800 °C K/min
1060	0,25
1060	1
1013	2
1013	3
1025	3

Tabelle 3.3: Wärmebehandlungen zur Gefügeeinstellung

Die Einstellung von Gefügegradienten erfolgte auf drei verschiedenen Wegen und zwar (1.) durch Rekristallisation des Probenmaterials mit Verformungsgradient 0,5 h bei 1015 °C im β -Phasengebiet, (2.) durch Rekristallisation von homogen verformtem Material in einem Temperaturgradienten von 1010 °C bis 1040 °C mit einer Länge von 40 mm 0,5 h und (3.) durch Rekristallisation von Material mit Verformungsgradient in einem Temperaturgradienten von 1012 °C bis 1025 °C mit einer Länge von 20 mm. Die Proben wurden so positioniert, dass der unverformte Bereich der Proben auf 1025 °C und der hochverformte Bereich auf 1012 °C aufgeheizt wurden. Die Proben wurden nach dem Aufheizen 0,5 h bei den eingestellten Temperaturen gehalten und anschließend mit 3 K/min in das ($\alpha + \beta$) - Gebiet bis auf 800 °C und weiter an Laborluft bis auf Raumtemperatur abgekühlt. Alle Proben wurden bei 650 °C 8 h lang ausgehärtet.

Als Referenzgefüge für das Ermüdungsverhalten und die mechanischen Eigenschaften wurden homogene Proben bei 1012 °C und bei 1025 °C geglüht und mit 3 K/min auf 800 °C abgekühlt. Zur Untersuchung des Ermüdungsverhaltens eines Gradienten-

gefüges wurde die oben beschriebene Umform- und Wärmebehandlung gewählt, bei der dem Deformations- ein Temperaturgradient überlagert wurde.

Zur lichtmikroskopischen Untersuchung wurden die Proben mit Caldofix Resin + Hardener eingebettet, mit SiC-Papier der Körnungen 180 bis 2400 nass geschliffen, mit einer Suspension bestehend aus 130 ml OPS (Struers), 20 ml H₂O₂, 0,5 ml HNO₃ und 0,25 ml HF poliert und mit Weck-Ätzmittel (2 g (NH₄)HF₂, 50 ml C₂H₅OH, 100 ml H₂O (destilliert)) ca. 10 s lang geätzt. Mit einem Lichtmikroskop (Olympus BX50) wurden unter polarisiertem Licht mit Hilfe des Programms Leica Qwin 500 die Breite und die Länge der Lamellen und der Lamellenpakete bestimmt. Entlang einer zu den Lamellen eines Lamellenpaketes senkrechten Linie der Länge L wurde die Anzahl n der Lamellen gezählt. Die Breite der Lamellen b ergibt sich aus:

$$b = L/n \quad (3.1)$$

Die Breite der Lamellenpakete B wurde durch Mittelung der Abmessungen eines Lamellenpaketes senkrecht zu den Lamellen und die Länge der Lamellen L durch Mittelung der Abmessungen entlang von Linien parallel zu den Lamellen über mindestens 50 Körner bestimmt.

3.3 Ermüdungsversuche

Die Probengeometrie der für die Ermüdungsversuche verwendeten Compact - Tension (CT) - Proben zeigt Abbildung 3.3, die Lage der Proben in den Gradienten zeigen die Abbildungen 3.2 und 3.4. Die Proben wurden aus den gerichtet erstarrten Stangen so entnommen, dass die Rissausbreitung im gleichen Konzentrationsbereich sowohl in Richtung steigender als auch fallender Konzentration untersucht werden konnten. Aus diesem Grund liegt der Rissausbreitungsbereich der CT-Proben aus den gerichtet erstarrten Aluminiumstangen nicht im Bereich der höchsten Konzentrationen.

Die Ermüdungsversuche wurden nach ASTM E 647 an einer rechnergesteuerten servohydraulischen Prüfmaschine von Schenk (PSB 40) bei Raumtemperatur in Laborluft durchgeführt. Die sinusförmige Belastung wurde kraftgesteuert mit einer Frequenz von 30 Hz und mit einem Spannungsverhältnis $R = \sigma_{\min}/\sigma_{\max}$ von 0,1 eingebracht. Die Risslängen wurden an einem Mikroskop mit einer 40fachen Vergrößerung und einer Genauigkeit von 0,01 mm auf beiden Seiten der Probe gemessen. Zur Erzeugung eines Anrisses wurde die Probe bei einem Spannungsverhältnis von $R = 0,1$ belastet, bis sich ein Anriss bildete und anschließend wurde die Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK stufenweise nach einer Rissverlängerung von jeweils 0,15 mm um 4%

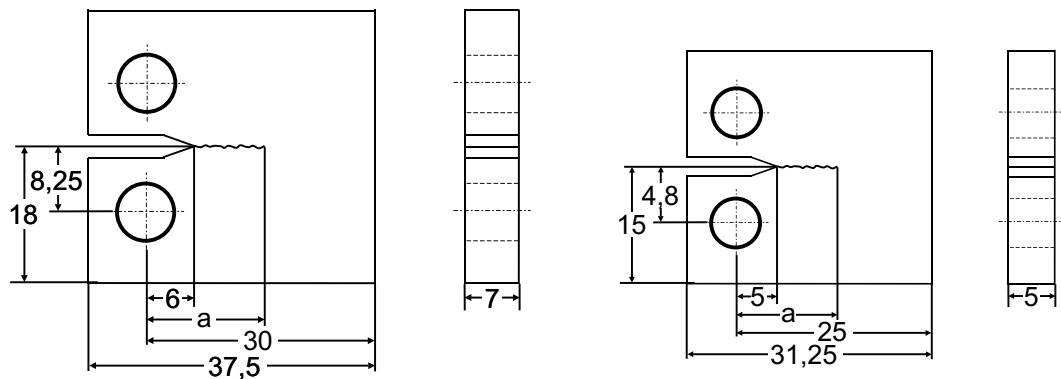


Abbildung 3.3: Probengeometrien der CT-Proben, links: TIMETAL 1100, rechts: Aluminiumlegierungen

abgesenkt. Dieser Load-Shedding-Prozess wurde durchgeführt, bis die Schwingbreite der Spannungsintensität die im anschließenden Versuch benötigt wurde (gradierte Proben), bzw. der Schwellwert (homogene Proben) erreicht war.

Das Rissausbreitungsverhalten der Al-Cu-Legierung wurde in zwei verschiedenen Alterungszuständen untersucht. Die Proben wurden für 20 h bei 280 °C bzw. für 144 h bei 190 °C überaltert. Die bei 280 °C überalterten Proben wurden bei konstantem $\Delta K = 7 \text{ MPa m}^{1/2}$ bzw. $2,75 \text{ MPa m}^{1/2}$, die bei 190 °C überalterten Proben bei

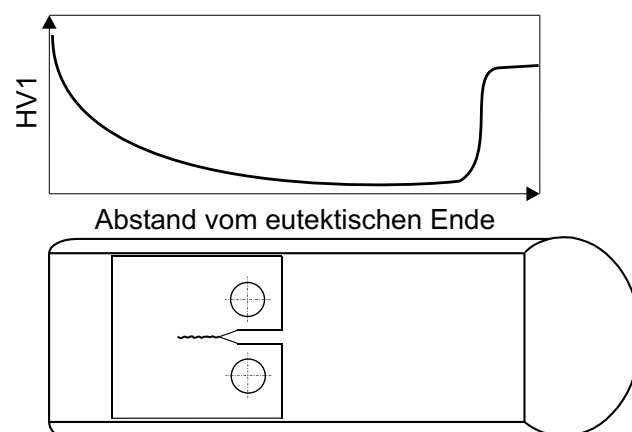


Abbildung 3.4: Entnahme der CT-Proben aus der gerichtet erstarrten Stange

$\Delta K = 5 \text{ MPa m}^{1/2}$ ermüdet. Die Proben aus der Legierung 7050 wurden zweistufig 24 h bei 120 °C und 24 h bei 190 °C überaltert und bei einer konstanten Schwingbreite der Spannungsintensität von $10 \text{ MPa m}^{1/2}$ ermüdet.

Rissausbreitungsversuche an TIMETAL110 wurden an homogenen Referenzgefügen bei konstantem ΔF bzw. stufenweise erhöhtem ΔF und im Gradientengefüge bei konstantem $\Delta K = 15 \text{ MPa m}^{1/2}$ und $7,5 \text{ MPa m}^{1/2}$ sowie weitere Versuche bei konstantem ΔF durchgeführt.

Bei jeder Rissverlängerung von ca. 0,25 mm wurde die Risslänge gemessen. Bei Versuchen mit konstantem ΔK wurde zusätzlich nach einer Rissverlängerung von jeweils 0,25 mm die Belastung ΔF so korrigiert, dass ΔK wieder den gewählten Wert hatte. Zur Berechnung der Schwingbreite der Spannungsintensität ΔK wurde folgende Gleichung verwendet:

$$\Delta K = \frac{\Delta F}{B\sqrt{W}} \frac{2 + \alpha}{(1 - \alpha)^{3/2}} (0,886 + 4,64\alpha - 13,32\alpha^2 + 14,72\alpha^3 - 5,6\alpha^4) \quad (3.2)$$

mit $\alpha = \bar{a}/W$ und der mittleren Risslänge $\bar{a} = (a_i + a_{i+1})/2$, wobei a_i und a_{i+1} die mittlere Anfangs- und Endrisslänge sind. Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit ergibt sich aus:

$$\frac{da}{dN(a)} = \frac{a_{i+1} - a_i}{N_{i+1} - N_i} \quad (3.3)$$

mit N_i und N_{i+1} , der Anzahl der Lastwechsel zu Beginn und am Ende der Einzelmessung.

Zur Rissschließungsmessung wurde die Compliance-Technik verwendet. Bei einer Frequenz von 0,3 Hz wurde die Rissöffnungsverschiebung (crack opening displacement, COD) mit Hilfe eines clip-gauge an der Stirnseite der Probe und außerdem mit einem Dehnmessstreifen auf der Rückseite der Probe gemessen und mit Hilfe eines Differentialverstärkers in ein offset-COD umgewandelt. Das umgewandelte Signal wurde als Funktion der angelegten Kraft auf einem X-Y-Schreiber ausgegeben. Es wurden zu jeder gemessenen Risslänge jeweils 5 Schriebe aufgenommen. Beim Abknickpunkt vom senkrechten linearen Bereich wurde die Rissschließungsbelastung F_{cl} bestimmt und daraus die Spannungsintensität der Rissschließung K_{cl} berechnet.

Die Koeffizienten der Paris-Gleichungen der homogenen Gefüge wurden bestimmt, indem durch numerische Integration unter Annahme von Startwerten für c und m Rissverlängerungs-Kurven für die durchgeführten Versuche berechnet und mit den experimentell bestimmten Rissverlängerungskurven verglichen wurden. Die Werte für c

und m wurden so lange verändert, bis die berechneten $a - N$ -Kurven mit den gemessenen übereinstimmten (Broek (1989), Broek (1997)).

3.4 Zugversuche

Die Zugversuche an der Aluminiumlegierung 7050 wurden an Flachzugproben, die entlang des Konzentrationsgradienten entnommen wurden, nach EN 10 002 an einer Zugprüfmaschine der Firma Schenk Trebel (RM 20) an Laborluft weggesteuert (Traversengeschwindigkeit 0,02 mm/s), durchgeführt. Die Probengeometrie und die Entnahmestellen der Proben sind in Abbildung 3.5 dargestellt. Zur Bestimmung des E-Moduls wurde ein Extensometer direkt an der Probe befestigt und die Dehnung sowohl auf einem x-t-Schreiber als auch mit dem Messwerterfassungsprogramm DASYLAB mit einem Computer aufgezeichnet. Zur Einspannung der Flachzugproben wurden spezielle Einspannvorrichtungen, die im Rahmen einer Studienarbeit im Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen im Fachbereich Maschinenbau TU Darmstadt entwickelt wurden, und zur Messung der Dehnung wurde ein Extensometer, das ebenfalls im Rahmen einer Studienarbeit im Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen im Fachbereich Maschinenbau TU Darmstadt entwickelt wurde, verwendet.

Die Zugversuche an TIMETAL 1100 wurden an zylindrischen Proportionalproben

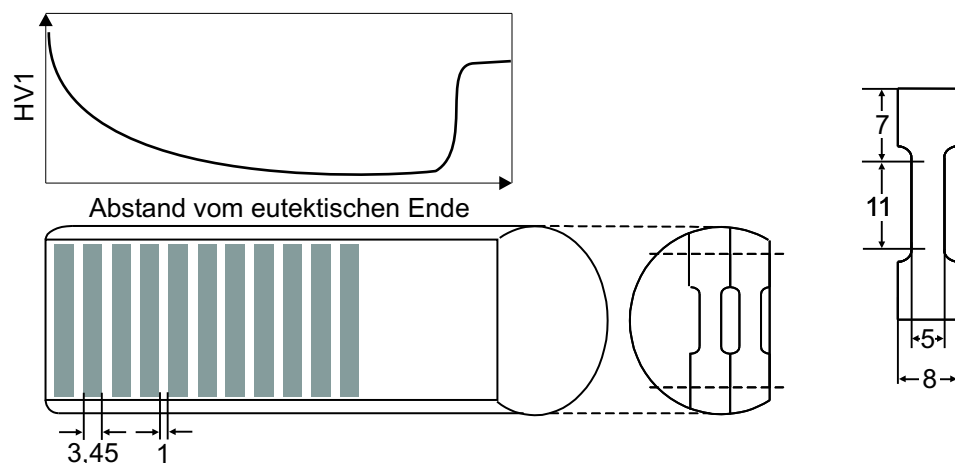


Abbildung 3.5: Probengeometrien der Zugproben Al 7050, links: Probenentnahme, rechts: Probengeometrie

mit einer Messlänge $L_0 = 15$ mm und einem Durchmesser von $d_0 = 4$ mm an einer spindelgetriebenen Zugmaschine (Schenk, RSA100) an Laborluft weggesteuert nach EN 10 002 durchgeführt. Die gewählte Traversengeschwindigkeit von $0,0125$ m/s entspricht einer Dehnrate von $8,3 \cdot 10^{-4} \text{s}^{-1}$. Zur Bestimmung des E-Moduls wurde ein clip-gauge direkt an der Probe befestigt und die Daten wurden auf einem x-t-Schreiber bzw. mit einem Messwerterfassungsprogramm mit einem Computer aufgezeichnet.

3.5 Untersuchung der Bruchflächen

Von den gebrochenen CT-Proben wurde jeweils eine Probenhälfte längs getrennt. Diese beiden Stücke wurden, wie im Abschnitt 3.2 beschrieben, mit Caldofix Resin + Hardener eingebettet, geschliffen, poliert und unter polarisiertem Licht im Lichtmikroskop (Olympus BX50) untersucht. Es wurden Serienschliffe hergestellt und Profilbilder in unterschiedlichen Tiefen der Probe aufgenommen. Die Profile wurden mit Hilfe des Programms Leica Qwin 500 auf dem Bildschirm mit Hilfe des Cursors mit linearen Elementen nachgefahren. Es wurde eine 100fache Vergrößerung verwendet, so dass für jeden Messpunkt eine Risslänge von etwa $800 \mu\text{m}$ ausgemessen wurde. Es wurden mindestens 5 Messungen pro Messpunkt, d.h. Messungen in fünf verschiedenen Schliff-tiefen, durchgeführt. Der Winkel θ_i , die Länge l_i und die Position Z_i der n linearen Elemente wurden hierbei automatisch vom Programm aufgezeichnet (Abbildung 3.6). Die Standardabweichung der Höhenverteilung S_H und die Standardabweichung der Winkelverteilung S_θ wurden wie von Wang (1997) beschrieben berechnet:

$$S_H = \sqrt{\frac{1}{L} \sum_{i=1}^n ((\bar{Z}_i - \bar{Z}_m)^2 \cdot l_i)} \quad (3.4-a)$$

$$\bar{Z}_i = \frac{Z_i + Z_{i+1}}{2} \quad (3.4-b)$$

$$\bar{Z}_m = \frac{1}{L} \sum_{i=1}^n (\bar{Z}_i \cdot l_i) \quad (3.4-c)$$

$$S_\theta = \sqrt{\frac{1}{L} \sum_{i=1}^n ((\theta_i - \bar{\theta}_m)^2 \cdot l_i)} \quad (3.4-d)$$

$$\bar{\theta}_m = \frac{1}{L} \sum_{i=1}^n (\theta_i \cdot l_i) \quad (3.4-e)$$

mit L der Gesamtlänge des Risspfades im Bildausschnitt.

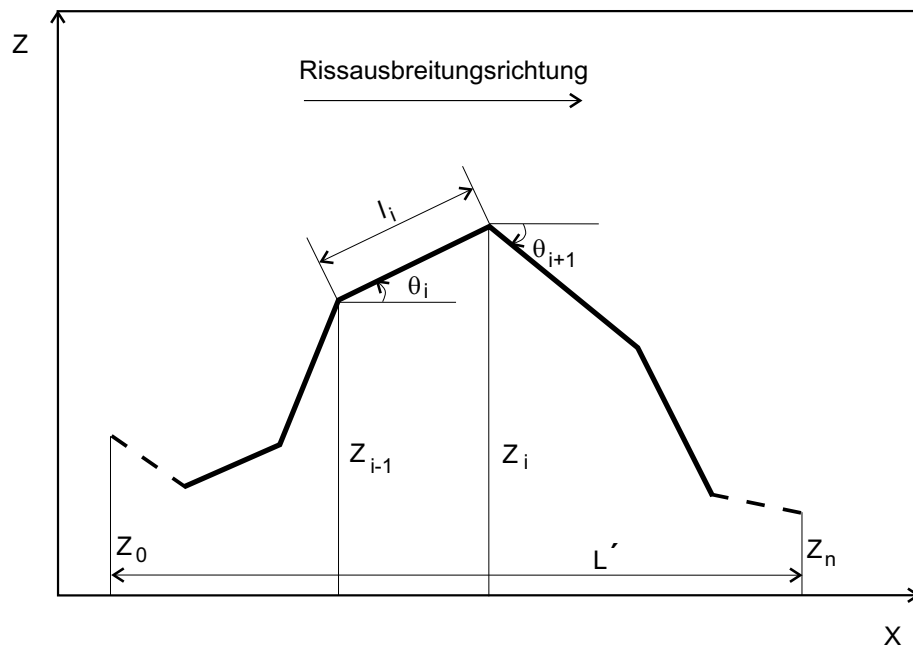


Abbildung 3.6: Schematischer Verlauf des Risspfades

Bei der Berechnung von S_H und S_θ wurden alle Daten von den verschiedenen Schlifftiefen einer Risslänge der Proben berücksichtigt.

Zur Bestimmung des auftretenden Bruchmechanismus wurden die Bruchflächen der CT-Proben mit einem Rasterelektronenmikroskop (ZEISS DSM962) untersucht.

4 Ermüdungsverhalten von Aluminiumlegierungen

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Untersuchungen an den Aluminiumlegierungen vorgestellt. Ziel war die grundlegenden Phänomene der plastizitätsinduzierten Risschließung im Gradientengefüge zu klären. Hierzu wurden gerichtet erstarrte Aluminiumlegierungen überaltert, um eine homogene Gleitverteilung und dadurch ausschließlich plastizitätsinduzierte Risschließung zu erhalten.

4.1 Charakterisierung der gerichtet erstarrten Proben

Um gezielt plastizitätsinduzierte Risschließung untersuchen zu können, müssen Auslagerungsbedingungen gewählt werden, die gewährleisten, dass die Proben in allen Konzentrationsbereichen überaltert sind. Zur Charakterisierung der Eigenschaftsgradienten wurden Härtemessungen durchgeführt.

4.1.1 AlCu

Abbildung 4.1 zeigt Konzentrations- und Härteverläufe entlang einer gerichtet erstarrten Probe. Ab einem Abstand vom eutektischen Ende von etwa 70 mm bleiben die Härte bzw. die Konzentration konstant, da sich dieser Teil der Probe bei der gerichteten Erstarrung im Wasserbad befand und dadurch nicht aufgeschmolzen wurde, also den Ausgangszustand der Probe mit einer Konzentration von 4 Gew.% Cu darstellt. Im Bereich zwischen 60 und 70 mm wurde die Probe entlang des Temperaturgradienten teilweise aufgeschmolzen. Dieser Bereich der Probe ist nicht durch gerichtete Erstarrung entstanden. Da in diesem Bereich der Proben Poren auftraten, wurde dieser gradierte Bereich der Proben für die folgenden Untersuchungen nicht verwendet. Die gerichtete Erstarrung setzt bei 60 mm ein und endet am eutektischen Ende der Probe bei 0 mm. Die Härte verläuft parallel zum Konzentrationsverlauf. Die Verläufe der Konzentrationen nach Homogenisierung und einer Auslagerung von 99 h bei 280 °C

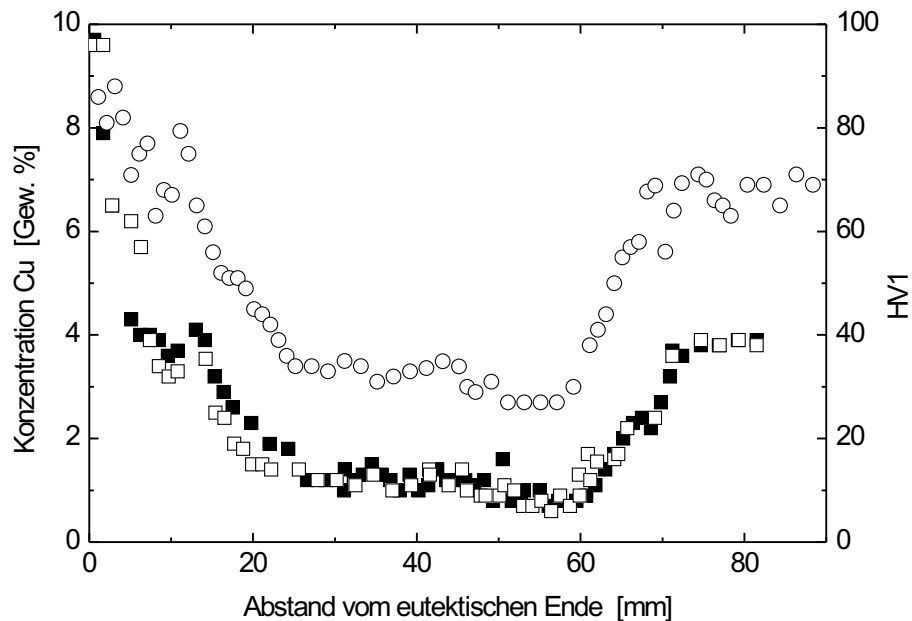


Abbildung 4.1: Vergleich der Konzentrationsverläufe vor und nach Auslagerung (99 h, 280 °C) (Quadrate) und Härteverlauf nach Homogenisierung (Kreise) einer gerichtet erstarrten AlCu-Probe

sind gleich, d. h. die eingestellte Makroseigerung verändert sich nicht durch die Auslagerung. Ein Vergleich der Konzentrationsverläufe am eutektischen Ende verschiedener Proben zeigt Abbildung 4.2. Die Konzentrationsverläufe sind gleich, d. h. die Proben sind reproduzierbar herstellbar.

Abbildung 4.3 zeigt die Entwicklung der Härte entlang einer Probe für unterschiedliche Auslagerungszeiten bei 280 °C im Vergleich zum homogenisierten Zustand. Für kurze Auslagerungszeiten (1 h) steigt die Härte im Bereich der Probe bis zu einem Abstand von 10 mm vom eutektischen Ende im Vergleich zur Härte nach Homogenisierung geringfügig an. In diesem Bereich liegen die größten Cu - Konzentrationen vor. Bei einem größeren Abstand vom eutektischen Ende (geringe Cu - Konzentrationen) liegen die Härten nach kurzer Auslagerung bereits unter denen nach der Homogenisierung. Nach 5 h Auslagerung ist die Härte im Bereich bis zu einem Abstand von 10 mm unter die Härte, die nach Homogenisierung vorliegen, abgesunken. Die Härte in einem Abstand größer als 10 mm vom eutektischen Ende der Probe hat sich im Vergleich zur einstündigen Auslagerung nicht verändert. Eine Verlängerung der Auslagerungszeit auf 20 h führt zu einer leichten Verringerung der Härte im Bereich bis zu 10 mm, im restlichen Bereich der Probe findet keine Veränderung statt. Eine längere Auslagerung (100 h) verändert den Härteverlauf nicht, d. h. eine Auslagerung

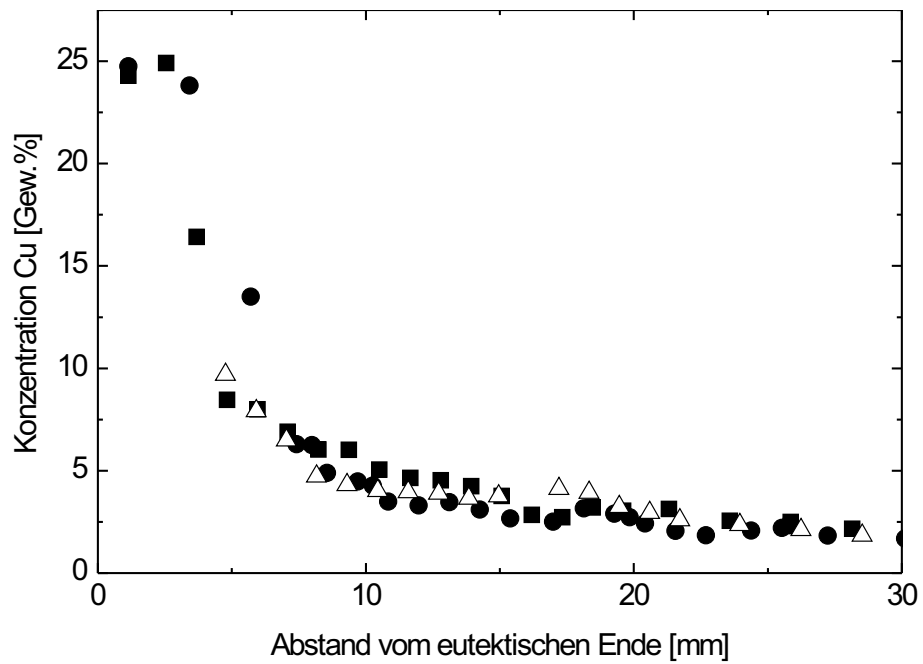


Abbildung 4.2: Konzentrationsverläufe verschiedener Proben am eutektischen Ende nach gerichteter Erstarrung der AlCu-Legierung

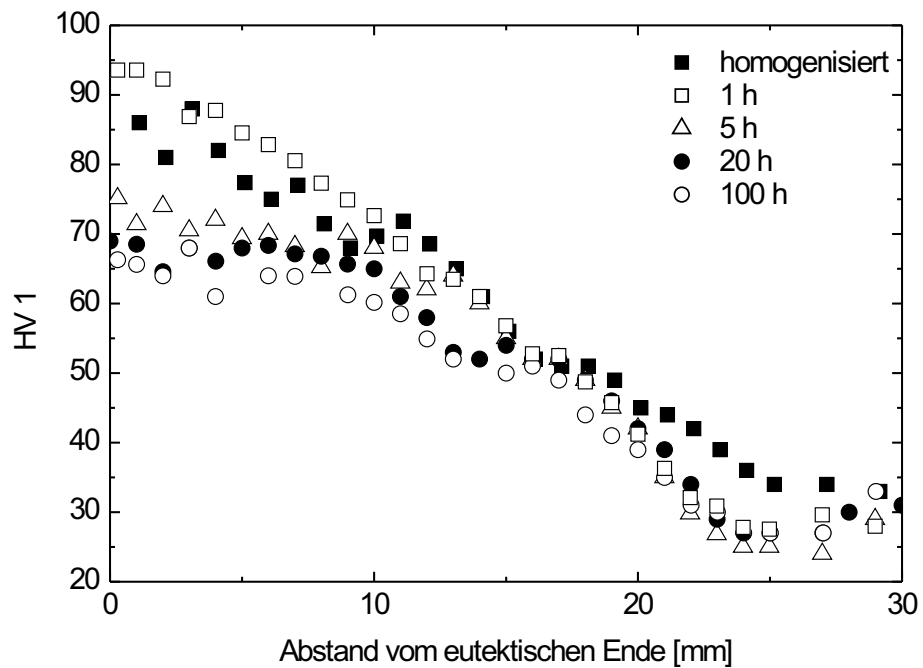


Abbildung 4.3: Vergleich der Härteverläufe nach unterschiedlicher Auslagerungszeit bei 280 °C

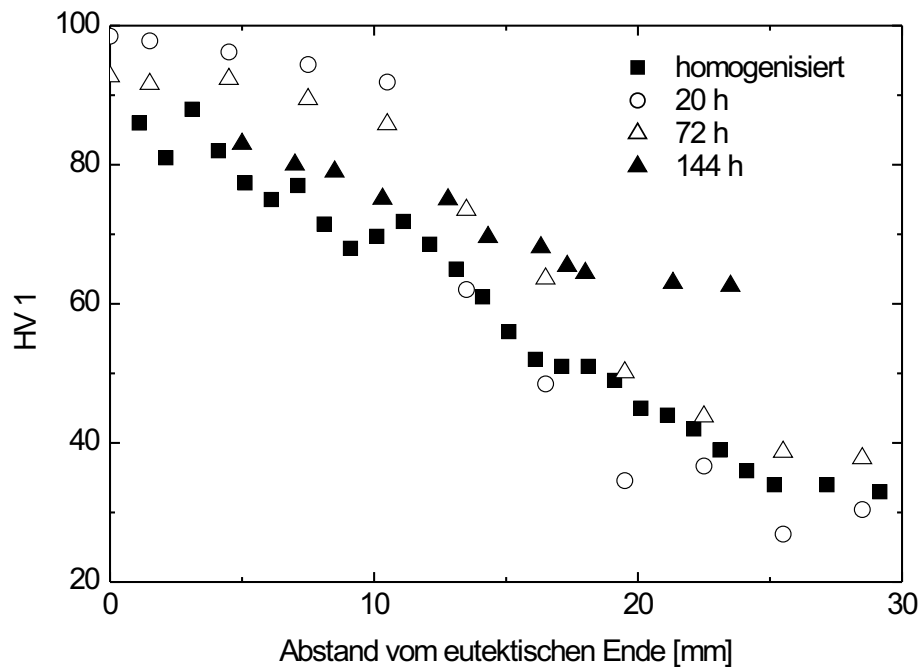


Abbildung 4.4: Vergleich der Härteverläufe nach unterschiedlichen Auslagerungszeiten bei 190 °C der gerichtet erstarrten AlCu - Legierung

von 20 h reicht aus, um die gesamte Probe zu überaltern. Abbildung 4.4 zeigt die Entwicklung der Härte entlang der Probe bei Auslagerung bei 190 °C. Im Vergleich zur Auslagerung bei 280 °C sinkt die Härte auch für lange Auslagerungszeiten nicht unter die Härte nach Homogenisierung. Die Härte im Bereich der Probe mit einem Abstand vom eutektischen Ende größer als 15 mm steigt mit der Auslagerungszeit an, während die Härte im Bereich bis 15 mm im Vergleich zur Härte nach Homogenisierung zunächst ansteigt und bei längeren Auslagerungszeiten wieder auf die Härten, die nach Homogenisierung vorliegen, abfällt. Für die Ermüdungsuntersuchungen wurde eine 144-stündige Auslagerung gewählt.

Der Vergleich der Härteverläufe bei den beiden Auslagerungstemperaturen (Abb. 4.3 und 4.4) zeigt, dass Auslagerung bei der höheren Temperatur zu einem steileren Härtegradienten führt. Die Härte liegt hierbei deutlich unter der Härte, die bei Auslagerung bei 190 °C erreicht wird.

4.1.2 Aluminium 7050

Die Konzentrationsverläufe der Legierungselemente der Legierung 7050 sind in Abbildung 4.5 für zwei Proben dargestellt. Es ist eine Veränderung der Konzentration vor allem beim Zink zu erkennen. Eine geringe Konzentrationsänderung entlang der

Probe zeigt auch Kupfer, die Magnesiumkonzentration ist konstant. Die Konzentrationsverläufe für die beiden in Abbildung 4.5 verglichenen Proben zeigen quantitativ das gleiche Verhalten. Die Proben sind reproduzierbar herstellbar. Wie bei den Al-Cu-Proben wurden auch hier im gradierten Bereich der Probe, der nicht durch gerichtete Erstarrung entstanden ist, Poren gefunden. Aus diesem Grund wurde dieser Bereich der Proben für die folgenden Untersuchungen nicht verwendet.

Die Härteverläufe in Abbildung 4.6 zeigen, dass nach Auslagerung alle Härteverläufe bei größeren Härten liegen als nach Homogenisierung. Die Härte nach Auslagerung bei 120 °C (Peak-Aged-Zustand des homogenen Werkstoffs) liegt am höchsten und sinkt durch Auslagerung bei 190 °C mit steigender Auslagerungszeit ab. Der Vergleich der Härteverläufe in den Abbildungen 4.3, 4.4 und 4.6 zeigt, dass die Härte der Legierung 7050 deutlich höher liegt als die Härte der Al-Cu-Legierung.

Abbildung 4.7 zeigt die Härteverläufe von zwei verschiedenen Proben. Die geschlossenen Symbole zeigen den Härteverlauf, wie er im äußeren Bereich des gerichtet erstarrten Stabes nach Alterung für 24 h bei 190 °C gemessen wurde. Die offenen Symbole zeigen den in der Probenmitte des gerichtet erstarrten Stabes gemessenen Härteverlauf nach derselben Alterung. Im Inneren der Probe steigt die Härte an (Abbildung 4.7a) bzw. bleibt die Härte nahezu konstant (Abbildung 4.7b), wohingegen die Härte im äußeren

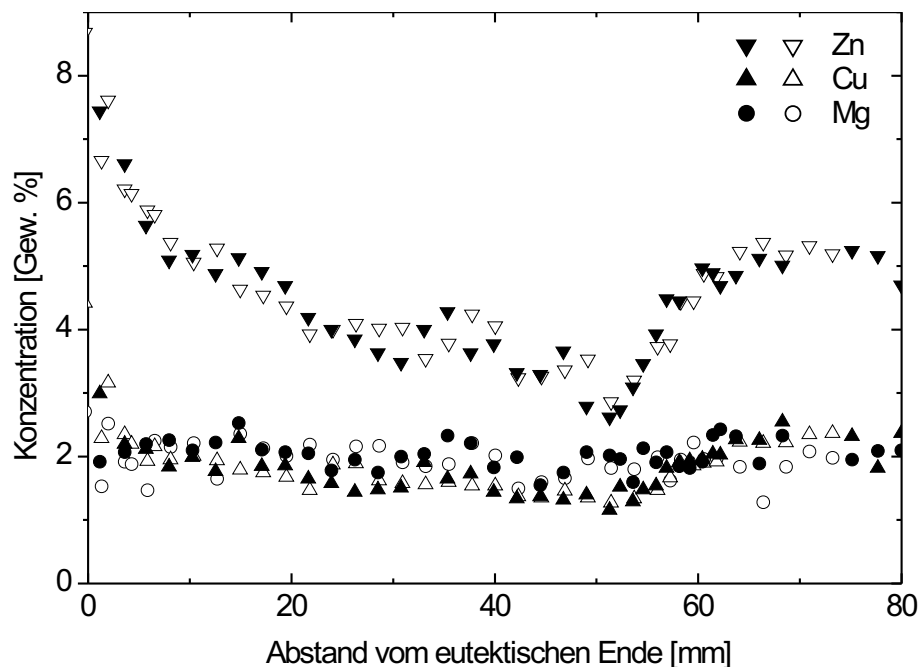


Abbildung 4.5: Vergleich der Konzentrationsverläufe zweier gerichtet erstarrter Proben der Legierung 7050

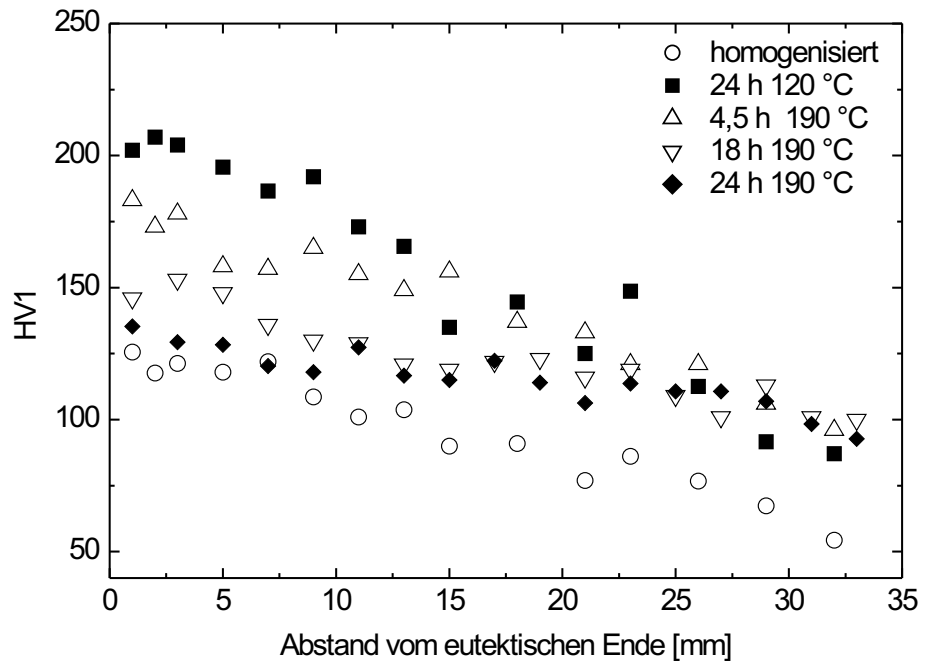


Abbildung 4.6: Härteverläufe der gerichtet erstarrten Legierung 7050 nach unterschiedlicher Auslagerung

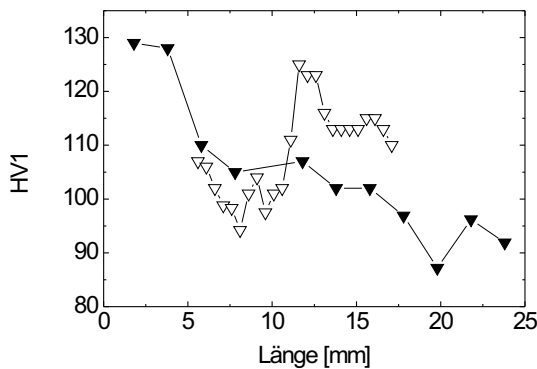


Abb. 4.7a Probe A

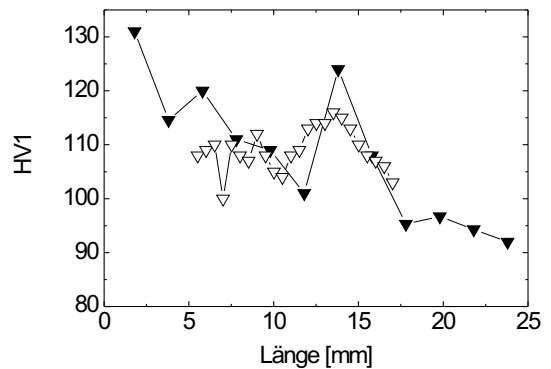


Abb. 4.7b Probe B

Abbildung 4.7: Vergleich der Härteverläufe am Probenrand (geschlossen) und in der Probenmitte (offen) der gerichtet erstarrten Legierung 7050 nach Auslagerung (24 h, 190 °C)

Bereich der Proben absinkt. Die Konzentrations- und Härteverläufe im äußeren und im inneren Bereich der gerichtet erstarrten Proben stimmen also nicht bei allen Proben überein.

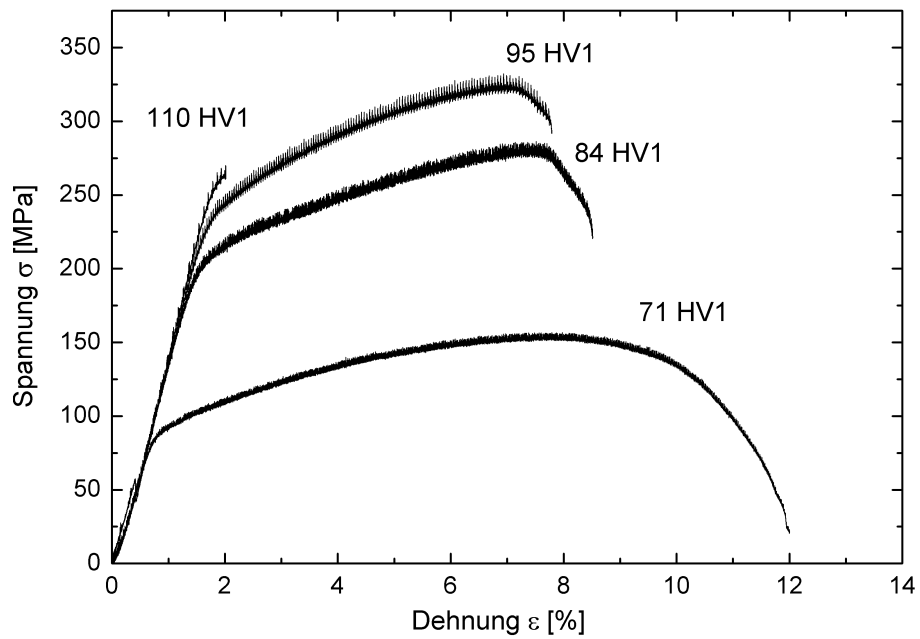


Abbildung 4.8: Spannungs-Dehnungsverhalten nach 24-stündiger Auslagerung bei 190 °C der der gerichtet erstarrten Legierung 7050 entnommenen Proben unterschiedlicher Härten

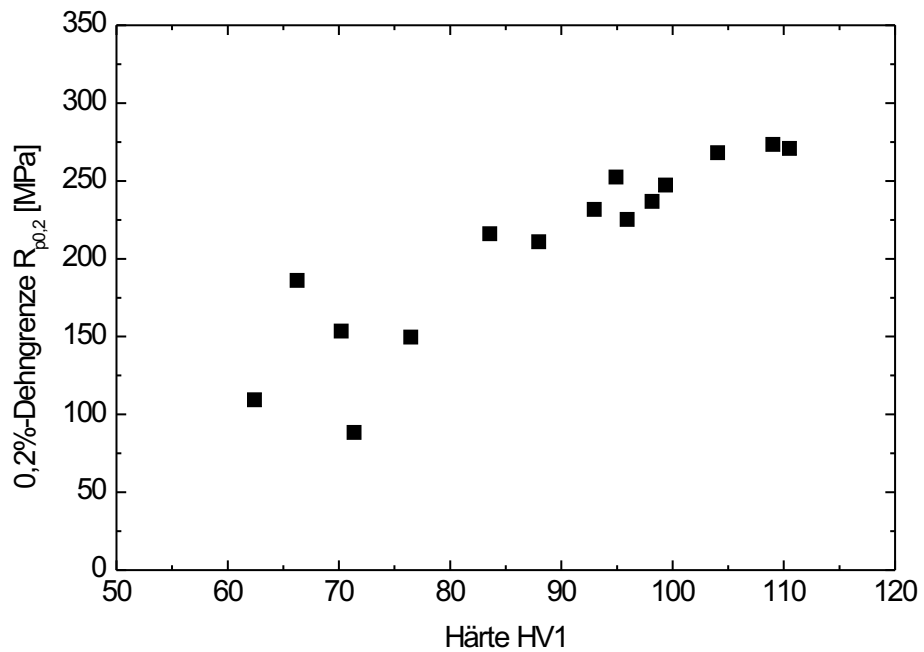


Abbildung 4.9: Zusammenhang zwischen Härte und Dehngrenze der gerichtet erstarrten Legierung 7050

Abbildung 4.8 zeigt das Spannungs-Dehnungsverhalten der nach zweistufiger Auslagerung (24 h bei 120 °C, 24 h bei 190 °C) aus der gerichtet erstarrten Legierung 7050 entnommenen Zugproben bei unterschiedlicher Härte. Mit abnehmender Härte nehmen die Dehngrenze und die Zugfestigkeit ab und die Gleichmaßdehnung zu. Den Zusammenhang zwischen Dehngrenze und Härte zeigt Abbildung 4.9. Der Elastizitätsmodul liegt bei allen Aushärtungszuständen bei 80 GPa.

4.2 Bruchflächen und Profile

Bei Ermüdung der bei 280 °C überalterten Proben der AlCu-Legierung kommt es bei Rissausbreitung in Richtung abfallender Härte zu einer plastischen Verformung der gesamten Probe (Abbildung 4.10). Der Riss steht offen, das rechte Ende der Probe ist deutlich durchgebogen. Im Vergleich hierzu zeigt Abbildung 4.11 CT-Proben, die im Zustand geringerer Überalterung bei 190 °C ermüdet wurden. Hier ist die Härte der Proben im gesamten Bereich höher als bei Alterung bei 280 °C. Plastische Verformung

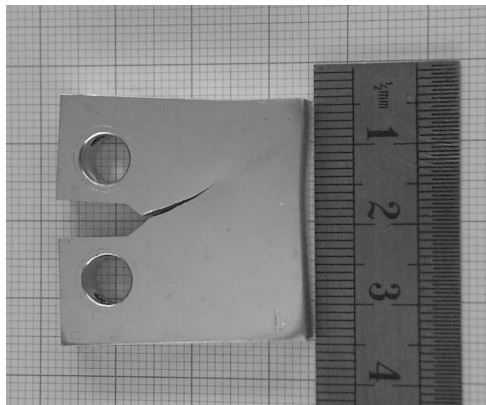


Abbildung 4.10: Plastische Verformung einer CT-Probe (Al-Cu) nach Alterung bei 280 °C, 20 h ($\Delta K = 7 \text{ MPa m}^{1/2}$)

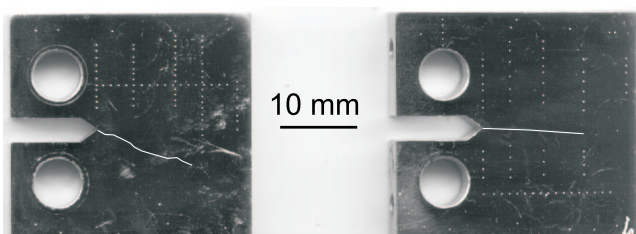


Abbildung 4.11: Rissverlauf auf CT-Proben (Al-Cu) nach Alterung bei 190 °C, 144 h ($\Delta K = 5 \text{ MPa m}^{1/2}$)

der gesamten Probe tritt nicht auf. Die rechte Probe in Abbildung 4.11 zeigt einen sehr ebenen Risspfad, hier breitet sich der Riss in Richtung abfallender Härte aus. In der linken Probe lenkt der Riss deutlich aus der Normalen zur Krafteinleitung aus und läuft schräg über die Probe. Nach ASTM E 674 sind solche Versuche ungültig. Mit dem hier verwendeten Werkstoff ist es nicht möglich, reproduzierbar einen ebenen Rissfortschritt zu erzielen. Bei der Legierung 7050, die deutlich höhere Härten aufweist, wurde weder eine plastische Verformung noch eine starke Rissauslenkung aus der Normalen zur Krafteinleitung beobachtet.

Abbildung 4.12 zeigt die rasterelektronischen Aufnahmen der Bruchflächen der gerichtet erstarrten Legierung 7050. Die Bruchflächen zeigen große Rauigkeiten über die gesamte Risslänge. In den Bruchflächen sind jedoch nicht die für kristallographische Rissausbreitung typischen Facetten zu erkennen. Ferner verändert sich weder die Rauigkeit noch die Struktur der Bruchfläche mit der Risslänge. In Abbildung 4.12 sind neben der Bruchfläche bei geringer Vergrößerung auch ein Ausschnitt der Bruchfläche bei einer größeren Vergrößerung abgebildet. Hier sind weder Facetten noch plastische Verformungen der Bruchflächen zu erkennen. Die Abbildungen bei weiterer Vergrößerung zeigen jedoch eine starke plastische Verformung in den Bruchflächen, die in allen Bereichen der Bruchfläche gefunden wird.

Die berechneten Werte für die Standardabweichung der Höhenverteilung bzw. der Winkelverteilung bei Rissausbreitung im Konzentrationsgradienten in der Aluminiumlegierung 7050 sind in Abbildung 4.13 und 4.14 dargestellt. Sowohl S_H als auch S_θ schwanken stark, es ist jedoch keine ansteigende oder abfallende Tendenz mit der Rissverlängerung zu erkennen. Die Rissprofile verschiedener Proben (Abbildung 4.15 und 4.16) zeigen bei gleicher Härte neben fast ebener Rissausbreitung ohne Auslenkung sehr große Rauigkeiten. Ferner findet Rissverzweigung statt (Abbildung 4.17).

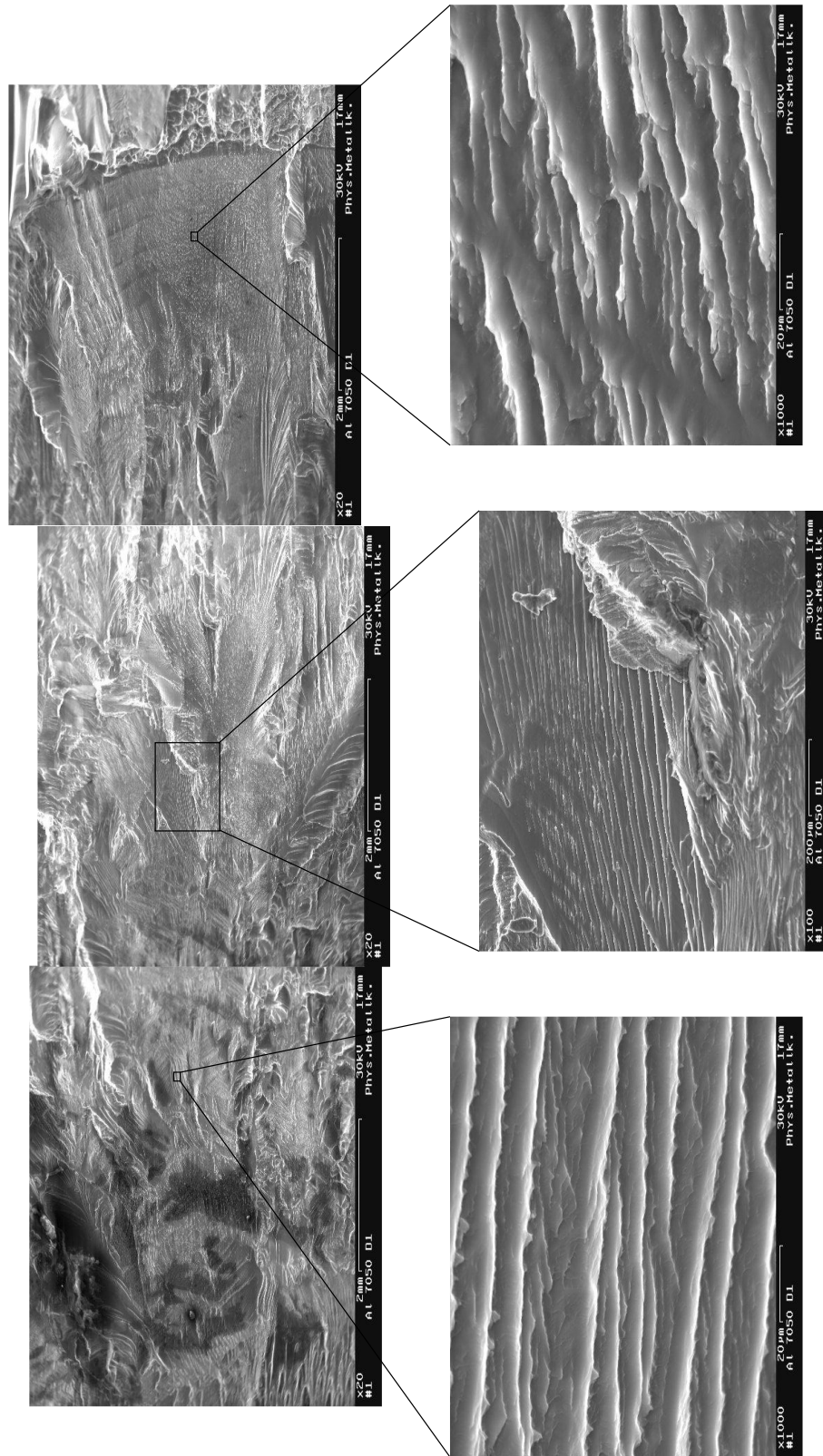


Abbildung 4.12: Bruchfläche der gerichtet erstarrten Legierung 7050, Rissausbreitungsrichtung von unten nach oben, $\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$

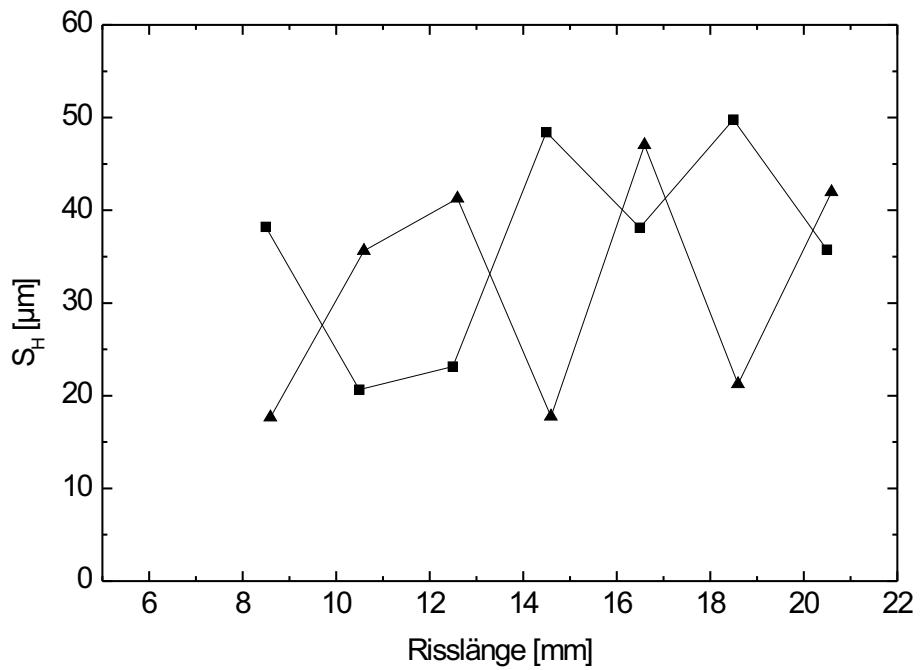


Abbildung 4.13: Standardabweichung der Höhenverteilung in Abhängigkeit von der Risslänge für zwei verschiedene Proben der gerichtet erstarrten Legierung 7050 ($\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$)

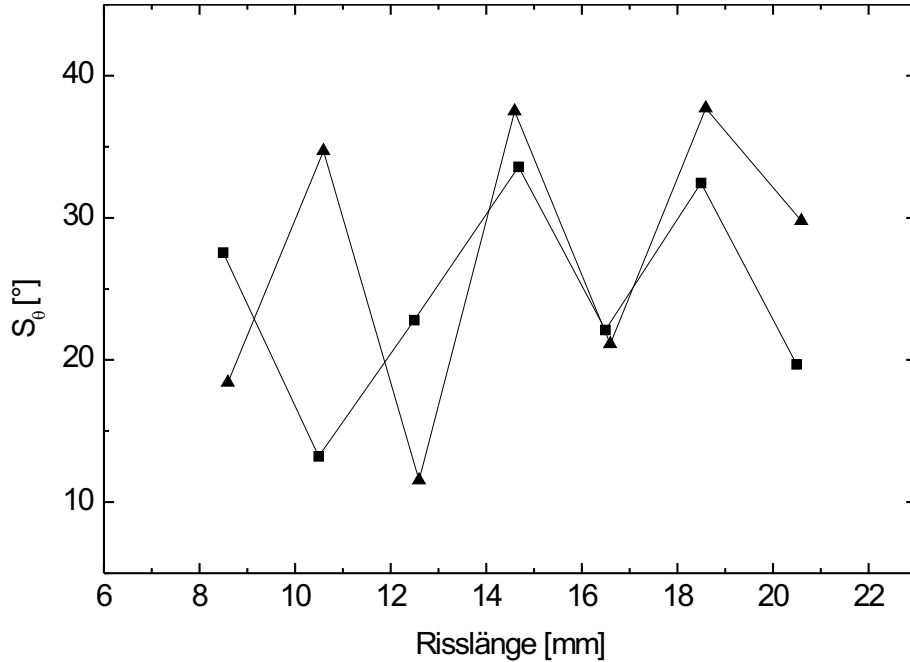


Abbildung 4.14: Standardabweichung der Winkelverteilung in Abhängigkeit von der Risslänge für zwei verschiedene Proben der gerichtet erstarrten Legierung 7050 ($\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$)

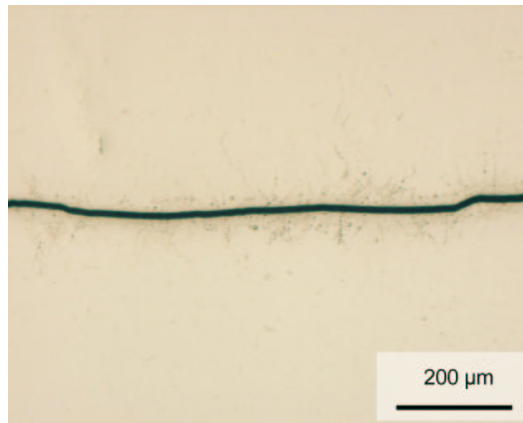


Abbildung 4.15: Risspfad bei Rissausbreitung in der gerichtet erstarrten Legierung 7050, ebene Rissausbreitung ($\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$, Härte = 108 HV1)

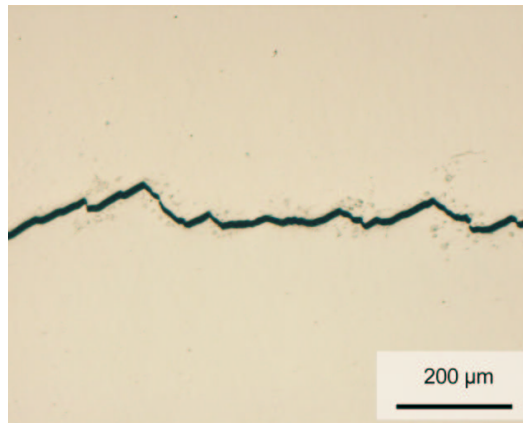


Abbildung 4.16: Risspfad bei Rissausbreitung in der gerichtet erstarrten Legierung 7050, starke Rissablenkung ($\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$, Härte = 106 HV1)

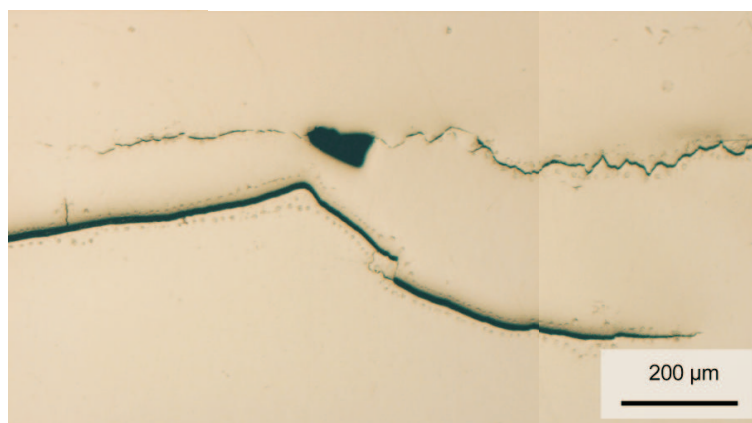


Abbildung 4.17: Risspfad bei Rissausbreitung in der gerichtet erstarrten Legierung 7050, Rissverzweigung ($\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$, Härte = 105 HV1)

4.3 Ermüdungsrissausbreitung

Da es bei der gerichtet erstarrten AlCu-Legierung zu plastischer Verformung der gesamten Probe bzw. starker Rissablenkung aus der Kraftnormalen kommt und damit keine verwendbaren Ergebnisse zum Rissausbreitungs- und Risschließverhaltens erzielt werden konnten, werden hier nur die Ergebnisse der Rissausbreitungsversuche an den Proben aus der gerichtet erstarrten Legierung 7050 vorgestellt, bei denen ein solches Verhalten nicht beobachtet wurde.

Bei Rissausbreitung bei konstantem $\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$ kommt es aufgrund der Risschließung bei Rissausbreitung in Richtung ansteigender Härte zu einer Verringerung der effektiv an der Rissspitze wirkenden Schwingbreite der Spannungsintensität. Mit steigender Risslänge nimmt ΔK_{eff} ab (Abb. 4.18 und 4.19). Es besteht ein qualitativer Zusammenhang zwischen der Rissausbreitungsgeschwindigkeit und ΔK_{eff} : Eine Verringerung von ΔK_{eff} führt zu einer Verringerung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit.

Die plastische Zonengröße wurde nach dem in Gleichung 2.6 gegebenen Zusammen-

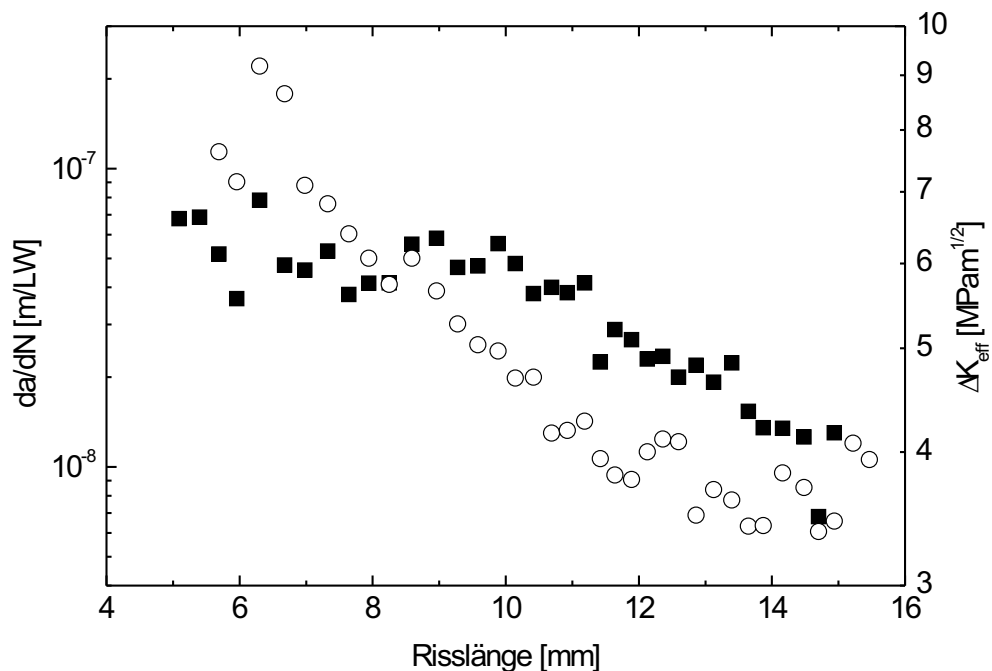


Abbildung 4.18: Rissausbreitungsverhalten bei konstantem $\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$, Rissausbreitung in Richtung ansteigender Härte an der gerichtet erstarrten Legierung 7050 (Geschwindigkeit: Quadrate, ΔK_{eff} : Kreise)

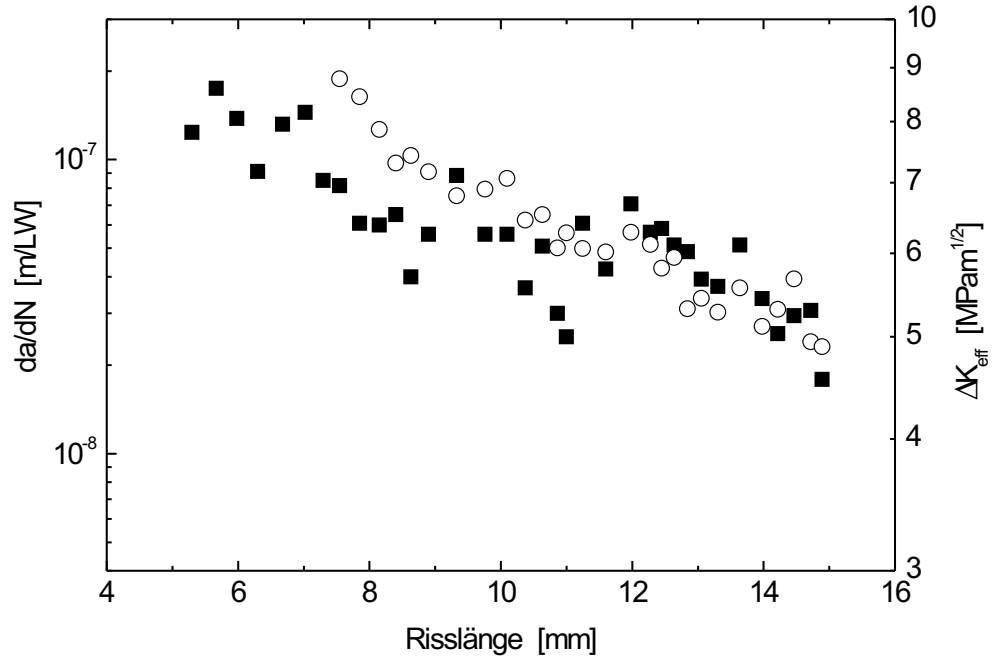


Abbildung 4.19: Rissausbreitungsverhalten bei konstantem $\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$, Rissausbreitung in Richtung ansteigender Härte an der gerichtet erstarrten Legierung 7050 (Geschwindigkeit: Quadrate, ΔK_{eff} : Kreise)

hang zwischen plastischer Zonengröße bei ebenem Dehnungszustand und Dehngrenze durch Einsetzen der im Zugversuch gemessenen Dehngrenzen für die im Rissausbreitungsversuch aufgebrachten Belastungen bei $\Delta K = 10 \text{ MPa m}^{1/2}$, d. h. $K_{\text{max}} = 11,1 \text{ MPa m}^{1/2}$, und für $\nu = 1/3$ und $\theta = 30^\circ$ berechnet:

$$r_{\text{p,EDZ}} = 0,046 \cdot (K_{\text{max}}/R_{\text{p0,2}})^2 \quad (4.1)$$

In Abbildung 4.20 ist der Zusammenhang zwischen plastischer Zonengröße und Härte dargestellt. Gleichung 4.1 und der proportionale Zusammenhang zwischen Dehngrenze und Härte führen hier zu einer Abhängigkeit der plastischen Zonengröße, die sich mit

$$r_{\text{p,EDZ}} \propto (1/HV1)^2 \quad (4.2)$$

beschreiben lässt. Abbildung 4.21 zeigt den Zusammenhang zwischen der K_{cl} und der plastischen Zonengröße für die beiden in Abbildung 4.18 und 4.19 dargestellten Proben. K_{cl} nimmt mit steigender plastischer Zonengröße ab, d. h. eine größere plastische Zone an der Risspitze bewirkt einen geringeren Riss-schließbeitrag für beide Proben.

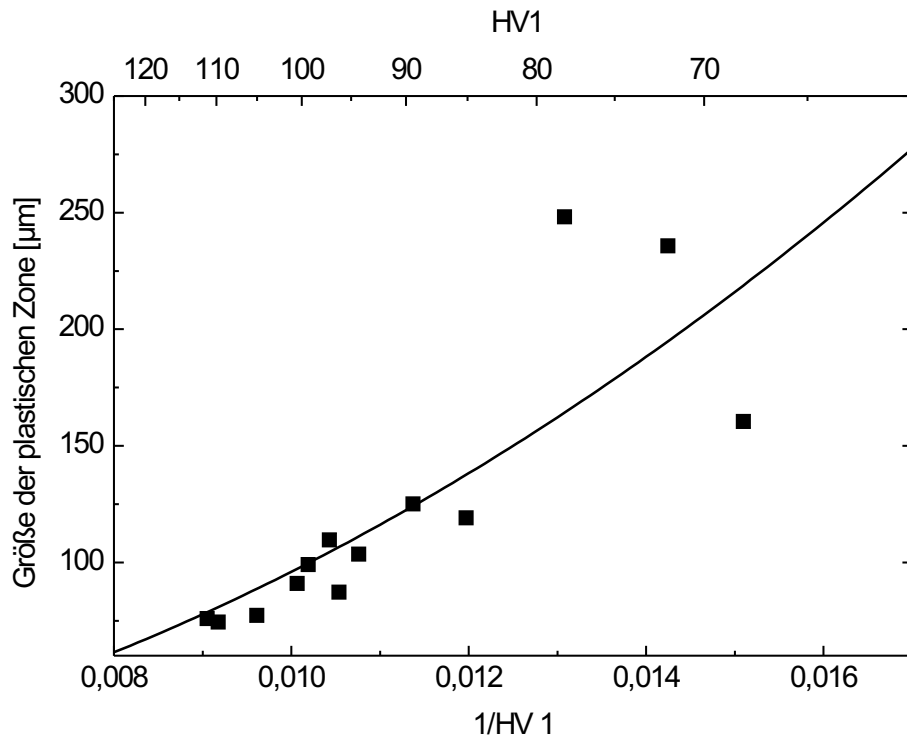


Abbildung 4.20: Zusammenhang zwischen Härte und plastischer Zonengröße bei der gerichtet erstarrten Legierung 7050

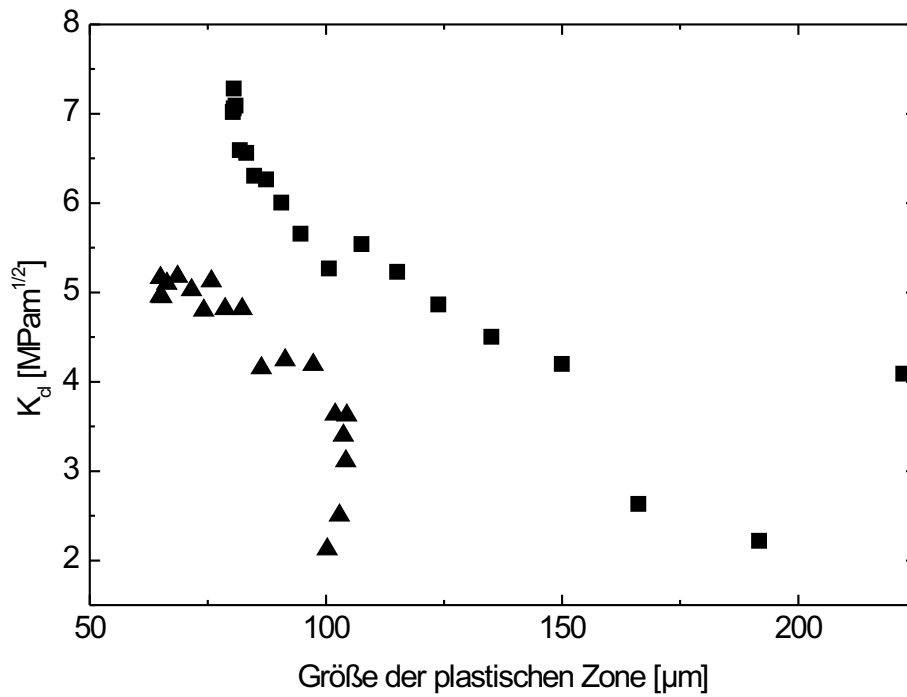


Abbildung 4.21: Zusammenhang zwischen Rissschließung und plastischer Zonengröße

4.4 Diskussion

Die Erstellung eines Eigenschaftsgradienten zur Untersuchung der plastizitätsinduzierten Rissschließung mit der Methode der gerichteten Erstarrung ist aus mehreren Gründen schwierig. Es zeigte sich, dass bei der experimentellen Durchführung die Konzentrationsverläufe im Äußeren und Inneren der Proben nicht immer gleich verliefen. Eine Überprüfung der Konzentrationsverläufe in den verschiedenen Bereichen aller Proben ist sehr aufwendig.

Die Überalterung führt zu einer Verringerung des Härtegradienten. Diese Überalterung der Proben ist nötig, um zu gewährleisten, dass aufgrund von inkohärenten Ausscheidungen Versetzungen gezwungen werden, die Ausscheidungen zu umgehen. Es werden viele Gleitebenen aktiviert wodurch sich der Riss eben ausbreitet (Lütjering und Weissmann (1970), Hornbogen und Zum Gahr (1976), Carter et al. (1984), Blankenship und Starke (1991)). Dabei wird die Rissschließung durch plastische Verformungen im Risspfad verursacht.

Zur Überalterung der Bereiche der Proben mit geringer Konzentration sind hohe Auslagerungstemperaturen bzw. lange Auslagerungszeiten nötig. Die Überalterung bei 280 °C führt in der AlCu-Legierung zu einer so starken Verringerung der Festigkeit der Proben, dass sich die gesamte Probe bei der Ermüdung selbst bei geringer Belastung plastisch verformt.

Durch eine Überalterung der Proben bei niedrigerer Temperatur aber langen Auslagerungszeiten konnten höhere Härten, allerdings geringere Härtegradienten erreicht werden. Bei den Ermüdungsversuchen kommt es aufgrund der höheren Festigkeit bei dieser Überalterung nicht zur plastischen Verformung der gesamten Proben. Bei Rissausbreitung lenkte der Riss jedoch so weit aus der Normalen zur Krafteinleitung aus, dass die Ergebnisse nicht verwendet werden können.

Die Wahl einer technischen Legierung mit sehr viel größeren Festigkeiten macht die Untersuchungen möglich. Hierbei zeigt sich, dass mit steigender Streckgrenze die Rissschließbelastung K_{cl} ansteigt. Dieses Ergebnis steht im Widerspruch zu dem sonst gefundenen Zusammenhang, bei dem aufgrund einer steigenden plastischen Zonengröße mit abnehmender Streckgrenze die Rissschließbelastung ansteigt (Putatunda (1988), Singh und Banerjee (1989)). Eine zunehmende Rissschließung mit ansteigender Streckgrenze wurde von LLorca und Sánchez Gálvez (1990) beobachtet, die diesen Zusammenhang über Druckeigenstressungen erklären. Eine ähnliche Beobachtung eines Zusammenhangs zwischen steigender Streckgrenze und steigender K_{cl} machte Wang (1997) an homogenen Gefügen mit unterschiedlichen Streckgrenzen.

Die Rissprofile der Proben der gerichtet erstarrten Legierung 7050 zeigen jedoch eine

starke Auslenkung des Risses, die durch die bei der gerichteten Erstarrung entstandenen sehr großen Körner verursacht wird. Aus diesem Grund findet nicht ausschließlich plastizitätsinduzierte Rissschließung statt, sondern treten zusätzlich Effekte der rauigkeitsinduzierten Rissschließung auf. Diese starke Rissauslenkung und damit auch die Einflüsse der rauigkeitsinduzierten Rissschließung kann durch eine Verringerung der Korngröße verhindert werden. Eine Verringerung der Korngröße ist durch Walzen der gerichtet erstarrten Proben und anschließende Rekristallisation möglich.

5 Ermüdungsverhalten von TIMETAL1100

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Untersuchungen an den homogenen und gradierten Gefügen der Legierung TIMETAL 1100 vorgestellt. Ziel war, den Einfluss der rauigkeitsinduzierten Rissschließung ohne zusätzlichen Einfluss von plastizitätsinduzierter Rissschließung aufzuklären. Dazu musste zunächst ein Gefüge gefunden werden, das rauigkeitsinduzierte Rissschließung zeigt und das auch mit einem ausgeprägten Gradienten hergestellt werden kann.

5.1 Charakterisierung des Gefüges und der Bruchflächen

5.1.1 Gefüge

Durch die Rekristallisation im β -Phasengebiet und anschließende langsame Abkühlung entstehen parallele zu Paketen angeordnete Lamellen. Unterschiedliche Glühtemperaturen führen zu unterschiedlichen Längen der Lamellen L und unterschiedlichen Breiten der Lamellenpakete B . Der Einfluss der Rekristallisationstemperatur und der anschließenden Abkühlgeschwindigkeit ist in Tabelle 5.1 zusammengestellt. Rekristallisation

Glüh Temperatur °C	Abkühlgeschwindigkeit K/min	B μm	L μm	b μm
1060	0,25	400	460	35,5
1060	1	400	460	22,0
1013	2	57	54	16,3
1013	3	60	60	13,2
1025	3	156	148	13,0

Tabelle 5.1: Einfluss der Rekristallisationsbedingungen auf die Gefügeausbildung

bei 1060 °C führt zu Lamellenpaketen mit einer Breite von 400 μm , Glühung bei 1025 °C führt zu kleineren Lamellenpaketen ($B = 156 \mu\text{m}$, Abb. 5.1a) und Glühung bei 1013 °C führt zu den feinsten Gefügeabmessungen ($B = 60 \mu\text{m}$, Abb. 5.1b). Die

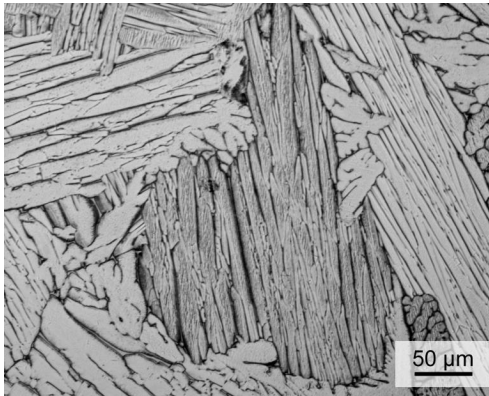
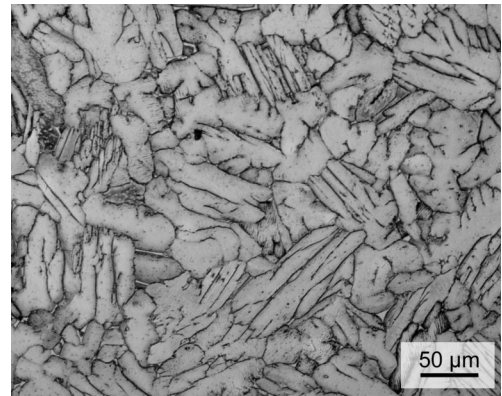
Abb. 5.1a Lamellenpaketbreite 156 μm Abb. 5.1b Lamellenpaketbreite 60 μm

Abbildung 5.1: Homogene Gefüge

Abkühlgeschwindigkeit von der Rekristallisationstemperatur auf 800 °C beeinflusst die Breite der Lamellen b . Mit steigender Abkühlgeschwindigkeit sinkt die Lamellenbreite. Die Breite der Lamellen ist für beide Referenzgefüge in Abb. 5.1 gleich und beträgt 13 μm .

In Abbildung 5.2 sind die Gefügegradienten, die durch die verschiedenen Walz- bzw. Glühbehandlungen entstanden sind, dargestellt. Rekristallisation einer Probe mit Deformationsgradient bei homogener Temperatur $T = 1015$ °C führt zu einem Gradientengefüge mit Lamellenpaketbreiten von 50 μm bis 80 μm auf einer Länge von 20 mm, wobei das feine Gefüge im Bereich hoher Deformation entsteht. Nach homogener Deformation und Rekristallisation in einem Temperaturgradienten (1010 °C – 1040 °C) entsteht ein Gradientengefüge mit Lamellenpaketbreiten von 50 μm bei der niedrigen Temperatur und Lamellenpaketbreiten von 170 μm bei der hohen Temperatur über eine Länge von 40 mm. Rekristallisation einer Probe mit Deformationsgradienten in einem Temperaturgradienten (1010 °C – 1025 °C) führt zu einem Gradientengefüge von $B = 50$ μm (große Deformation und niedrige Temperatur) auf $B = 156$ μm (geringe Deformation und hohe Temperatur) auf einer Länge von 20 mm. Die Länge der Lamellen L entspricht für alle Gefüge etwa der Lamellenpaketbreite B . Als leichter zu messende Größe wird im Folgenden die Lamellenpaketbreite B zur Gefügecharakterisierung herangezogen. Die Breite der Lamellen ist für alle Gefüge gleich und beträgt 13 μm .

Die Probe mit dem steilsten Gefügegradienten, der durch Rekristallisation einer Probe mit Deformationsgradienten in einem Temperaturgradienten entstanden ist, wurde für die Ermüdungsversuche verwendet. Die Lamellenpaketbreite lässt sich beschreiben

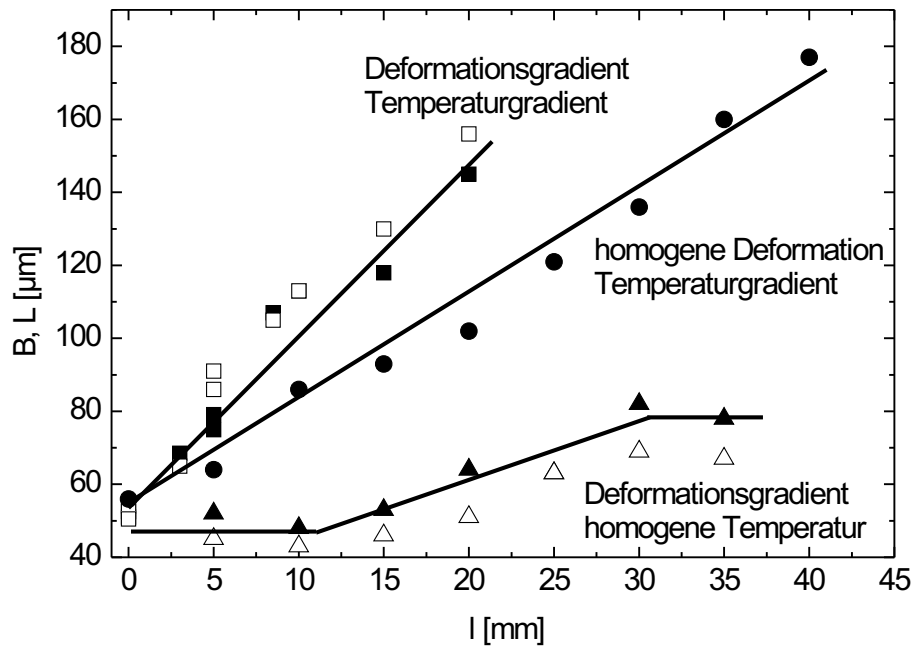


Abbildung 5.2: Einfluss der Umform- und Wärmebehandlung auf den Gefügegradienten: Lamellenpaketbreite B (geschlossen), Lamellenlänge (offen)

mit

$$B = B_0 + k_1 l \quad (5.1)$$

mit $B_0 = 50 \mu\text{m}$ (kleinste Lamellenpaketabmessungen), $k_1 = 4,3 \cdot 10^{-3}$ und $l =$ Abstand vom Gradientenbeginn mit $0 < l < 20 \text{ mm}$ (Abb. 5.2). Abbildung 5.3 zeigt das Gefüge an drei verschiedenen Stellen des Gradientengefüges.

5.1.2 Bruchflächen

Die Abbildungen 5.4 und 5.5 zeigen Bruchflächen der Proben mit homogenen Gefügen. Es sind Facetten der kristallographischen Rissausbreitung zu sehen. Durch die kristallographische Rissausbreitung entstehen raue Bruchflächen. Die Rauigkeit der Bruchfläche ist in den homogenen Gefügen unabhängig von der Belastung ΔK . Die Facetten sind beim groben Gefüge deutlich größer als beim feinen Gefüge. Abbildung 5.6 zeigt exemplarisch die Bruchflächen für Rissausbreitung im Gradientengefüge. Das Aussehen der Bruchflächen, die durch Ermüdung bei verschiedenen konstantgehaltenen ΔK und die bei konstantem ΔF , also ansteigendem ΔK , entstanden sind, ist qualitativ sehr ähnlich. Unabhängig von der Belastungsart (konstantes ΔK , konstantes ΔF) oder der

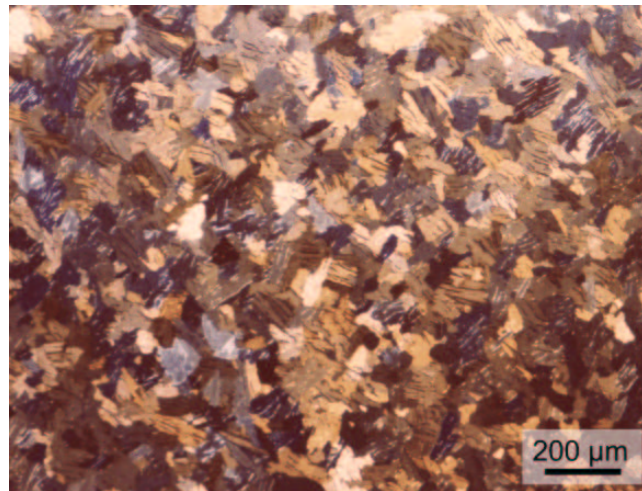


Abb. 5.3a $l = 0$ mm, feines Gefüge ($B = 50$ μm)

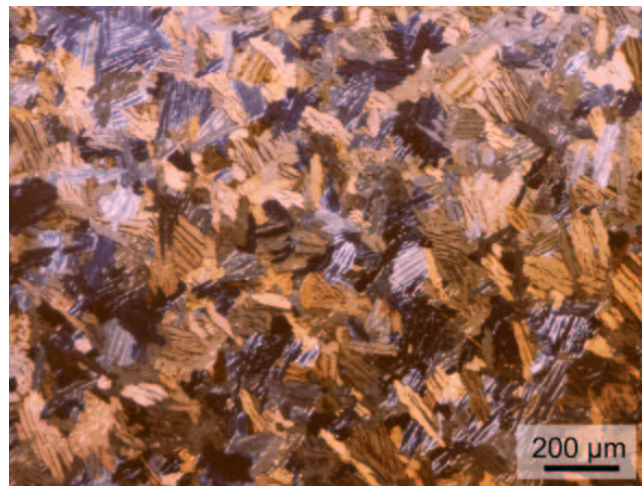


Abb. 5.3b $l = 11,5$ mm, mittleres Gefüge ($B = 100$ μm)

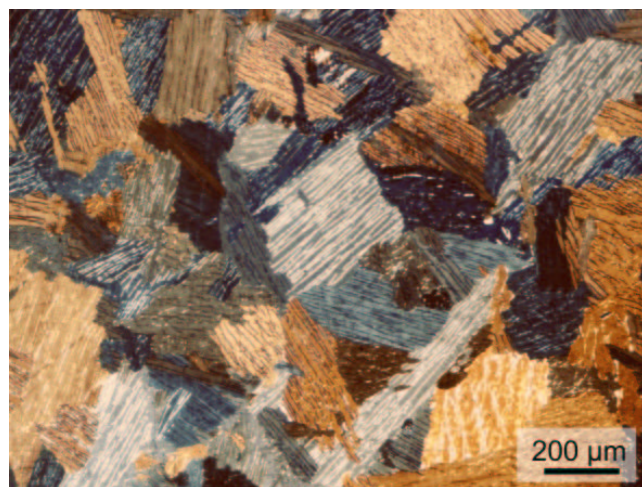


Abb. 5.3c $l = 20$ mm, grobes Gefüge ($B = 140$ μm)

Abbildung 5.3: Gefüge an verschiedenen Stellen des Gradienten

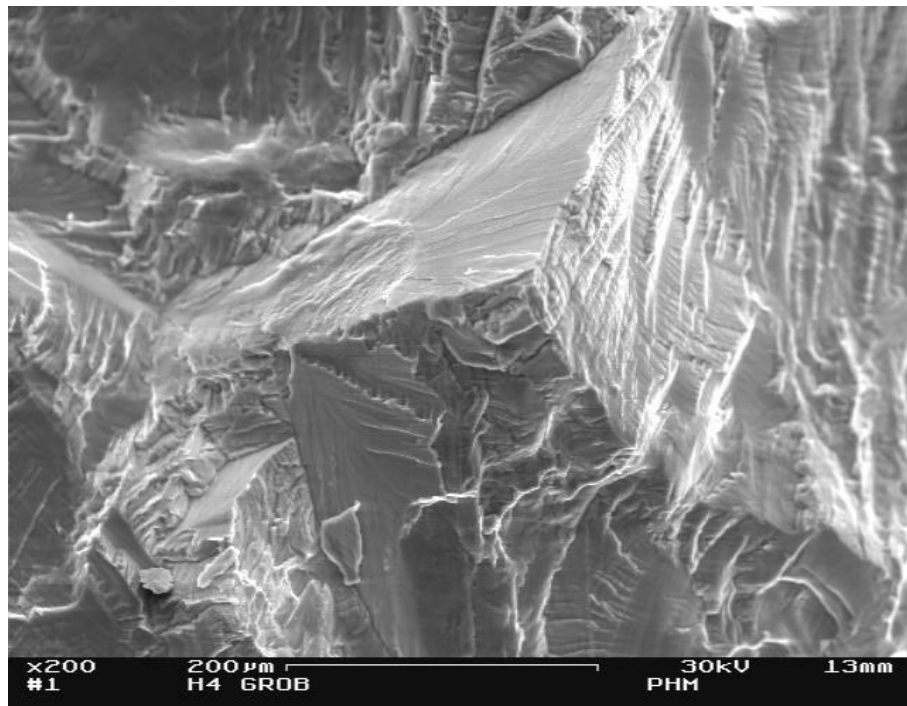


Abb. 5.4a Niedrige Schwingbreite der Spannungsintensität ($\Delta K = 6,2 \text{ MPa m}^{1/2}$)

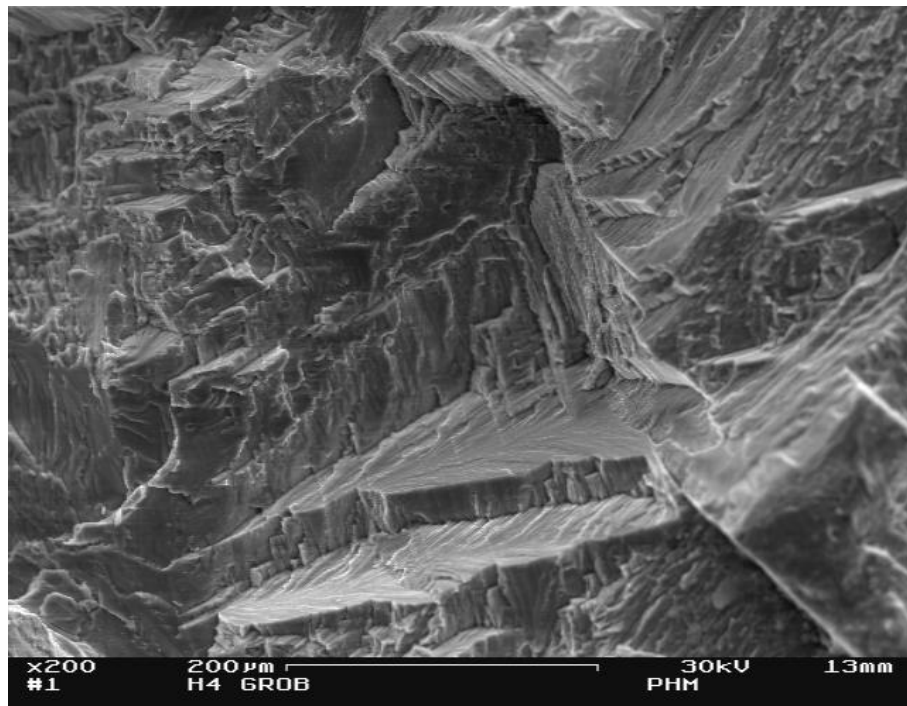


Abb. 5.4b Hohe Schwingbreite der Spannungsintensität ($\Delta K = 15,8 \text{ MPa m}^{1/2}$)

Abbildung 5.4: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen in der Probe mit grobem Gefüge ($B = 156 \mu\text{m}$)

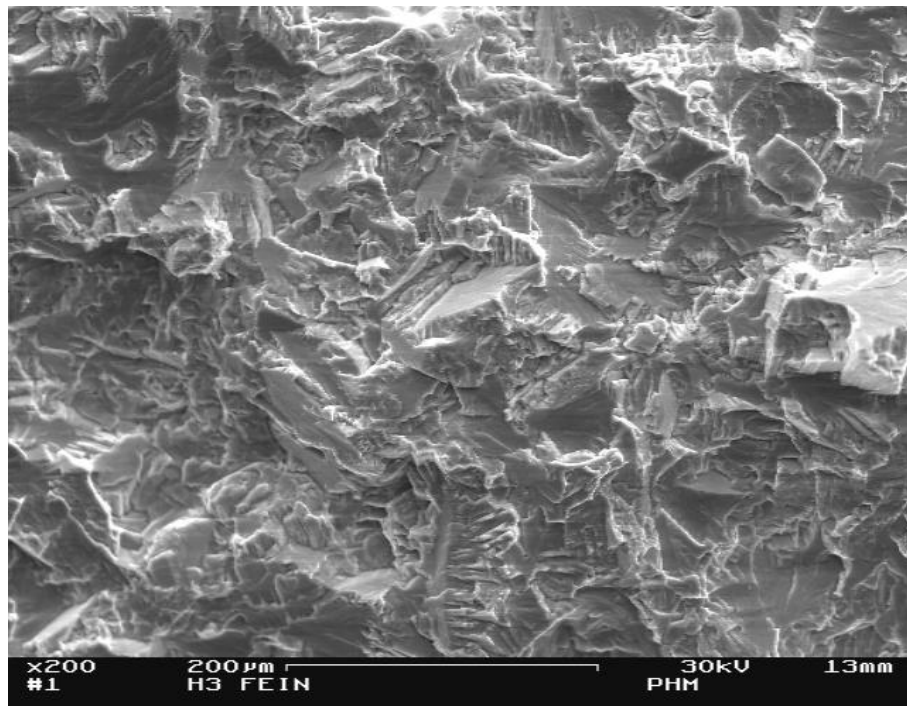


Abb. 5.5a Niedrige Schwingbreite der Spannungsintensität ($\Delta K = 6,5 \text{ MPa m}^{1/2}$)

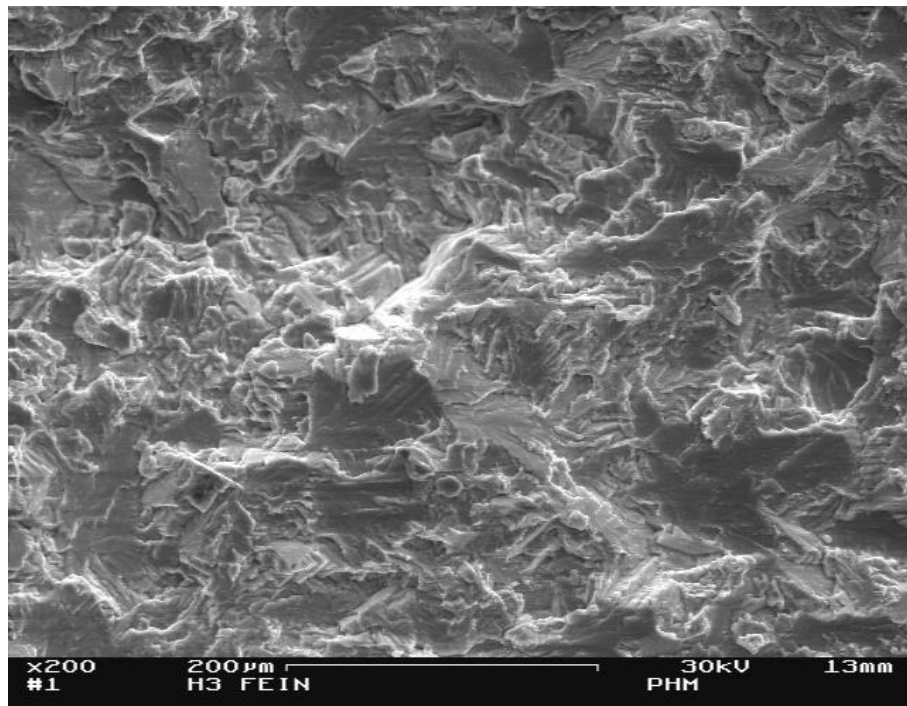


Abb. 5.5b Hohe Schwingbreite der Spannungsintensität ($\Delta K = 13 \text{ MPa m}^{1/2}$)

Abbildung 5.5: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen in der Probe mit feinem Gefüge ($B = 60 \text{ μm}$)

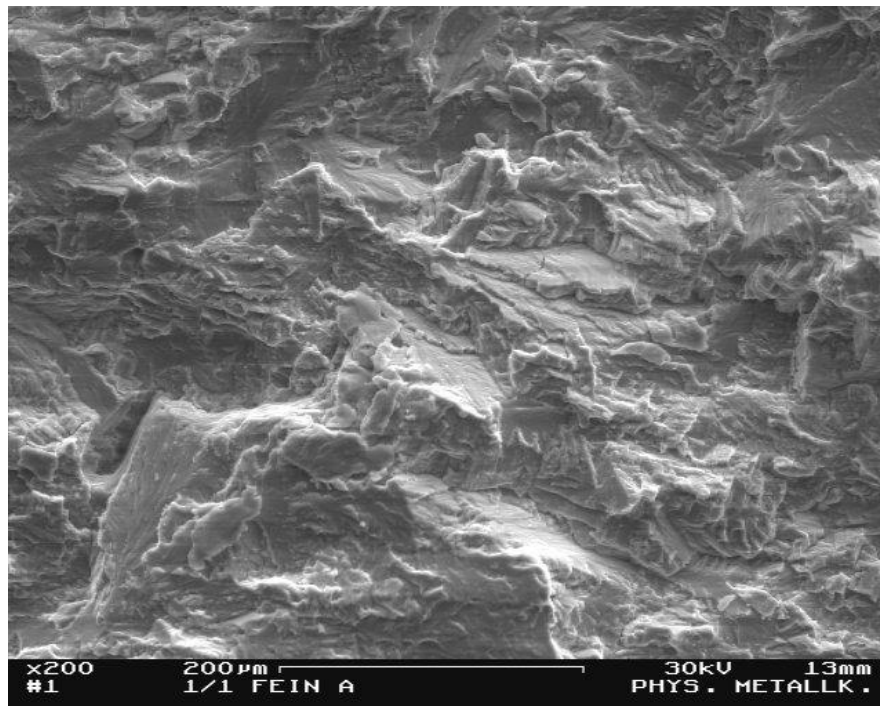


Abb. 5.6a Feines Gefüge ($B = 60 \mu\text{m}$)

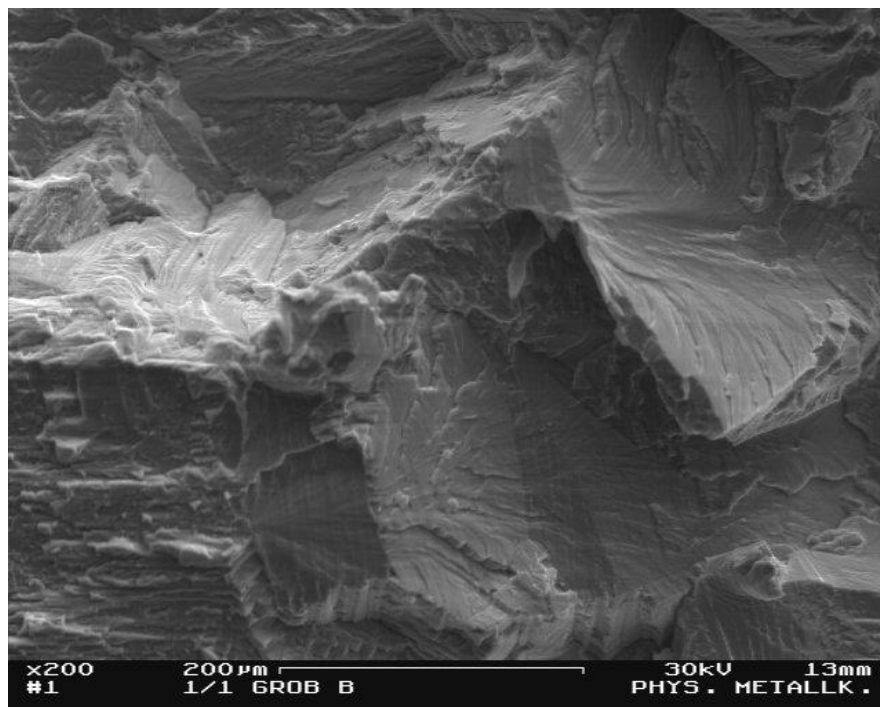


Abb. 5.6b Grobes Gefüge ($B = 130 \mu\text{m}$)

Abbildung 5.6: Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen der Bruchflächen in der Probe mit Gradientengefüge, Rissausbreitung von fein nach grob, $\Delta K = \text{konst.} = 15 \text{ MPa m}^{1/2}$

Rissausbreitungsrichtung bezüglich des Gradienten entstehen auch hier raue Bruchflächen, die Facetten der kristallographischen Rissausbreitung zeigen. Erwartungsgemäß steigt mit der Größe der Lamellenpaketbreiten wie in den homogenen Gefügen die Größe der Facetten.

5.1.3 Rissprofile und Rauigkeiten

Die Abbildungen 5.7 und 5.8 zeigen Rissprofile bei zwei unterschiedlichen Lamellenpaketbreiten im Gradientengefüge. Der Risspfad im groben Gefüge lenkt weiter aus als im feinen Gefüge. Diese unterschiedlichen Rauigkeiten wurden durch Bestimmung der Rauigkeitsparameter S_H und S_θ der Rissprofile quantifiziert.

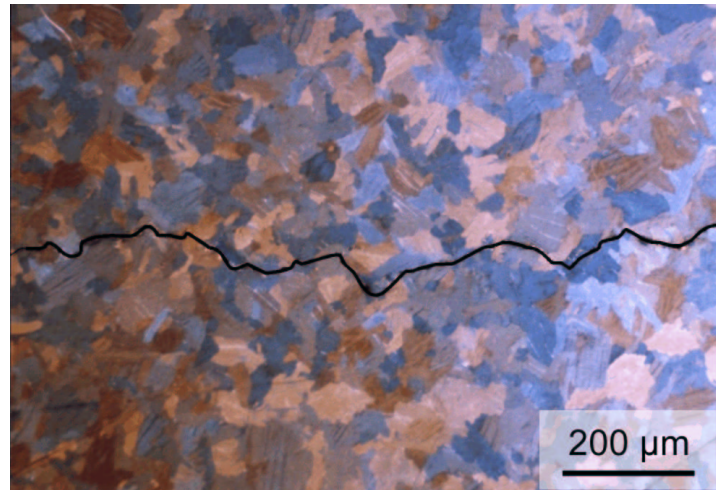


Abbildung 5.7: Rissprofil, Lamellenpaketbreite 60 μm

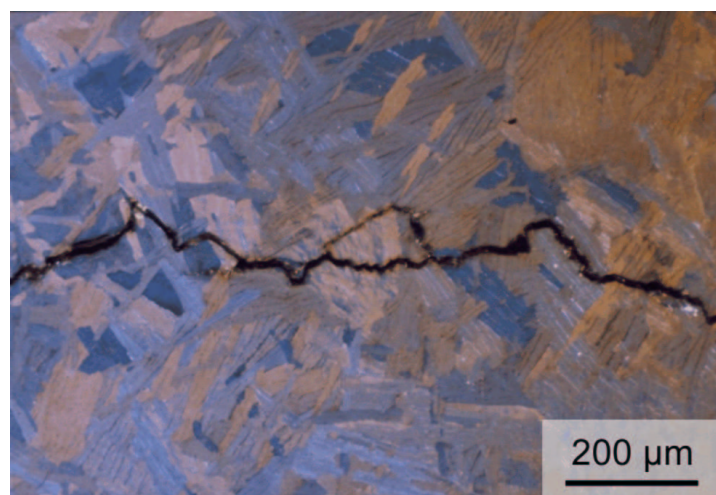


Abbildung 5.8: Rissprofil, Lamellenpaketbreite 140 μm

S_H gibt die Standardabweichung der Bruchfacettenhöhe, S_θ die Standardabweichung der Neigungswinkel der Bruchfacetten gegen die Bruchebene wieder. Die gemessene Standardabweichung der Winkelverteilung S_θ ist für die beiden homogenen Gefüge unabhängig von den Gefügeabmessungen und der Belastung und beträgt $S_\theta \approx 35^\circ$ (Abb. 5.9). Die Standardabweichung der Höhenverteilung ist gefügeabhängig, aber unabhängig von der Belastung ΔK . Sie beträgt für das feine Gefüge $13,5 \mu\text{m}$. Für das gröbere Gefüge ergibt sich eine Standardabweichung der Höhenverteilung von $46 \mu\text{m}$.

Abbildung 5.10 zeigt die Abhängigkeit der Standardabweichung der Höhenverteilung S_H als Funktion der Lamellenpaketbreite B für die Gradientengefüge und die homogenen Gefüge. S_H steigt mit der Lamellenpaketbreite B an, ist unabhängig von der aufgetragenen Belastung ($\Delta K = \text{konst.}$, $\Delta K = \text{variabel}$) und unabhängig von der Rissausbreitungsrichtung in Bezug auf den Gefügegradienten. Die für die Gradientengefüge gemessenen Rauigkeiten liegen bei denselben Werten wie die bei den entsprechenden Lamellenpaketbreiten im homogenen Gefüge gemessenen Rauigkeiten. Die Abhängigkeit der Standardabweichung der Höhenverteilung von der Lamellenpaketbreite kann mit einer linearen Funktion beschrieben werden:

$$S_H = S_{H0} + k_2(B - B_0) \quad (5.2)$$

mit $S_{H0} = 10 \mu\text{m}$, der Höhenverteilung bei der kleinsten Lamellenpaketabmessung

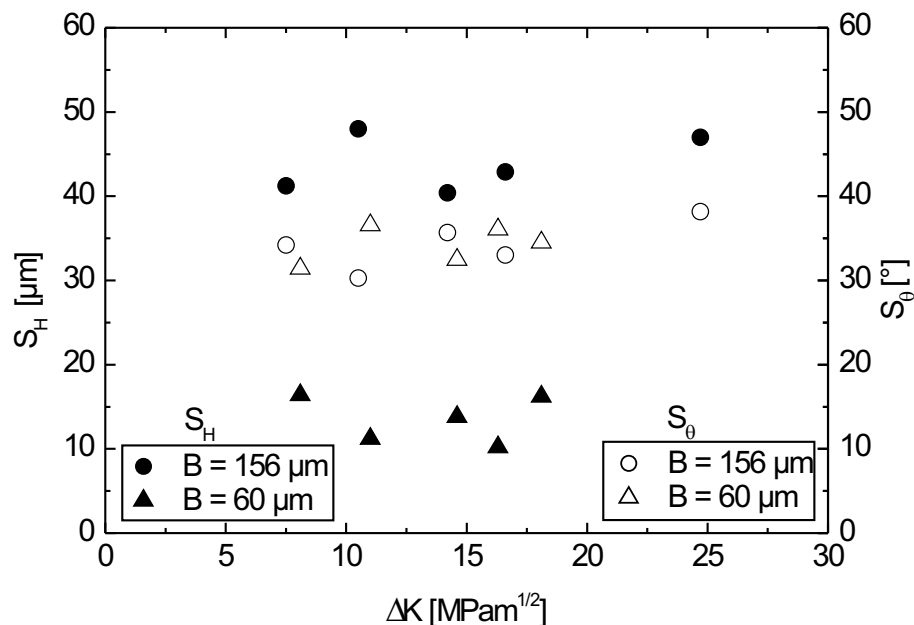


Abbildung 5.9: Rauigkeitsparameter S_H und S_θ für die homogenen Gefüge

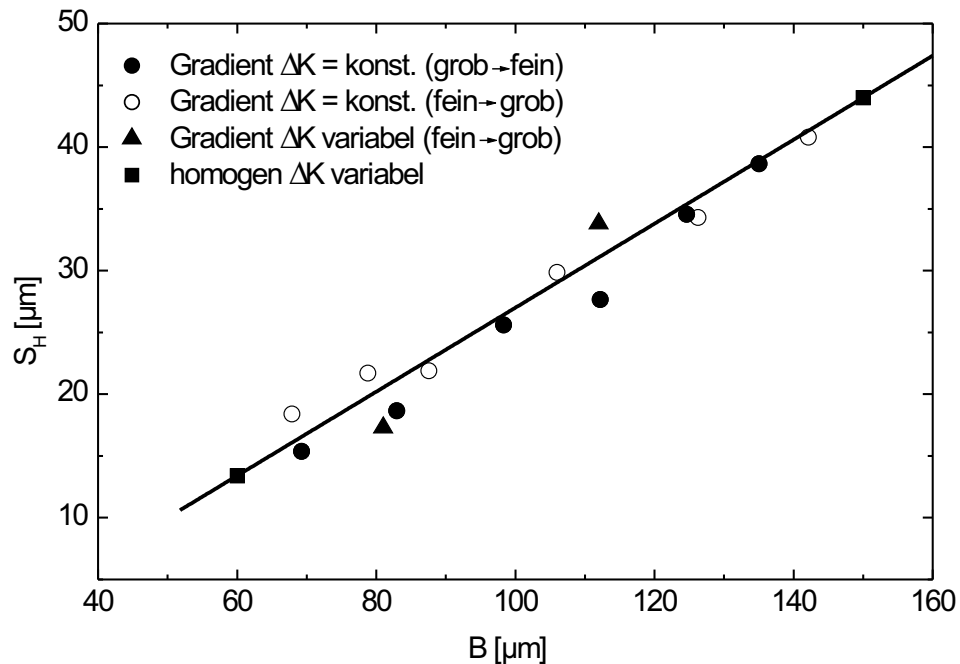


Abbildung 5.10: Standardabweichung der Höhenverteilung S_H als Funktion der Lamellenpaketbreite B für Gradientengefüge und homogene Gefüge

$B_0 = 50 \mu\text{m}$, und $k_2 = 0,34$ gilt diese Beziehung im Bereich des Gefügegradienten, d. h. $0 < l < 20 \text{ mm}$ bzw. $B_0 < B < B_{\text{max}}$ ($B_{\text{max}} = 140 \mu\text{m}$ bei $l = 20 \text{ mm}$).

Der Auslenkwinkel θ ist auch in Gradientengefüge konstant und wird über S_θ quantifiziert. S_θ ist unabhängig von der Rissausbreitungsrichtung und beträgt wie im homogenen Gefüge 35° (Abb. 5.11).

5.2 Rauigkeitsinduzierte Risschließung

Die in den Bruchflächen gefundenen Facetten zeigen, dass der Risschließmechanismus rauigkeitsinduziert ist. In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Risschließungsmessung in den homogenen und gradierten Gefügen vorgestellt. Das Risschließverhalten wird mit Hilfe eines Modells für die rauigkeitsinduzierte Risschließung beschrieben.

5.2.1 Homogene Gefüge

Abbildung 5.12 zeigt das Risschließverhalten für eine Probe mit homogenem Gefüge mit einer Lamellenpaketbreite von $60 \mu\text{m}$. K_{cl} steigt mit steigender maximaler Spannungsintensität (also auch mit ansteigender Schwingbreite der Spannungsintensität) an. Um zu untersuchen, ob die Belastungsgeschichte (Load-History) einen Einfluss

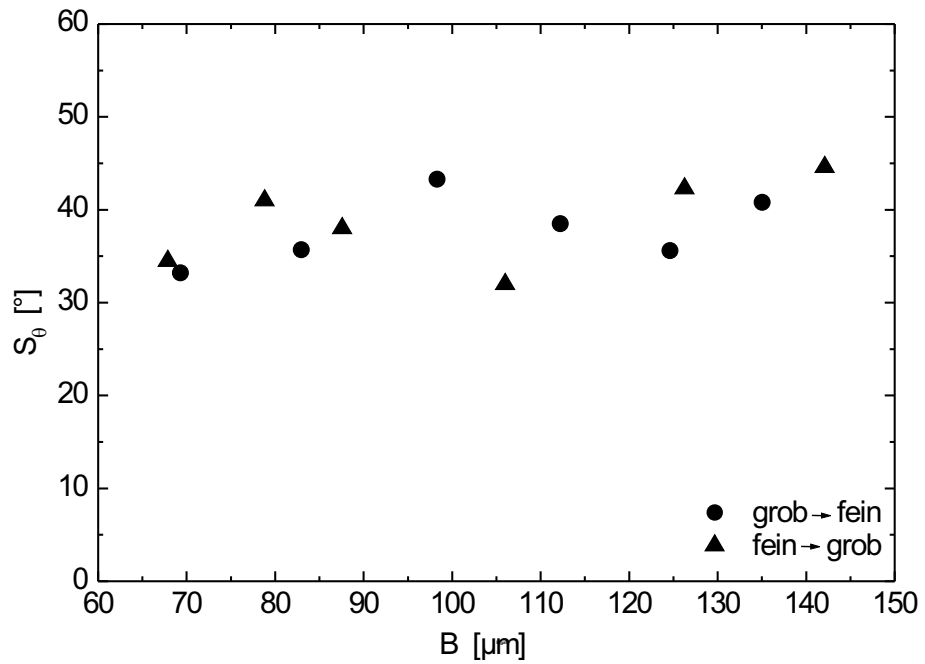


Abbildung 5.11: Standardabweichung der Winkelverteilung S_θ für Rissausbreitung im Gradientengefüge für unterschiedliche Rissausbreitungsrichtungen bei $\Delta K = 15 \text{ MPa m}^{1/2}$

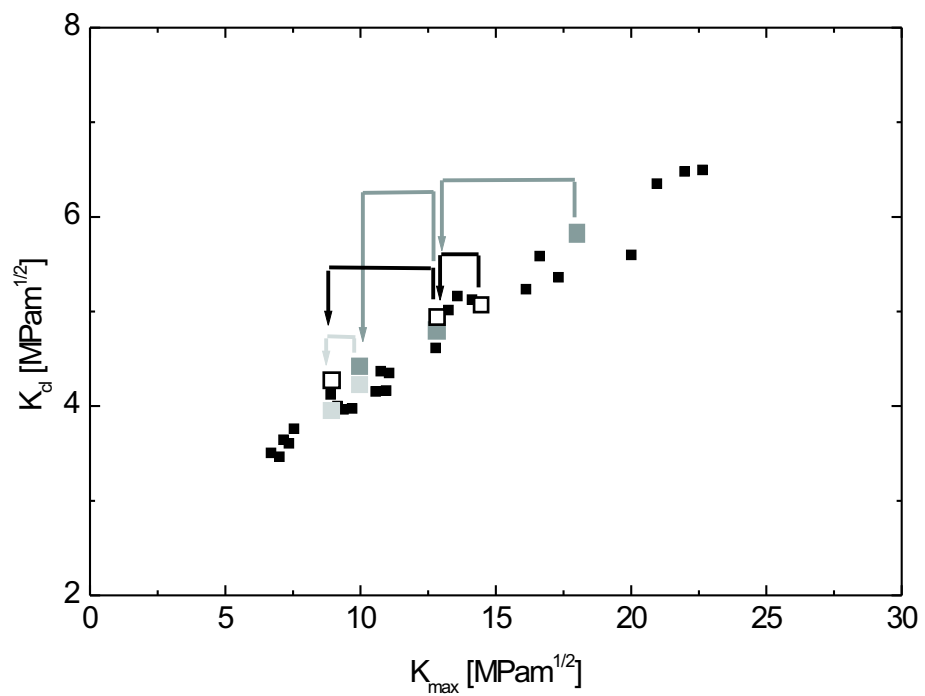


Abbildung 5.12: Einfluss der Belastungsgeschichte auf K_{cl} bei Rissausbreitung im homogenen Gefüge ($B = 60 \mu\text{m}$)

auf rauigkeitsinduzierte Rissschließung hat, wurden während der Rissausbreitungsmessung starke Lastabsenkungen vorgenommen. Es zeigt sich, dass die Messpunkte nach Lastabsenkung auf der Kurve liegen, die bei Belastung mit ansteigendem ΔK gemessen wurden. Die vorhergehende Belastung hat keinen Einfluss auf das Rissschließverhalten: Die Rissschließung ist nur von der Rauigkeit und der anliegenden Belastung (K_{\max}) abhängig.

Abbildung 5.13 zeigt die Rissschließbelastung K_{cl} in Abhängigkeit von der maximalen Spannungsintensität K_{\max} für zwei homogene Gefüge. Die Abhängigkeit von K_{cl} von K_{\max} lässt sich durch die von Wang et al. (1998) angegebene Beziehung, die auf kontinuumsmechanischen und versetzungstheoretischen Ansätzen beruht, beschreiben:

$$K_{cl} = \eta[(1 - \nu^2)R_{p0,2}K_{\max}S_H^{1/2} \sin^{3/2} S_\theta \cos(S_\theta/2)]^{1/2} \quad (5.3)$$

mit der Querkontraktionszahl ν und der Dehngrenze $R_{p0,2}$ (Tabelle 5.2). Der im Zugversuch ermittelte Kennwert der beiden homogenen Referenzgefüge ist im Rahmen der Streuungen gleich. Durch Einsetzen der jeweiligen Werte für S_H und S_θ ergibt sich der Vorfaktor η zu 1,28. Bei konstanten Werten für ν und S_θ lässt sich Gleichung 5.3

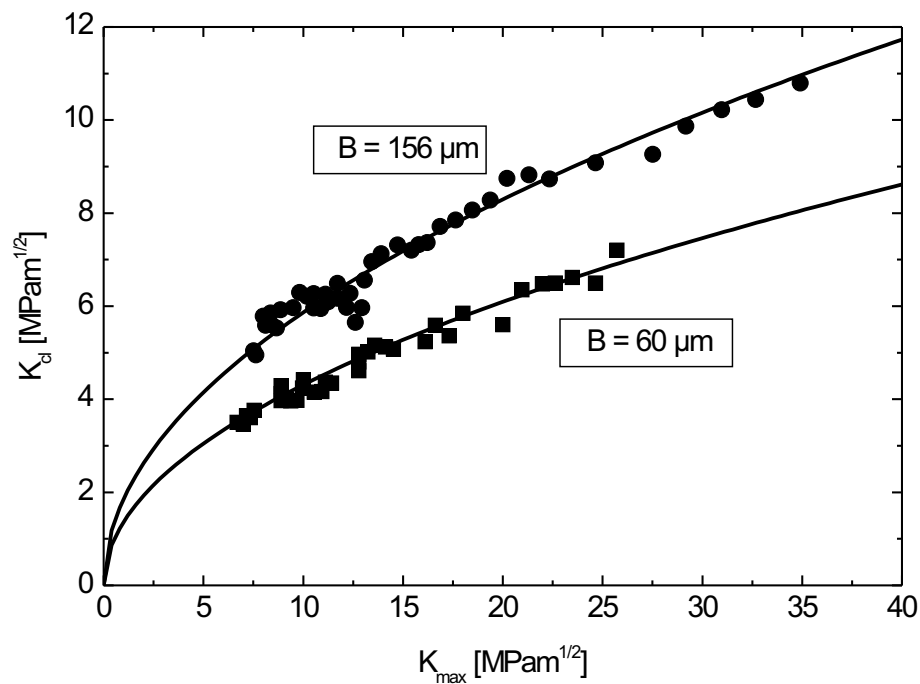


Abbildung 5.13: Rissschließverhalten der homogenen Gefüge: Vergleich Experiment (Messpunkte) und Berechnung (Kurven)

vereinfachen zu:

$$K_{cl} = k_3(R_p K_{max})^{1/2} S_H^{1/4} \quad (5.4)$$

mit $k_3 = \eta[(1 - \nu^2) \sin^{3/2} S_\theta \cos(S_\theta/2)]^{1/2}$. Für die homogenen Gefüge ergibt sich mit $\nu = 0,3$ und $S_\theta = 35^\circ$ der Vorfaktor $k_3 = 0,78$. Damit lässt sich für beide Gefüge der Verlauf von K_{cl} über K_{max} mit hoher Genauigkeit berechnen.

Lamellenpaketbreite μm	$R_{p0,2}$ MPa	R_m MPa	ε_B $\ln(A_0/A_B)$	E GPa	A_g %
60	820	940	0,36	133	7
156	825	955	0,20	136	9

Tabelle 5.2: Mechanische Kennwerte der homogenen Gefüge

5.2.2 Gradientengefüge

Abbildung 5.14 zeigt die Rissschließbelastung K_{cl} in Abhängigkeit von dem Rauigkeitsparameter S_H bzw. der Lamellenpaketbreite B für Rissausbreitung im Gradientengefüge. Für konstantes ΔK steigt die Rissschließbelastung K_{cl} mit der Rauigkeit für $\Delta K=15 \text{ MPa m}^{1/2}$ von $5 \text{ MPa m}^{1/2}$ bei $B = 60 \mu\text{m}$ auf $7 \text{ MPa m}^{1/2}$ bei $B = 140 \mu\text{m}$. Für $\Delta K=7,5 \text{ MPa m}^{1/2}$ steigt K_{cl} von $3,8 \text{ MPa m}^{1/2}$ bei $B = 60 \mu\text{m}$ auf $5 \text{ MPa m}^{1/2}$ bei $B = 120 \mu\text{m}$ an. Dieser Anstieg ist ausschließlich auf die ansteigende Rauigkeit im Risspfad zurückzuführen. Ein größeres K_{max} bedeutet ein höheres Niveau der Rissschließung und einen stärkeren Anstieg über der Lamellenpaketbreite. Die Richtung der Rissausbreitung in Bezug auf den Gefügegradienten beeinflusst die Entwicklung von K_{cl} nicht (Abb. 5.14). Das Rissschließverhalten lässt sich mit Gleichung 5.4 und dem für homogene Gefüge bestimmten Vorfaktor $k_3 = 0,78$ berechnen.

Das Rissschließverhalten für Rissausbreitung im Gradientengefüge mit konstantem ΔF , also mit der Risslänge ansteigendem ΔK , ist in Abbildung 5.15 dargestellt. K_{cl} steigt mit steigender Gefügeabmessung von $4 \text{ MPa m}^{1/2}$ für $B = 60 \mu\text{m}$ auf $9 \text{ MPa m}^{1/2}$ für $B = 120 \mu\text{m}$ an. Dieser Anstieg ist steiler als bei Rissausbreitung im Gradientengefüge mit konstantem ΔK (Abb. 5.14) und steiler als bei Rissausbreitung in den homogenen Gefügen (Abb. 5.13), da sich hier die Rauigkeit und K_{max} ändern.

Mit Gleichung 5.4 lässt sich das Rissschließverhalten im Gradientengefüge berechnen, wenn der für die verwendete CT-Probe gültige Zusammenhang zwischen der Risslänge

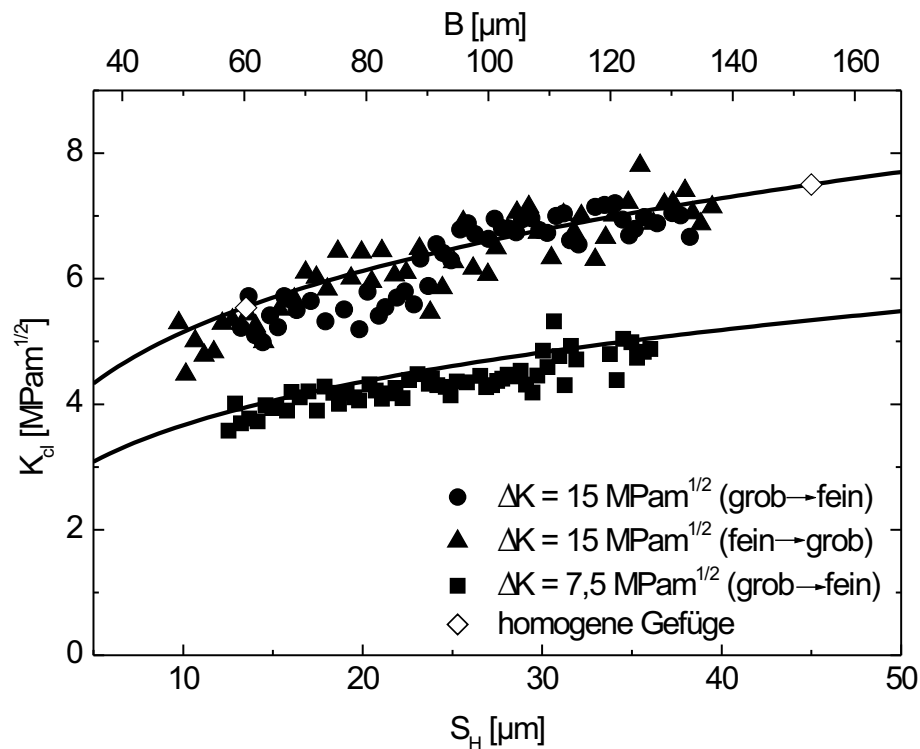


Abbildung 5.14: Risschließverhalten bei Rissausbreitung im Gradientengefüge mit konstantem ΔK in Abhängigkeit von der Rauigkeit bzw. der Lamellenpaketbreite (Datenpunkte: Messung, Kurve: berechnet mit Gleichung 5.8)

und der Korngröße eingesetzt wird. Dieser lässt sich mit

$$a = a_0 + l \quad (5.5)$$

(a = Risslänge, a_0 = Abstand der Krafteinleitung vom Beginn des Gefügegradienten, l = Abstand des Beginnes des Gradienten von der Risspitze) und Gleichung 5.1 beschreiben mit

$$B = B_0 + k_1(a - a_0) \quad (5.6)$$

Die Standardabweichung der Höhenverteilung (Gleichung 5.2) kann mit Gleichung 5.6 in Abhängigkeit von der Risslänge beschrieben werden als:

$$S_H = S_{H0} + k_4(a - a_0) \quad (5.7)$$

mit $k_4 = k_1 k_2$. Mit Gleichung 5.4 ergibt sich der Zusammenhang zwischen K_{cl} und der

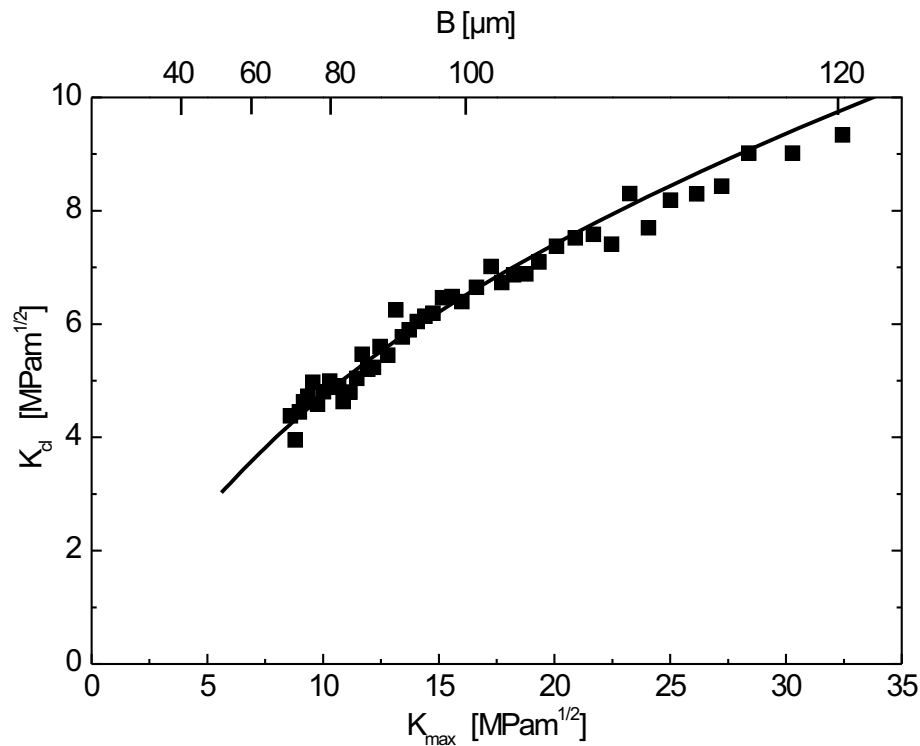


Abbildung 5.15: Riss-schließverhalten bei Rissausbreitung im Gradientengefüge mit konstantem ΔF , Rissausbreitung vom feinen zum groben Gefüge (Datenpunkte: Messung, Kurve: berechnet mit Gleichung 5.8)

Risslänge zu:

$$K_{cl} = k_3 (R_p K_{max})^{1/2} [S_{H0} + k_4 (a - a_0)]^{1/4} \quad (5.8)$$

Mit der für homogene Werkstoffe bestimmten Konstanten $k_3 = 0,78$ und der Konstanten $k_4 = k_1 k_2 = 1,46 \cdot 10^{-3}$ lässt sich das Riss-schließverhalten im Gradientengefüge mit sehr guter Übereinstimmung mit den experimentellen Daten berechnen (Abb. 5.15).

5.2.3 Vereinfachung des Riss-schließmodells

Mit dem hier verwendeten Modell wird es möglich das Riss-schließverhalten einer Probe mit Gradientengefüge aus dem Riss-schließverhalten zweier homogener Referenzgefüge auch ohne Messung der Rauigkeitsparameter zu berechnen. Voraussetzung hierfür ist, dass rauigkeitsinduzierte Riss-schließung stattfindet, die Rauigkeit der Bruchflächen nur vom Gefüge, nicht von der anliegenden Belastung abhängig ist und die Riss-schließung direkt an der Riss-spitze stattfindet. Diese Bedingungen sind in dem untersuchten grob-

lamellaren Gefüge erfüllt. Zur Berechnung des Rissschließverhaltens ohne Messung der Rauigkeitsparameter muss an die Rissschließmesswerte der homogenen Referenzgefüge (Abbildung 5.13) in Anlehnung an Gleichung 5.4 folgende Funktion angepasst werden:

$$K_{cl} = nK_{max}^{1/2} \quad (5.9)$$

mit $n = k_3 R_p^{1/2} S_H^{1/4}$. Für $B = 60 \mu\text{m}$ erhält man $n = 1,35 (\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^{1/2}$, für $B = 156 \mu\text{m}$ $n = 1,85 (\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^{1/2}$. Die Gefügeabhängigkeit von n wird in Anlehnung an den linearen Zusammenhang zwischen Lamellenpaketbreite und Rauigkeit (Gleichung 5.2) und der S_H -Abhängigkeit in Gleichung 5.4 mit folgender Funktion angepasst:

$$n = (t_1 + t_2 B)^{1/4} \quad (5.10)$$

mit $t_1 = k_3^4 R_p^2 (S_{H0} - k_2 B_0)$ in $(\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^2$ und $t_2 = k_3^4 R_p^2 k_2$ in MPa^2 . Für die hier durchgeführten Versuche ergibt sich $t_1 = -1,8 (\text{MPa}\sqrt{\text{m}})^2$ und $t_2 = 8,6 \cdot 10^4 \text{MPa}^2$. Durch Einsetzen des Zusammenhangs zwischen der Lamellenpaketbreite und der Risslänge (Gleichung 5.6) folgt aus Gleichung 5.9 und 5.10

$$K_{cl} = [t_1 + t_2(B_0 + k_1(a - a_0))]^{1/4} K_{max}^{1/2} \quad (5.11)$$

Hiermit kann das Rissschließverhalten einer Probe mit Gradientengefüge ohne Rauigkeitsmessung aus dem Rissschließverhalten zweier homogener Referenzgefüge berechnet werden.

5.3 Rissausbreitung

In diesem Kapitel werden die Ergebnisse der Ermüdungsversuche an homogenen und gradierten Gefügen dargestellt. Neben der quantitativen Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in homogenen Gefügen werden zwei Methoden vorgestellt das Rissausbreitungsverhalten in gradierten Gefügen quantitativ zu beschreiben.

5.3.1 Homogene Gefüge

Abbildung 5.16 zeigt das Rissausbreitungsverhalten für ein homogenes Gefüge mit einer Lamellenpaketbreite von $60 \mu\text{m}$. Die Messpunkte ergeben sich aus dem Load-Shedding-Prozess und dem anschließenden Rissausbreitungsversuch bei konstantem ΔF , also ansteigendem ΔK . Neben diesen Messpunkten sind einige Messpunkte hervorgehoben, bei denen starke Lastabsenkungen vorgenommen wurden. Trotz dieser großen Stufen

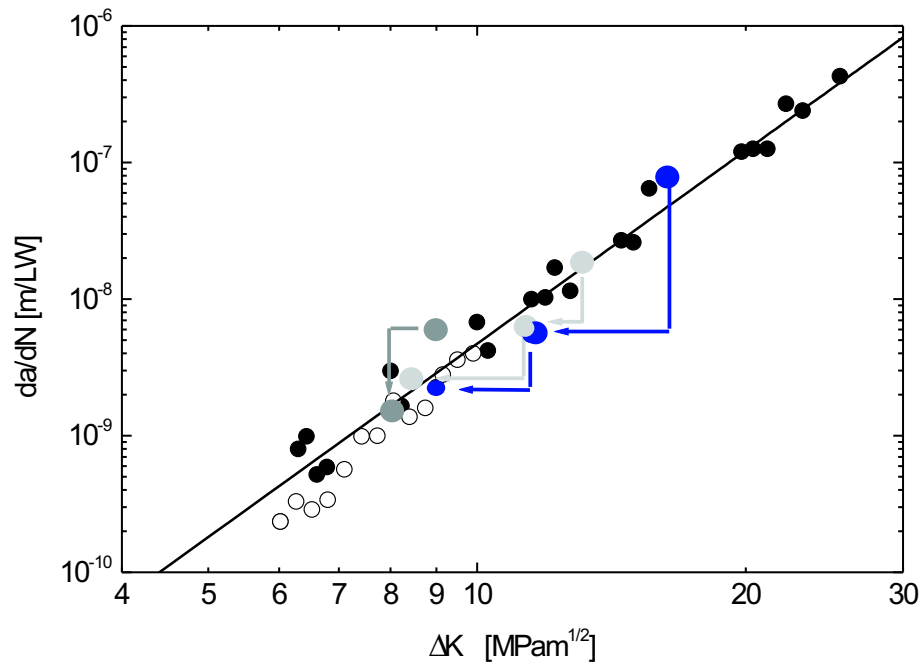


Abbildung 5.16: Einfluss der Belastungsgeschichte auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit im homogenen Gefüge ($B = 60 \mu\text{m}$): Load-Shedding-Prozess (offen), konstante Belastung ΔF (geschlossen), Load-Shedding mit großen Lastabsenkungen (Pfeile)

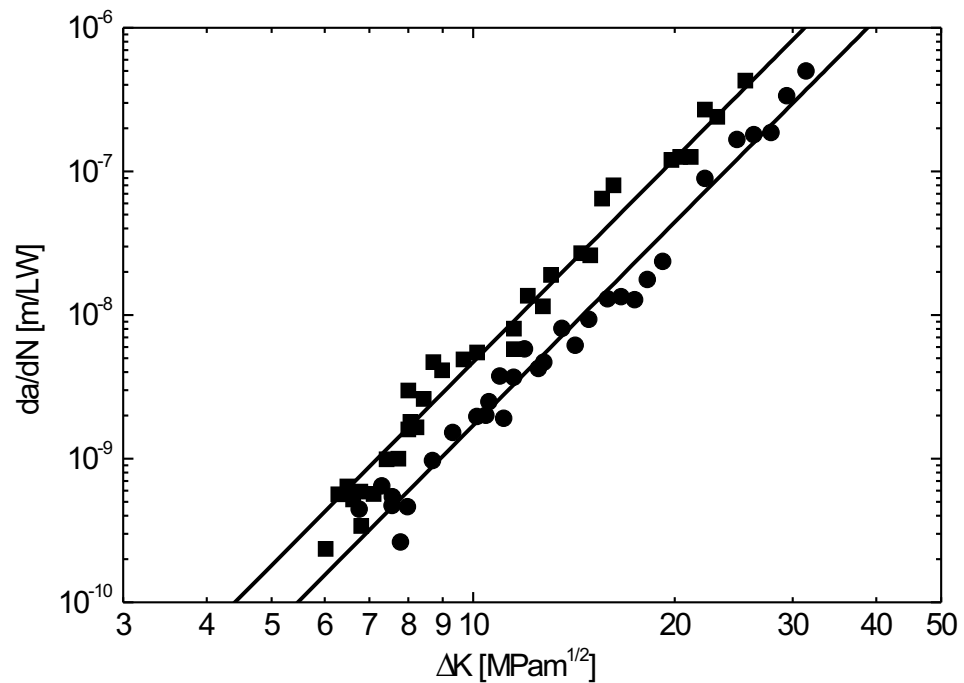


Abbildung 5.17: Rissausbreitungskurven der homogenen Gefüge, Datenpunkte: Messung ($B = 60 \mu\text{m}$ Quadrate, $B = 156 \mu\text{m}$ Kreise), Kurven: berechnet

zeigt sich im Vergleich zum Versuch mit konstantem ΔF das gleiche Rissausbreitungsverhalten. Dies bedeutet im Gegensatz zur plastizitätsinduzierten Risssschließung, bei der der sogenannte Load-History-Effekt auftritt, dass hier die vorhergehende Belastung keinen Einfluss auf das Rissausbreitungsverhalten des homogenen Gefüges hat.

Das Rissausbreitungsverhalten homogener Gefüge kann über die Paris-Gleichung beschrieben werden:

$$da/dN = c\Delta K^m \quad (5.12)$$

c und m sind gefügeabhängige Parameter.

Die Rissausbreitungskurven in Abbildung 5.17 zeigen, dass die Gefüge das Rissausbreitungsverhalten beeinflussen. Ein Riss im groberen Gefüge breitet sich bei gleicher Belastung ΔK langsamer aus als im feinen Gefüge. Die gemessenen Rissausbreitungsgeschwindigkeiten streuen sehr stark. Aus diesem Grund wurden die Parameter c und m der Paris-Gleichung über einen iterativen Prozess bestimmt. Hierzu wurden die in Abbildung 5.18 dargestellten Kurven durch numerische Integration der Gleichung 5.12 unter Annahme von Startwerten für c und m berechnet. Diese Werte wurden in

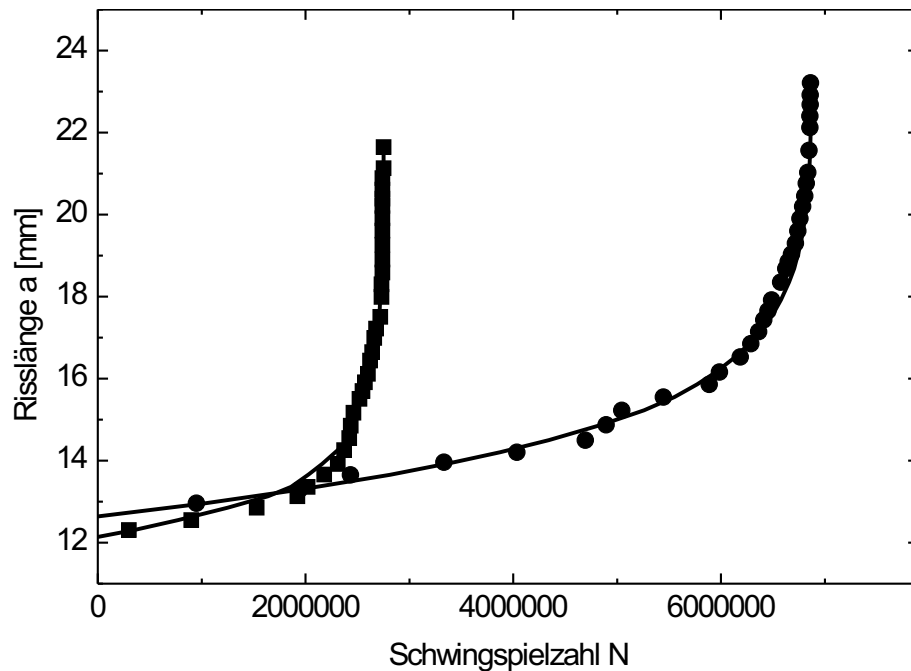


Abbildung 5.18: Rissverlängerungskurven homogener Gefüge, Datenpunkte: Messung ($B = 60 \mu\text{m}$ Quadrate, $B = 156 \mu\text{m}$ Kreise), Kurven: berechnet

dem iterativen Prozess so oft verändert, bis die berechnete und die gemessene Kurve übereinstimmen (Broek (1989), Broek (1997)). Der Parameter c ist gefügeabhängig mit $c = 9,4 \cdot 10^{-14}$ für das Gefüge mit einer Lamellenpaketbreite von $60 \mu\text{m}$ und $c = 3,4 \cdot 10^{-14}$ für das Gefüge mit einer Lamellenpaketbreite von $156 \mu\text{m}$. Der Parameter m ist gefügeunabhängig und wurde zu $m = 4,7$ bestimmt, die Paris-Geraden der beiden homogenen Gefüge verlaufen parallel (Abb. 5.17).

5.3.2 Verfahren zur Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in Gradientengefügen

In diesem Abschnitt werden zwei Verfahren zur quantitativen Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in gradierten Gefügen vorgestellt und experimentell überprüft. Beim Verfahren I werden die Ergebnisse der Rissausbreitungsversuche im Gradientengefüge bei konstantem ΔK , beim Verfahren II die Ergebnisse der Rissausbreitungsversuche an den homogenen Gefügen herangezogen.

Verfahren I

Um das Rissausbreitungsverhalten im Gradientengefüge zu berechnen, ist es nötig das Rissausbreitungsverhalten an jeder Stelle des Gefüges, also die lokalen Rissausbreitungskurven zu kennen. Diese lokalen Rissausbreitungskurven werden bei diesem Verfahren aus dem Rissausbreitungsverhalten gradiert Gefüge bei Rissausbreitung mit konstantem ΔK bestimmt (Abb. 5.19).

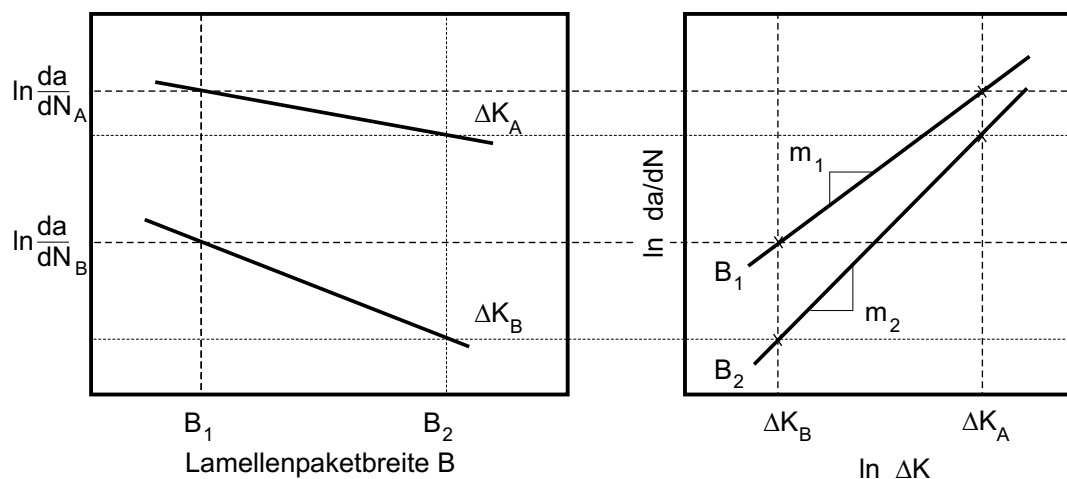


Abbildung 5.19: Schematische Darstellung der Ermittlung der Rissausbreitungskurven für homogene Gefüge mit den Lamellenpaketbreiten B_1 und B_2 aus Versuchen im Gradientengefüge bei zwei konstanten ΔK -Werten

Abbildung 5.19 zeigt schematisch das Rissausbreitungsverhalten von Proben mit gradiertem Gefüge für Rissausbreitung bei konstantem ΔK . Für die eingezeichnete Lamellenpaketbreite B_1 ergibt sich unter der Annahme, dass sich die beiden konstant gehaltenen Schwingbreiten der Spannungsintensitäten ΔK_A und ΔK_B im Paris-Bereich befinden, die in Abbildung 5.19 rechts dargestellte Paris-Gerade. Die unbekannt Parameter c_1 und m_1 der Paris-Gleichung für die Lamellenpaketbreite B_1 lassen sich berechnen aus:

$$(da/dN)_A = c_1 \Delta K_A^{m_1} \quad (5.13-a)$$

$$(da/dN)_B = c_1 \Delta K_B^{m_1} \quad (5.13-b)$$

Auflösen ergibt:

$$m_1 = \frac{\ln(da/dN)_A - \ln(da/dN)_B}{\ln \Delta K_A - \ln \Delta K_B} \quad (5.14-a)$$

$$c_1 = (da/dN)_A \cdot \left(\frac{1}{\Delta K_A} \right)^{\frac{\ln(da/dN)_A - \ln(da/dN)_B}{\ln \Delta K_A - \ln \Delta K_B}} \quad (5.14-b)$$

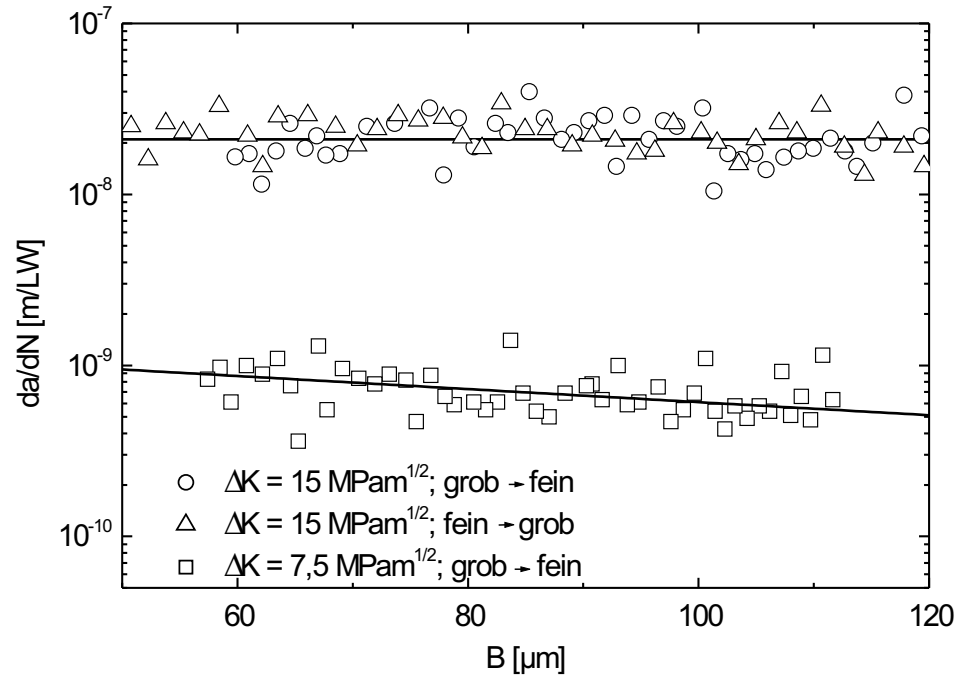
Damit lässt sich die Paris-Gleichung für die Lamellenpaketbreite B_1 beschreiben als

$$da/dN = (da/dN)_A \cdot \left(\frac{\Delta K}{\Delta K_A} \right)^{\frac{\ln(da/dN)_A - \ln(da/dN)_B}{\ln \Delta K_A - \ln \Delta K_B}} \quad (5.15)$$

Durch Einsetzen von gefügeabhängigen Funktionen für die Rissausbreitungsgeschwindigkeiten $(da/dN)_A$ und $(da/dN)_B$ wird Gleichung 5.15 zu einer Funktion, die abhängig von der Lamellenpaketbreite ist. Mit Gleichung 5.6 kann das Rissausbreitungsverhalten einer Probe mit gradiertem Gefüge in Abhängigkeit von der Risslänge auf der CT-Probe beschrieben werden. Diese beiden Schritte sollen im Folgenden für das hier durchgeführte Experiment gezeigt werden.

Abbildung 5.20 zeigt die Rissausbreitungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Lamellenpaketbreite für Rissausbreitung im Gefügegradient für zwei konstante ΔK . Die Messwerte streuen sehr stark, sowohl für $\Delta K_A = 15 \text{ MPa m}^{1/2}$ als auch für $\Delta K_B = 7,5 \text{ MPa m}^{1/2}$. Für $\Delta K_A = 15 \text{ MPa m}^{1/2}$ ist kein Gefügeeinfluss auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit festzustellen. Bei dem niedrigeren Niveau von ΔK fällt mit zunehmender Gefügeabmessung die Rissausbreitungsgeschwindigkeit ab. Die Gefügeabhängigkeit der Rissausbreitungsgeschwindigkeit für die beiden untersuchten ΔK lassen sich mit einer exponentiellen Funktion beschreiben:

$$da/dN = d_1 \exp(d_2 B) \quad (5.16)$$


 Abbildung 5.20: Rissausbreitung im Gefügegradient für zwei verschiedene ΔK

mit $d_1 = 1,47 \cdot 10^{-9} \pm 2,6 \cdot 10^{-10}$ und $d_2 = -8,8 \cdot 10^3 \pm 2,6 \cdot 10^3$ für $\Delta K = 7,5 \text{ MPa m}^{1/2}$ und $d_1 = 2,1 \cdot 10^{-8} \pm 4,7 \cdot 10^{-9}$ und $d_2 = 0 \pm 2 \cdot 10^3$ für $\Delta K = 15 \text{ MPa m}^{1/2}$.

Einsetzen von Gleichung 5.16 für $(da/dN)_A$ und der konstanten Geschwindigkeit für $(da/dN)_B$, sowie der beiden konstanten ΔK in Gleichung 5.15 führt zu einer Gleichung, die das Rissausbreitungsverhalten für beliebige B beschreibt. Für die hier durchgeführten Versuche ergibt sich hiermit

$$da/dN = [5,38 \cdot 10^{-13} \exp(-3,5 \cdot 10^4 B)] \Delta K^{[3,9+1,29 \cdot 10^4 B]} \quad (5.17)$$

Mit dem Zusammenhang zwischen dem Gefüge und der Risslänge auf der CT-Probe (Gl. 5.6) lässt sich das Rissausbreitungsverhalten im Gradientengefüge beschreiben

$$da/dN = [5,38 \cdot 10^{-13} \exp[-3,5 \cdot 10^4 (B_0 + k_1(a - a_0))]] \cdot \Delta K^{[3,9+1,29 \cdot 10^4 (B_0 + k_1(a - a_0))]} \quad (5.18)$$

Durch numerische Integration dieser Gleichung lässt sich die Rissverlängerungskurve für beliebige Versuchsbedingungen $(\Delta F, a_i)$ berechnen. Abb. 5.21 zeigt eine experimentell ermittelte und eine für dieselben Versuchsbedingungen berechnete Rissverlängerungskurve.

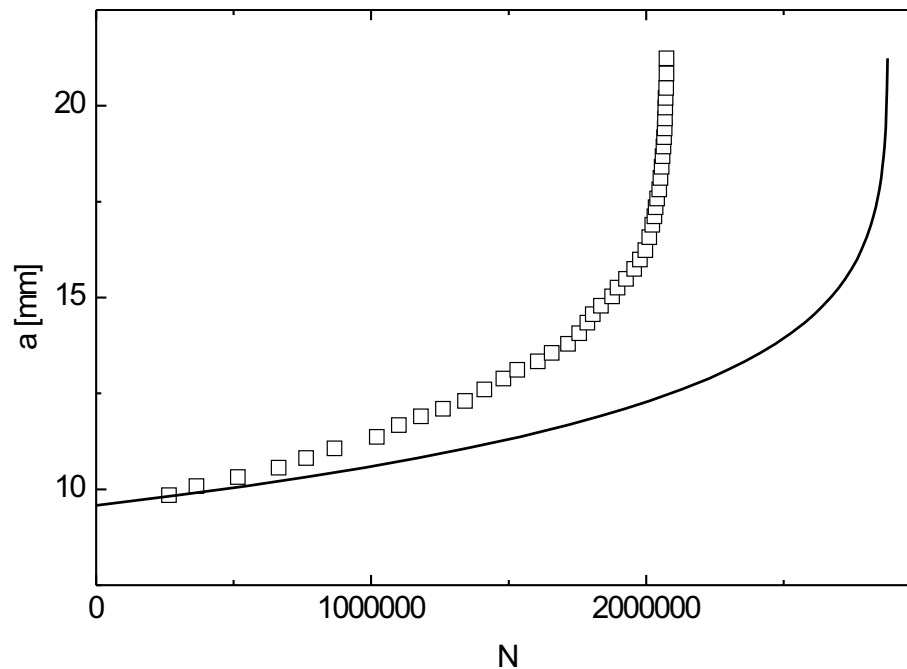


Abbildung 5.21: Vergleich der Rissverlängerungskurven bei Rissausbreitung im Gradientengefüge mit konstantem ΔF , Rissausbreitung vom feinen zum groben Gefüge (Datenpunkte: Messung, Linie: berechnet mit Gleichung 5.18)

rungskurve einer Probe mit Gradientengefüge. Die berechnete Kurve gibt nicht das tatsächliche Verhalten wieder. Dieses Verfahren läßt sich demnach bei den stark streuenden Daten nicht mit Erfolg anwenden.

Verfahren II

Bei diesem Verfahren werden die lokalen Rissausbreitungskurven aus Rissausbreitungskurven homogener Gefüge ermittelt. Hierzu wird zwischen den beiden Gefügen interpoliert.

Für die Berechnung des Rissausbreitungsverhaltens im Gradientengefüge auf der Grundlage der Ergebnisse der homogenen Gefüge wird angenommen, dass sich das Rissausbreitungsverhalten der gradierten Probe lokal wie das der homogenen Gefüge verhält. Außerdem ist ein geeignetes Verfahren zur Interpolation zwischen den beiden homogenen Gefügen zu wählen. Da in der Literatur hierzu nur qualitative, aber keine quantitativen Zusammenhänge gefunden wurden, wird hier unabhängig voneinander auf zwei verschiedene Weisen interpoliert und die berechneten Kurven werden mit den experimentellen Daten verglichen.

Abbildung 5.22 zeigt schematisch den Verlauf von Rissausbreitungskurven unterschiedlicher Gefügeabmessungen. Für homogene Gefüge gehorcht die Rissausbreitungsgeschwindigkeit der Paris-Gleichung. Alle Kurven haben einen gemeinsamen Schnittpunkt bei ΔK_S (Abb. 5.22). Bei Kenntnis der Parameter c_1 und m_1 bzw. c_2 und m_2 für zwei Gefügeabmessungen B_1 und B_2 ergibt sich der Schnittpunkt der Paris-Geraden durch Einsetzen in die Paris-Gleichung (Gleichung 5.12) und Gleichsetzen der beiden Gleichungen

$$\ln c_1 + m_1 \ln \Delta K_S = \ln c_2 + m_2 \ln \Delta K_S \quad (5.19)$$

Umformen ergibt

$$\ln \Delta K_S = \frac{\ln c_1 - \ln c_2}{m_2 - m_1} \quad (5.20)$$

Gleichsetzen der Gleichung der Lamellenpaketbreite B_1 und einer Gleichung für eine beliebige Lamellenpaketbreite B mit den Parametern c und m liefert

$$\ln c_1 + m_1 \ln \Delta K = \ln c + m \ln \Delta K \quad (5.21)$$

Umformen und Einsetzen der Koordinaten des Schnittpunkts (5.20) führt zu einer

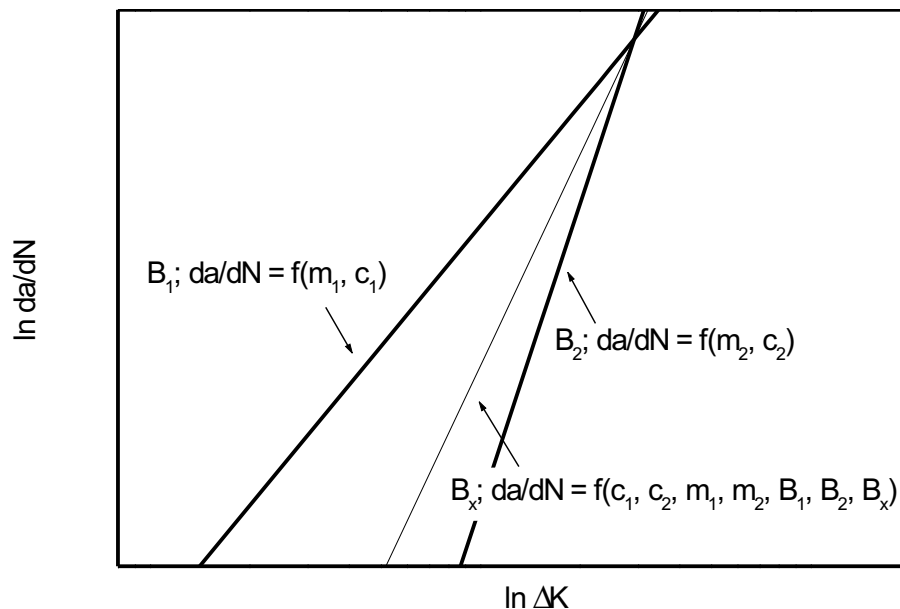


Abbildung 5.22: Schematische Rissausbreitungskurven für unterschiedliche B

Gleichung, die m in Abhängigkeit von c beschreibt:

$$m = (\ln c_1 - \ln c) \frac{m_2 - m_1}{\ln c_1 - \ln c_2} + m_1 \quad (5.22)$$

Da in der Literatur keine quantitativen Zusammenhänge zwischen der Korngröße und dem Rissausbreitungsverhalten gefunden wurden, wird hier nun mit zwei unterschiedlichen Gleichungen zwischen den beiden Rissausbreitungskurven mit den Lamellenpaketbreiten B_1 und B_2 interpoliert. Da m und c nicht unabhängig voneinander sind (Gleichung 5.22), wird hier nur der Parameter c interpoliert (Abbildung 5.23). Eine lineare Interpolation von c der Form

$$c = f + gB \quad (5.23)$$

führt zu

$$f = \frac{c_2 B_1 - c_1 B_2}{B_1 - B_2} \quad (5.24-a)$$

$$g = \frac{c_1 - c_2}{B_1 - B_2} \quad (5.24-b)$$

Einsetzen in Gleichung 5.23 ergibt

$$c = \frac{c_1 - c_2}{B_1 - B_2} B + \frac{c_2 B_1 - c_1 B_2}{B_1 - B_2} \quad (5.25)$$

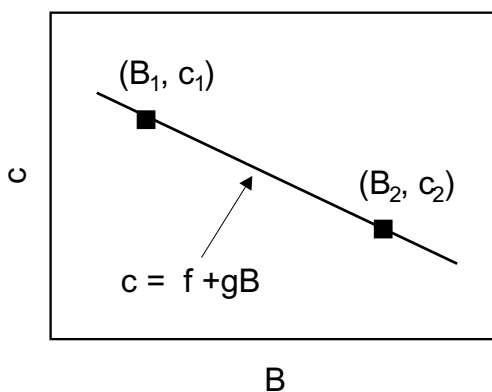


Abb. 5.23a linear

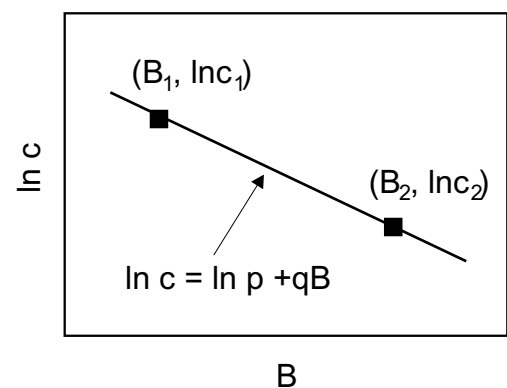


Abb. 5.23b exponentiell

Abbildung 5.23: Schematische Darstellung der Interpolationen des Parameters c

Einsetzen von Gleichung 5.25 in Gleichung 5.22 führt zu

$$m = \frac{m_2 \ln c_1 - m_1 \ln c_2}{\ln c_1 - \ln c_2} - \frac{m_2 - m_1}{\ln c_1 - \ln c_2} \ln \left[\frac{c_2 B_1 - c_1 B_2}{B_1 - B_2} + \frac{c_1 - c_2}{B_1 - B_2} B \right] \quad (5.26)$$

Mit den Gleichungen 5.25 und 5.26 wird die Paris-Gleichung im Fall der linearen Interpolation von c beschrieben als

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{c_1 - c_2}{B_1 - B_2} B + \frac{c_2 B_1 - c_1 B_2}{B_1 - B_2} \right) \quad (5.27)$$

$$\cdot \Delta K^{\frac{m_2 \ln c_1 - m_1 \ln c_2}{\ln c_1 - \ln c_2} - \frac{m_2 - m_1}{\ln c_1 - \ln c_2} \ln \left[\frac{c_2 B_1 - c_1 B_2}{B_1 - B_2} + \frac{c_1 - c_2}{B_1 - B_2} B \right]}$$

Gleichung 5.27 beschreibt das Rissausbreitungsverhalten für beliebige Lamellenpaketbreiten, d. h. die lokalen Rissausbreitungskurven, für lineare Interpolation von c . Durch Einsetzen von Gleichung 5.6 wird das Rissausbreitungsverhalten in Abhängigkeit von der Risslänge im Gradientengefüge beschrieben. Hiermit folgt

$$\frac{da}{dN} = \left(\frac{c_1 - c_2}{B_1 - B_2} [B_0 + k_1(a - a_0)] + \frac{c_2 B_1 - c_1 B_2}{B_1 - B_2} \right) \quad (5.28)$$

$$\cdot \Delta K^{\frac{m_2 \ln c_1 - m_1 \ln c_2}{\ln c_1 - \ln c_2} - \frac{m_2 - m_1}{\ln c_1 - \ln c_2} \ln \left[\frac{c_2 B_1 - c_1 B_2}{B_1 - B_2} + \frac{c_1 - c_2}{B_1 - B_2} [B_0 + k_1(a - a_0)] \right]}$$

Diese Gleichung beschreibt das Rissausbreitungsverhalten im Gradientengefüge bei Kenntnis des Rissausbreitungsverhaltens zweier homogener Referenzgefüge. Hierbei wird die Gefügeabhängigkeit des Parameters c durch eine lineare Funktion zwischen den beiden homogenen Referenzgefügen beschrieben.

Als zweites Interpolationsverfahren wird der Parameter c mit einer exponentiellen Funktion interpoliert (Abbildung 5.23b)

$$c = p e^{qB} \quad (5.29)$$

Dies führt zu

$$q = \ln \left[\left(\frac{c_1}{c_2} \right)^{\frac{1}{(B_1 - B_2)}} \right] \quad (5.30-a)$$

$$p = c_2^{\frac{B_1}{B_1 - B_2}} \cdot c_1^{-\frac{B_2}{B_1 - B_2}} \quad (5.30-b)$$

Einsetzen in Gleichung 5.29 und Umformen ergibt

$$c = c_2 \frac{B_1}{B_1 - B_2} \cdot c_1^{-\frac{B_2}{B_1 - B_2}} \cdot (c_1/c_2)^{\frac{B}{B_1 - B_2}} \quad (5.31)$$

Mit Gleichung 5.22 folgt für den Parameter m

$$m = \frac{B_1 m_2 - B_2 m_1}{B_1 - B_2} + \frac{m_1 - m_2}{B_1 - B_2} B \quad (5.32)$$

Das Rissausbreitungsverhalten für beliebiges B , d. h. die lokale Rissausbreitungskurve, wird durch Einsetzen von Gleichung 5.31 und 5.32 in die Paris-Gleichung (Gleichung 5.12) beschrieben durch

$$\frac{da}{dN} = c_2 \frac{B_1}{B_1 - B_2} \cdot c_1^{-\frac{B_2}{B_1 - B_2}} \cdot (c_1/c_2)^{\frac{B}{B_1 - B_2}} \Delta K^{\frac{B_1 m_2 - B_2 m_1}{B_1 - B_2} + \frac{m_1 - m_2}{B_1 - B_2} B} \quad (5.33)$$

Durch Einsetzen von Gleichung 5.6 in Gleichung 5.33 ergibt sich für das Rissausbreitungsverhalten in Abhängigkeit von der Risslänge im Gradientengefüge

$$\frac{da}{dN} = c_2 \frac{B_1}{B_1 - B_2} \cdot c_1^{-\frac{B_2}{B_1 - B_2}} \cdot (c_1/c_2)^{\frac{B_0 + k_1(a - a_0)}{B_1 - B_2}} \Delta K^{m^*} \quad (5.34)$$

mit $m^* = \frac{B_1 m_2 - B_2 m_1}{B_1 - B_2} + \frac{m_1 - m_2}{B_1 - B_2} [B_0 + k_1(a - a_0)]$. Diese Gleichung beschreibt das Rissausbreitungsverhalten im Gradientengefüge bei Kenntnis des Rissausbreitungsverhaltens zweier homogener Referenzgefüge. Hierbei wird die Gefügeabhängigkeit des Parameters c durch eine exponentielle Funktion beschrieben.

Für die hier durchgeführten Experimente ergibt sich durch Einsetzen der für die homogenen Gefüge bestimmten Parameter $m_1 = 4,7$ und $c_1 = 9,4 \cdot 10^{-14}$ für $B_1 = 60 \mu\text{m}$ und $m_2 = 4,7$ und $c_2 = 3,4 \cdot 10^{-14}$ für $B_2 = 156 \mu\text{m}$ für die lineare Interpolation (Gleichung 5.28)

$$da/dN = (1,32 \cdot 10^{-13} - 6,25 \cdot 10^{-10}(B_0 + k_1(a - a_0))) \Delta K^{4,7} \quad (5.35)$$

und für exponentielle Interpolation (Gleichung 5.34)

$$da/dN = 1,8 \cdot 10^{-13} \cdot 2,76^{-(B_0 + k_1(a - a_0))/9,6 \cdot 10^{-5}} \Delta K^{4,7} \quad (5.36)$$

Abbildung 5.24 zeigt die über numerische Integration von Gleichung 5.35 bzw. 5.36 berechneten $a - N$ -Kurven für die experimentellen Randbedingungen im Vergleich mit

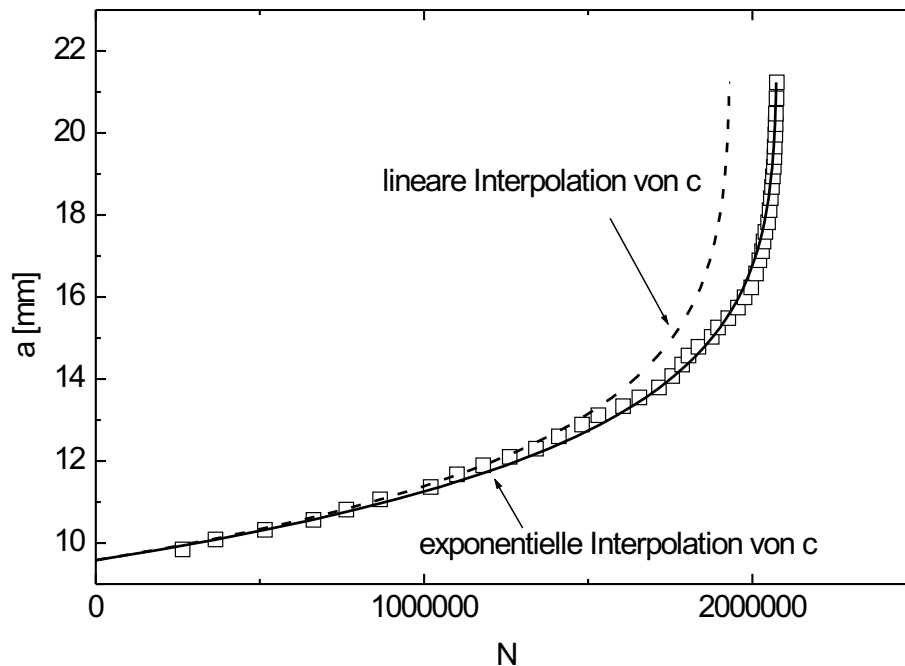


Abbildung 5.24: Rissverlängerungskurve für Rissausbreitung im Gradientengefüge von fein nach grob: Vergleich der linearen und exponentiellen Interpolation von c

den experimentell ermittelten Daten. Die Berechnung des Rissausbreitungsverhaltens mit der exponentiellen Interpolation von c führt zu einer besseren Übereinstimmung mit dem experimentell ermittelten Verhalten als die lineare Interpolation. Die Abweichung bei linearer Interpolation ist mit maximal 10% für Ermüdungsversuche sehr gering. Da die Ergebnisse besser mit der exponentiellen Interpolation von c übereinstimmen, wird für alle weiteren Berechnungen (ΔK_{eff}) nur diese Anpassung verwendet.

Die experimentell ermittelte und die berechnete Rissausbreitungskurve für Rissausbreitung im Gradientengefüge von feinem zum groben Gefüge mit konstanter Belastung ΔF ist in Abbildung 5.25 dargestellt. In dieser Darstellung des Rissausbreitungsverhaltens werden die Streuungen der Rissausbreitungsgeschwindigkeiten, die in der Rissverlängerungskurve (Abb. 5.24) nicht zu erkennen sind, aber bei Rissausbreitungsversuchen immer auftreten, deutlich. Die Kurve liegt zwischen den beiden Rissausbreitungskurven für die homogenen Gefüge. Sie beginnt bei kleiner Risslänge, d.h. kleinem ΔK und feinem Gefüge, im Bereich der Rissausbreitungskurve für das feine homogene Gefüge ($60 \mu\text{m}$) und nähert sich für größere Risslängen, d. h. größere ΔK und grobes Gefüge, der Kurve für eine Lamellenpaketbreite von $156 \mu\text{m}$ an. Die Lamellenpaketbreite im Gradienten liegt bei $\Delta K = 30 \text{ MPa m}^{1/2}$ bei $120 \mu\text{m}$, das Gefüge ist an

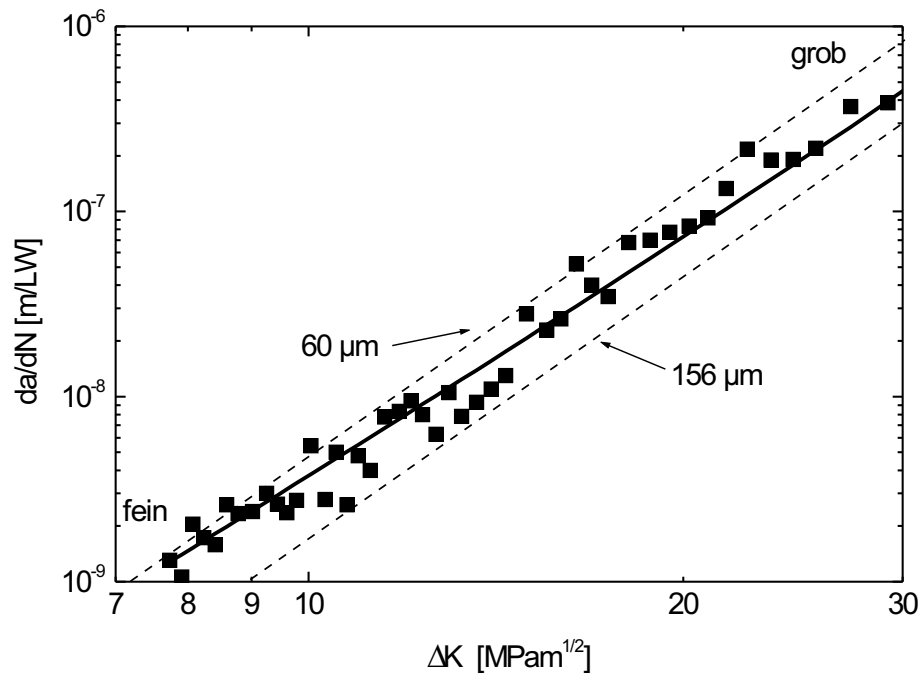


Abbildung 5.25: Rissausbreitungskurve für Rissausbreitung im Gradientengefüge, Messpunkte: Experiment, Kurve: Berechnung mit Gleichung 5.36

dieser Stelle also deutlich feiner als das des eingezeichneten homogenen Gefüges. Aus diesem Grund treffen die beiden Kurven nicht aufeinander, sondern liegt die Kurve für das Gradientengefüge oberhalb der für das homogene Gefüge. Die hier dargestellte Rissausbreitungskurve gibt nur das Rissausbreitungsverhalten für eine Belastung ΔF wieder. Im Gegensatz zum homogenen Gefüge ergibt sich im Gradientengefüge für jedes ΔF eine andere Rissausbreitungskurve. Aus diesem Grund kann im Gegensatz zu Rissausbreitungskurven homogener Gefüge hier ohne Kenntnis von Gleichung 5.36 nicht auf das Rissausbreitungsverhalten für andere Belastungen geschlossen werden.

5.4 Berechnung der effektiven Schwingbreite der Spannungsintensität

In diesem Abschnitt wird gezeigt, wie die effektiven Rissausbreitungskurven aus den in den Abschnitten 5.2 und 5.3 bereits berechneten Größen sowohl im homogenen als auch im gradierten Gefüge berechnet werden können.

5.4.1 Homogene Gefüge

Die effektive Schwingbreite der Spannungsintensität ist gegeben durch (Elber (1971))

$$\Delta K_{\text{eff}} = K_{\text{max}} - K_{\text{cl}} \quad (5.37)$$

ΔK_{eff} lässt sich aus den bereits berechneten Größen durch Einsetzen der Gleichungen 5.2 und 5.4 in Gleichung 5.37 für Rissausbreitung im homogenen Gefüge berechnen. Mit $K_{\text{max}} = \Delta K / (1 - R)$ gilt:

$$\Delta K_{\text{eff}} = \Delta K / (1 - R) - k_3 (R_{p0,2} \Delta K / (1 - R))^{1/2} [S_{H0} + k_2 (B - B_0)]^{1/4} \quad (5.38)$$

Hiermit lässt sich zu jedem ΔK einer Rissausbreitungskurve ein entsprechendes ΔK_{eff} berechnen. Zur Beschreibung der $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}$ -Kurve muss Gleichung 5.38 nach ΔK aufgelöst werden:

$$\Delta K = [(f_1^2/2) \pm f_1 (f_1^2/4 + \Delta K_{\text{eff}})^{1/2} + \Delta K_{\text{eff}}] (1 - R) \quad (5.39)$$

mit $f_1 = k_3 \cdot R_{p0,2}^{1/2} [S_{H0} + k_2 (B - B_0)]^{1/4}$. Da im Fall der Lösung mit negativem Vorzeichen des zweiten Terms der Wert von ΔK_{eff} größer als ΔK wird, ist eine sinnvolle Lösung nur für den Fall der Lösung mit positivem Vorzeichen gegeben. Einsetzen von Gleichung 5.39 in Gleichung 5.33, die das Rissausbreitungsverhalten für beliebige B beschreibt, gibt den Zusammenhang zwischen der Rissausbreitungsgeschwindigkeit und ΔK_{eff} wieder:

$$da/dN = c_2 \frac{B_1}{B_1 - B_2} \cdot c_1^{-\frac{B_2}{B_1 - B_2}} \cdot (c_1/c_2)^{\frac{B}{B_1 - B_2}} \cdot [(f_1^2/2 + f_1 (f_1^2/4 + \Delta K_{\text{eff}})^{1/2} + \Delta K_{\text{eff}}) (1 - R)]^{\frac{B_1 m_2 - B_2 m_1}{B_1 - B_2} + \frac{m_1 - m_2}{B_1 - B_2} B} \quad (5.40)$$

Diese Gleichung ist nur für den R -Wert gültig, für den auch die Gefügeabhängigkeit der Parameter c und m bestimmt wurde. Für die hier durchgeführten Experimente

gilt:

$$da/dN = 1,8 \cdot 10^{-13} \cdot 2,76^{-B/9,6 \cdot 10^{-5}} \quad (5.41)$$

$$\cdot [(f_1^2/2 + f_1(f_1^2/4 + \Delta K_{\text{eff}})^{1/2} + \Delta K_{\text{eff}})(1 - R)]^{4,7}$$

Da die Berechnung des Rissausbreitungsverhaltens hier für $R = 0,1$ durchgeführt wurde, gilt diese Gleichung nur für $R = 0,1$. Für die beiden homogenen Gefüge sind in Abbildung 5.26 die gemessenen und berechneten Daten dargestellt. Die effektiven Rissausbreitungskurven für die beiden homogenen Gefüge liegen sehr dicht beieinander, das grobe Gefüge zeigt bei gleicher Belastung geringfügig kleinere Rissausbreitungsgeschwindigkeiten als das feine Gefüge. Die berechneten Daten zeigen eine gute Übereinstimmung mit den gemessenen Werten für ΔK_{eff} . Unter der Voraussetzung, dass die effektiven Rissausbreitungskurven für alle R -Werte gleich sind, kann mit Gleichung 5.39 für ΔK_{eff} ein ΔK für beliebige R -Werte berechnet werden. Durch Zuordnung der entsprechenden Rissausbreitungsgeschwindigkeit des ΔK_{eff} kann eine Rissausbreitungskurve für beliebige R -Werte berechnet werden.

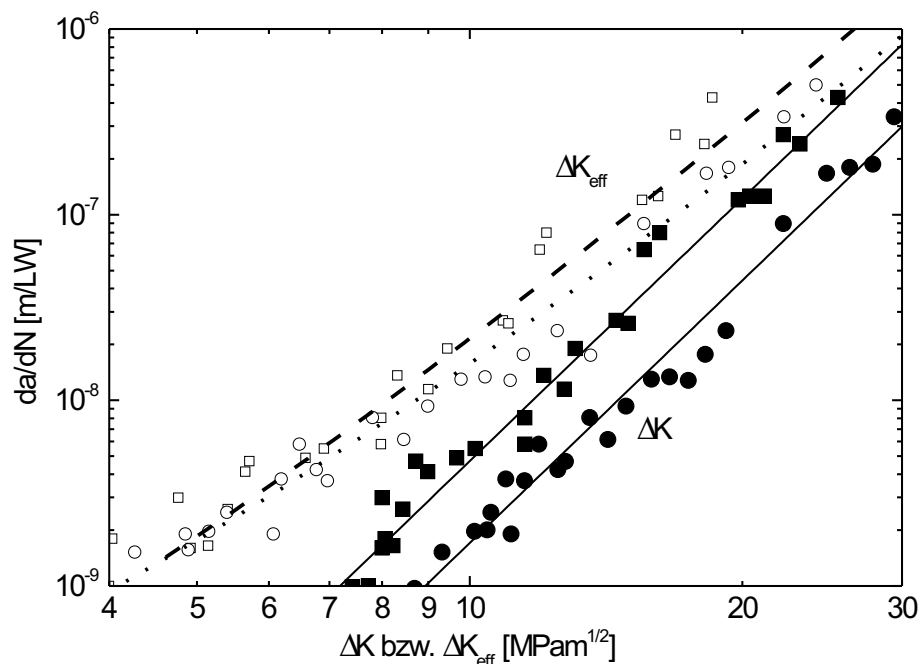


Abbildung 5.26: Vergleich der effektiven Rissausbreitungskurven; experimentelle (Datenpunkte) und mit Gleichung 5.40 berechnete Kurve; $B = 60 \mu\text{m}$ (Quadrate bzw. Strich-Linie), $B = 156 \mu\text{m}$ (Kreise bzw. Punkt-Linie)

5.4.2 Gradientengefüge

Zur Berechnung der effektiven Rissausbreitungskurve in Gradientenwerkstoffen muss in Gleichung 5.38, die ΔK_{eff} in Abhängigkeit der Lamellenpaketbreite beschreibt, die Risslängenabhängigkeit der Lamellenpaketbreite (Gleichung 5.6) eingesetzt werden. Damit gilt im Gradientenwerkstoff

$$\Delta K_{\text{eff}} = \Delta K / (1 - R) - k_3 (R_{p0,2} \Delta K / (1 - R))^{1/2} [S_{H0} + k_4 (a - a_0)]^{1/4} \quad (5.42)$$

Durch Auflösen nach ΔK und Einsetzen in Gleichung 5.34 ergibt sich analog zur Berechnung im homogenen Gefüge

$$\begin{aligned} da/dN = & (c_1/c_2) \frac{B_0 + k_1(a - a_0)}{B_1 - B_2} \cdot c_1^{-\frac{B_2}{B_1 - B_2}} \cdot c_2^{\frac{B_1}{B_1 - B_2}} \\ & \cdot [(f_2^2/2 + f_2(f_2^2/4 + \Delta K_{\text{eff}})^{1/2} + \Delta K_{\text{eff}})(1 - R)]^{m^*} \end{aligned} \quad (5.43)$$

mit $f_2 = k_3 \cdot R_{p0,2}^{1/2} [S_{H0} + k_4 (a - a_0)]^{1/4}$ und dem in Gleichung 5.34 verwendeten $m^* = \frac{B_1 m_2 - B_2 m_1}{B_1 - B_2} + \frac{m_1 - m_2}{B_1 - B_2} [B_0 + k_1 (a - a_0)]$.

Mit Gleichung 5.36, die das Rissausbreitungsverhalten im Gradientengefüge für die hier durchgeführten Experimente beschreibt, ergibt sich

$$\begin{aligned} da/dN = & 1,8 \cdot 10^{-13} \cdot 2,76^{-(B_0 + k_1(a - a_0))} / 9,6 \cdot 10^{-5} \\ & \cdot [(f_2^2/2 + f_2(f_2^2/4 + \Delta K_{\text{eff}})^{1/2} + \Delta K_{\text{eff}})(1 - R)]^{4,7} \end{aligned} \quad (5.44)$$

Mit dieser Gleichung lässt sich die $da/dN - \Delta K_{\text{eff}}$ - Kurve für Rissausbreitung im Gradientengefüge berechnen. Hierzu muss die Zuordnung von a zu ΔK_{eff} bekannt bzw. mit Gleichung 5.42 für gegebene Randbedingungen (ΔF) berechnet werden. Gleichung 5.43 bzw. 5.44 sind nur für den R -Wert gültig, für den auch die Rissausbreitungskurven bestimmt wurden, hier also nur für $R = 0,1$. Abbildung 5.27 zeigt die experimentell ermittelten Datenpunkte und die mit Gleichung 5.44 berechnete Kurve für ΔK_{eff} als Funktion der Rissausbreitungsgeschwindigkeit. Wie im homogenen Gefüge bietet sich auch hier die Möglichkeit, aus der effektiven Rissausbreitungskurve das Rissausbreitungsverhalten für andere R zu berechnen.

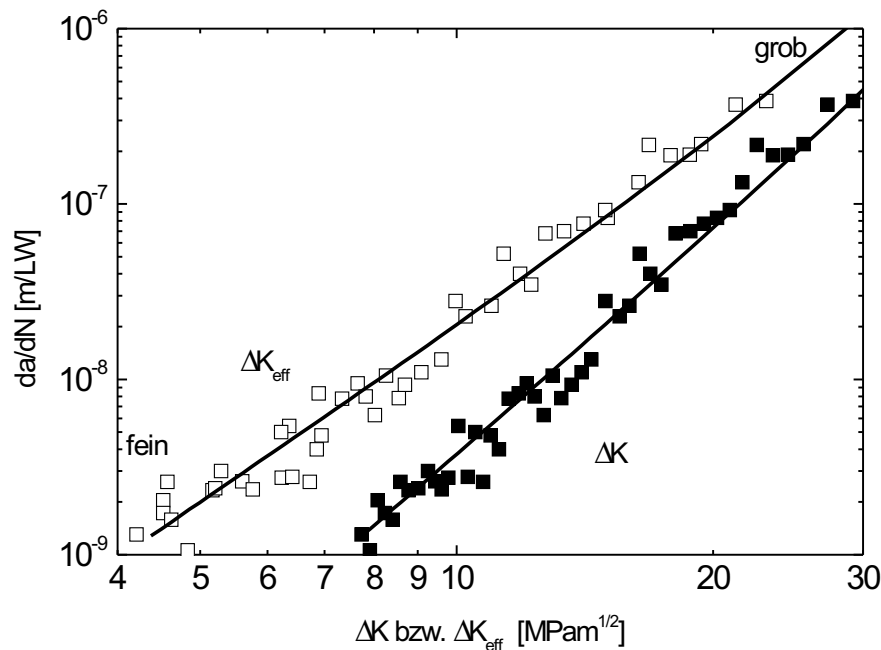


Abbildung 5.27: Vergleich der experimentellen und berechneten Rissausbreitungskurven bei Rissausbreitung im Gradientengefüge

5.5 Diskussion

5.5.1 Einfluss von Rekristallisationstemperatur und Verformungsgrad auf das Gefüge

Es wurden zwei Methoden zur Herstellung eines Gefügegradienten erprobt. Bei der ersten Methode wurden ein Deformationsgradient eingebracht und das Material anschließend rekristallisiert, bei der zweiten Methode wurde homogen verformtes Material in einem Temperaturgradienten rekristallisiert.

Die Einstellung eines Gradientengefüges mit grob-lamellaren Gefüge über die Rekristallisation eines Deformationsgradienten führt zu einem Gradienten, bei dem sich über einer Länge von 20 mm die Lamellenpaketbreite von 50 μm auf 80 μm ändert (Abb. 5.2). Zur Erzeugung eines steilen Gefügegradienten wird ein steiler Deformationsgradient benötigt. Dieser ist bei Volumenverformung nur im Bereich geringer Verformungsgrade einstellbar. Zur Erzeugung kleiner β -Körner, die eine Voraussetzung für einen steilen Gefügegradienten sind, wird jedoch ein hoher Verformungsgrad benötigt. Bei dem hier verwendeten Walzrohling wurden die Bereiche des Rohlings, die beim Walzen nicht verformt werden sollten, durch die starke Verformung des Mittelbereichs der Probe mitverformt (Abb. 5.28). Der Walzrohling, der eine Länge von



Abbildung 5.28: Geometrie der Walzprobe nach dem Walzen

90 mm hatte, wurde durch das Walzen im Bereich der Flügel auf 110 mm plastisch verformt. Der tatsächliche Verformungsgradient ist also geringer als der theoretische Verformungsgradient. Der hier erzielte Verformungsgradient reicht nicht aus, um einen steilen Gefügegradienten zu erzielen, da außerdem bei einem insgesamt hohen Verformungsgrad die entstehende Korngröße sehr unempfindlich gegenüber Änderungen des Deformationsgrades ist (Obinata und Nishimura (1955/56)). Da die Steigung des Deformationsgradienten im Fall der Volumendeformation der gesamten Probe begrenzt ist, können hier nur geringe Korngrößengradienten erreicht werden.

Die Einstellung eines steileren Verformungsgradienten scheint nicht möglich zu sein. Eine Erhöhung des Verformungsgrades im Mittelbereich des Walzrohrlings durch eine größere Dicke und eine größere Steilheit der Flanken, aber ansonsten gleiche Abmessungen des Walzrohrlings sollte die Verformung im Randbereich der Probe noch verstärken, was keine Verstärkung des Verformungsgradienten zur Folge hätte.

Ein wesentlich größerer Effekt als durch einen Verformungsgradienten wird durch Ausnutzung des temperaturabhängigen Einflusses von Siliziden in der near- α -Legierung TIMETAL 1100 auf die Gefügeabmessungen zur Einstellung eines Gefügegradienten erreicht (Abb. 5.2). In einem Temperaturintervall von 1010 °C bis 1040 °C kann so ein Gradient in der Lamellenpaketbreite von 50 μm bis 180 μm über eine Länge von 40 mm eingestellt werden. Bei Temperaturen oberhalb des β -Transus sind Silizide mit der Zusammensetzung $(\text{Ti, Zr})_2\text{Si}$ ausgeschieden. Bei Rekristallisation unterhalb der Silizidauflösungstemperatur wird das β -Kornwachstum durch die ausgeschiedenen Silizide behindert. Die Silizide verlangsamen das Kornwachstum und bestimmen über ihre Größe und ihren Volumenanteil entsprechend einer von Zener vorgeschlagenen Gesetzmäßigkeit die β -Korngröße und damit auch die Lamellenpaketbreite (Müller et al.

(1998)). Da der Volumenanteil an ausgeschiedenen Siliziden temperaturabhängig ist, entstehen bei niedrigerer Rekristallisationstemperatur kleinere β -Körner bzw. kleinere Lamellenpaketbreiten als bei Temperaturen direkt unterhalb der Silizidauflösungstemperatur. Die Silizidauflösungstemperatur liegt bei dieser Legierung bei ca. 1040 °C, die β -Phasengrenze bei ca. 1000 °C. Das Gebiet, in dem es möglich ist, ein feines Gefüge mit lamellarer Struktur herzustellen, ist deshalb auf ca. 40 K begrenzt. Rekristallisation unterhalb von 1000 °C führt zu Duplex-Gefügen. Rekristallisation bei Temperaturen oberhalb der Silizidauflösungstemperatur (> 1040 °C) führt zu Lamellenpaketbreiten von mehreren Hundert μm . Aufgrund von Siliziumseigerungen kann es schon bei Temperaturen unterhalb von 1040 °C zu ungehindertem Kornwachstum kommen, da in siliziumarmen Gebieten die Silizide schon vollständig aufgelöst sein können (Müller et al. (1999)). Dieses Temperaturintervall beschränkt den Gefügegradienten auf Lamellenpaketbreiten zwischen 50 μm und 180 μm . Die Steigung des Gradienten ist von der Steigung des Temperaturgradienten im Material abhängig. Der mögliche Temperaturgradient steigt mit sinkender Wärmeleitfähigkeit des Materials. Titanlegierungen bieten mit ihrer niedrigen Wärmeleitfähigkeit ($\lambda = 6,3 \text{ W/m K}$) eine gute Voraussetzung für ein steilen Gefügegradienten. Rekristallisation in einem Temperaturgradienten führt bei der Legierung aufgrund des temperaturabhängigen Volumenanteils ausgeschiedener Silizide zu einem Gefügegradienten.

Der Gefügegradient wird durch Überlagerung eines Temperaturgradienten mit einem Deformationsgradienten verstärkt. Hierbei findet eine Addition der beiden beschriebenen Effekt statt (Abb. 5.2).

5.5.2 Risschließmechanismus

Der Bruchmechanismus in Titangefügen ist stark vom Gefüge, dem Alterungszustand und der anliegenden Belastung abhängig. Der Bruchmechanismus beeinflusst über die Bruchflächenmorphologie das Risschließ- und Rissausbreitungsverhalten des Werkstoffes (Suresh (1998), Saxena und Radhakrishnan (1998b)).

Wie die Bilder der Bruchflächen (Kapitel 5.1.2) zeigen, breitet sich der Riss in dem grob-lamellaren Gefüge kristallographisch aus. Der Riss breitet sich entlang einzelner Gleitebenen (Basal- und prismatische Ebenen (Sarrazin et al. (1994), Moody und Gerberich (1982))) parallel oder senkrecht zur Lamelle aus (Eylon et al. (1976)). Abhängig von den Gefügeabmessungen zeigen die Bruchflächen unterschiedlich große Facetten, was zu unterschiedlichen Rauigkeiten der Bruchflächen bzw. des Risspfades führt. Die Bruchflächenrauigkeit ist für homogene Gefüge konstant, d. h. unabhängig von der anliegenden Belastung ΔK , während sie im Gradientengefüge – ebenfalls unabhängig

von ΔK – mit zunehmender Gefügeabmessung linear ansteigt. Der Rauigkeitsverlauf auf der Bruchfläche ist durch den Gefügegradienten vorgegeben. Eine Änderung der Rissausbreitungsrichtung (fein-grob, grob-fein) führt dazu, dass die Rauigkeit entlang des Risspfades ansteigt bzw. abfällt, für gleiche Gefügeabmessungen ergibt sich immer die gleiche Rauigkeit.

Der bei dem hier eingestellten Gefüge resultierende Risssschließmechanismus ist die rauigkeitsinduzierte Risssschließung. Wie für das homogene Gefüge gezeigt, hat hier die Belastungsgeschichte (Abb. 5.12) im Gegensatz zur plastizitätsinduzierten Risssschließung (Wang (1997)) keinen Einfluss auf die Risssschließbelastung. Die Risssschließbelastung ist nur von der Bruchflächenrauigkeit und der anliegenden Belastung (K_{\max}) abhängig (Gleichung 5.4) und ist im Gradientenwerkstoff unabhängig von der Rissausbreitungsrichtung bezüglich des Gradienten (Abbildung 5.14). Wegen der sich im Gradientengefüge ändernden Rauigkeit im Risspfad wäre denkbar gewesen, dass sich in Analogie zur plastizitätsinduzierten Risssschließung die Risssschließung ein von der Rissausbreitungsrichtung abhängiges Verhalten zeigt. Bei plastizitätsinduzierter Risssschließung kommt es aufgrund der unterschiedlichen Plastifizierung des Risspfades beim Lastabsenken bzw. Lastanheben zu unterschiedlichen Risssschließbeiträgen, die davon abhängig sind, welche vorhergehende Belastung vorlag (Load-History-Effekt). Bei der rauigkeitsinduzierten Risssschließung konnte dieser Effekt, der hier durch die sich ändernde Rauigkeit im Risspfad, also Einflüsse der Rauigkeiten weiter hinten im Risspfad, denkbar wäre, nicht festgestellt werden. Die Risssschließung bei rauigkeitsinduzierter Risssschließung verhält sich lokal wie im jeweils homogenen Werkstoff. Die Risssschließung erfolgt immer von der Risssspitze ausgehend, im Risspfad weiter hinten liegende Rauigkeiten und damit auch die Rissausbreitungsrichtung beeinflussen das Risssschließverhalten nicht. Die Risssschließung ist nur von den lokal an der Risssspitze auftretenden Rauigkeiten, die von den lokalen Gefügeabmessungen bestimmt sind, und der anliegenden Belastung abhängig. Aus diesem Grund lässt sich das von Wang et al. (1998) entwickelte Modell, das das Risssschließverhalten im homogenen Werkstoff beschreibt, zur quantitativen Vorhersage des Risssschließverhaltens im Gradientenwerkstoff benutzen, wenn die sich mit der Risslänge ändernde Rauigkeit des Risspfades in die Berechnung implementiert wird.

5.5.3 Vergleich von Risssschließmodellen

Bei den hier durchgeführten Versuchen an Gradientengefügen ist K_{cl} sowohl von der Belastung als auch von der Rauigkeit abhängig. Neben dem Modell von Wang et al. (1998) wurden in der Literatur Modelle von Suresh und Ritchie (1982), Wasén et al.

(1988) und Ravichandran (1990b) gefunden, die den Einfluss der Rauigkeit auf das Risschließverhalten beschreiben. Diese Modelle geben die hier auftretenden Einflüsse von Belastung und Rauigkeit nicht ausreichend wieder. Wie schon von Wasén et al. (1988) an ferritischem Stahl gefunden, bleibt auch bei den hier durchgeführten Untersuchungen $S_\theta = 35^\circ$ konstant während S_H linear mit steigender Korngröße ansteigt. Wasén et al. (1988) beschreiben eine $S_H^{1/3}$ -Abhängigkeit, wohingegen Wang et al. (1998) eine $S_H^{1/4}$ -Abhängigkeit finden. Wie Wang et al. (1998) zeigen, lassen sich die Ergebnisse von Wasén et al. (1988), Wasén und Karlsson (1989) und Karlsson und Wasén (1988) auch mit einer Proportionalität zu $S_H^{1/4}$ beschreiben. Abbildung 5.29, zeigt, dass auch für die hier durchgeführten Versuche an Gradientengefügen bei konstanter Belastung ΔK eine $S_H^{1/3}$ -Abhängigkeit das Risschließverhalten gut wiedergibt. Bei den Untersuchungen von Wasén et al. (1988) wird jedoch keine Abhängigkeit der Risschließung von der Belastung gefunden und im Modell nicht berücksichtigt. Aus diesem Grund ist es nicht möglich, dieses Modell zur Beschreibung des Risschließverhaltens in diesem grob-lamellaren Gefüge bei sich ändernder Belastung ΔK zu verwenden.

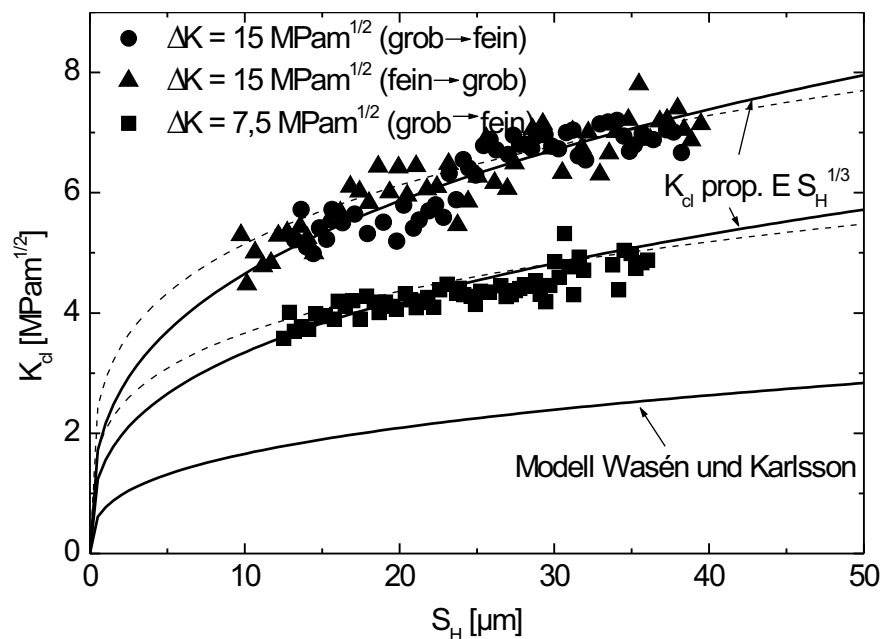


Abbildung 5.29: Vergleich des gemessenen und berechneten Zusammenhangs zwischen K_{cl} und S_H für Rissausbreitung im Gradientengefüge bei Belastung mit $\Delta K = \text{konst.}$ mit dem empirisch ermittelten Zusammenhang von Wasén und Karlsson (1990)

Wie schon bei Wasén und Karlsson (1990) wird auch bei Ravichandran (1990b) der Einfluss der Belastung auf das Risschließverhalten vernachlässigt. K_{cl} wird von Ravichandran als Funktion von $(\sin \theta \cdot l)^{1/2}$ (mit der Gleitlänge l) entsprechend einer $S_H^{1/2}$ -Abhängigkeit beschrieben (Gleichung 2.13). In Abbildung 5.30 ist der mit den von Ravichandran gefundenen Faktoren berechnete Verlauf eingezeichnet. Die gemessenen Werte liegen deutlich höher als der berechnete Kurvenverlauf. Auch die an die Messwerte angepassten Kurven stimmen schlechter mit dem gemessenen Verlauf überein als die Kurven, die mit dem von Wang et al. (1998) entwickelten Modell oder mit dem in Abbildung 5.29 vorgestellten Modell von Wasén und Karlsson (1989) berechnet wurden.

Ein weiteres Modell, das das Risschließverhalten bei raugkeitsinduzierter Risschließung beschreibt, wurde von Suresh und Ritchie (1982) vorgestellt. Hierin wird eine Proportionalität von K_{cl} von der Belastung K_{max} berücksichtigt (Gleichung 2.9). Abbildung 5.31 zeigt jedoch, dass der mit dem Modell von Suresh und Ritchie (1982) berechnete Verlauf das tatsächliche Risschließverhalten nur sehr schlecht wiedergibt.

Das Modell von Wang et al. (1998) beschreibt sowohl die im grob-lamellaren Gefüge gefundene K_{max} -Abhängigkeit als auch die S_H -Abhängigkeit des Risschließverhaltens.

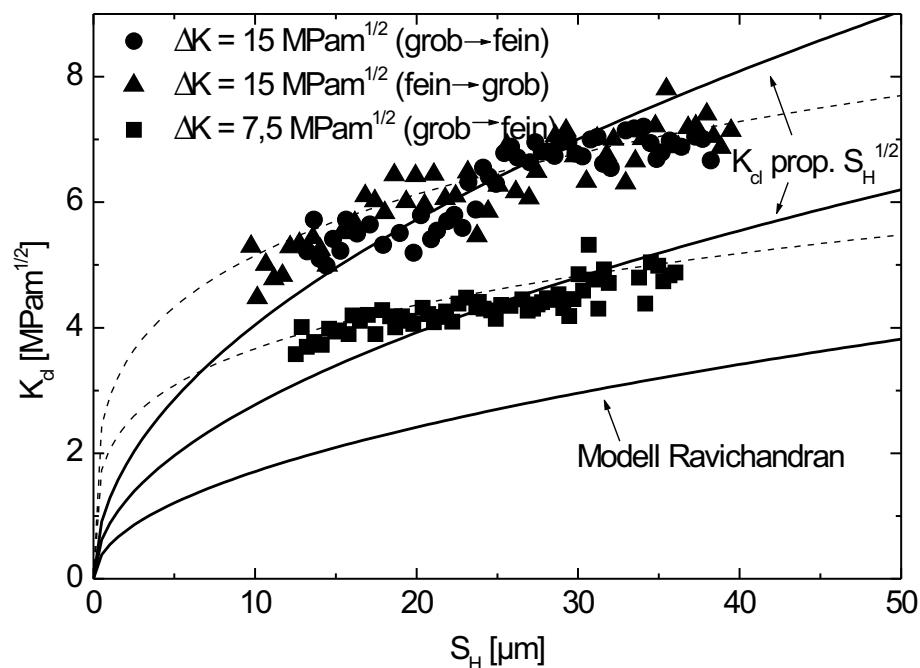


Abbildung 5.30: Vergleich des gemessenen und berechneten Zusammenhangs zwischen K_{cl} und S_H im Gradientengefüge mit dem von Ravichandran (1990b) entwickelten Modell

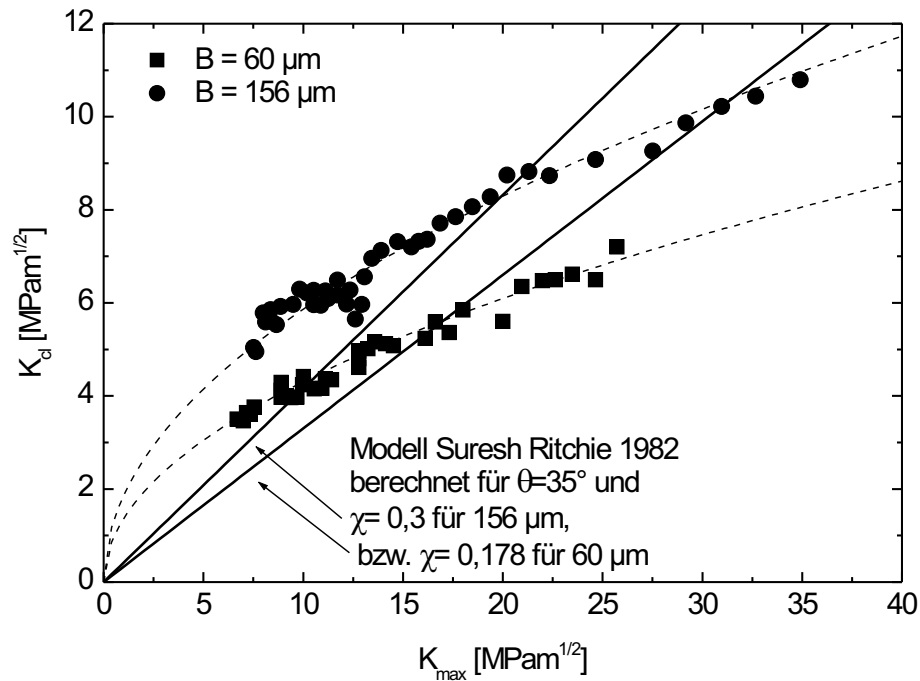


Abbildung 5.31: Vergleich des gemessenen und berechneten Zusammenhangs zwischen K_{cl} und K_{max} in den homogenen Gefügen mit dem empirisch ermittelten Zusammenhang von Suresh und Ritchie (1982)

5.5.4 Rissausbreitungsgeschwindigkeiten in Gradientenwerkstoffen

Das Rissausbreitungsverhalten in Gradientenwerkstoffen ist, da sich ortsabhängig die Materialeigenschaften ändern, nicht wie bei homogenen Werkstoffen durch eine einzige Rissausbreitungskurve beschreibbar. Der Rissausbreitungswiderstand ist hier von den lokalen Materialeigenschaften und somit von der Risslänge abhängig (Erdogan (1995a)). Es ist nicht möglich das Rissausbreitungsverhalten eines Gradientengefüges durch Messen einer einzigen Rissausbreitungskurve, wie es für homogene Werkstoffe üblich ist, zu bestimmen. Aus diesem Grund wurden zwei Verfahren entwickelt und überprüft, die es ermöglichen, das Rissausbreitungsverhalten in Gradientengefügen quantitativ zu beschreiben. Bei beiden Verfahren werden lokale Rissausbreitungskurven erstellt und daraus das Rissausbreitungsverhalten im Gradientengefüge berechnet.

Das Verfahren, das auf der Interpolation zwischen Versuchen mit konstantem ΔK an Gradientengefügen basiert, wird dadurch beschränkt, dass das Intervall, in dem das Rissausbreitungsverhalten berechnet werden kann, sehr klein ist. Das untere Belastungsniveau ist durch den Schwellwert des Gefüges begrenzt, in dem sich der Riss

schneller ausbreitet. Das obere Niveau ist durch das obere Ende der Paris-Gerade des Gefüges, in dem sich der Riss langsamer ausbreitet, begrenzt. Dieses Intervall wird umso geringer, je größer der Gefügeeinfluss auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit ist. Eine Extrapolation über den gemessenen Bereich hinaus ist nicht möglich.

Experimentell trat bei diesem Verfahren ein Problem auf: Bei dem oberen Belastungsniveau ist neben der starken Streuung keine ansteigende oder abfallende Tendenz der Rissausbreitungsgeschwindigkeit mit der Lamellenpaketbreite festzustellen. Eine Berechnung des Rissausbreitungsverhaltens im Gradientengefüge bedeutet hierbei, dass die Rissausbreitungsgeschwindigkeiten für alle Gefüge (Lamellenpaketbreiten) bei dieser Belastung gleich sind. Dies hätte allerdings auch zur Folge, dass sich die Rissausbreitungskurven für die einzelnen Lamellenpaketbreiten an diesem Punkt kreuzen würden. Diese Annahme ist für eine Belastung mit $\Delta K = 15 \text{ MPa m}^{1/2}$ sicherlich falsch. Am oberen Ende des Paris-Bereichs (bei Belastungen im Bereich der Bruchzähigkeit) wäre ein Schnittpunkt der Kurven eher anzunehmen. Auch bei der niedrigen Belastung streuen die Messpunkte sehr stark, es ist jedoch eine abnehmende Tendenz der Rissausbreitungsgeschwindigkeit mit steigender Lamellenpaketbreite festzustellen. Ferner konnte in der Literatur keine Funktion gefunden werden, mit der die experimentell ermittelten Daten angepasst werden konnten. Die mit dieser Methode berechnete Rissverlängerungskurve einer Probe mit Gradientengefüge bei Belastung mit konstantem ΔF stimmt nicht mit der experimentell gemessenen Kurve überein. Diese Methode zur Bestimmung des Rissausbreitungsverhaltens in Gradientengefügen scheitert daran, dass die bei der Rissausbreitung auftretenden Streuungen hier sehr groß sind, und keine Möglichkeit gefunden wurde, trotz der Streuungen das korrekte Verhalten zu beschreiben.

Bei dem zweiten Verfahren zur Berechnung des Rissausbreitungsverhaltens gradierter Gefüge aus den Rissausbreitungskurven homogener Referenzgefüge konnte das dabei ebenfalls auftretende Problem der Streuungen der Rissausbreitungsgeschwindigkeiten der homogenen Gefüge durch die iterative Berechnung der Paris-Geraden über Rissverlängerungskurven umgangen werden. Hier trat die Frage auf, auf welche Weise zwischen den beiden experimentell ermittelten Rissausbreitungskurven interpoliert werden muss. Der Einfluss der Gefügeabmessungen auf das Rissausbreitungsverhalten wurden an Titanlegierungen bereits untersucht (Yoder et al. (1978), Yoder et al. (1979), Robinson und Beevers (1973)). Ansteigende Korngröße im Widmanstätten-Gefüge führt zu langsameren Rissausbreitungsgeschwindigkeiten. Es konnten jedoch nur qualitative Tendenzen gefunden werden, quantitative Zusammenhänge zum Einfluss der Gefügeabmessungen auf das Rissausbreitungsverhalten bzw. die Paris-Gleichung konn-

ten in der Literatur nicht gefunden werden. Aus diesem Grund wurde auf zwei verschiedene Arten zwischen den beiden experimentell ermittelten Paris-Gleichungen interpoliert. Da die Parameter m und c der Paris-Gleichung nicht unabhängig voneinander sind (Gleichung 5.22), wurde nur die Gefügeabhängigkeit des Parameters c der Paris-Gleichung interpoliert. Hierzu wurden eine lineare und eine exponentielle Funktion verwendet. Eine perfekte Übereinstimmung wird über die exponentielle Anpassung erreicht. Das Rissausbreitungsverhalten des Gradientengefüges lässt sich aus den homogenen Referenzgefügen berechnen, d. h. es verhält sich lokal wie ein homogenes Gefüge.

Ein weiterer Vorteil, der sich bei der Berechnung aus den homogenen Referenzgefügen ergibt, ist, dass hierbei – im Gegensatz zu Verfahren I – der Belastungsbereich nicht begrenzt ist. Da die Untersuchungen des Rissausbreitungsverhaltens der homogenen Gefüge von niedrigen Belastungen in Bereichen des Schwellwertes bis hin zu hohen Rissausbreitungsgeschwindigkeiten und hohen Belastungen am oberen Ende des Paris-Bereichs reichen, ist die Berechnung des Rissausbreitungsverhaltens des Gradientengefüges auch in dem gesamten Bereich möglich.

Die Ergebnisse der Versuche bei konstantem ΔK scheinen im Widerspruch dazu zu

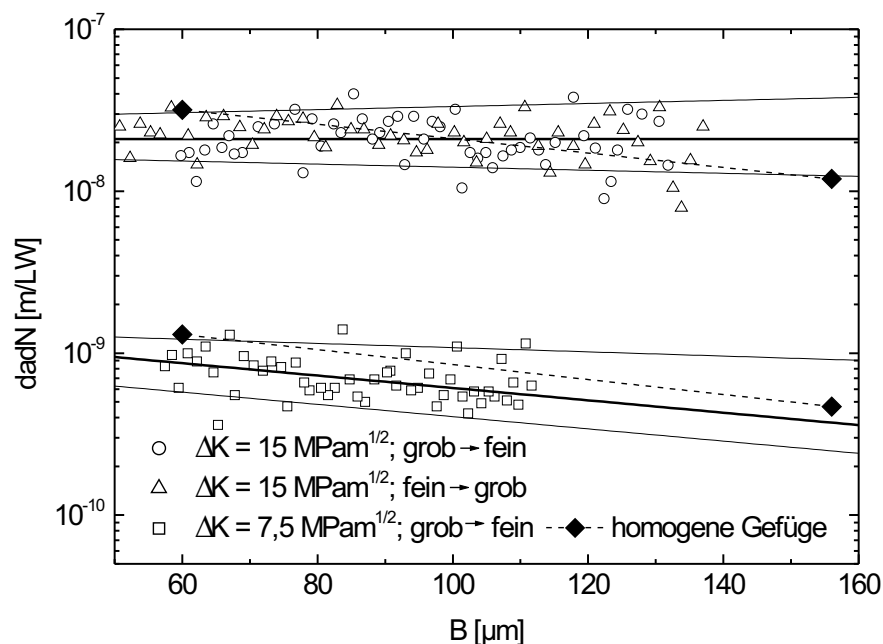


Abbildung 5.32: Vergleich des Rissausbreitungsverhaltens der homogenen Gefüge mit dem Rissausbreitungsverhalten im Gradientengefüge mit konstantem ΔK (Streubänder)

stehen, dass sich das Gradientengefüge lokal wie ein homogenes Gefüge verhält. Abbildung 5.32 zeigt das Rissausbreitungsverhalten bei konstantem ΔK . Es sind die durch kleinste Fehlerquadratsummen angepassten Funktionen (dicke Linien) und die Grenzen der Streubänder (dünne Linien) für 95% Signifikanz (berechnet mit den zu Gleichung 5.16 angegebenen Fehlern der Parameter) für die beiden Belastungsniveaus angegeben. Außerdem sind die Geschwindigkeiten, die in den homogenen Gefügen für die beiden Werte für ΔK gemessen wurden, eingezeichnet (Rauten). Diese Punkte wurden durch Geraden (entsprechend der exponentiellen Abhängigkeit des Parameters c von der Lamellenpaketbreite) verbunden. Diese Geraden liegen innerhalb der Streubänder der Messwerte bei Rissausbreitung im Gradientengefüge. Im Rahmen der Streuungen liefern die Ergebnisse mit der richtigen Gefügeabhängigkeit der Rissausbreitungsgeschwindigkeit das Rissausbreitungsverhalten im Gradientengefüge. Der scheinbare Widerspruch ist demnach auf das Fehlen einer Anpassfunktion der Rissausbreitungsgeschwindigkeit von der Gefügeabmessung und auf die starken Streuungen der Rissausbreitungsgeschwindigkeiten in den Gradientengefügen zurückzuführen.

5.5.5 Effektive Rissausbreitungskurven

Mit Hilfe der Berechnungen für K_{cl} und der Rissausbreitungsgeschwindigkeiten lässt sich auch die effektive Rissausbreitungskurve sowohl im homogenen als auch im Gradientengefüge berechnen. Diese effektiven Rissausbreitungskurven ermöglichen unter der Voraussetzung, dass die effektiven Rissausbreitungskurven für alle R-Werte gleich sind, Rissausbreitungskurven für andere Spannungsverhältnisse zu berechnen.

Die hier berechneten effektiven Rissausbreitungskurven stehen im Widerspruch zu einem von Elber (1971) gefundenen Zusammenhang zur Beschreibung der effektiven Rissausbreitungskurve. Elber erweitert die von Paris und Erdogan (1963) empirisch gefundene Gesetzmäßigkeit zur Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens, indem er ΔK durch ΔK_{eff} ersetzt. Er erhält hiermit

$$da/dN = c\Delta K_{eff}^m \quad (5.45)$$

mit $\Delta K_{eff} = U\Delta K$, wobei Elber U für konstantes R als konstanten Faktor beschreibt. Eine große Anzahl an Untersuchungen wurden durchgeführt, um U genauer zu beschreiben (Kumar (1992)). Einige Untersuchungen ergaben, dass U mit dem Spannungsverhältnis zunimmt (Elber (1971), Katcher und Kaplan (1974), Schijve (1981)). Andere Autoren finden eine Abhängigkeit von K_{max} , R und ΔK (Bachmann und Munz (1975), Bachmann und Munz (1976), Shih und Wei (1974)). Zusammenhänge zwischen U und Materialeigenschaften – wie der Streckgrenze – werden von Homma und Nakaza-

wa (1975) und Schijve (1976) angegeben. Für die hier untersuchte rauigkeitsinduzierte Riss-schließung scheint die Annahme von Elber (1971) eine zu starke Vereinfachung zu sein, da K_{cl} hier eine Funktion von $K_{max}^{1/2}$ ist. Aus diesem Grund kann die effektive Rissausbreitungskurve nicht mit einer Funktion mit konstanter Steigung beschrieben werden, wie Elber (1971) es mit dem für konstantes R konstantem U vorgeschlägt. Abbildung 5.26 zeigt, dass die effektiven Rissausbreitungskurven für homogene Gefüge in der Paris-Darstellung gekrümmt sind. ΔK_{eff} kann als Funktion von K_{max} , beziehungsweise ΔK und R , der Streckgrenze und der von der Lamellenpaketbreite bzw. im Gradientengefüge von der Risslänge abhängigen Bruchflächenrauigkeit beschrieben werden (Gleichungen 5.38 und 5.42).

5.5.6 Grenzen der vorgestellten Methode zur Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in Gradientengefügen

Die vorgestellte Methode zur Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens in Gradientengefügen kann in dieser Vorgehensweise nur verwendet werden, wenn sichergestellt ist, dass die Belastungsreihenfolge und die Rissausbreitungsrichtung im Gradientengefüge das Riss-schließ- und damit auch das Rissausbreitungsverhalten nicht beeinflussen und sich das Gradientengefüge bezüglich der Riss-schließung und der Rissausbreitungsrichtung wie das entsprechende homogene Gefüge verhält. Für den hier untersuchten Fall der rauigkeitsinduzierten Riss-schließung, bei der die Riss-schließung an der Riss-spitze stattfindet, ist dies der Fall. Bei einem Einfluss der Rissausbreitungsrichtung auf das Rissausbreitungsverhalten, was durch ein unterschiedliches Riss-schließverhalten aufgrund unterschiedlicher Einflüsse des Risspfades verursacht werden kann, muss zur Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens von den effektiven Rissausbreitungskurven ausgegangen werden. Das Rissausbreitungsverhalten im Gradientenwerkstoff kann dann berechnet werden, wenn der Einfluss der Riss-schließung mit einbezogen wird. Im Fall von plastizitätsinduzierter Riss-schließung wird erwartet, dass das Riss-schließverhalten von der Rissausbreitungsrichtung abhängig ist. In diesem Fall muss die Berechnung des Rissausbreitungsverhaltens über effektive Rissausbreitungskurven erfolgen.

6 Schlussfolgerungen

1. Die gerichtete Erstarrung erwies sich für die Herstellung von Eigenschaftsgradienten zur Untersuchung des Rissausbreitungsverhaltens bei plastizitätsinduzierter Riss-schließung als ungeeignet.
2. Ein Gefügegradient mit lamellarer Struktur ist an der Legierung TIMETAL 1100 durch Rekristallisation einstellbar. Hierbei wirken die Einflüsse von Deformations- und Temperaturgradient auf das entstehende Gefüge additiv. Diese Gefüge eignen sich zur Untersuchung des Einflusses der rauigkeitsinduzierten Riss-schließung auf die Rissausbreitung in Gefügegradienten.
3. Die Bruchflächenrauigkeit ist linear von der Lamellenpaketbreite abhängig und un-abhängig von der Belastung. Die rauigkeitsinduzierte Riss-schließung findet immer von der Riss-spitze ausgehend statt. Hierdurch gibt es keinen Einfluss der Rissausbrei-tungsrichtung bezüglich des Gradienten auf das Riss-schließverhalten. Die rauigkeits-induzierte Riss-schließung kann durch ein für homogene Gefüge entwickeltes Modell beschrieben werden, wenn dieses um einen Zusammenhang zwischen Risslänge und Gefügeparameter erweitert wird.
4. Die Rissausbreitungsgeschwindigkeit verhält sich lokal wie im homogenen Gefüge. Dies erlaubt die Berechnung des Rissausbreitungsverhaltens in Gradientengefügen über Interpolation zwischen dem Rissausbreitungsverhalten homogener Gefüge. Die Berechnung der Lebensdauer von Bauteilen mit gradiertem Gefüge ist hiermit möglich.

7 Zusammenfassung

Ziel dieser Arbeit war es, die grundlegenden Phänomene der Rissschließung und der Rissausbreitung in Gradientengefügen zu klären und eine Methode zu entwickeln, die eine quantitative Beschreibung der Rissausbreitung im Gradientengefüge erlaubt. Der Schwerpunkt der Untersuchungen liegt bei der rauigkeitsinduzierten Rissschließung infolge kristallographischer Rissausbreitung. Ermüdungsversuche wurden an gradierten Gefügen mit konstantem ΔK sowie konstantem ΔF und an homogenen Gefügen bei konstantem ΔF durchgeführt. Neben der Messung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit wurde das Rissschließverhalten über die Compliance-Technik bestimmt.

Die rauigkeitsinduzierte Rissschließung wird durch Wahl eines grob-lamellaren Gefüges an der Titanlegierung TIMETAL 1100 erreicht. Ein Gefügegradient wird über gezielte Rekristallisation unter Ausnutzung eines Deformations- und eines Temperaturgradienten eingestellt. Hierbei wird das temperaturabhängige Ausscheidungsverhalten von Siliziden und deren Einfluss auf die Korngröße ausgenutzt.

Die rauigkeitsinduzierte Rissschließung verhält sich im Gradientengefüge lokal wie im homogenen Gefüge. Dies ist darauf zurückzuführen, dass auch im Gradientengefüge die Rissschließung immer von der Rissspitze ausgehend erfolgt. Die Spannungsintensität bei Rissschließung K_{cl} wird außer von K_{max} von der lokalen Rauigkeit an der Rissspitze bestimmt, die eine alleinige Funktion der Gefügeabmessungen ist. In Gradientengefügen entspricht K_{cl} lokal unter allen Belastungen dem der entsprechenden homogenen Gefüge. Dies erlaubt die Berechnung der Rissschließung in Gradientengefügen auf der Basis eines für homogene Werkstoffe entwickelten Modells. In Gradientengefügen muss lediglich die Rauigkeit als Funktion der Gefügeabmessungen in die Berechnung einbezogen werden. Diese Funktion kann auch ohne aufwendige Messung der Rauigkeit aus experimentellen Ergebnissen zur Rissschließung in homogenen Gefügen ermittelt werden. Die Spannungsintensität bei Rissschließung für Rissausbreitung im Gradientengefüge wurde berechnet und experimentell bestimmt. Das berechnete Verhalten stimmt mit dem experimentell ermittelten überein.

Die Rissausbreitung in Gradientengefügen kann aus homogenen Gefügen berech-

net werden. Die experimentellen Ergebnisse zeigen, dass sich die Rissausbreitungsgeschwindigkeit im Gradientengefüge lokal wie in dem jeweils entsprechenden homogenen Gefüge verhält. Bei Auftreten von rauigkeitsinduzierter Riss-schließung treten keine Einflüsse der Rissausbreitungsrichtung bzw. der Belastungsreihenfolge auf die Rissausbreitungsgeschwindigkeit auf.

Um den experimentellen Aufwand für die Ermittlung von $da/dN - \Delta K$ - Kurven für unterschiedliche Gefügeabmessungen zu reduzieren, wird eine Methode zur Bestimmung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit in Abhängigkeit von der Belastung ΔK für jede Gefügeabmessung durch Interpolation zwischen dem Rissausbreitungsverhalten zweier homogener Gefüge entwickelt. Die Beschreibung des Rissausbreitungsverhaltens dieser homogenen Gefüge erfolgt über die Paris-Gleichung. Weil die Rissausbreitungsgeschwindigkeiten sehr stark streuen, werden die Parameter c und m der Paris-Gleichung der beiden homogenen Gefüge über einen iterativen Prozess über Rissverlängerungskurven ermittelt.

Zur Bestimmung des Rissausbreitungsverhaltens für jede Gefügeabmessung werden die Parameter c und m der beiden homogenen Gefüge in Abhängigkeit von der Gefügeabmessung interpoliert. Die experimentelle Überprüfung zeigt, dass mit einer exponentiellen Interpolation das Rissausbreitungsverhalten im Gradientengefüge besser beschrieben werden kann als durch eine lineare Interpolation. Eine zweite Methode zur Bestimmung des Rissausbreitungsverhaltens in Abhängigkeit von der Gefügeabmessung beruht auf der Messung der Rissausbreitungsgeschwindigkeit in gradierten Gefügen bei konstantem ΔK . Die Bestimmung des lokalen Rissausbreitungsverhaltens im Gradientengefüge und damit auch die Berechnung des Rissausbreitungsverhaltens scheidet hierbei an einer zu großen Streuung der Messwerte. Im Gegensatz zu den homogenen Gefügen ist hier keine Vorgehensweise bekannt, die Streuungen zu verkleinern.

Mit den Ergebnissen dieser Arbeit wird es möglich das Rissausbreitungs- und Riss-schließverhalten in Gradientenwerkstoffen quantitativ zu beschreiben und die Lebensdauer von Bauteilen mit gradierten Gefügen vorherzusagen.

Literaturverzeichnis

- AMATEAU, M.F.; HANNA, W.D.; KENDALL, E.G.: The effect of microstructure on fatigue crack propagation in Ti-6Al-6V-2Sn alloy. In: *Mechanical Behavior, Proceedings of the Int. Conf. on Mechanical Behavior of Materials*. Japan: Society of Material Science, 1972, 77–89
- BACHMANN, V.; MUNZ, D.: Crack closure in fatigue of a titanium alloy. *Int. J. Fracture* 11 (1975), 713–716
- BACHMANN, V.; MUNZ, D.: Crack closure in fatigue crack propagation. In: BATHGATE, R. G. (Ed.): *Proceedings of SEE Conf. on Fatigue Testing and Design*. Buntingford: Society of Environmental Engineers, 1976, 5–9
- BANKS, T. M.; GARLICK, A.: The form of crack tip plastic zones. *Engng. Fracture Mech.* 19 (1984), 571–581
- BERG, A.: *Gradientengefüge und mechanische Eigenschaften hochfester Titanlegierungen*. VDI Fortschrittsberichte, Reihe 5: Grund- und Werkstoffe, Nr. 591, Düsseldorf: VDI, 2000
- BERG, A.; KIESE, J.; WAGNER, L.: Crack propagation in gradient microstructures in titanium alloys. In: LEE, E.W.; FRAZIER, K.; KIM, N.J. (Ed.): *Light Weight Alloys for Aerospace Applications IV*. Warrendale: TMS, 1997, 207–216
- BERG, A.; KIESE, J.; WAGNER, L.: Microstructural gradients in Ti-3Al-8V-6Cr-4Zr-4Mo for excellent HCF strength and toughness. *Mater. Sci. Eng. A* 243 (1998), 146–149
- BERG, A.; WAGNER, L.: Near-surface gradient microstructures in metastable beta-titanium alloys for improved fatigue performance. In: KAYSSER, W.A. (Ed.): *Materials Science Forum, Functionally Graded Materials 1998* Vol. 308-311. Switzerland: Trans Tech Publications Ltd., 1999, 307–312

- BILBY, B. A.; CARDEW, G. E.; HAWARD, I. C.: Stress intensity factors at tips of kinked and forked cracks. In: TAPLIN, D. M. R. (Ed.): *Fracture 1977*. Waterloo: University of Waterloo Press, 1977, 197–201
- BLANKENSHIP, C.P.; CARTER, W.T.; MURUT, A.E.; HENRY, M.F.: Recrystallization and grain growth in strain gradient samples. *Scripta Metall. Mater.* 31 (1994), 647–652
- BLANKENSHIP, C.P.; STARKE, E.A.: The fatigue crack growth behavior of the Al-Cu-Li alloy Weldalite 049. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.* 14 (1991), 103–114
- BLEECK, O.; MUNZ, D.; SCHALLER, W.; YANG, Y.Y.: Spannungsintensitätsfaktoren in Verbunden mit Gradientenwerkstoffen. In: BRODES, W. (Ed.): *Berichtsband der 29. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, DVM-Bericht 229*. Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung, 1997, 351–358
- BLEECK, O.; MUNZ, D.; SCHALLER, W.; YANG, Y.Y.: Effect of a graded interlayer on the intensity factor of cracks in a joint under thermal loading. *Eng. Fract. Mech.* 60 (1998), 615–623
- BOWDEN, D.M.; STARKE, E.A.: The effect of microstructure and deformation behavior on the hot ductility of Ti-6Al-2Nb-1Ta-0,8Mo. *Metall. Trans. A* 15 (1984), 1687–1698
- BROEK, D.: *The Practical Use of Fracture Mechanics*. 2nd Ed. Dordrecht: Kluwer Academic Publisher, 1989
- BROEK, D.: *The Practice of Damage Tolerance Analysis*. 420–426. In: LAMPMAN, S.R. (Ed.): *ASM Handbook, Volume 19, Fatigue and Fracture*. Materials Park: ASM International, 1997
- CARLSON, R.L.; BEEVERS, C.J.: A mixed mode fatigue crack closure model. *Eng. Fract. Mech.* 22 (1985), 651–660
- CARTER, R.D.; LEE, E.W.; STARKE, E.A.; BEEVERS, C.J.: The effect of microstructure and environment on fatigue crack closure of 7475 aluminium alloy. *Metall. Trans. A* 15 (1984), 555–563
- COPE, M.T.; POSTANS, P.J.; HICKS, M.A.: Microstructural optimization of titanium alloys for defect tolerance in gas turbine engine components. In: CHAKRABARTI, A.K.; CHESNUTT, J.C. (Ed.): *Microstructure, Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rate in Titanium Alloys*. Warrendale: TMS, 1987, 137–145

- COTTERELL, B.; RICE, J. R.: Slightly curved or kinked cracks. *Int. Journ. Fracture* 16 (1980), 15–169
- COTTERILL, P. J.; KNOTT, J.F.: Effects of temperature and environment on fatigue crack growth mechanisms in a 9%Cr 1%Mo steel. *Acta metall. mater.* 40 (1992), 2753–2764
- DAVIDSON, D.L.: Fatigue crack closure. *Engng. Frature Mech.* 38 (1991), 393–402
- DELALE, F.; ERDOGAN, F.: The crack problem for a nonhomogeneous plane. *J. Appl. Mech.* 50 (1983), 609–614
- ELBER, W.: The significance of fatigue crack closure. In: *Damage Tolerance in Aircraft Structures, ASTM STP 486*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1971, 230–242
- ERDOGAN, F.: Fracture mechanics of functionally graded materials. *MRS Bulletin* 20 (1995a), 43–44
- ERDOGAN, F.: Fracture mechanics of functionally graded materials. *Composites Engineering* 5 (1995b), 753–770
- ERDOGAN, F.; WU, B. H.: The surface crack problem for a plate with functionally graded properties. *ASME Journal of Applied Mechanics* 64 (1997), 449–456
- EYLON, D.: Faceted fracture in beta annealed titanium alloys. *Metall. Trans. A* 10 (1979), 311–317
- EYLON, D.; BANIA, P.J.: Fatigue crack characteristics of β -annealed large colony Ti-11 alloy. *Metall. Trans. A* 9 (1978), 1273–1279
- EYLON, D.; HALL, J.A.; PIERCE, C.M.; RUCKLE, D.L.: Microstructure and mechanical properties relationships in the Ti-11 alloy at room and elevated temperatures. *Metall. Trans. A* 7 (1976), 1817–1826
- FETT, T.; MUNZ, D.: A weight function for cracks in gradient materials. *Int. J. Fract.* 84 (1997), L3–L7
- FETT, T.; MUNZ, D.; YANG, Y. Y.: Applicability of the extended Petroski-Achenbach weight function procedure to graded materials. *Eng. Fract. Mech.* 65 (2000), 393–403
- FRANZ, H. E.; SCHARFENBERGER, W.; FEY, G.: Gefüge und Bruch von Titanlegierungen. *Mat.-wiss. und Werkstofftech.* 25 (1994), 399–409

- GRAY, III; WILLIAMS, J. C.; THOMPSON, A.W.: Roughness-induced crack closure: an explanation for microstructurally sensitive fatigue crack growth. *Metall. Trans. A* 14 (1983), 421–431
- GREGORY, J.K.; WAGNER, L.: Microstructure and crack growth in the titanium alloy Ti-2.5Cu. In: KITAGAWA, H.; TANAKA, T. (Ed.): *Fatigue 90*. Birmingham: Materials and Component Engineering Publications Ltd, 1990, 191–196
- HALLIDAY, M. D.; BEEVERS, C. J.: Some aspects of crack closure in two contrasting titanium alloys. *J. Testing and Evaluation* 9 (1981), 195–201
- HEIMENDAHL, M. von; WASSERMANN, G.: Elektronenmikroskopische Untersuchungen an Ausscheidungen einer Aluminium-Kupfer-Legierung (I. Teil). *Z. Metallkde.* 53 (1962), 275–283
- HEIMENDAHL, M. von; WASSERMANN, G.: Elektronenmikroskopische Untersuchungen an Ausscheidungen einer Aluminium-Kupfer-Legierung (II. Teil). *Z. Metallkde.* 54 (1963), 385–392
- HERTZBERG, R. W.; NEWTON, C. H.; JACCARD, R.: Crack closure: correlation and confusion. In: NEWMAN, J. C.; ELBER, W. (Ed.): *Mechanics of Fatigue Crack Closure, ASTM STP 982*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1988, 139–148
- HOFFMAN, M.J.; WAKAYAMA, S.; KISHI, T.; MAI, Y.-W.; KAWAHARA: Crack closure during cyclic fatigue in MG-PSZ ceramic as detected by acoustic emissions. In: *Materials Science Forum* Vol. 210-213. 1996, 487–494
- HOMMA, H.; NAKAZAWA, H.: Closure behaviour of fatigue crack. In: *Joint JSME/ASME Applied Mechanics Western Conference* Vol. JSME A-1. Tokyo: Japan Society of Mechanical Engineers, American Society of Mechanical Engineers, 1975, 57–64
- HORNBOGEN, E.: Die elektronenmikroskopische Untersuchung der Ausscheidung in Al-Cu-Mischkristallen, Teil I: Das Gefüge abgeschreckter Al-Cu-Mischkristalle. *Aluminium* 43 (1967a), 41–47
- HORNBOGEN, E.: Die elektronenmikroskopische Untersuchung der Ausscheidung in Al-Cu-Mischkristallen, Teil II: Die Bildung der Phasen Θ'' , Θ' und Θ in Al-Cu-Mischkristallen. *Aluminium* 43 (1967b), 115–121

- HORNBOGEN, E.: Die elektronenmikroskopische Untersuchung der Ausscheidung in Al-Cu-Mischkristallen, Teil III: Das Keimbildungsdiagramm von Al-Cu-Legierungen, Teil IV: Die Ausscheidung in verformten Al-Cu-Mischkristallen. *Aluminium* 43 (1967c), 163–170
- HORNBOGEN, E.; ZUM GAHR, K.-H.: Microstructure and fatigue crack growth in a γ -Fe-Ni-Al alloy. *Acta Metall.* 24 (1976), 581–592
- IRWIN, G.R.: Plastic zone near a crack and fracture toughness. *Mechanical and Metallurgical Behaviour of Sheet Materials, Proc. 7th Sagamore Ordnance Materials Research Conf. IV* (1960), 63–77
- JAMES, M. N.; KNOTT, J. F.: An assessment of crack closure and the extent of the short crack regime in Q1N (HY80) steel. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 8 (1985), 177–191
- JATA, K.V.; VASUDEVAN, A. K.: Effekt of fabrication and microstructure on the fracture initiation and growth toughness of Al-Li-Cu alloys. *Mater. Sci. Eng. A* 241 (1998), 104–113
- JONES, D. P.; JAMES, L. A.: Integrable K-solutions for common fatigue crack growth specimens. *Int. J. Fract.* 81 (1996), 89–97
- KARLSSON, B.; WASÉN, J.: The use of quantitative fractography in fatigue crack growth studies. In: *Proc. 7th European Conf. on Fracture*. Warley: EMAS, 1988, 573–592
- KATCHER, M.; KAPLAN, M.: Effect of R-factor and crack closure on fatigue crack growth for aluminium and titanium alloys. In: *Fracture Toughness and Slow-Stable Cracking, ASTM STP 559*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1974, 139–148
- KIM, S. B.: Behaviour of plasticity-induced crack closure and roughness-induced crack closure in aluminium alloy. *Int. J. Fatigue* 23 (2001), S247–S251
- KUMAR, R.: Review on crack closure for constant amplitude loading testing. *Engng. Fract. Mech.* 42 (1992), 389–400
- LEE, D. H.; NAM, S. W.; CHOE, S.J.: Effect of microstructure and relaxation behavior on the high temperature low cycle fatigue of near-alpha-Ti-1100. *Mater. Sci. Eng. A* 291 (2000), 60–67

- LEE, D. H.; NAM, S.W.; CHOE, S.J.: Effect of alpha lamellae width on creep-fatigue behavior in near-alpha Ti-1100 with lamellar structure. *Scripta Mater.* 40 (1999), 265–270
- LEE, D.H.; NAM, S. W.: High temperature fatigue behavior in tensile hold LCF of near-alpha Ti-1100 with lamellar structure. *J. Mater. Sci.* 34 (1999), 2843–2849
- LI, S.; SUN, L.; WANG, Z.: The relationship between crack closure ratio and K_{\max} at near-threshold levels. *Scripta Metall. Mater.* 27 (1992), 1669–1672
- LI, S.; SUN, L.; ZANG, Q.; WANG, Z.: A geometric model for fatigue crack closure induced fracture surface roughness under mode I displacements. *Mat. Sci. Eng. A* 150 (1992), 209–212
- LIN, C.-K.; YANG, S.-T.: Corrosion fatigue behavior of 7050 aluminium alloys in different tempers. *Eng. Fract. Mech.* 59 (1998), 779–795
- LINDIGKEIT, J.; TERLINDE, G.; GYSLER, A.; LÜTJERING, G.: The effect of grain size on the fatigue crack propagation behavior of age-hardened alloys in inert and corrosive environments. *Acta Met.* 27 (1979), 1717–1726
- LLORCA, J.: Roughness-induced fatigue crack closure: a numerical study. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 15 (1992), 665–669
- LLORCA, J.; SÁNCHEZ GÁLVEZ, V.: Modelling plasticity-induced fatigue crack closure. *Engng. Fracture Mech.* 37 (1990), 185–196
- LÜTJERING, G.; WEISSMANN, S.: Mechanical properties of age-hardened titanium-aluminium alloys. *Acta Metall.* 18 (1970), 785–795
- MCCLUNG, R. C.: Finite element modelling of crack closure during simulated fatigue threshold testing. *Int. Journ. Fracture* 52 (1991), 145–157
- MEI, Z.; MORRIS, J.W.: Influence of deformation-induced martensite on fatigue crack propagation in 304-type steels. *Metall. Trans. A* 21 (1990), 3137–3152
- MEI, Z.; MORRIS, J.W.: Analysis of transformation-induced crack closure. *Engng. Fracture Mech.* 39 (1991), 569–573
- MINAKAWA, K.; MCEVILY, A.J.: On the crack closure in the near-threshold region. *Scripta Metall.* 15 (1981), 633–636

- MOODY, N.R.; GERBERICH, W.W.: The effect of hydrogen on fatigue and dislocation behaviour of an α/β titanium alloy. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 5 (1982), 57–70
- MORTENSEN, A.; SURESH, S.: Functionally graded metals and metal-ceramic composites. Part 1: Processing. *Int. Mater. Rev.* 40 (1995), 239–265
- MÜLLER, C.; POMPE, O.; RETTENMAYR, M.: Silizide als Barriere für Kornwachstum in TIMETAL 1100. *Prakt. Metallogr.* 35 (1998), 424–437
- MÜLLER, C.; TERTSCH, S.; EXNER, H.E.; WAGNER, L.: Influence of silicide precipitates on microstructure and fatigue of TIMETAL 1100. In: MUGHRABI, H.; GOTTSTEIN, G.; MECKING, H.; RIEDEL, H.; TOBOLSKY, J. (Ed.): *Microstructure and Mechanical Properties of Metallic High-Temperature Materials*. Weinheim: Wiley-VCH Verlag, 1999, 134–143
- NGUYEN, C. van: *Härtbare PM-Hartlegierungen mit gradierter Struktur*. Fortschrittsberichte VDI, Reihe 5: Grund- und Werkstoffe Nr. 192, Düsseldorf: VDI, 1990
- NOWACK, H.; TRAUTMANN, K.H.; SCHULTE, K.; LÜTJERING, G.: Sequence effects on fatigue crack propagation; mechanical and microstructural contributions. In: *Fracture Mechanics, ASTM STP 677*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1979, 36–53
- OBINATA, I.; NISHIMURA, K.: On the recrystallization of cold-rolled commercially pure Titanium. *J. Inst. Metals* 84 (1955/56), 97–101
- PARIS, P. C.; ERDOGAN, F.: A critical analysis of crack propagation laws. *J. Basic Eng. Trans. ASME* 85 (1963), 528–534
- PARK, J. S.; MARGOLIN, H.: The role of alpha and beta phases in fatigue crack propagation of Ti-Mn alloys. *Metall. Trans. A* 15 (1984), 155–171
- PARRY, M.R.; SYNGELLAKIS, S.; SINCLAIR, I.: Numerical modelling of combined roughness and plasticity induced crack closure effects in fatigue. *Mater. Sci. Eng. A* 291 (2000), 224–234
- PETERS, M.: Neuere Entwicklungen auf dem Gebiet der Ti-Legierungen. *Metall* 37 (1983), 584–589
- PETERS, M.: Moderne Titanlegierungen für hohe Temperaturen. *Metall* 42 (1988), 576–581

- PUTATUNDA, S. K.: Influence of material strength level on fatigue crack closure. *Engng. Fracture Mech.* 30 (1988), 627–639
- RAVICHANDRAN, K. S.; DWARAKADASA, E. S.: Fatigue crack growth transitions in Ti-6Al-4V alloy. *Scripta Metall.* 23 (1989), 1685–1690
- RAVICHANDRAN, K. S.; DWARAKADASA, E. S.; KISHORE: Near threshold fatigue crack growth behavior of a high strength steel: the effect of prior austenitic grain size. *Z. Metallkde.* 78 (1987), 32–38
- RAVICHANDRAN, K. S.; RAO, H. C. V.; DWARAKADASA, E. S.; NAIR, C. G. K.: Microstructural effects and crack closure during near threshold fatigue crack propagation in a high strength steel. *Metall. Trans. A* 18 (1987), 865–876
- RAVICHANDRAN, K.S.: Fracture mode transition during fracture crack growth in Ti-6Al-4V alloy. *Scripta Metall. Mater.* 24 (1990a), 1275–1280
- RAVICHANDRAN, K.S.: A theoretical model for roughness induced crack closure. *Int. J. Fract.* 44 (1990b), 97–110
- RAVICHANDRAN, K.S.; BANERJEE, D.: Effects of microstructural morphology on the near threshold fatigue crack growth characteristics of a near-alpha alloy: Ti-6Al-3Mo-1.5Zr-0.25Si. In: KITAGAWA, H.; TANAKA, T. (Ed.): *Fatigue 90*. Birmingham: Materials and Component Engineering Publications Ltd, 1990, 1351–1356
- RHODES, C.G.; CHESNUTT, J.C.; WERT, J.A.: Influence of transformed beta microstructure on fatigue crack growth rates in Ti-6Al-4V. In: CHAKRABARTI, A.K.; CHESNUTT, J.C. (Ed.): *Microstructure Fracture Toughness and Fatigue Crack Growth Rate in Titanium Alloys*. Warrendale: TMS, 1987, 137–145
- RICE, J.R.: Mechanics of crack tip deformation and extension by fatigue. In: *Fatigue Crack Propagation, ASTM STP 415*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1967, 247–309
- RITCHIE, R. O.; SURESH, S.: Some considerations on fatigue crack closure at near-threshold stress intensities due to fracture surface morphology. *Metall. Trans. A* 13 (1982), 937–940
- ROBINSON, J.L.; BEEVERS, C.J.: The effect of load ratio, interstitial content and grain size on low-stress fatigue-crack propagation in α -titanium. *Met. Sci. J.* 7 (1973), 153–159

- SARRAZIN, C.; CHIRON, R.; LESTERLIN, S.; PETIT, J.: Electron backscattering pattern identification of surface morphology of fatigue cracks in TA6V. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 17 (1994), 1383–1389
- SAXENA, V. K.; RADHAKRISHNAN, V. M.: Development of fatigue crack closure mechanism maps. Part 1: Basic concepts and boundary equations. *Mater. Sci. Technol.* 14 (1998a), 1227–1232
- SAXENA, V. K.; RADHAKRISHNAN, V.M.: Effect of phase morphology on fatigue crack growth behavior of $\alpha + \beta$ titanium alloy - A crack closure rationale. *Metall. Mater. Trans. A* 29 (1998b), 245–261
- SCHEIL, E.: Bemerkungen zur Schichtkristallbildung. *Z. Metallkd.* 43 (1942), 70–72
- SCHIJVE, J.: *The Effect of Pre-Strain on Fatigue Crack Growth and Crack Closure*. Delft: University of Technology, 1976 (VTH-203)
- SCHIJVE, J.: Some formulas for the crack opening stress level. *Engng. Fracture Mech.* 14 (1981), 461–465
- SHECHTMAN, D.; EYLON, D.: On the unstable shear in fatigued beta-annealed Ti-11 and IMI 685. *Metall. Trans. A* 9 (1978), 1018–1020
- SHELDON, J. W.; BAIN, K. R.; DONALD, J. K.: Investigation of the effects of shed-rate, initial K_{\max} , and geometric constraint on ΔK_{th} in Ti-6Al-4V at room temperature. *Int. J. Fatigue, Vol. 21* (1999), 733–741
- SHIH, T.T.; WEI, R.P.: A study of crack closure in fatigue. *Engng. Fracture Mech.* 6 (1974), 19–32
- SIBER, B.: *Seigerungsbildung und Konvektion bei gerichteter Erstarrung von Aluminiumlegierungen*. Dissertation: Technische Universität Darmstadt, 1999
- SIBER, B.; RETTENMAYR, M.; MÜLLER, C.; EXNER, H.E.: Concentration gradient in aluminium alloys generated by directional solidification and their effects on fatigue crack propagation. In: KAYSSER, W.A. (Ed.): *Materials Science Forum, Functionally Graded Materials 1998* Vol. 308-311. Switzerland: Trans Tech Publications Ltd., 1999, 211–216
- SILCOCK, J. M.; HEAL, T. J.; HARDY, H. K.: Structural ageing characteristics of binary aluminium-copper alloys. *J. Inst. Met.* 82 (1953), 239–248

- SINGH, U. P.; BANERJEE, S.: Crack closure and fatigue crack growth rate in three point bend specimens of different widths. *Fatigue Fract. Eng. Mater. Struct.* 12 (1989), 47–58
- SONG, R.G.; TSENG, M.K.; ZHANG, B.J.; LIU, J.; JIN, Z.H.; SHIN, K.S.: Grain boundary segregation and hydrogen-induced fracture in 7050 aluminium alloy. *Acta Metall.* 44 (1996), 3241–3248
- STARKE, E.A.; WILLIAMS, J.C.: Microstructure and the fracture mechanics of fatigue crack propagation. In: WEI, R. P.; GANGLOFF, R. P. (Ed.): *Fracture Mechanics: Perspectives and Directions, ASTM STP 1020*. Philadelphia: American Society for Testing and Materials, 1989, 184–205
- STYCINSKI, A.; WAGNER, L.; MÜLLER, C.; EXNER, H.E.: Mechanical properties of the new high temperature alloy Ti-1100: fully lamellar vs. duplex microstructures. In: ANKEM, S.; HALL, J.A. (Ed.): *Microstructure/Property Relationships of Titanium Alloys*. Warrendale: TMS, 1994, 83–92
- SURESH, S.: Crack deflection: implication for the growth of long and short fatigue cracks. *Metall. Trans. A* 14 (1983), 2375–2385
- SURESH, S.: Fatigue crack deflection and fracture surface contact: Micromechanical models. *Metall. Trans. A* 16 (1985), 249–260
- SURESH, S.: Cyclic deformation and fatigue. In: CAHN, R.W.; HAASEN, P.; KRAMER, E.J. (Ed.): *Materials Science and Technology, Vol. 6, Plastic Deformation and Fracture of Materials*. Weinheim: VCH Verlagsgesellschaft mbH, 1993, 281–350
- SURESH, S.: *Fatigue of Materials*. 2nd ed. Cambridge University Press, 1998
- SURESH, S.; MORTENSEN, A.: *Fundamentals of Functionally Graded Materials*. 2nd ed. Cambridge: The University Press, 1998
- SURESH, S.; RITCHIE, R. O.: A geometric model for fatigue crack closure induced by fracture surface roughness. *Metall. Trans. A* 13 (1982), 1627–1631
- SURESH, S.; RITCHIE, R. O.: On the influence of environment on the load ratio dependence of fatigue thresholds in pressure vessel steel. *Engng. Fracture Mech.* 18 (1983), 785–800
- SURESH, S.; SHIH, C. F.: Plastic near-tip fields for branched cracks. *Int. Journ. Fracture* 30 (1986), 237–259

- SURESH, S.; ZAMISKI, G. F.; RITCHIE, R. O.: Oxide-induced crack closure: an explanation for near-threshold corrosion fatigue crack growth behavior. *Metall. Trans. A* 12 (1981), 1435–1443
- TERTSCH, S.: *Gefüge und mechanische Eigenschaften der Titanlegierung TIMETAL 1100*. Dissertation: Technische Universität Darmstadt, 1996
- TOMKINS, B.: Role of mechanics in corrosion fatigue. *Metal Sci.* 13 (1979), 387–395
- WALKER, N.; BEEVERS, C.J.: A fatigue crack closure mechanism in titanium. *Fatigue Fract. Engng. Mater. Struct.* 1 (1979), 135–148
- WANG, S.-H.: *Fatigue Crack Closure in Titanium Alloys*. VDI Fortschrittsberichte, Reihe 18: Mechanik und Bruchmechanik, Nr. 227, Düsseldorf: VDI, 1997
- WANG, S.-H.; MÜLLER, C.: Fatigue crack closure and crack growth behaviour in a titanium alloy with different microstructures. *J. Mater. Sci.* 33 (1998a), 4509–4516
- WANG, S.-H.; MÜLLER, C.: Fracture surface roughness and roughness-induced fatigue crack closure in Ti-2,5wt%Cu. *Mater. Sci. Eng. A* 255 (1998b), 7–15
- WANG, S.-H.; MÜLLER, C.: A study on the change of fatigue fracture mode in two titanium alloys. *Fatigue Fract. Engng Mater. Struct.* 21 (1998c), 1077–1087
- WANG, S.-H.; MÜLLER, C.; EXNER, H. E.: A model for roughness-induced fatigue crack closure. *Metall. Mater. Trans. A* 29 (1998), 1933–1939
- WASÉN, J.; HAMBERG, K.; KARLSSON, B.: The influence of grain size and fracture surface geometry on the near threshold fatigue crack growth in ferritic steels. *Mater. Sci. Eng. A* 102 (1988), 217–226
- WASÉN, J.; HEIER, E.: Fatigue crack growth threshold - the influence of Young's modulus and fracture surface roughness. *Int. J. Fatigue* 20 (1998), 737–742
- WASÉN, J.; KARLSSON, B.: Influence of prestrain and aging on near-threshold fatigue crack growth in fine-grained dual-phase steels. *Int. J. Fatigue* 11 (1989), 395–405
- WASÉN, J.; KARLSSON, B.: The relation between fracture surface geometry and crack closure in fatigue. In: KITAGAWA, H.; TANAKA, T. (Ed.): *Fatigue 90*. Birmingham: Materials and Component Engineering Publications Ltd, 1990, 1289–1294
- WEINEM, D.: *Einfluß thermomechanischer Behandlung auf die Mikrostruktur und die mechanischen Eigenschaften der Near- α -Titanlegierung TIMETAL 1100*. VDI Fortschrittsberichte, Reihe 5: Grund- und Werkstoffe, Nr. 493, Düsseldorf: VDI, 1997

- WEINEM, D.; KUMPFERT, J.; PETERS, M.; KAYSSER, W. A.: Processing window of the near- α -titanium alloy TIMETAL-1100 to produce a fine-grained β -structure. *Mater. Sci. Eng.* 206 (1996), 55–62
- WU, J.; ELLYIN, F.: A study of fatigue crack closure by elastic-plastic finite element analysis for constant-amplitude loading. *Int. J. Fract.* 82 (1996), 43–65
- YODER, G. R.; COOLEY, L. A.; CROOKER, T.W.: Observation on microstructurally sensitive fatigue crack growth in a Widmanstätten Ti-6Al-4V alloy. *Met. Trans. 8A* (1977), 1737–1743
- YODER, G. R.; COOLEY, L. A.; CROOKER, T.W.: Fatigue crack propagation resistance of beta-annealed Ti-6Al-4V alloys of differing interstitial oxygen contents. *Metall. Trans. A* 9 (1978), 1413–1420
- YODER, G. R.; COOLEY, L.A.; CROOKER, T.W.: 50-fold difference in region-II fatigue crack propagation resistance of titanium alloys: a grain-size effect. *J. Eng. Mater. T. ASME* 101 (1979), 86–90
- YODER, G.R.; COOLEY, L.A.; CROOKER, T.W.: A transition to enhanced fatigue crack propagation resistance in a β -annealed Ti-6Al-4V alloy of commercial purity. In: PROMISEL, N.; WEISS, V. (Ed.): *Proceedings of 2nd Int. Conf. on Mech. Behavior of Mater.* Metals Park: ASM, 1976, 1010–1014
- YODER, G.R.; COOLEY, L.A.; CROOKER, T.W.: Observations on the generality of the grain-size effect on fatigue crack growth in $\alpha + \beta$ titanium alloys. *Titanium'80 Science and Technology* Vol. III (1980), 1865–1873
- YODER, G.R.; EYLON, D.: On the effect of colony size on fatigue crack growth in Widmanstätten structure $\alpha + \beta$ titanium alloys. *Metall. Trans. A* 10 (1979), 1808–1810
- YODER, G.R.; FROES, F.H.; EYLON, D.: Effect of microstructure, strength and oxygen content on fatigue crack growth rate of Ti-4,5Al-5,0Mo-1,5Cr (Corona 5). *Metall. Trans. A* 15 (1984), 183–197

Danksagung

Die vorliegende Arbeit wurde im Zeitraum von Juli 1998 bis März 2002 am Institut für Physikalische Metallkunde der Technischen Universität Darmstadt angefertigt. Sie entstand im Rahmen des DFG-Schwerpunktprogramms „Gradientenwerkstoffe“.

Mein besonderer Dank gilt

Herrn Prof. Dr. H. E. Exner für die Möglichkeit, diese Arbeit an seinem Institut durchführen zu können, sowie sein Interesse und seine Diskussionsbereitschaft,

Herrn Dr. C. Müller für die Betreuung der Arbeit und sein großes Interesse. Durch die zahlreichen Hinweise und richtungsweisenden Diskussionen hat er wesentlich zu ihrem Gelingen beigetragen,

Herrn Prof. Dr. L. Wagner für die Möglichkeit an seinem Lehrstuhl Metallkunde und Werkstofftechnik die Umformbehandlungen durchführen zu können, sowie Frau Dr. A. Berg und Frau Dr. J. Lindemann für die Durchführung der Umformbehandlungen,

Herrn Prof. Dr. J. Rödel, Leiter des Fachgebiets Nichtmetallisch - Anorganische Werkstoffe für die Übernahme des Mitberichts,

Frau C. Wasmund, Frau U. Kunz, Frau P. Neuhäusel und Herrn H. Lehmann für die Unterstützung bei der Probenpräparation und der mechanischen Werkstoffprüfung,

Frau Dipl.-Ing. E. Metzger, die mit den Untersuchungen zu ihrer Diplomarbeit zu Teilaspekten der vorliegenden Dissertation beigetragen hat.

Darüber hinaus möchte ich allen Kollegen, die mich während meiner Arbeit im Institut begleitet haben, für die angenehme Arbeitsatmosphäre im Fachgebiet Physikalische Metallkunde herzlich danken.

Eidesstattliche Erklärung

Hiermit erkläre ich an Eides statt, dass ich die vorliegende Dissertation selbständig und nur mit den angegebenen Hilfsmitteln angefertigt habe. Ich habe noch keinen Promotionsversuch unternommen.

Darmstadt, den 14. April 2002

(Bettina Burghardt)

Lebenslauf

Bettina Burghardt

Platanenstr. 1

65468 Trebur

Geboren am 22.02.1974 in Rüsselsheim

Schulbildung

- | | |
|-----------|--|
| 1979-1984 | Grundschule Königstädten, Rüsselsheim (fünfjährige Grundschule mit Eingangsstufe) |
| 1984-1986 | Gerhart-Hauptmann-Schule, Rüsselsheim (Förderstufe) |
| 1986-1993 | Immanuel-Kant-Schule, Gymnasium, Rüsselsheim
Abschluss: Allgemeine Hochschulreife |

Universität

- | | |
|-----------|--|
| 1993-1998 | Studium der Materialwissenschaft an der TH Darmstadt
Diplomarbeit: „Einfluss des Spannungsniveaus auf Bruchmechanismus und Rissausbreitungsgeschwindigkeit an der Titanlegierung Ti-2,5Cu“
Abschluss: Diplom Ingenieur |
| seit 1998 | Promotion am Fachgebiet Physikalische Metallkunde des Fachbereichs Material- und Geowissenschaften der TU Darmstadt |