

Diplomarbeit



Bruchmechanismen in AlSiCu Gusslegierungen

Autor: Nikolaus Peter Papenberg

Betreuer: Univ. Prof. Dr. Reinhard Pippan
Dr. Salar Bozorgi

Leoben 2015



Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre an Eides statt, dass ich diese Arbeit selbstständig und unter der in der Dank-sagung aufgeführten Betreuung verfasst, andere als die angegebenen Quellen und Hilfs-mittel nicht benutzt und mich auch sonst keiner unerlaubten Hilfsmittel bedient habe.

Datum

Unterschrift

Danksagung

Zu Beginn möchte ich mich bei Herrn Univ. Prof. Dr. Reinhard Pippan recht herzlich bedanken, dass er sich bereit erklärt hat diese Diplomarbeit am Erich Schmid Institut (ESI) zu betreuen und mich dabei immer mit Rat und Tat unterstützt hat.

Des Weiteren gilt mein besonderer Dank Dipl.-Ing. Richard Kretz und Dr. Salar Bozorgi vom Austrian Institute of Technology (AIT), die mir die Möglichkeit gegeben haben meine Diplomarbeit im Rahmen eines Projektes des Leichtmetallkompetenzzentrums Ranshofen (LKR) durchzuführen, sowie Dr. Christian Chimani, der dieses Projekt initiiert hat, als auch Dipl.-Ing. Kevin Anders, welcher mit der Leitung desselben betraut wurde. Auch möchte ich mich bei den Mitarbeitern des LKR für ihre freundliche und kompetente Unterstützung bedanken.

Hervorzuheben ist die konstruktive und kollegiale Atmosphäre am ESI und die stets offene und uneingeschränkte Teilnahme der Kollegen und Mitarbeiter des Instituts. Dabei möchte ich mich besonders bei Dipl.-Ing. Peter Kutlesa für anregenden Diskussionen und tatkräftige Mitwirkung bei der Versuchsdurchführung und Auswertung bedanken. Auch gilt mein Dank Dr. Anton Hohenwarter für die Hilfe bei der Probenauswahl und Präparation, sowie Silke Modritsch für ihre hochwertige Arbeit in der Metallographie.

Besonders bedanken möchte ich mich auch bei meinen Freunden und insbesondere bei meiner Familie, ohne deren uneingeschränkte Unterstützung dieses Studium nicht möglich gewesen wäre.

Zusammenfassung

Das Ziel dieser Arbeit ist es, das Bruchverhalten sowie die bruchmechanischen Kenngrößen von drei verschiedenen AlSiCu Gusslegierungen im Gusszustand mit jeweils zwei verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten zu ermitteln.

Zur Untersuchung der Legierungen wurden bruchmechanische Versuche nach ASTM 1820 bei Raumtemperatur mittels CT-Proben durchgeführt. Dabei wurden Proben von beiden Abkühlgeschwindigkeiten, sowie zwei unterschiedlichen Probenlagen aller Legierungen getestet. Die Abkühlgeschwindigkeiten wurden durch unterschiedliche Plattendicken bei der Materialherstellung erzeugt. Des Weiteren konnte auf die Ergebnisse und bereits geprüften Proben vorhergegangener Zugversuche als Vergleichswerte und Vergleichsmaterial zurückgegriffen werden.

Neben der Messung der Bruchzähigkeit wurden die Gefüge der verschiedenen Proben mit den entsprechenden Bruchflächen verglichen, um das Bruchverhalten verstehen zu können. Zur Überprüfung der Ergebnisse der bruchmechanischen Versuche wurden Vergleiche von J und K_{Ic} -Tests gemacht, eine Messung der kritischen Rissspitzenöffnungsverschiebung mittels Profillinienanalyse durchgeführt, sowie die Rissausbreitung untersucht. Die Untersuchungen des Gefüges, der Bruchflächen und des Rissfortschritts wurden mittels Lichtmikroskop und Rasterelektronenmikroskop durchgeführt.

Abstract

The aim of this thesis was to improve the understanding of the microstructural and fracture mechanisms of three different as cast AlSiCu alloys produced with two different cooling velocities.

Standardised fracture mechanical tests at room temperature following ASTM 1820, with CT-samples were used to analyse the alloys. Samples of all alloys, cooling velocities as well as two different sample directions were tested. The different cooling velocities were achieved by casting different sample thicknesses. Samples and data of already conducted tensile tests were used as base and comparative materials.

To understand the fracture processes, additionally to the measurement of the fracture toughness, the microstructure and the equivalent fracture surface was compared. To verify the results of the fracture mechanical tests a comparison of J and K_{Ic} testing, CTOD measurements and an analysis of the crack path has been done. The microstructures, fracture surfaces and the crack path were analysed with a light microscope and a scanning electron microscope.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung	1
1.1. Motivation	1
1.2. Einführung in die Bruchmechanik	1
1.3. AlSi und AlSiCu-Legierungen	1
2. Grundlagen der Bruchmechanik	3
2.1. Lineare Bruchmechanik	3
2.1.1. Kleinbereichsfließen	4
2.1.2. Spannungsintensitätsfaktor	5
2.2. Elastisch plastische Bruchmechanik	7
2.2.1. J-Integral	7
2.2.2. Crack Tip Opening Displacement	9
3. Metallographie	11
3.1. Untersuchte Legierungen	11
3.2. Gefügefäinung	12
3.3. Wärmebehandlung	13
3.4. Legierungselemente und Phasen	13
3.4.1. Silizium	13
3.4.2. Kupfer	14
3.4.3. Eisen	14
3.5. Bruchvorgänge	15
4. Material und Methoden	19
4.1. Material	19
4.2. Herstellung	19
4.3. Methoden	21
4.3.1. Zugversuch	21
4.3.2. Bruchmechanische Versuche	21
5. Zugversuch	22
5.1. Durchführung und Ergebnisse	22
5.2. Statistische Versuchsplanung	23
5.2.1. Screening-Methoden	23
5.2.2. Durchführung in der Praxis	25
6. Bruchmechanische Versuche	27

6.1. Probenpräparation	27
6.2. Versuchsdurchführung	30
6.3. Auswertung nach K_{Ic}	31
6.4. Auswertung nach dem J-Integral	32
6.5. Fehleranalyse	34
6.6. Ergebnisse	39
7. Diskussion	41
7.1. Bruchzähigkeit	41
7.1.1. Auswertung der 12,5 mm Proben	41
7.1.2. Geometrieeffekt	41
7.2. Kitagawa Diagramm	43
7.3. Gefüge und Bruchflächen	44
7.3.1. Legierung 1	45
7.3.2. Legierung 3	46
7.3.3. Legierung A226	47
7.4. Rissausbreitung	49
7.4.1. Profillinienmessung	50
8. Zusammenfassung	52
Literaturverzeichnis	54
A. Abkürzungen und Symbole	56
B. Phasendiagramme	58
C. Versuchsprotokolle	60
C.1. K_{Ic} -Versuch	60
C.2. J-Integral	67
D. Bildmaterial	78
D.1. Gefüge	78
D.2. Bruchflächen	82

1. Einleitung

1.1. Motivation

Um sicherzustellen, dass Gussbauteile den Anforderungen, welche heutzutage an sie gestellt werden, gerecht werden können, muss ein umfassendes Verständnis der mechanischen Eigenschaften der verwendeten Legierungen vorhanden sein. Diese Kenntnisse schließen sowohl die Legierungszusammensetzung, die Gussparameter wie auch das Verständnis der festigkeitsbestimmenden Zusammenhänge ein. Nur dann ist es möglich, sinnvolle Kriterien und Richtlinien für die Produktion und Verwendung dieser Bauteile zu erarbeiten, um die Sicherheit im Betrieb garantieren zu können.

1.2. Einführung in die Bruchmechanik

Die Bruchmechanik beschäftigt sich mit der Werkstoffschädigung, bei der es oft zur teilweisen und vollständigen Trennung eines vormals intakten Körpers, dem Bruch, kommt. Da diesem normalerweise die Bildung von Rissen vorausgeht, sind auch diese ein wichtiger Bestandteil der praktischen und theoretischen Überlegungen der Bruchmechanik. Das Ziel der Bruchmechanik ist es, das Versagen von Werkstoffen zu beschreiben, ihre Lebensdauer und Belastbarkeit vorherzusagen und so Schäden zu vermeiden. Die Erforschung wurde vor allem durch die Anforderungen in den Bereichen von Luftfahrt, Druckbehälterbau, Nuklearindustrie und Fahrzeugbau vorangetrieben. Bruchmechanik wird mittlerweile in allen modernen Industriebereichen verwendet [1].

Anders als in der klassischen Festigkeitslehre, die alle Bauteile als homogene Körper betrachtet, werden in der Bruchmechanik die lokalen Gegebenheiten von realen inhomogenen Körpern untersucht. Die Untersuchung der durch Werkstoffinhomogenitäten bedingten Rissentstehung und die Verknüpfung von Mikrostruktur und Rissausbreitung gehört zu den Aufgaben der modernen Werkstoffkunde und Bruchmechanik [2].

In [1] und [2] findet man eine gute Einführung in diese neue Betrachtungsweise.

1.3. AlSi und AlSiCu-Legierungen

AlSi-Legierungen werden im Allgemeinen durch Sekundärmetallurgie hergestellt und im Bereich von Sand-, Fein-, Kokillen-, und Druckguss in verschiedenen Zusammensetzungen eingesetzt. Eines der großen Anwendungsgebiete ist die Automobilindustrie. Das Hauptlegierungselement ist Si, welches die Gießbarkeit durch Herabsetzen des Schmelzpunktes im Bereich des Eutektikums begünstigt. Die Einteilung der Legierungen erfolgt im Bezug

auf ihre Position zum Eutektikum (12,6% Si, binäres System) in hypoeutektische (<11%), eutektische (11-13%) und hypereutektische (>13% Si) Legierungen (Abb. 1.1).

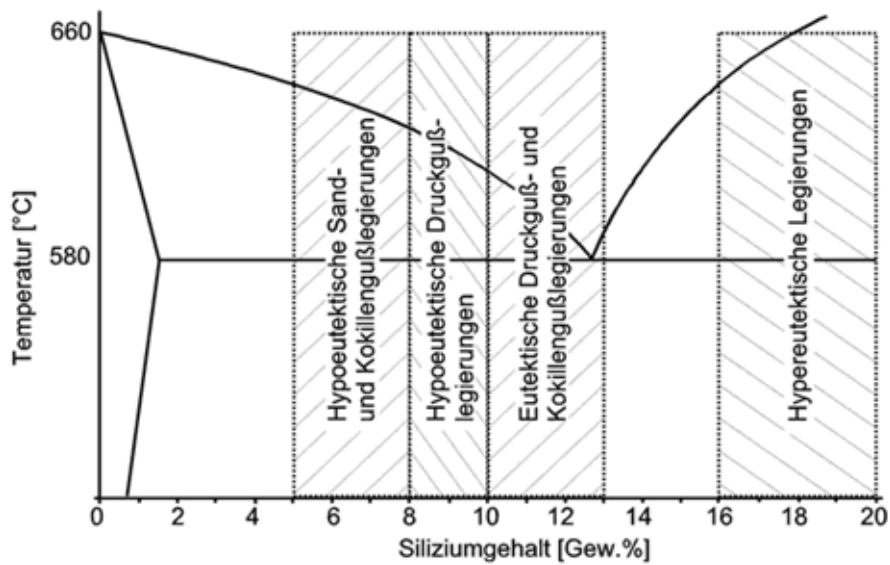


Abbildung 1.1.: Schematisches AlSi Phasendiagramm und die verschiedenen Klassen der Legierungen [3]

AlSiCu gehört zu den meist verwendeten Gusslegierungen, da es kalt- und warmaushärtend ist und gute Warmfestigkeitseigenschaften besitzt [3]. Die in dieser Arbeit verwendeten Legierungen wurden aber nur bei Raumtemperatur kaltausgelagert. Typische Zusammensetzungen dieser Legierung sowie ein ternäres Phasendiagramm befinden sich in Kapitel 3.1.

2. Grundlagen der Bruchmechanik

2.1. Lineare Bruchmechanik

Ein Riss kann auch als Schnitt in einem Körper betrachtet werden, dabei wird im Allgemeinen davon ausgegangen, dass die Rissufer belastungsfrei sind. Man unterscheidet je nach Belastungsart drei verschiedene Modi der Rissöffnungsarten (Abb. 2.1). Üblicherweise wird in Versuchen nur der Modus I betrachtet, da dieser leicht herzustellen ist und die schädlichste Belastung für das zu testende Material darstellt.

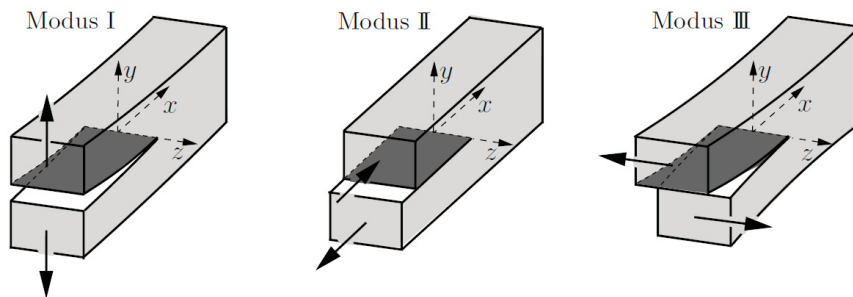


Abbildung 2.1.: Rissöffnungsarten [1]

Die direkte Umgebung der Risspitze nennt man Prozesszone, sie spielt in der Betrachtung der Rissausbreitung eine wichtige Rolle. Die dort stattfindenden komplexen Prozesse der Bindungslösung können aber üblicherweise mit der klassischen Kontinuumsmechanik nicht dargestellt werden. Daher muss diese Prozesszone eines Körpers für die übliche kontinuumsmechanische Betrachtungsweise vernachlässigbar klein zu den übrigen Abmessungen des Körpers sein.

Das Rissspitzenfeld oder Nahfeld beschreibt den Bereich mit einem kleinen Radius um die Rissfront. Dort bilden die Spannungen im linear elastischen Fall eine Singularität vom Typ $(r^{-1/2})$ aus. Die Rissspitzenspannung und die Verformungsfelder im Nahfeld sind je nach Belastungsmodus unterschiedlich, können aber bis auf den Faktor K von der Last unabhängig dargestellt werden. Dieser Faktor wird auch als K-Faktor oder Spannungsintensitätsfaktor bezeichnet [1].

2.1.1. Kleinbereichsfließen

Die linear elastische Bruchmechanik wurde für die Beschreibung von linear elastischem Materialverhalten hergeleitet. Sie kann aber auch für plastisch verformbare Materialien angewendet werden, diese plastische Verformung muss sich aber auf einen sehr kleinen Bereich beschränken.

Von Kleinbereichsfließen spricht man in der linear elastischen Bruchmechanik, wenn die plastische Zone im Verhältnis zum K-dominierten Bereich klein ist. Als plastische Zone bezeichnet man dabei das vom linear elastischen Stoffverhalten abweichende Gebiet. Die genaue Bestimmung der Abmessungen oder der Form dieser Zone ist nicht trivial, und damit nur numerisch zu lösen. Die plastische Zone kann aber im Rahmen der elastischen Nahfeldlösung abgeschätzt werden. Das ist nachfolgend für den Modus I berechnet (Gleichung 2.1) und dargestellt (Abb. 2.2), wobei das Stoffverhalten als ideal plastisch angenommen wird. Die Kontur der plastischen Zone (r_p) erhält man dort, wo die Fließbedingung und die Vergleichsspannungen des elastischen Nahfeldes in einander übergehen.

$$r_p(\varphi) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_F^2} \cos^2 \frac{\varphi}{2} [3\sin^2 \frac{\varphi}{2} + (1 - 2\nu)^2] \text{ im EDZ} \quad (2.1)$$

$$r_p(\varphi) = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_F^2} \cos^2 \frac{\varphi}{2} [3\sin^2 \frac{\varphi}{2} + 1] \text{ im ESZ}$$



Abbildung 2.2.: Plastische Zone a) Größenvergleich von ESZ zu EVZ b) in einer dicken Platte, üblicherweise als Hundeknochenmodell bezeichnet [1]

In Abb. 2.2 sieht man den deutlichen Unterschied in der Zonengröße von ebenem Dehnungszustand (EDZ, EVZ) und ebenem Spannungszustand (ESZ). Auch die Berechnungen für dicke Platten, das so genannte Hundeknochenmodell, basieren auf diesen Berechnungen.

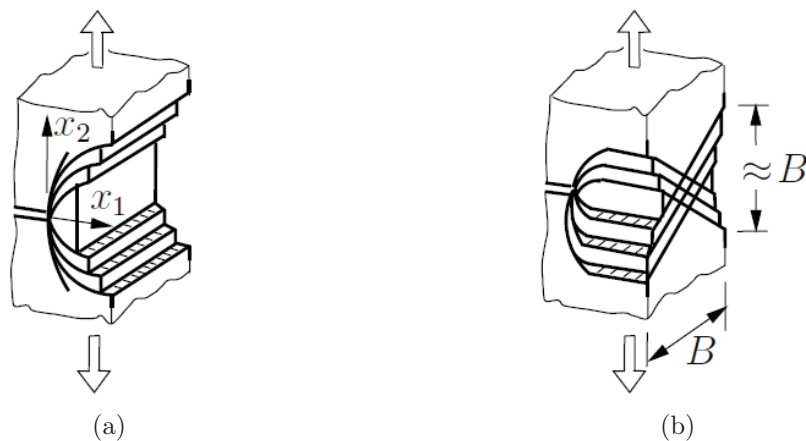


Abbildung 2.3.: Gleitmechanismus im a) Ebenen Dehnungszustand und b) Ebenen Spannungszustand [1]

Man geht dabei im idealisierten Fall davon aus, dass an der Rissfront im Inneren der Platte der EDZ herrscht. An den äußeren Rändern, an der Oberfläche der Probe, herrscht aber der ESZ. Dabei treten aber je nach Spannungszustand unterschiedliche maximale Spannungen auf. Im EDZ wird durch die Schubspannungen eine Abstumpfung der Rissfront durch Gleitprozesse erzeugt. Diese Öffnung des Risses wird auch 'blunting' genannt. Im Falle des ESZ liegen die maximalen Schubspannungen im 45° Winkel zur x_1x_2 -Ebene, dabei wird eine Einschnürung vor der Rissfront beobachtet (Abb. 2.3) [1].

2.1.2. Spannungsintensitätsfaktor

Der Spannungsintensitätsfaktor (K) beschreibt die Amplitude des Nahfeldes und ist von der Belastung und der Geometrie des Körpers, inklusive Riss, abhängig. Diese Beschreibung des Nahfeldes mit Radius (R) ist aber nur beschränkt gültig. Das K -Konzept ist sowohl nach Innen, als auch nach Außen beschränkt (Abb. 2.4). Im Inneren wird es durch die plastische Zone beschränkt, in der es durch die stark ansteigenden Spannungen bei realen Materialien zu plastischem Fließen kommt.

Wenn das vom Nahfeld dominierte Gebiet (R) groß im Vergleich zur plastischen Zone ist, kann man davon ausgehen, dass diese vom umgebenden Feld und damit vom K -Faktor dominiert wird. Aufgrund dieser Hypothese können die Vorgänge der Prozesszone (mit Radius ρ) und der plastischen Zone durch den Spannungsintensitätsfaktor indirekt beschrieben werden. Dadurch ist mit der Spannungsintensität eine materialspezifische Größe vorhanden, die alle Vorgänge beim Bruch charakterisiert.

Eine Ausbreitung des Risses ist dann gegeben, wenn die Spannungsintensität einen kritischen Wert erreicht. Im Modus I gilt dann also $K_I = K_{Ic}$.

K_{Ic} wird auch die Bruchzähigkeit eines Materials genannt, sie ist ein Materialkenn-

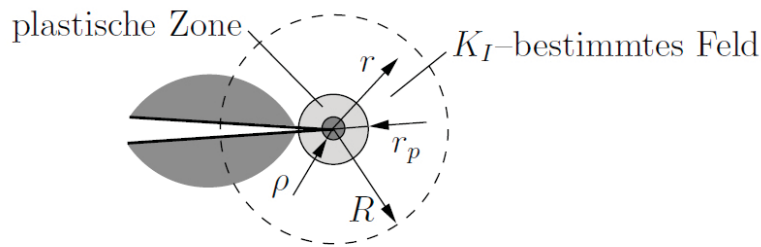


Abbildung 2.4.: Darstellung des Gültigkeitsbereichs des K-Konzepts um eine Rissspitze inklusive plastischer Zone und Prozesszone (ρ) [1]

wert. Zur Bestimmung der Bruchzähigkeit werden genormte Versuche durchgeführt; die in dieser Arbeit verwendeten Normregelwerke sind die ASTM E399, ASTM 1820 und ISO 12135. Diese Versuche können mit unterschiedlichen Probengeometrien durchgeführt werden. Um zu gewährleisten, dass aus diesen Messungen geometrieunabhängige Werte für K_{Ic} erhalten werden, müssen die Proben den Voraussetzungen der linearen Bruchmechanik entsprechen, es muss sich also bei der plastischen Verformung um reines Kleinbereichsfließen handeln. Um sicher zu gehen, dass die Größe der plastische Zone im Verhältnis zu den Probendimensionen (Abb. 6.1) klein ist, wird die Größenbedingung (Formel 2.2) angewandt.

$$a, (W - a), B \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_F} \right)^2 \quad (2.2)$$

Durch die Größenbedingung wird auch sichergestellt, dass der EDZ im Bereich der Rissfront vorherrscht. Da dieser eine höhere Mehrachsigkeit vor der Rissspitze realisiert, verursacht er einen kleineren K_c -Wert. Der ESZ, der in dünneren Proben dominiert, verursacht über die größere plastische Zone eine größere plastische Energiedissipation und damit folglich einen höheren K_c -Wert (Abb. 2.5).

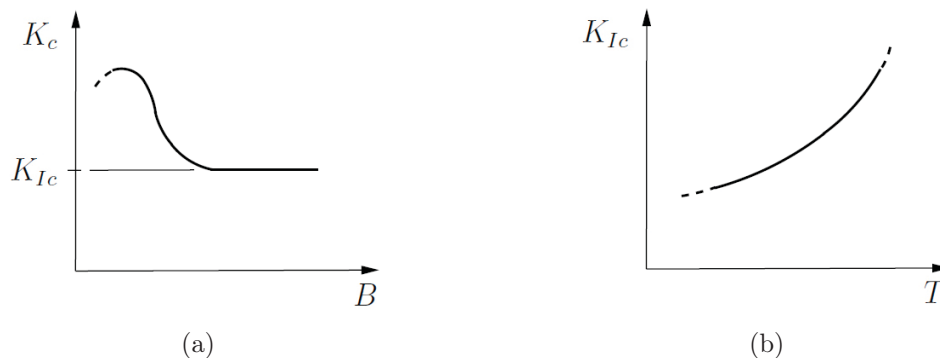


Abbildung 2.5.: Beeinflussung von K_c durch a) Probendicke und b) Temperatur [1]

Des Weiteren haben unter anderem die Temperatur, Umgebungsmedium und die Vor-

geschichte der Belastung einen Einfluss auf die Bruchzähigkeit [1].

2.2. Elastisch plastische Bruchmechanik

Bei der Belastung eines rissbehafteten duktilen Materials plastifiziert der Bereich der Rissfront. Dabei stumpft die Front immer weiter ab und die plastische Zone weitet sich aus. Überschreitet die Größe der plastischen Zone den K dominierten Bereich, dann werden die Verformungsprozesse an der Rissspitze nicht mehr von der Spannungsintensität bestimmt. In diesem Fall gilt die linear elastische Bruchmechanik nicht mehr. In der elastisch-plastischen Bruchmechanik finden sich viele Modellvorstellungen, die aber nur numerisch für reale Bauteile zu verwenden sind. In der Praxis haben sich das J-Integral und die Rissspitzenöffnung (δ_t) als Bruchparameter durchgesetzt [1].

2.2.1. J-Integral

Das J-Integral wurde von J. Rice 1968 eingeführt. Es kann sowohl in der linear elastischen als auch in der elastisch plastischen Bruchmechanik verwendet werden. Im Falle eines elastischen und homogenen Materials ist der Vektor des J-Integrals folgendermaßen definiert:

$$J_k = \int_{\partial V} (b_{kj}) n_j dA = \int_{\partial V} (U \delta_{jk} - \sigma_{ij} u_{i,k}) n_j dA \quad (2.3)$$

Hierbei wird b_{kj} als Eshelby- oder Konfigurations-Spannungstensor bezeichnet, ∂V stellt eine geschlossene Oberfläche und n_j den Normalenvektor da.

Nach dem Gaußschen Satz folgt damit für eine beliebige Fläche, die ein Material ohne Diskontinuitäten oder Singularitäten des Konfigurations-Spannungstensors, also einen defektfreien Werkstoff, einschließt:

$$J_k = 0 \quad (2.4)$$

J_k ist ungleich Null, falls Defekte oder Inhomogenitäten eingeschlossen werden. Das J-Integral kann auch als Bruchparameter verwendet werden, da es in seiner energetischen Interpretation in einem elastischen Material der Energiefreisetzungsrate (\mathcal{G}) im Falle der linear elastischen Bruchmechanik entspricht.

$$J = \mathcal{G} = -\frac{d\Pi}{da} \quad (2.5)$$

Für lineares Werkstoffverhalten und Kleinbereichsfließen gilt:

$$J = \frac{1}{E'}(K_I^2 + K_{II}^2) + \frac{1}{2G}K_{III}^2$$

$$E' = E/(1 - \nu^2) \text{ im EDZ} \quad (2.6)$$

$$E' = E \text{ im ESZ}$$

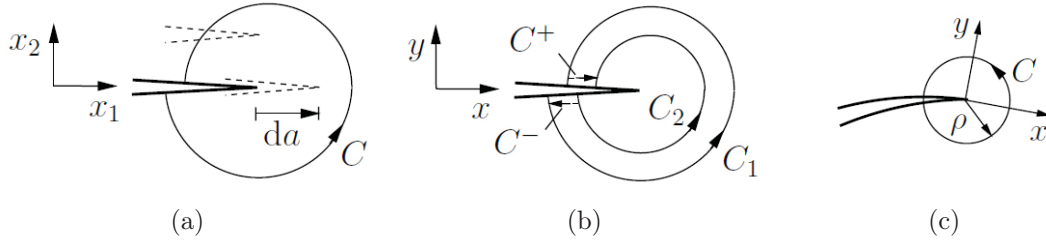


Abbildung 2.6.: Darstellung des J-Integrals mittels der Kontur C a) Verhalten bei Rissverlängerung b) Erklärung der Wegunabhängigkeit mittels zwei Konturen c) Gewährleistung der Wegunabhängigkeit durch Reduktion der Kontur auf die Risspitze [1]

Wie in Abb. 2.6 durch die Kontur C dargestellt, ist das J-Integral sowohl bei linearen als auch im nichtlinear elastischen Materialverhalten wegunabhängig, bei gekrümmten oder belasteten Rissufern ist J jedoch wegabhängig. In diesem Fall darf nur die Risspitze betrachtet werden, um einen wegunabhängigen Wert zu erhalten (Abb. 2.6c).

Bei der Berechnung von Spannungsintensitäten wird oft die folgende Beziehung benutzt:

$$J = \mathcal{G} = \frac{1}{E'}K_I^2 \quad (2.7)$$

Im elastisch-plastischen Fall beschreibt der Parameter J die Intensität des Rissspitzen- und Verformungsfeldes, welches auch als HRR-Feld bezeichnet wird (Abb. 2.7). Die Gültigkeit ist analog zum bereits beschriebenen K nach Innen und Außen beschränkt.

Nach Innen wird J von einem Gebiet begrenzt, in welchem die Deformationstheorie aufgrund der zu großen Verzerrungen und Entlastungen nicht mehr gilt, des weiteren liegt in diesem Bereich auch die Prozesszone, in der Materialtrennung stattfindet. Aber wenn das von J dominierte Gebiet im Verhältnis groß gegenüber diesem Bereich III ist, kann man davon ausgehen, dass das Geschehen im Gebiet III von J bestimmt wird. Wenn nun die Belastung J die kritische Größe J_c erreicht, so kommt es zum Rissfortschritt und es gilt das Bruchkriterium:

$$J = J_c \quad (2.8)$$

Dieser Zusammenhang gilt aber nur für die Initiierung des Bruchvorganges, da mit dem Rissfortschritt immer Entlastungsvorgänge verbunden sind; diese können aber mit der

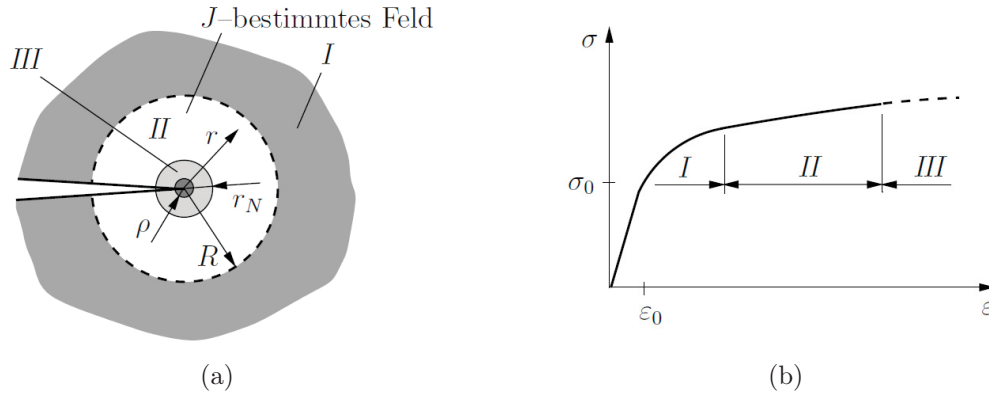


Abbildung 2.7.: a) Darstellung des J-bestimmten Gebiets um eine Rissspitze
 b) $\sigma - \epsilon$ -Diagramm mit schematischer Zuordnung der Bereiche I, II und III [1]

Deformationstheorie nicht beschrieben werden. Damit J auch in Verbindung mit einer Rissverlängerung von mehreren Millimetern einen Rissbeanspruchungsparameter darstellt, gilt während der Rissausbreitung die geometrieabhängige Bruchbedingung:

$$J = J_R(\Delta a) \quad (2.9)$$

Diese J-Risswiderstandskurve hat im Bereich $J < J_c$ eine große Steigung, die nur auf die plastische Deformation, das Abstumpfen der Rissspitze, zurückzuführen ist und als Blunting-Line bezeichnet wird. Erst im anschließenden Bereich der Kurve kommt es zum Rissfortschritt (Abb. 2.8a).

So wie beim Kleinbereichsfließen, darf auch in der elastisch plastischen Bruchmechanik das Rissspitzenfeld seine Eigenschaften durch die Rissausbreitung nur in geringem Maße verändern, es muss also der von J-dominierte Bereich groß im Vergleich zu der Rissausbreitung sein [1].

2.2.2. Crack Tip Opening Displacement

Neben dem J-Integral wird auch die Rissspitzenöffnung, auch als Rissspitzenöffnungsverschiebung (CTOD, δ_t) bezeichnet, als Bruchparameter verwendet. Sie gilt als Maß für die ertragbare Belastung eines rissbehafteten Materials und ist experimentell motiviert (Abb. 2.8b). Man geht davon aus, dass die plastische Verzerrung an der Rissspitze einen kritischen Wert (δ_{tc}) erreichen muss, bevor der Rissfortschritt einsetzt. Damit ergibt sich das Bruchkriterium:

$$\delta_t = \delta_{tc} \quad (2.10)$$

J und CTOD sind direkt ineinander umrechenbar, da die Verschiebungen und Verzerrungen an der Rissfront direkt von J abhängen. Im Falle eines idealplastischen Werkstoffs gilt:

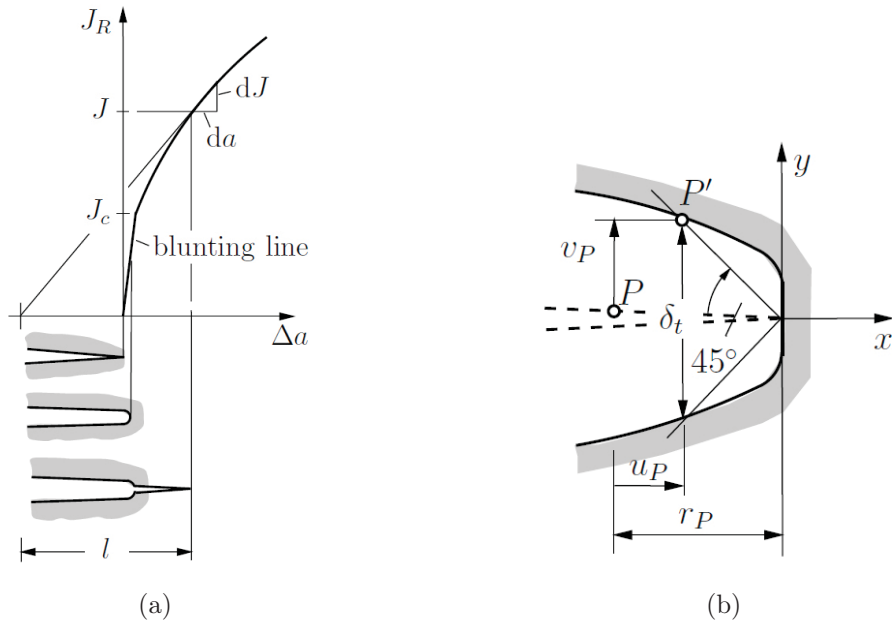


Abbildung 2.8.: a) Risswachstum und Verhalten der $J - \Delta a$ -Kurve b) Darstellung des Vorgangs der Rissspitzenöffnung (δ_t) und der entstehenden plastischen Verformung [1]

$$\delta_t = 0,79 \frac{J}{\sigma_0} \quad (2.11)$$

Der Vorfaktor in Gleichung 2.11 ist abhängig von Verfestigungsverhalten und Spannungszustand des Materials.

Die experimentelle Bestimmung der Rissspitzenöffnung ist aber mit Schwierigkeiten verbunden, da sie sich nicht nur je nach Spannungszustand und Verfestigung des Materials unterscheidet, sondern auch einer persönlichen Willkür und Messungenauigkeit unterworfen ist [1].

3. Metallographie

3.1. Untersuchte Legierungen

Bei den in dieser Arbeit untersuchten Legierungen handelt es sich um drei hypoeutektische AlSiCu Druckgusslegierungen, zwei Testlegierungen (L1, L3) und eine in der Industrie gebräuchliche A226 Legierung.

Silizium ist nicht nur die häufigste Verunreinigung in Aluminium, sondern wird auch Schmelzen zugegeben, um die Gusseigenschaften zu verbessern. In AlSi Legierungen bildet sich bei 12,5 [Gew. %] Si ein Eutektikum aus, welches die Schmelztemperatur auf circa 580 °C absenkt (Abb. 3.1) [9].

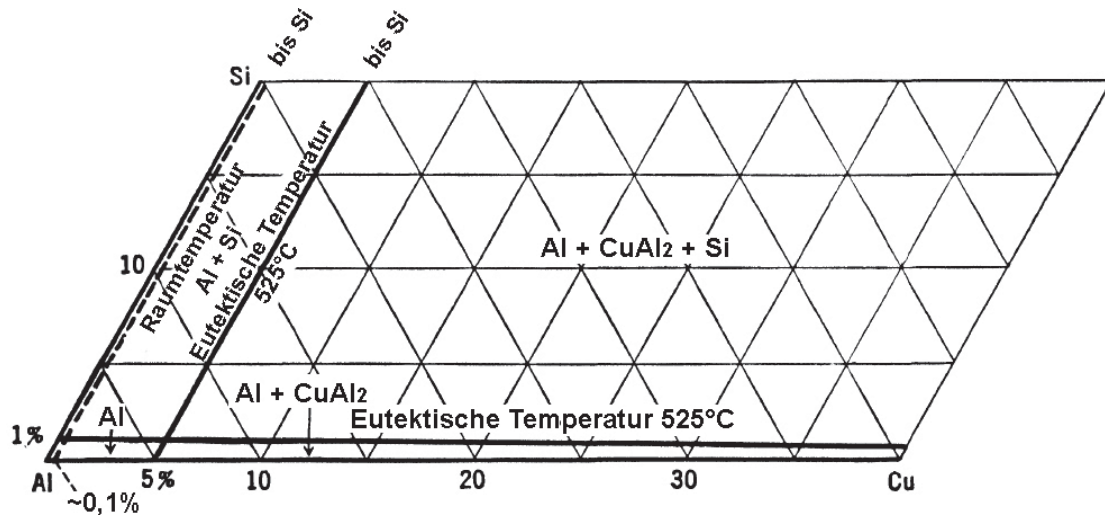


Abbildung 3.1.: Phasendiagramm des Systems AlSiCu, Al-Ecke, Phasenverteilung im Feststoff [10]

Die Zusammensetzung von AlSi und AlSiCu Legierungen ist in Tab. 3.1 dargestellt und schwankt stark.

	Si [%]	Cu [%]	Mn [%]	Fe [%]	Mg [%]	Zn [%]	Ni [%]
AlSi	5 - 25	0 - 5	0 - 3	0 - 3	0 - 2	0 - 3	0 - 3
AlSiCu	4 - 10	1 - 4	< 0,6	–	< 0,6	0 - 3	–
	Cr [%]	Mo [%]	Sr [%]	Al			
AlSi	0 - 3	0 - 3	< 0,02	Rest			
AlSiCu	–	–	–	Rest			

Tabelle 3.1.: Übliche Zusammensetzung von AlSi und AlSiCu Legierungen [9, 11]

3.2. Gefügefeinung

Eine Gefügefeinung kann durch eine erhöhte Abkühlrate und durch das Einbringen von Kornfeinungsmitteln, wie Ti für die Al-Primärkristalle oder P für das Silizium, erreicht werden. Es kann ein direkter Zusammenhang zwischen dem Dendritenarmabstand (DAS) und der Abkühlgeschwindigkeit hergestellt werden (Abb. 3.2). Dieser ist im doppellogarithmischen Maßstab als lineare Abhängigkeit von der Abkühlgeschwindigkeit ersichtlich. Ein solcher Zusammenhang besteht aber zwischen der Abkühlrate und der Gusskorngröße nicht.

Der Fall einer erhöhten Abkühlgeschwindigkeit, wie das bei Gießverfahren üblich ist, wurde in dieser Arbeit durch die unterschiedlichen Dicken der Stufenplatte simuliert.

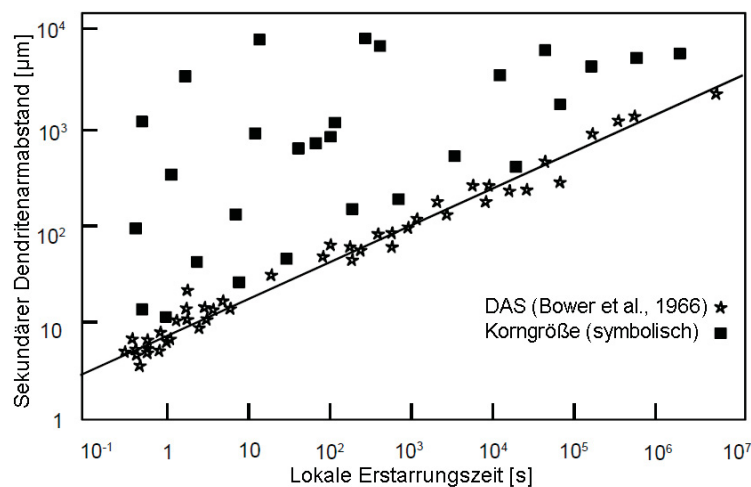


Abbildung 3.2.: Auswirkungen der Erstarrungszeit auf den Dendritenarmabstand und die Gusskorngröße ($AlCu_{5,4}$) [17]

Die Kornfeinung mittels Legierungselementen wird auch Veredelung genannt und ist in der Industrie ein wichtiges Instrument, um die Duktilität zu erhöhen. Dabei spielt die unterschiedliche Wirkdauer der Legierungselemente eine wichtige Rolle. Das AlSi-

Eutektikum erstarrt ohne diese Behandlung im entarteten Zustand, welches durch die spießartigen Si-Partikel leicht zu erkennen ist [3, 11].

Die Veredelung spielt in dieser Arbeit nur indirekt, über die verschiedenen Zusammensetzungen der Legierungen, eine Rolle.

3.3. Wärmebehandlung

Es gibt die Möglichkeit des Kalt- oder Warmauslagerns, die hier verwendeten Proben wurden kaltausgelagert. Dabei bilden sich Ausscheidungen, die aufgrund ihrer Kohärenz das Gitter zwar stark verzerren, es aber nicht stören. Diese Phasen werden als Guinier-Preston-Zonen (G.P.-Zonen) bezeichnet, auch AlCu bildet diese Art von Ausscheidungen. Die entstehenden Gitterverzerrungen erschweren das Gleiten der Versetzungen, dadurch kann eine merkliche Festigkeitssteigerung erreicht werden [11].

3.4. Legierungselemente und Phasen

In AlSiCu-Legierungen gibt es eine Vielzahl von Legierungselementen, Phasen und Ausscheidungen; nachfolgend werden die wichtigsten davon kurz beschrieben. Des Weiteren befinden sich im Anhang B die Phasendiagramme der wichtigsten verwendeten Legierungselemente.

3.4.1. Silizium

Si wird dafür verwendet, den Schmelzpunkt der Legierung durch das Eutektikum (bei 12,6% Si, binäres System) zu senken, außerdem sorgt es auch für eine hohe Fluidität und kleine Schwindung bei Gussteilen. Das aus dem Eutektikum ausfallende Si scheidet sich nadel- oder plattenförmig ab, und senkt damit die Duktilität des Werkstücks. Diesem wird durch Veredelung mittels Na, Sr, Sb und P, Wärmebehandlung und erhöhte Abkühlraten entgegengewirkt [3, 9].

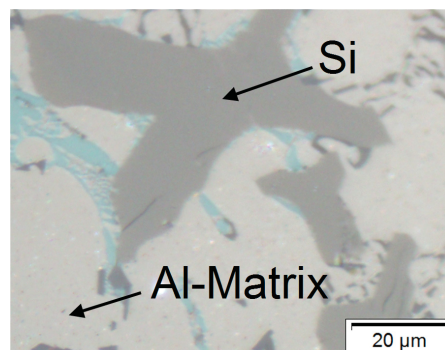


Abbildung 3.3.: Si-Phase in einer AlSiCu-Legierung

3.4.2. Kupfer

Kupfer wird als Legierungselement verwendet, um die mechanischen Eigenschaften wie Festigkeit und Ermüdungsfestigkeit der Legierung zu verbessern. Kupfer bildet vor allem Al_2Cu -Ausscheidungen. Es können sich auch metastabile Übergangsphasen bilden [11, 9].

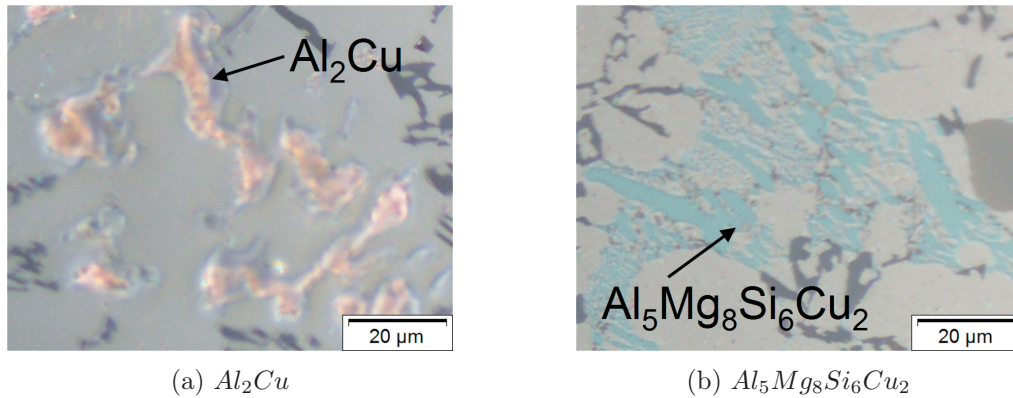


Abbildung 3.4.: Cu-Phasen in einer AlSiCu-Legierung

3.4.3. Eisen

Eisengehalte von 0,5-1,3% kommen im Bereich der Druckgusslegierungen vor. Durch den höheren Fe Gehalt kann das Kleben des Gusstücks an der Kokillenwand gemindert werden, dadurch erhält man eine verbesserte Oberfläche des Gussteils und einen höheren Durchsatz bei der Produktion. Des Weiteren werden Kosten beim Herstellen der Legierung eingespart. Durch das Eisen bilden sich in AlSi-Legierungen $\alpha - Al_8Fe_2Si$ und $\beta - Al_5FeSi$ Ausscheidungen. Wobei sich die α -Phase durch ihre schiffartige Form deutlich von der sich nadelig oder plattenförmig abscheidenden β -Phase unterscheidet. Je nach Erstarrungsgeschwindigkeit und Fe-Gehalt kann die Größe dieser Ausscheidungen das 4-6 fache des Dendritenarmabstands (DAS) erreichen. Da sich die $\beta - Al_5FeSi$ Phase nachteilig auf die Bruchzähigkeit auswirkt, wird versucht, die Bildung durch das Zulegieren von Mn, Co, Mo, Cr oder Ni zu verhindern [3, 12].

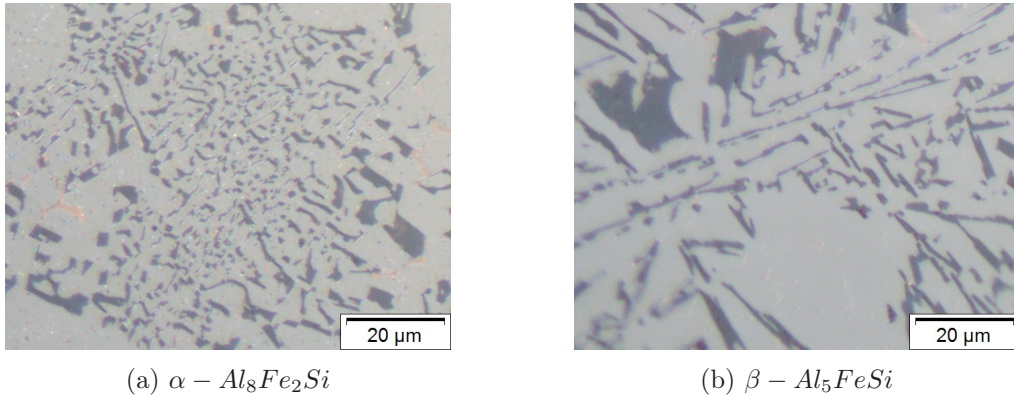


Abbildung 3.5.: Fe-Phasen in einer AlSiCu-Legierung

3.5. Bruchvorgänge

Viele Untersuchungen beschäftigen sich mit dem Bruchverhalten von AlSi-Legierungen, vor allem mit dem Verhalten der AlSiMg-Legierungen. Dabei wurde festgestellt, dass die Duktilität eines Gefüges von der Dendriten Zellgröße bzw. dem sekundären Dendritenarmabstand (SDAS) abhängt. Hier spielen die Si-Teilchen eine große Rolle beim Bruchverhalten.

Durch das Brechen und/oder Ablösen der Teilchen aus der Al-Matrix entstehen Hohlräume. Damit wird das Material geschädigt und es kommt dort zur Rissinitiierung. Die dadurch entstehenden Mikrorisse können wachsen und sich vereinen, welches dann zum Versagen des Bauteils führt (Abb. 3.6). Bei Gefügen mit globularen Mikrostrukturen erfolgt dieses Zusammenwachsen der Mikrorisse erst bei höheren Verformungen, was zu einer höheren Duktilität führt [7, 16].

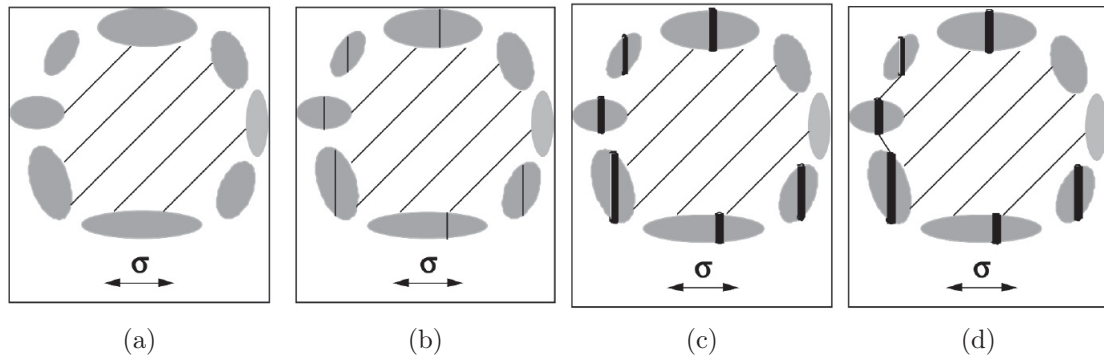


Abbildung 3.6.: Schematische Darstellung des Schädigungsprozesses in einer Dendritenzelle von A356/A357 Legierungen a) Scherbänder in der Al-Matrix b) Brechen von Partikeln c) Mikrorissbildung d) Verbinden von Mikrorissen [7]

Zum Ablösen der Teilchen von einer Matrix kommt es, wenn die Spannungsdifferenz zwischen der plastisch verformten Matrix und den elastisch verformten Partikeln einen kritischen Wert erreicht. Zum Zerbrechen der Teilchen kommt es nur, wenn deren Festigkeit von den lokalen Spannungen übertroffen wird. Dabei kommt es zu einem Aufstauen von Versetzungen an den Teilchengrenzen (Abb. 3.7), bis die dadurch hervorgerufenen Spannungen zum Bruch des Teilchens führen [8].

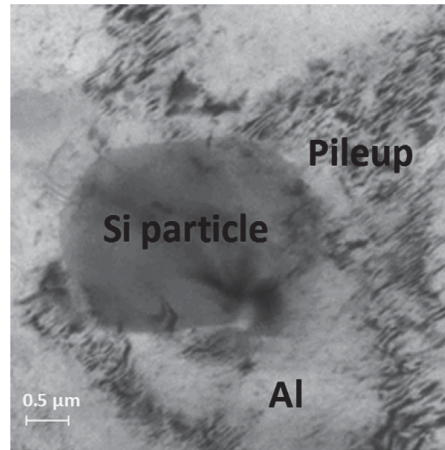


Abbildung 3.7.: TEM Bild eines Versetzungsstaus an einem Si-Partikel in einer wärmebehandelten eutektischen AlSiCuMg Legierung [8]

Die lokalen Spannungen im Teilchen sind abhängig von der Partikelgröße und dem Achsenverhältnis. Dieses ist proportional zur Spannung auf das Partikel und hat damit Einfluss auf die plastische Deformation der Matrix, dem Ablösen und Brechen der Teilchen. Es kann außerdem davon ausgegangen werden, dass größere Partikel statistisch mehr Fehler besitzen und daher leichter brechen. In Abb. 3.8 wird die Scherspannung an der Grenzfläche von Partikel und Matrix mit Hilfe einer Finiten Elemente Methode (FEM) Berechnung dargestellt [6].

Von Dighe und Gokhale [13] konnte auch die erhöhte Anwesenheit von überdurchschnittlich großen Partikeln an den Rissflanken und damit eine Abhängigkeit von der Teilchengröße nachgewiesen werden (Abb. 3.9). Diese am oberen Ende der Größenskala liegenden Teilchen können daher das Bruchverhalten stark beeinflussen, auch wenn sie keine signifikanten Auswirkungen auf die Auswertung der durchschnittlichen Teilchengröße der Mikrostruktur haben.

Der sekundäre Dendritenarmabstand (SDAS) beeinflusst die Anzahl und die Größe der gebildeten Partikel, ein kleiner SDAS bedeutet im Allgemeinen kleinere und auch rundere Partikel. Außerdem verhalten sich die Dendriten-Strukturen im Falle einer Deformation ähnlich wie Korngrenzen.

In einigen untersuchten AlSiMg-Legierungen war der abschließende Bruchvorgang von

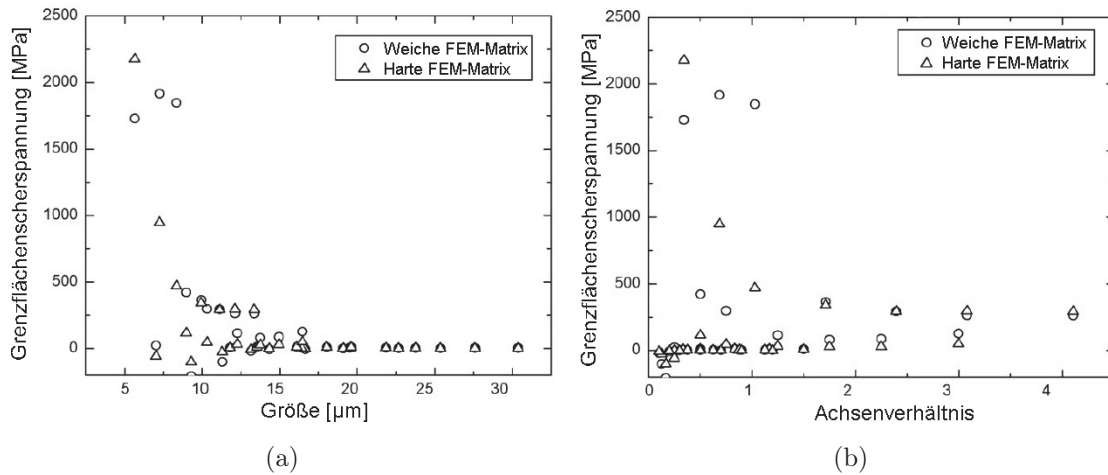


Abbildung 3.8.: FEM Berechnung des Verhaltens von Grenzflächenspannung als Funktion der Partikelmorphologie: a) Einfluss der Partikelgröße, b) Einfluss des Achsenverhältnisses [6]

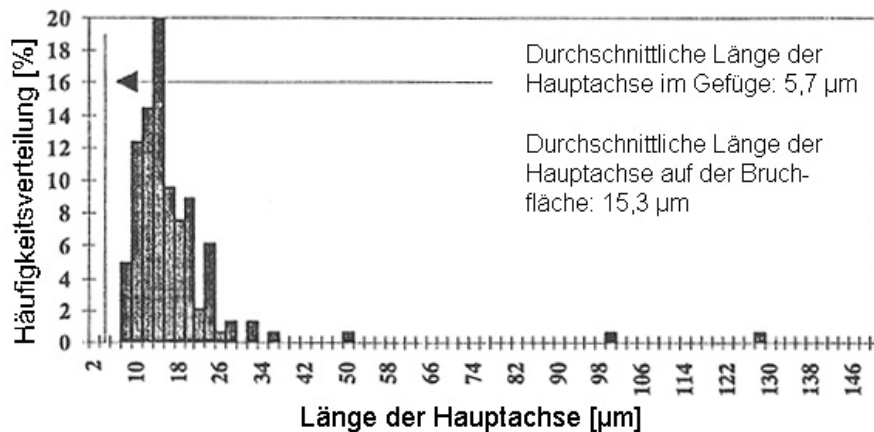


Abbildung 3.9.: Verteilung der Partikelgrößen auf der Gewaltbruchoberfläche einer A356 Legierung [13]

der Größe der Dendriten-Strukturen abhängig. Für SDAS Größen um 60 μm wurden vornehmlich transkristalline Brüche beobachtet, da sowohl in den Zellstrukturen als auch an den Korngrenzen große Partikel zu finden waren. In den feineren Gefügen (30 μm SDAS) war der interkristalline Bruch vorherrschend. Der Rissverlauf ist schematisch in Abb. 3.10 dargestellt [7].

Auch Dauerfestigkeitsuntersuchungen zeigen, dass Al-Si Legierungen empfindlich auf die Verteilung, Größe und Form von Poren und Ausscheidungen reagieren [15]. Von Moffat et al. [14] wird der Risspfad mit dem Spannungstransfer der Matrix auf die Partikel in Zusammenhang gebracht. Bei gutem Spannungstransfer läuft der Risspfad

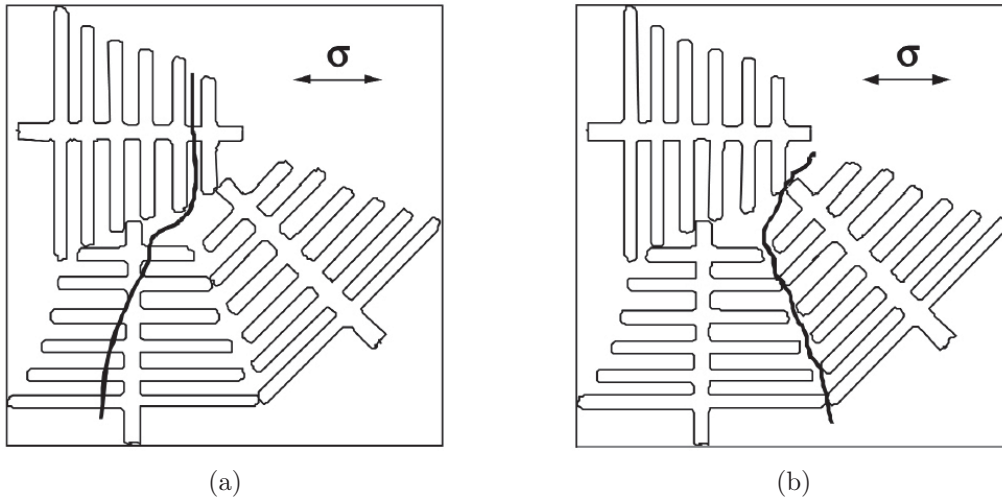


Abbildung 3.10.: Schematische Darstellung des Bruchpfades in dendritischen Mikrostrukturen a) transdendritisch, b) interdendritisch [7]

entlang der steifen Partikel in der Matrix, während bei schlechtem Transfer die Matrix selbst bricht. Daher kann auch eine Temperaturabhängigkeit entstehen. Die Vorgänge des Rissfortschritts sind komplex. Es gibt vor der Rissspitze Zonen von extensiven Mikroschäden, wie Rissaufspaltung und Ablenkung sowie das Brechen und Ablösen von Teilchen aus der Matrix. Hinter der Rissfront können aber auch noch ungeschädigte Bereiche existieren.

4. Material und Methoden

4.1. Material

Bei den in dieser Arbeit untersuchten Legierungen handelt es sich um drei hypoeutektische AlSiCu Druckgusslegierungen, zwei Testlegierungen (L1, L3) und eine in der Industrie gebräuchliche A226 Legierung.

	Si [%]	Cu [%]	Mn [%]	Fe [%]	Mg [%]	Ti [%]	Zn [%]	Ni [%]
L1	11,14	4,43	0,32	0,76	0,48	≤0,01	0,61	0,05
L3	9,52	5,86	0,52	0,77	0,48	0,10	≤0,01	≤0,01
A226	8,34	2,95	0,31	0,74	0,24	0,05	0,64	0,06
	Cr [%]	Mo [%]	Ca [ppm]	Sr [ppm]	Sn [%]	Pb [%]	Al	
L1	–	–	–	–	–	–	Rest	
L3	0,46	0,20	–	200	–	–	Rest	
A226	0,03	–	9	–	0,01	0,06	Rest	

Tabelle 4.1.: Ist-Zusammensetzung der in dieser Arbeit verwendeten AlSiCu Gusslegierungen [4]

Das Material wurde keiner Wärmebehandlung unterzogen, sondern nur bei Raumtemperatur kaltausgelagert. Das Gefüge der Proben ist also dem Gußzustand sehr ähnlich.

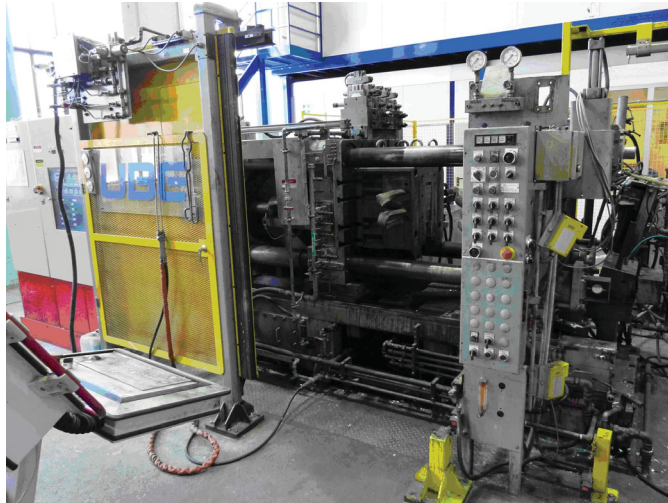
4.2. Herstellung

Das Material wurde am Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen (LKR) mittels Druckguss bei einem Prozessdruck von ca. 800 bar auf einer UBE 350 Squeeze Casting-Anlage (Abb. 4.1) produziert [5]. Aus den dabei gegossenen Stufenplatten wurden anschließend die Proben für die nachfolgenden Versuche hergestellt.

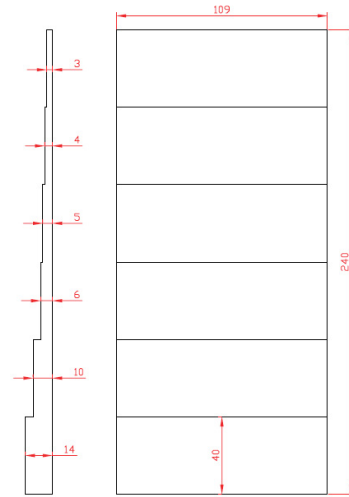
Stufenplatten dienen dazu, durch ihre verschiedenen Dicken unterschiedliche Abkühlgeschwindigkeiten zu erzeugen, da diese signifikante Auswirkungen auf das Gefüge haben.

Die bei der Probenherstellung verwendeten Stufendicken waren 3 und 14 mm. Die Proben für die Zugversuche und bruchmechanischen Versuche wurden, wie in Abb. 4.2 dargestellt, aus den Stufenplatten herausgearbeitet.

Durch die Anordnung der Compact Tension (CT) Proben liegt die Rissausbreitungsrichtung einmal in Gussrichtung (T-L Probe) und einmal normal dazu (L-T Probe). Bei den Flachzugproben liegt die Bruchfläche hingegen nur parallel zur Gussrichtung.



(a)



(b)

Abbildung 4.1.: a) UBE 350 - Squeeze Casting Anlage am LKR [5], b) Abmessungen einer Stufenplatte in mm

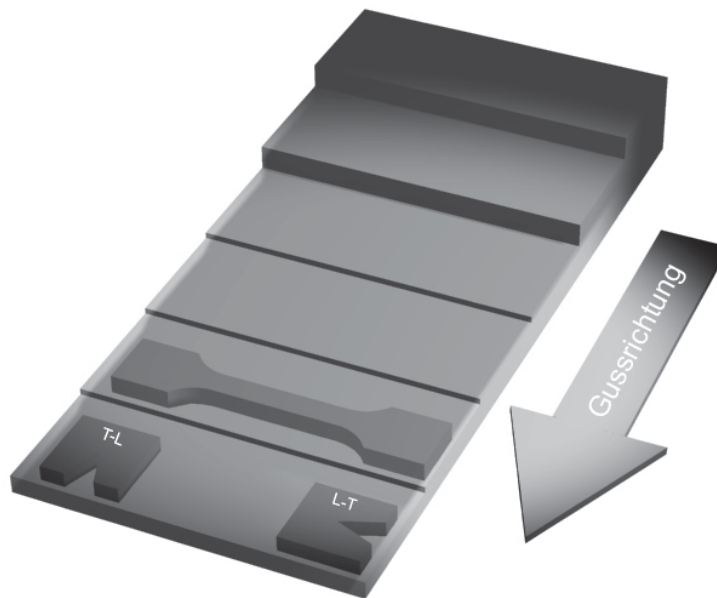


Abbildung 4.2.: Schema der Stufenplatte und Lage der Zug und CT-Proben

4.3. Methoden

4.3.1. Zugversuch

Der Zugversuch zählt Aufgrund der einfachen und schnellen Probenherstellung, Versuchsdurchführung und Auswertung zu den wichtigsten Prüfverfahren. Dabei wird die Zugprobe einer stetig wachsenden Zugbelastung ausgesetzt, welches zu einer elastischen und plastischen Dehnung mit anschließendem Bruch führt. Der Versuch wird mit einer langsam wachsenden Belastung (quasistatisch) durchgeführt. Ohne die im Zugversuch ermittelten Kennwerte könnten die bruchmechanischen Versuche nicht auf ihre Gültigkeit überprüft werden.

Die Probengeometrien und der Versuchsablauf sind in den Normen DIN 50125 und DIN EN ISO 6892-1 festgelegt.

4.3.2. Bruchmechanische Versuche

Das Ziel der bruchmechanischen Versuche ist die Bestimmung der Bruchzähigkeit (K_{Ic}). Die Bruchzähigkeit gilt als Materialkennwert und ist somit unabhängig von den Proben dimensionen gültig. Für diese Versuche werden üblicherweise CT Proben oder 3-Punktbiegeproben verwendet. Die Proben weisen einen Anriss auf, welcher durch Wechselbelastung deutlich unter der Bruchlast der Probe erzeugt wird. Nach dem Testen der Proben erfolgt die Auswertung nach der linear elastischen oder elastisch plastischen Bruchmechanik.

Bei der Versuchsdurchführung wird nach den Normen ASTM E399, ASTM 1820 oder ISO 12135 vorgegangen.

5. Zugversuch

5.1. Durchführung und Ergebnisse

Die Zugversuche wurden am LKR, im Rahmen eines bereits abgeschlossenen Projekts, durchgeführt. Dabei wurden diverse AlSiCu-Legierungen mit und ohne Wärmebehandlung bei Raumtemperatur sowie bei erhöhten Temperaturen mittels statistischer Versuchsplanung analysiert.

Die Versuche wurden nach ÖNORM-EN-ISO 6892-1B durchgeführt und die Proben nach DIN 50125, wie in Abb. 5.1 dargestellt, gefertigt. Die Dicke der Proben variiert je nach Dicke der Stufenplatte (Tab. 5.1).

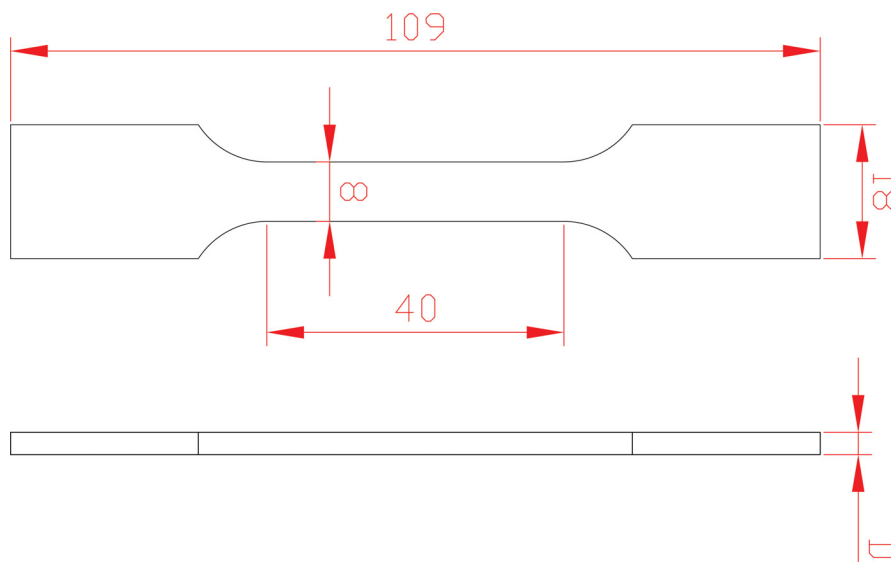


Abbildung 5.1.: Geometrie der Flachzugproben [mm]

Probe aus 14 mm Stufe:	Dicke (D)	3 mm
Probe aus 3 mm Stufe:	Dicke (D)	2,5 mm

Tabelle 5.1.: Abmessungen der Flachzugproben

Die für diese Arbeit relevanten Daten aus den Zugversuchen bei Raumtemperatur sind in den Tabellen (5.2 und 5.3) dargestellt.

	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
L1	187,75	292,37	1,30
L3	207,63	247,54	0,47
A226	153,78	259,85	1,73

Tabelle 5.2.: Mittelwerte der Zugversuche für die 3 mm Stufe [4]

	$R_{p0.2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A [%]
L1	174,44	224,64	0,59
L3	188,01	215,63	0,39
A226	129,38	176,78	0,75

Tabelle 5.3.: Mittelwerte der Zugversuche für die 14 mm Stufe [4]

5.2. Statistische Versuchsplanung

Beim Untersuchen von modernen Produkten und Prozessen ist schnell eine Vielzahl von Einflussgrößen festzustellen. Die klassische Versuchsdurchführung, bei der nur auf das Ermitteln einer Einflussgröße Wert gelegt wird während alle anderen Einflüsse eliminiert werden, verursacht großen Aufwand. Durch die entstehenden Kosten und Zeitaufwand stößt man schnell an die Grenzen des Machbaren.

Mit Hilfe der statistischen Versuchsplanung (DOE) können der Versuchsaufwand minimiert und gleichzeitig mehrere Einflussfaktoren ermittelt werden. Dafür wird eine möglichst gleichmäßige Variation aller Einflussfaktoren angestrebt; aus den so erhaltenen Ergebnissen können durch statistische Methoden sowohl die gewünschten Einflussgrößen als auch ihre Interaktionen ermittelt werden. Um eine lückenlose Analyse der Daten durchführen zu können, muss den Versuchen eine gründliche Planung vorangehen.

Im Bereich der Versuchsplanung existieren für viele Fragestellungen spezialisierte Methoden. Die Methoden von Shainin wurden entwickelt, um mit geringem Aufwand Einflussgrößen zu erkennen. Um die Robustheit von Prozessen zu steigern, bieten sich wiederum die Methoden nach Taguchi an [22, 23].

5.2.1. Screening-Methoden

Screening Versuchspläne werden dann verwendet, wenn viele Faktoren mit unbekanntem Einfluss untersucht werden müssen. Das Ziel dieser Versuchspläne ist also das Aus-sieben von wichtigen und unwichtigen Einflussgrößen. Die Anzahl der durchzuführenden Versuche steigt bei vollfaktoriellen Versuchsplänen stark an, bei k Faktoren kommt es so zu 2^k Kombinationen. Aus diesen Kombinationen entstehen 2^{k-1} Wechselwirkungen.

Bei dieser Art des Versuchsplans nehmen vor allem die Wechselwirkungen von mehr als zwei Faktoren stark zu.

Anzahl Faktoren k	Anzahl der Wechselwirkungen			
	Faktoren	2-fach	x-fach	gesamt
1	1	-	-	1
2	2	1	-	3
3	3	3	1	7
4	4	6	5	15
5	5	10	16	31
6	6	15	42	63
7	7	21	99	127
8	8	28	219	255

Tabelle 5.4.: Anzahl der Wechselwirkungen der Faktoren im Falle eines vollfaktoriellen Versuchsplans [22]

Im Falle der teilfaktoriellen Versuchspläne werden statt der Wechselwirkungen der höheren Ordnungen (3 und x-fach Wechselwirkungen) zusätzliche Faktoren untersucht. Dadurch können bei der gleichen Anzahl der Kombinationen mehr Faktoren untersucht werden. Ein Nachteil ist, dass das Hinzufügen von zusätzlichen Faktoren bei teilfaktoriellen Versuchsplänen zum Vermischen der Effekte führt. Eine sorgfältige Planung ist daher unerlässlich.

Ein Beispiel für so einen teilfaktoriellen Versuchsplan wäre der 2^{k-p} -Plan. Bei diesem werden k Faktoren verwendet, aber nur 2^{k-p} Kombinationen untersucht. Es ergibt sich daher eine starke Reduktion des Aufwands, aber mit dem Nachteil, dass jeder durch diesen Plan erhaltene Effekt eine Vermengung aus 2^p Effekten ist.

Diese Vermengungen können statistisch nicht höher aufgelöst werden als in Tabelle 5.5 gezeigt ist. Zwischen den Einflüssen der einzelnen Effekte kann aber durch technisches Verständnis unterschieden werden. Auch können zusätzliche Versuche gezielt durchgeführt werden, um bei fraglichen Wechselwirkungen die Auflösung zu steigern.

Versuchspläne können auch geometrisch dargestellt werden, dabei ergibt sich ein Raum mit k-Dimensionen, wenn k Faktoren untersucht werden. Wie in Abb. 5.2 gezeigt, sind die Positionen der Versuche und Kombinationen so gleichmäßig wie möglich im Raum verteilt [22].

Kombinationen	Anzahl der der Faktoren							
	3	4	5	6	7	8	9	10
4	2^{3-1}							
8	3 2^3	2^{4-1}	2^{5-2}	2^{6-3}	2^{7-4}			
16	vollst.	4 2^4	3 2^{5-1}	3 2^{6-2}	3 2^{7-3}	2^{8-4}	2^{9-5}	2^{10-6}
32		vollst.	5 2^5	4 2^{6-1}	4 2^{7-2}	4 2^{8-3}	3 2^{9-4}	3 2^{10-5}
64			vollst.	4 2^6	4 2^{7-1}	4 2^{8-2}	4 2^{9-3}	4 2^{10-4}
128				vollst.	5 2^7	5 2^{8-1}	4 2^{9-2}	4 2^{10-3}
					vollst.	8	4	5

Tabelle 5.5.: Maximal erreichbare Auflösung für einen teilfaktoriellen Versuchsplan in Abhängigkeit der verwendeten Anzahl von Kombinationen und Faktoren [22]

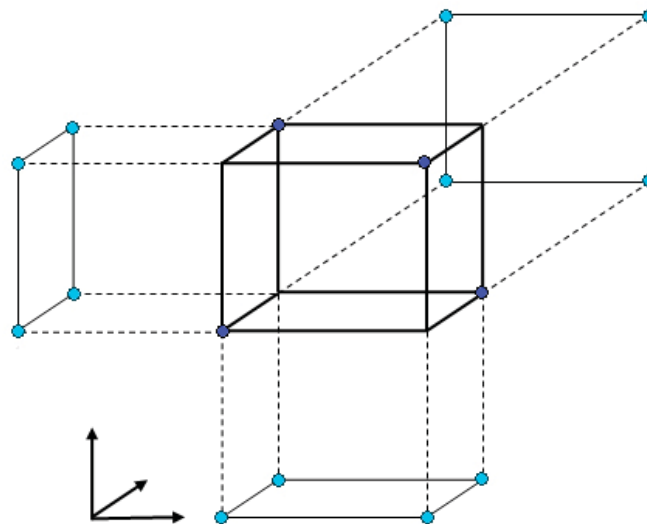


Abbildung 5.2.: Darstellung eines vollfaktoriellen Versuchsplanes (alle Eckpunkte des Quaders) und eines teilfaktoriellen Versuchsplanes (markierte Eckpunkte) [22]

5.2.2. Durchführung in der Praxis

Bei der Versuchsplanung der Zugversuche wurde mit Central Composite Design (CCD) gearbeitet, welches den teilfaktoriellen Versuchsplänen stark ähnelt. Die Einflussfaktoren,

die in diesem Versuchsplan verwendet wurden, waren:

- 4 verschiedene Temperaturen der Al-Schmelze
- 3 unterschiedliche Formtemperaturen
- 7 Temperaturen für die Durchführung der Zugversuche
- 6 unterschiedliche Probendicken

Durch diese Anzahl von Faktoren würden sich bei der vollfaktoriellen Versuchsdurchführung (mit 5-facher Versuchswiederholung) 2520 Einzelversuche ergeben. Durch das Vernachlässigen der 4- und 5-fach Wechselwirkungen und die Verwendung eines quadratischen Polynoms bei der Auswertung konnten die Versuche auf 145 reduziert werden. Im Anschluss daran wurden auch Versuche mit anderen Legierungen durchgeführt.

Es konnte festgestellt werden, dass weder die Formtemperatur noch die Temperatur der Schmelze einen signifikanten Einfluss auf die bei den Zugversuchen gemessenen Werte von R_m und $R_{p0,2}$ ausüben. Sowohl die Dehngrenze ($R_{p0,2}$) als auch die Zugfestigkeit (R_m) nimmt bei steigender Prüftemperatur ab, wobei dieser Effekt bei der Zugfestigkeit deutlicher ist. Den stärksten Einfluss hat die Probendicke; bei Verringerung der Dicke kommt es zu einer deutlichen Steigerung der Dehngrenze und Zugfestigkeit. Dieses spiegelt sich auch in der Bruchdehnung (A) wieder, die bei geringerer Probendicke und erhöhten Prüftemperaturen ansteigt [5].

6. Bruchmechanische Versuche

Die Versuche für die Gewinnung der K und K_J -Werte wurden nach der Norm ASTM 1820 [18] durchgeführt. Dabei handelt es sich um bei Raumtemperatur durchgeführte Einprobenversuche mit Compact Tension (CT) Proben. Es wurden dabei von jeder Legierung (Tab. 4.1) zwei Probendicken und zwei Richtungen (Abb. 4.2) geprüft. In den Abbildungen 6.10 und 6.11 sind die Prozessdiagramme der beiden Versuchsabläufe dargestellt.

6.1. Probenpräparation

Die Proben wurden am LKR normgerecht, mit den Maßen nach Abb. 6.1 und Tab. 6.1, gefertigt.

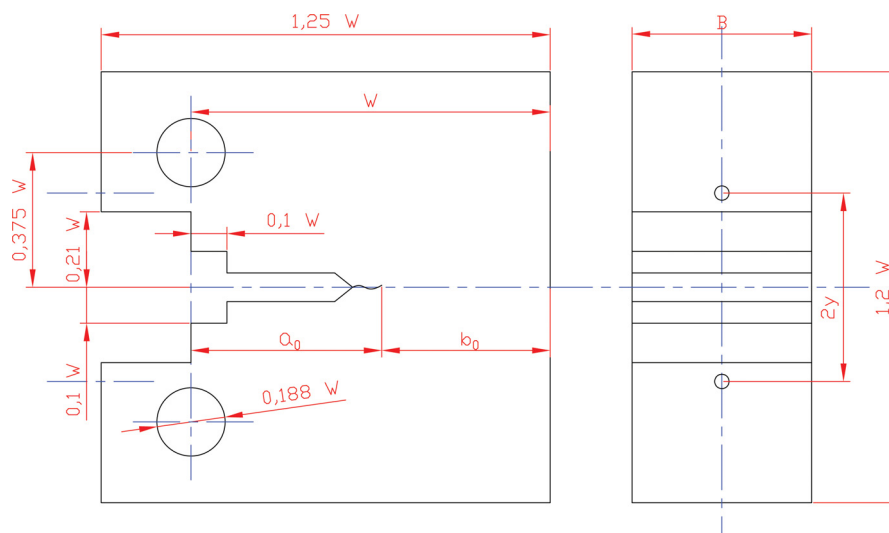


Abbildung 6.1.: CT-Probe nach ASTM 1820

Probe aus 14 mm Stufe:	Länge (W)	25 mm
	Breite (B)	12,5 mm
	Potentialmessung (y)	7 mm
Probe aus 3 mm Stufe:	Länge (W)	25 mm
	Breite (B)	2,5 mm
	Potentialmessung (y)	7 mm

Tabelle 6.1.: Abmessungen der CT-Proben

Um die Schärfe der mechanisch gefertigten Kerbe zu erhöhen, wurde eine spezielle Rasierklingenpoliermethode verwendet. Dieses Steigern der Kerbschärfe erfolgt mittels einer Rasierklinge und Polierpaste ($6\ \mu\text{m}$ Diamond Polishing Compound von BUEHLER). Der so entstandene Einschnitt ist ca. $200\ \mu\text{m}$ lang, eine so hergestellte typische Kerbe ist in Abb. 6.2 zu sehen. Anschließend wurden die beiden Seitenflächen der Probe poliert, um die Rissentstehung bei der nachfolgenden Ermüdungsrissbildung besser verfolgen zu können.

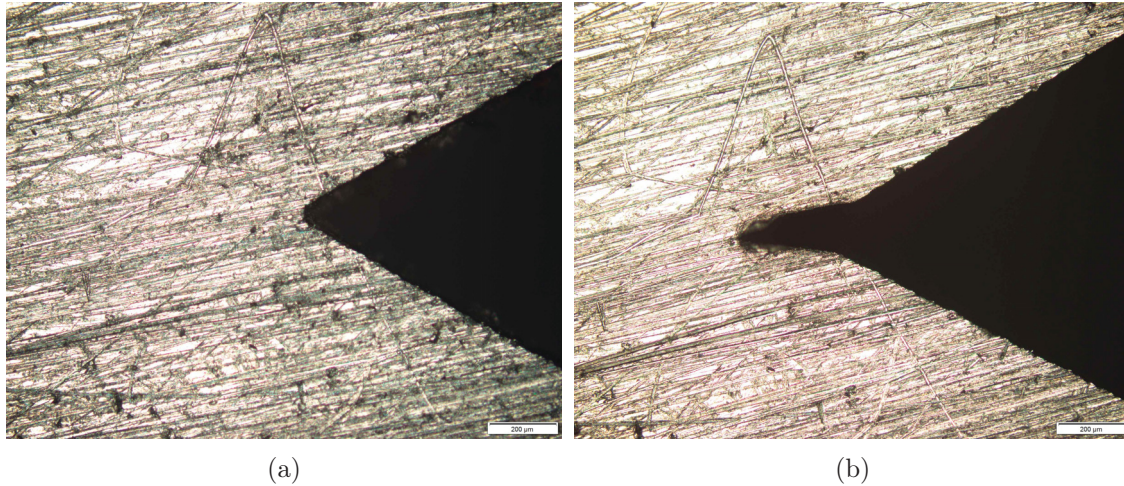


Abbildung 6.2.: Kerbe der 2,5 mm Probe L1-47-LT1 a) vor und b) nach dem Erhöhen der Kerbschärfe mittels einer Rasierklinge und Polierpaste

Zur Ermüdungsrissbildung wurden die Proben zuerst mittels Druck- und anschließend mittels Zugbelastung ermüdet. Dabei wurde mit Frequenz von 108 Hz auf einer RUMUL Mikroton 654 gearbeitet. Die Werte für die Anschwingbelastung finden sich in der Tabelle 6.2. Die Ermüdungsrisslänge der Proben beträgt ca. 1,8 mm, wobei die Gesamtlänge der Kerbe (a_0) ca. 12,6 mm beträgt.

Probendicke [mm]	R-Wert	F_{mittel} [N]	F_{amp} [N]	ΔK [$MPa\sqrt{m}$]	Lastwechsel
12,5	10 (Druck)	-1408	1152	10	10000
12,5	0,1 (Zug)	704	576	5	-
2,5	10 (Druck)	-282	230	10	10000
2,5	0,1 (Zug)	140	115	5	-

Tabelle 6.2.: typische Belastungswerte für die Anrissbildung

Die hier verwendeten Proben müssen laut Norm [18] die folgenden Bedingungen erfüllen:

1. für J-Versuche muss a_0 zwischen 11,25 und 17,5 mm liegen.
2. für K_{Ic} -Versuche muss a_0 zwischen 11,25 und 13,75 mm liegen.
3. der Ermüdungsanriss muss länger als 1,3 mm sein.
4. das für den Zug-Ermüdungsanriss verwendete ΔK darf nicht größer sein als 60 % des beim Versuch ermittelten K_c -Wertes.

Die Messung von a_0 und der endgültigen Risslänge (a_p) erfolgt nach dem Zerbrechen der Probe auf der Rissfläche. Es werden a_0 und a_p an neun von einander gleich weit entfernten Punkten, ausgehend vom Mittelpunkt der Probe bis zu einem Randabstand von 0,125 mm gemessen (Abb. 6.3). Der verwendete Wert wird über Mittelwertbildung berechnet, wobei bei den äußersten Punkte nur deren Mittelwert verwendet wird (Gleichung 6.1).

$$a = \frac{1}{8} \left(\frac{a_1 + a_9}{2} + \sum_{i=2}^8 a_i \right) \quad (6.1)$$

Die über die Gleichung 6.1 ermittelten a-Werte dürfen von keinem der neun zur Mittelwertbildung verwendeten Messwerte um mehr als 0,05B abweichen [20].

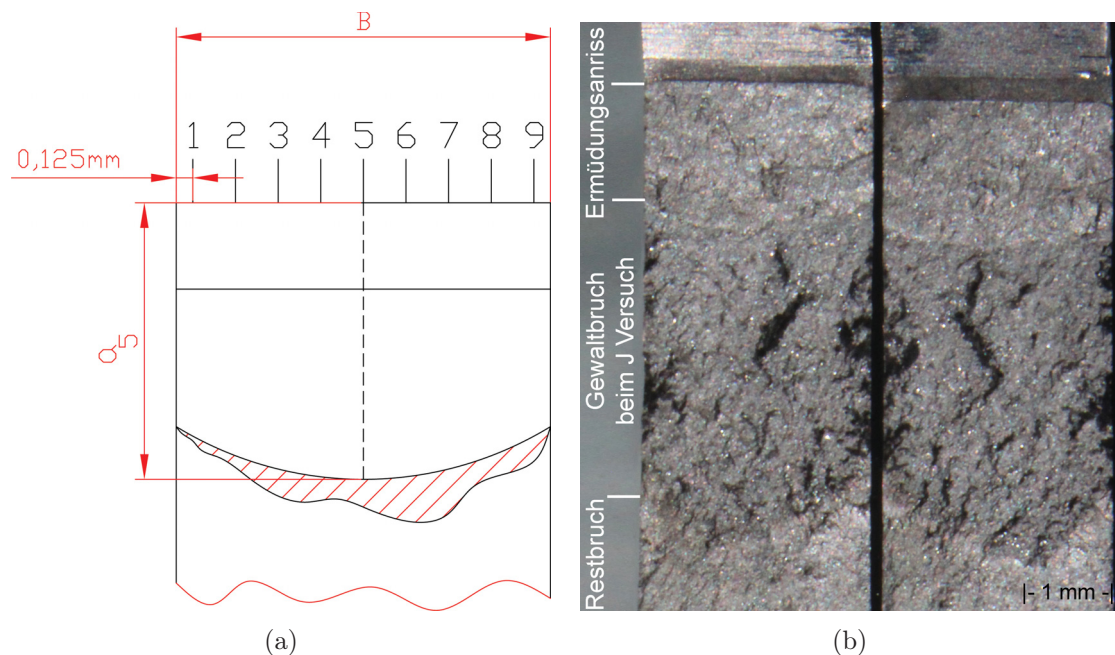


Abbildung 6.3.: a) schematische Darstellung der Vermessung der Bruchfläche [20] b) LiMi Aufnahme von Ermüdungsanriss und Gewaltbruch einer 2,5 mm Probe

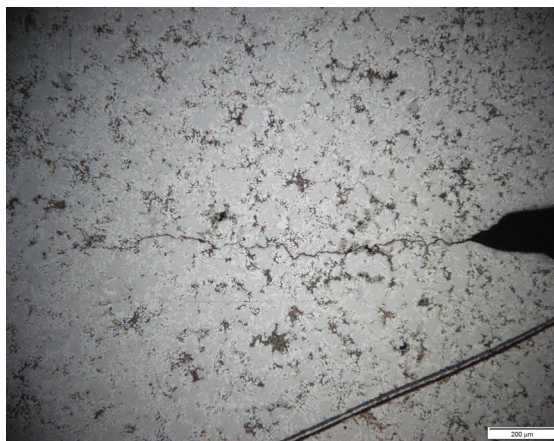


Abbildung 6.4.: LiMi Aufnahme der 2,5 mm Probe L1-47-LT1 mit Ermüdungsanriss

6.2. Versuchsdurchführung

Die ermüdeten und ausgemessenen Proben wurden mittels einer Zugprüfmaschine (Zwick Type 1382) mit konstanter Prüfgeschwindigkeit (0,12 mm/min) auf Zug belastet. Dabei wurden die Verschiebung, die Kraft und mittels Potentialmessung der Rissfortschritt (Δa) ermittelt.

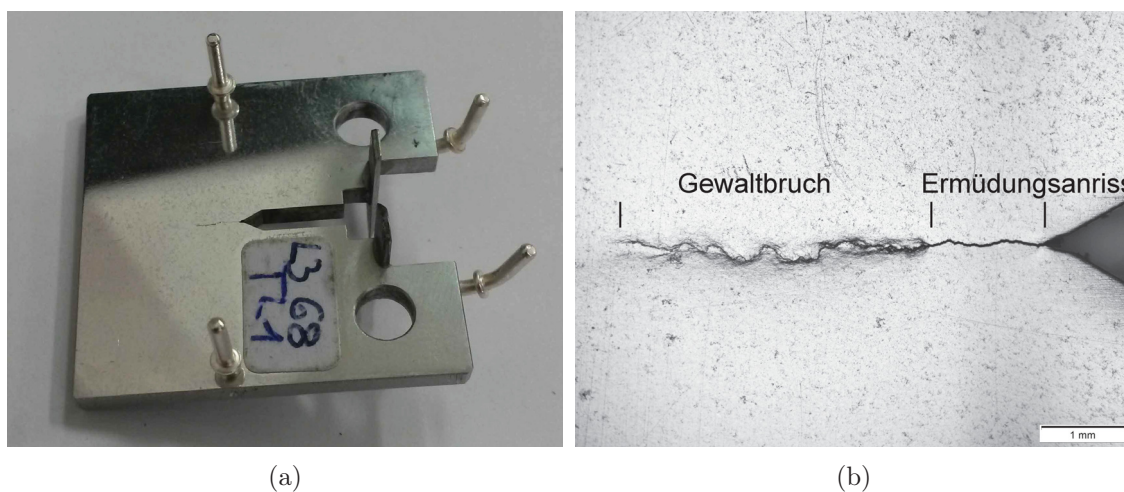


Abbildung 6.5.: a) 2,5 mm Probe vor der Versuchsdurchführung b) LiMi Aufnahme der 2,5 mm Probe L1-47-LT1 nach einer Rissverlängerung von ca. 4 mm durch Gewaltbruch

Nach der Versuchsdurchführung wurden die Proben bis zum vollständigen Durchbrechen auf der RUMUL ermüdet. Durch die so entstehenden unterschiedlichen Brucharten können die Bruchflächen der Proben im Anschluss besser ausgemessen werden.

6.3. Auswertung nach K_{Ic}

Die Proben mit einer Dicke von 12,5 mm wurden nach ASTM E 399 ausgewertet. Zur Versuchsauswertung wurden Kraft-Weg Diagramme erstellt, um die maximale Kraft (P_{max}) und die Kraft P_Q wie in Abb. 6.6 als Typ I dargestellt zu ermitteln. Für die Erstellung der Regressionsgeraden wurden die Versuchswerte im Bereich von 0,1-0,6 P_{max} verwendet. Dadurch ergeben sich erfahrungsgemäß sinnvolle Ergebnisse [19].

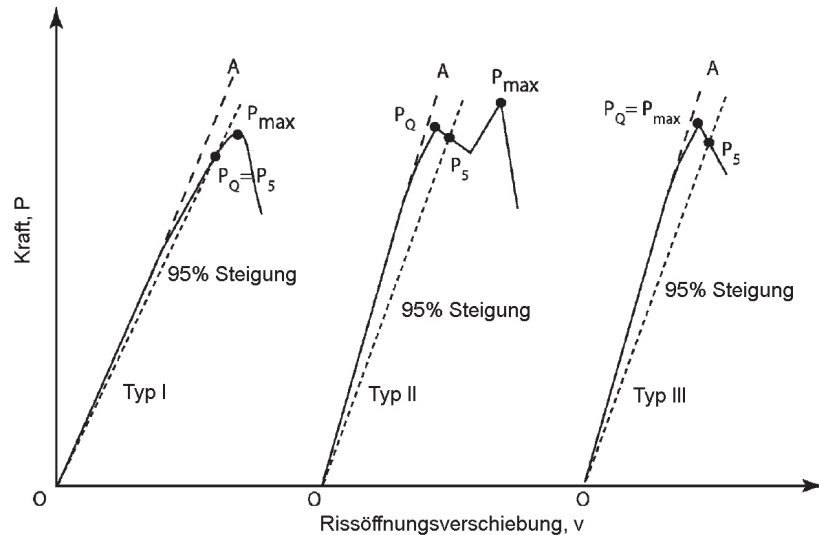


Abbildung 6.6.: Unterschiedliche Typen von Kraft-Weg Kurven nach [18]

Mit den ermittelten Werten für P_Q kann ein K_Q -Wert über die Gleichung 6.2 berechnet werden.

$$K_i = \frac{P_i}{(B^2W)^{1/2}} f\left(\frac{a_i}{W}\right) \quad (6.2)$$

$$f\left(\frac{a_i}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a_i}{W}\right) \left[0,886 + 4,64\left(\frac{a_i}{W}\right) - 13,32\left(\frac{a_i}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a_i}{W}\right)^3 - 5,6\left(\frac{a_i}{W}\right)^4\right]}{\left(1 - \frac{a_i}{W}\right)^{3/2}} \quad (6.3)$$

Das laut Gleichung 6.1 berechnete a_0 wurde für die Berechnung von $f\left(\frac{a_i}{W}\right)$ verwendet. Der so ermittelte K_Q -Wert ist aber nur ein Richtwert. Nur wenn die folgenden Kriterien erfüllt werden, gilt K_Q nach [18] als gültiger K_{Ic} -Wert:

1. $\frac{P_{max}}{P_Q} \leq 1,10$
2. $2,5\left(\frac{K_Q}{R_{p0,2}}\right)^2 < b_0$

6.4. Auswertung nach dem J-Integral

Die Proben mit einer Dicke von 2,5 mm wurden nach J ausgewertet [18]. Dafür werden die gemessene Kraft, Verschiebung und auch die gemessene Potentialänderung (ϕ) verwendet. Bei gegebener Kraft-Verschiebungs Kurve kann J über die Gleichungen 6.4 und 6.5 berechnet werden.

$$J = J_{elastic} + J_{plastic} \quad (6.4)$$

$$J = \frac{K^2(1 - \nu^2)}{E} + \frac{(2 + 0,522 \frac{b_0}{W})A_{pl}}{Bb_0} \quad (6.5)$$

Der hier verwendete K-Wert wird über die Gleichung 6.2 mit $a_i = a_0$ berechnet. Bei A_{pl} handelt es sich wie in Abb. 6.7 dargestellt um die Fläche unter der Kraft-Verschiebungs Kurve.

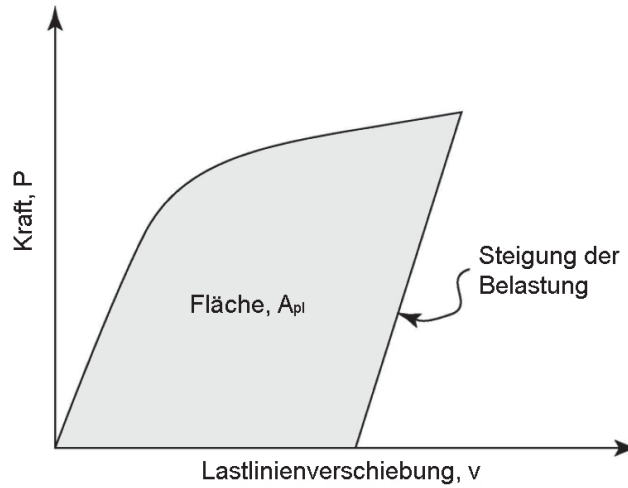


Abbildung 6.7.: Schematische Darstellung einer Kraft-Verschiebungs Kurve mit der Fläche A_{pl} für die J-Integral Auswertung [18]

Die Rissverlängerung (Δa) wird mit Hilfe der Potentialänderung und der Gleichung 6.6 berechnet [20].

$$\Delta a = a - a_0 \quad (6.6)$$

$$a = \frac{2W}{\pi} \cos^{-1} \frac{\cosh(\frac{\pi y}{2W})}{\cosh \left[\frac{\phi}{\phi_0} \cosh^{-1} \left[\cosh(\frac{\pi y}{2W}) / \cos(\frac{\pi a_0}{2W}) \right] \right]} \quad (6.7)$$

Diese Rissverlängerung wird anschließend mit den realen Werten der größten Rissverlängerung verglichen. Mittels einer Regression (Abb. 6.8) können nun die über Gleichung 6.6

ermittelten Δa -Werte korrigiert werden.

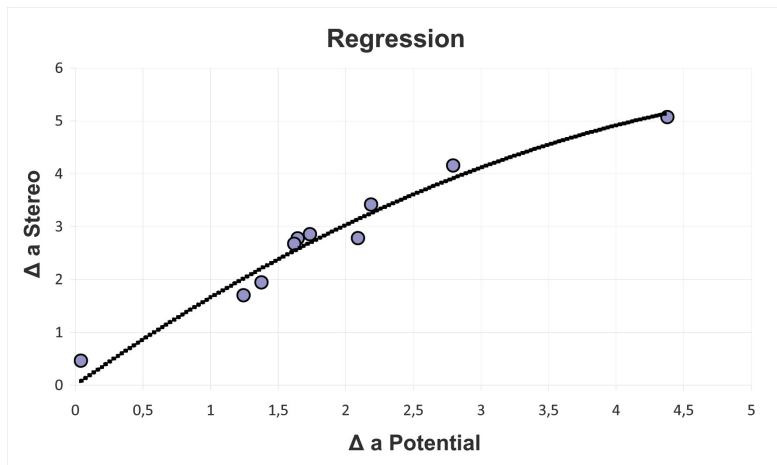


Abbildung 6.8.: Vergleich der mittels Potentialmessung und Stereomikroskop ermittelten Δa -Werte und Darstellung der verwendeten Regression

Nach der Korrektur kann ein vorläufiger J_Q -Wert bestimmt werden. Dazu werden in das $J - \Delta a$ Diagramm Konstruktionslinien an den Δa Positionen von 0,15 mm, 0,2 mm und 1,5 mm gezogen. Die Steigung dieser Linien wird über die Gleichung 6.8 berechnet.

$$J = 2\sigma_y \Delta a \quad (6.8)$$

$$\sigma_y = \frac{R_m + R_{p0,2}}{2} \quad (6.9)$$

Der J_Q -Wert kann am Schnittpunkt der 0,2 mm Konstruktionslinie mit der J-Kurve abgelesen werden, dieses ist in Abb. 6.9 dargestellt.

Der ermittelte J_Q -Wert ist dann als J_{Ic} -Wert gültig, wenn die folgenden Bedingungen erfüllt werden:

1. $B > 10 \frac{J_Q}{\sigma_y}$
2. $b_0 > 10 \frac{J_Q}{\sigma_y}$

Der gültige J_{Ic} -Wert kann über die Gleichung 6.10 in einen gültigen $K_{J_{Ic}}$ -Wert umgerechnet werden.

$$K_{J_{Ic}} = \sqrt{\left(\frac{E}{1 - \nu^2}\right) J_{Ic}} \quad (6.10)$$

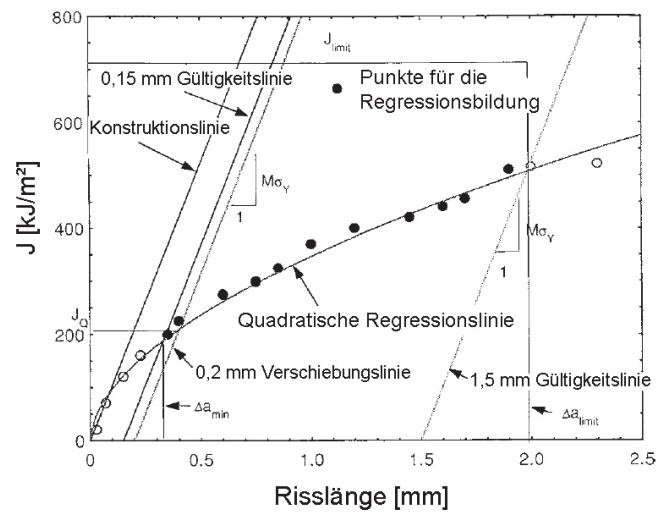


Abbildung 6.9.: $J-\Delta a$ Diagramm mit Konstruktionslinien für die J-Integral Auswertung eines Mehrprobenversuchs nach [18]

6.5. Fehleranalyse

Da der Versuchsablauf bei bruchmechanischen Versuchen sehr komplex ist, können eine Vielzahl von Fehlern und Ungenauigkeiten auftreten, die eventuell erst später, wie bei der Auswertung der Versuche oder Kontrolle der Gültigkeit, erkannt werden können. Dieser Abschnitt der Arbeit beschäftigt sich mit den üblichen Fehlern und Problemen, die bei der Versuchsdurchführung auftreten können, sowie deren Auswirkungen auf die Ergebnisse.

Für einen besseren Überblick des Versuchsablaufes der Einprobenversuche ist das Prozessdiagramm für den nach K_{Ic} ausgewerteten Versuch in Abb. 6.10 und das Prozessdiagramm für den nach dem J-Integral ausgewerteten Versuch in Abb. 6.11 dargestellt.

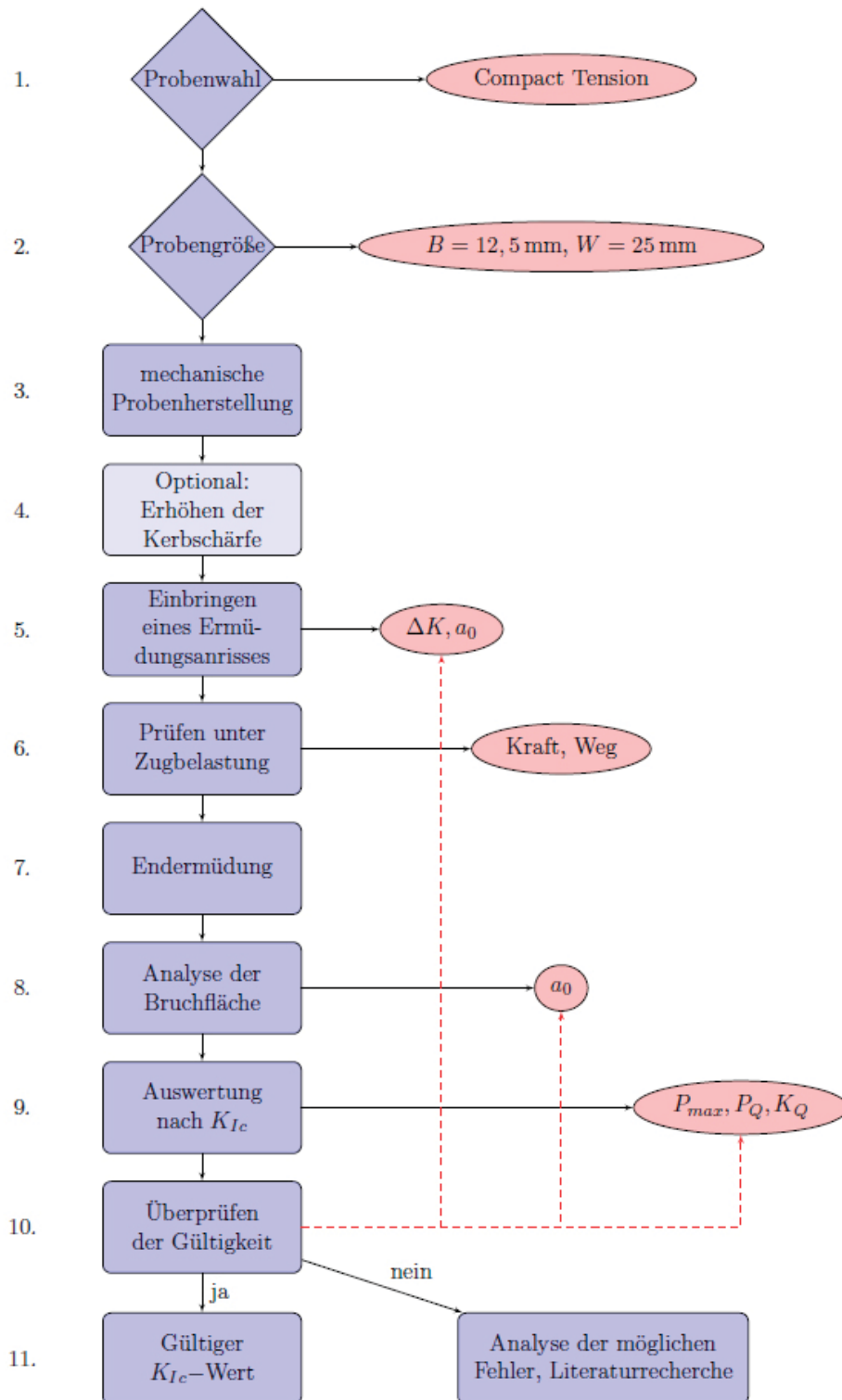


Abbildung 6.10.: Prozessdiagramm der in dieser Arbeit nach K_{Ic} ausgewerteten bruchmechanischen Versuche. Entscheidungen sind in Karos, Handlungen in Rechtecken und relevante Größen in Ellipsen dargestellt.

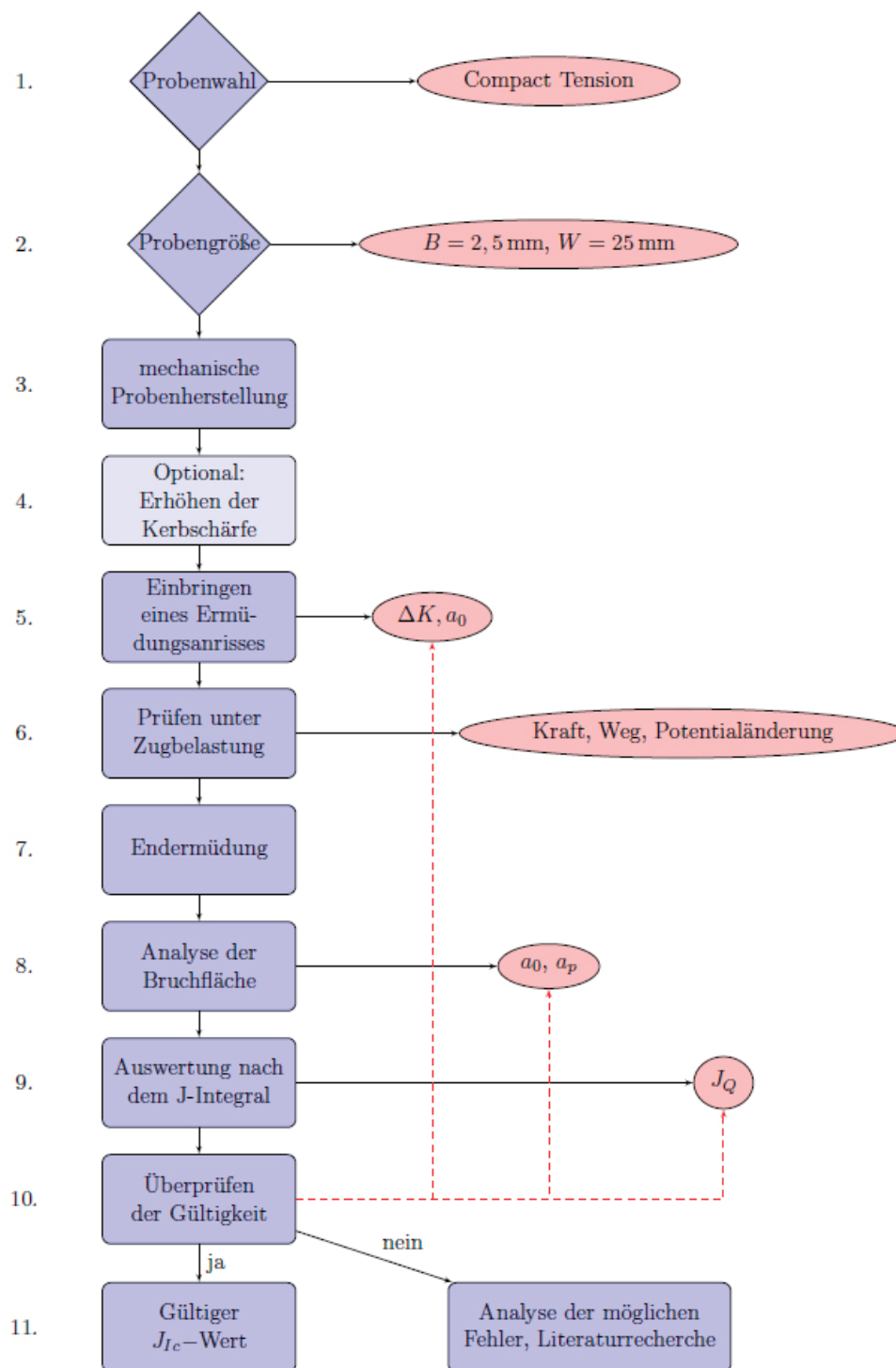


Abbildung 6.11.: Prozessdiagramm der in dieser Arbeit nach dem J-Integral ausgewerteten bruchmechanischen Versuche. Entscheidungen sind in Karos, Handlungen in Rechtecken und relevante Größen in Ellipsen dargestellt.

Die Nummerierung der nachfolgenden Fehler beziehen sich auf die Prozessschritte der Versuche, wie in Abb. 6.10 und 6.11 angegeben. Eine Übersicht der Auswirkungen dieser Fehler auf die bruchmechanischen Versuche ist in Tab. 6.3 dargestellt.

2. Probengröße:

- Die Dicke (B) der in dieser Arbeit verwendeten Proben war durch die unterschiedlichen Abmessungen der Stufenplatten bedingt.

2.1 Die Probenabmessungen sollten mittels der Größenbedingung (Gleichung 2.2) und Literaturwerten abgeschätzt werden, da diese bei der Auswertung nach K_{Ic} die physikalische Grundlage darstellen.

4. Erhöhen der Kerbschärfe mittels Rasierklingenpoliermethode:

4.1 Die Klinge muss plan aufgelegt werden, um eine asymmetrische Ausbildung der Kerbe zu vermeiden.

5. Einbringen des Ermüdungsanrisses:

- Das in diesem Schritt entstehende Restligament (b_0) ist ein Gültigkeitskriterium für die Auswertung nach K_{Ic} wie auch für die Auswertung nach dem J-Integral.

5.1 Das bei der Ermüdungsrisssbildung verwendete ΔK sollte klein gehalten werden, da es $0,6 K_c$ nicht überschreiten darf, ein Vergleich mit Literaturwerten ist somit hilfreich.

5.2 Es kann zu einem unsymmetrischen Wachstum der Rissfront kommen, dieses kann aber durch Drehen der Probe in der Einspannvorrichtung verhindert werden.

5.3 Die Risswachstumsgeschwindigkeit kann, besonders bei spröden Materialien, im Laufe des Ermüdungsvorganges zunehmen. Um die maximale Kerblänge nicht zu überschreiten, sind daher kleinere Belastungen sowie geringere Lastwechsel zwischen den Messungen von a_0 zu empfehlen.

5.4 Wie in Abb. 6.3 zu sehen, ist der Ermüdungsanriss im Inneren der Probe am Längsten. Da bei der Anrissbildung nur die Risslängen an den Außenseiten vermessen werden können, sollte ein Sicherheitsabstand zur maximalen Kerblänge eingehalten werden.

6. Prüfen unter Zugbelastung:

6.1 Um das Arbeiten der Einspannung während des Versuches zu verhindern, wird oft mit einer Vorkraft gearbeitet; diese ist anschließend in die Versuchsergebnisse hinein zu rechnen.

6.2 Sowohl Ungenauigkeiten der Kraftmessdose als auch des Wegaufnehmers können zu starken Verfälschungen der Ergebnisse führen, daher sind diese vor Versuchsbeginn zu kontrollieren.

- 6.3 Die Versuche nach J müssen nach dem Erreichen der maximalen Kraft gestoppt werden, um später das bis dahin stattgefundene Risswachstum (a_p) messen zu können.
- 6.4 Extremwerte für a_p sind bei dem Erstellen der Regression (Abb. 6.8) nützlich.
- 6.5 Falls die verwendeten Messgeräte bereits integrierte Berechnungen für Δa besitzen, ist darauf zu achten, dass diese der Probengeometrie entsprechen. Des Weiteren sind diese nur als Näherung zu betrachten, da die bisher bekannten Werte für a_0 nicht der Norm entsprechen.
- 6.6 Bei längerer Dauer von Versuchen und Versuchsreihen ist auf eine Konstanz der Temperatur zu achten, um Fehler in den Messungen zu vermeiden.
- 6.7 Das Rauschen bei der Messung der Potentialänderung (ϕ) sollte so klein wie möglich sein, dieses ist abhängig von Probenmaterial, Umpolfrequenz sowie der Stromstärke.
7. Endermüdung:
- 7.1 Bei langen durch das Prüfen entstandenen Rissen kann das Anschwingen Probleme verursachen. Es ist aber ein kurzer Ermüdungsriss ausreichend, da dieser nur zum Kennzeichnen des Gewaltbruches benötigt wird. Stähle werden stattdessen üblicherweise durch Anlassen eingefärbt.
8. Analyse der Bruchfläche:
- 8.1 Die Übergänge zwischen Ermüdungsbruch und Gewaltbruch sind besonders bei spröden Materialien schwierig zu erkennen. Abb. 6.3 zeigt gut zu erkennende Übergänge einer bei den J-Integral Versuchen verwendeten Probe.
- 8.2 Die Werte für a_0 und a_p , die bei den Messungen über die Gleichung 6.1 berechnet werden, müssen der Norm [20] entsprechen.
9. Auswertung:
- 9.1 Bei der Auswertung nach K_{Ic} sollte die Regressionsgerade aus den Werten von 0,1-0,6 P_{max} verwendet werden, um Verfälschungen der Versuchsergebnisse zu vermeiden.
- 9.2 Um ein realistisches, von der Kraft abhängiges ϕ_0 zu erhalten, wurde bei der Auswertung nach dem J-Integral, im Bereich von ca. 0-300 N eine Regression der Form: $\phi_0(P) = \phi_0 + kP$ für die gemessenen ϕ -Werte durchgeführt. Dieses $\phi_0(P)$ wurde dann in der Berechnung von a nach der Gleichung 6.7 verwendet, so kann auch die durch die angelegte Kraft bedingte Potentialänderung berücksichtigt werden.

Fehler	Auswirkung
2.1	Versuch ungültig
4.1	→ Fehler 5.2
5.1	Versuch ungültig
5.2	→ Fehler 8.2
5.3	Versuch ungültig
5.4	Versuch ungültig
6.1	Ergebnisse ungenau
6.2	Ergebnisse ungenau
6.3	Ergebnisse ungenau
6.4	Ergebnisse ungenau
6.5	Ergebnisse ungenau
6.6	Ergebnisse ungenau
6.7	Ergebnisse ungenau
7.1	Ergebnisse ungenau
8.1	→ Fehler 8.2, Ergebnisse ungenau
8.2	Kennzeichnen des Versuchs
9.1	Ergebnisse ungenau
9.2	Ergebnisse ungenau

Tabelle 6.3.: Übersicht über die Auswirkungen der in Kapitel 6.5 beschriebenen Fehler auf die Ergebnisse der bruchmechanischen Versuche dieser Arbeit.

6.6. Ergebnisse

Alle Versuchsprotokolle der 12,5 mm Proben befinden sich im Anhang C.1, bei der Auswertung dieser Proben ergab sich beim Großteil der Versuche eine Verletzung der Kriterien für die Gültigkeit nach K_{Ic} . Daher sind diese Werte keine gültigen Bruchzähigkeitswerte, sondern nur Richtwerte (K_Q).

Alle J-Integral Werte wurden in gültige K_{JIc} -Werte umgerechnet. Allerdings wurde beim Ermitteln mancher a_0 und a_p Werte die Norm verletzt. Dieses ist auf den Versuchsprotokollen im Anhang C.2 verzeichnet.

Nachfolgend sind alle K-Werte, die durch Auswertungen nach K_{Ic} und J ermittelt wurden, dargestellt.

	L1 LT	L1 TL	L3 LT	L3 TL	A226 LT	A226 TL
2,5 mm	13,51	13,94	14,59	14,53	19,43	18,61
	14,67	13,45	13,30	14,78	18,16	18,73
		14,84			18,50	18,60
Mittelwerte	14,09	14,08	13,95	14,66	18,70	18,65
12,5 mm	11,43	10,38	8,97	10,06	11,80	10,85
	12,16	9,38	11,11	10,50	10,65	10,01
Mittelwerte	11,80	9,88	10,04	10,28	11,23	10,43

Tabelle 6.4.: Überblick über die ermittelten kritischen K-Werte in $\text{MPa}\sqrt{m}$ für die Proben aller Legierungen, Abmessungen und Risswachstumsrichtungen. Zusätzlich sind auch die Mittelwerte aller Varianten angegeben.

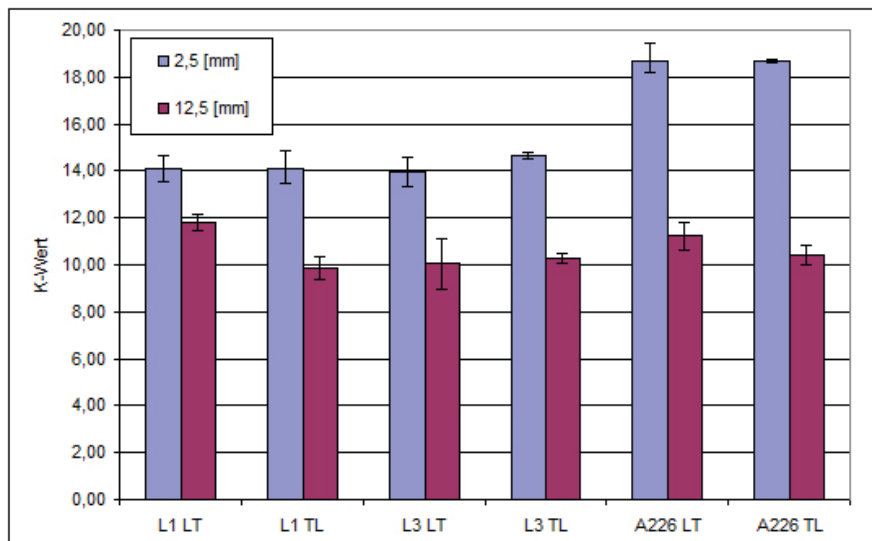


Abbildung 6.12.: Vergleich der mittleren kritischen K-Werte in $\text{MPa}\sqrt{m}$ aller Legierungen, der beiden Probendicken und den unterschiedlichen Risswachstumsrichtungen.

7. Diskussion

Nachfolgend werden die Versuchsergebnisse sowie die Untersuchungen der Gefüge und Bruchflächen diskutiert. Dabei werden nur einige Beispiele zur Veranschaulichung präsentiert, weitere Bilder und Versuchsergebnisse befinden sich im Anhang.

7.1. Bruchzähigkeit

Die Bruchzähigkeit wurde aufgrund der Probengeometrie, die durch die unterschiedliche Plattenstärke bedingt ist, nach J oder K_{Ic} ausgewertet. Die nach J ausgewerteten Proben der 3 mm starken Stufe ergaben allesamt gültige K_{JIc} -Werte. Bei den nach K_{Ic} ausgewerteten Proben aus der 14 mm dicken Stufe konnten fast keine gültigen K_{Ic} -Werte ermittelt werden. Die bei diesen Versuchen ermittelten Ergebnisse sind daher nur Richtwerte (K_Q -Werte). Diese K_Q -Werte werden in 7.1.1 diskutiert. Ein möglicher Geometrieeffekt durch die unterschiedlichen Probendicken wird in 7.1.2 besprochen.

7.1.1. Auswertung der 12,5 mm Proben

Durch die Verletzung der Gültigkeitskriterien für K_{Ic} konnten bei den 12,5 mm Proben aus der 14 mm Stufe keine gültigen K_{Ic} -Werte ermittelt werden.

1. Bei einer Verletzung des Gültigkeitskriteriums $\frac{P_{max}}{P_Q} \leq 1,10$ liegt automatisch ein K_Q -Wert vor, der unter einem gültigen K_{Ic} -Wert liegt, da die bei der Auswertung (Gleichung 6.2) verwendete Kraft P_Q einen zu kleinen Wert besitzt.
2. Im Falle des nicht Einhaltens der Größenbedingung $2,5 \left(\frac{K_Q}{R_{p0,2}} \right)^2 < b_0$ kann nach Anderson (Abb.7.1) davon ausgegangen werden, dass der K_Q -Wert den K_{Ic} -Wert unterschätzt. [21]

Zusammenfassend kann daher davon ausgegangen werden, dass die gemessenen K_Q -Werte untere Grenzwerte für K_{Ic} darstellen. Damit wird also die Bruchzähigkeit der Proben unterschätzt.

7.1.2. Geometrieeffekt

Um einen Geometrieeffekt der verschiedenen Probendicken auf die Messungen auszuschließen, wurde eine 12,5 mm Probe in drei Stücke mit je 2,5 mm Dicke zerteilt. Diese entsprechen von den Dimensionen genau den Proben der 3 mm Stufenplatte. Durch die Herstellung dieser Proben können die K_{JIc} -Werte und Gefüge von 3 mm und 14 mm

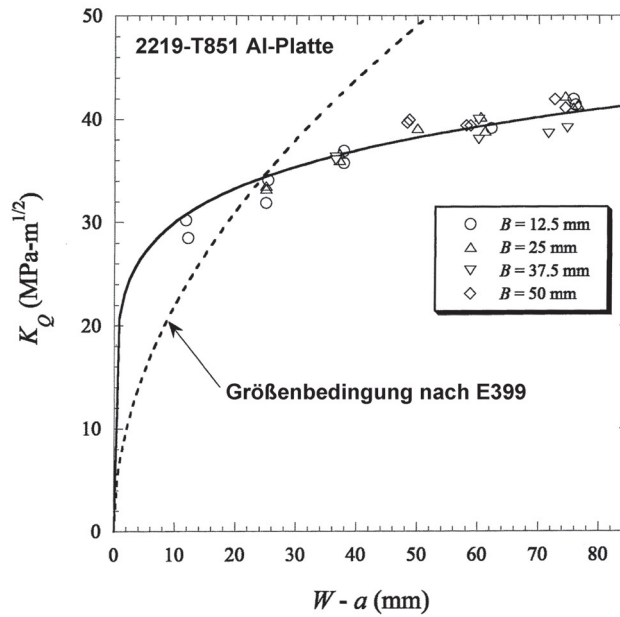


Abbildung 7.1.: Einfluss der Probenabmessung auf die gemessene Bruchzähigkeit in einer 2219 Al-Legierung: Verhalten des K_Q -Wertes beim Verletzen der Größenbedingung [21]

Plattendicke direkt miteinander verglichen werden.

Die K_{JIC} -Werte der drei getesteten 2,5 mm Proben mit dem Gefüge der 14 mm Stufe bestätigen die Annahme, dass ausschließlich die Mikrostruktur der Proben für die Unterschiede in den K_{JIC} -Werten verantwortlich ist. Somit kann ein Effekt aufgrund der unterschiedlichen Probengeometrien ausgeschlossen werden. Auch besitzen die beiden Proben am Rand (Nr1 und Nr2) die besseren K_{JIC} -Werte, welches durch die höhere Abkühlgeschwindigkeit bedingt ist.

Einen Überblick der Ergebnisse befindet sich in Tab. 7.1 und Abb. 7.2, die Versuchsprotokolle befinden sich im Anhang C.2.

12,5 mm Probe L3	a_0 [mm]	K_{JIC} [MPa \sqrt{m}]
Nr1	13,386	14,81
Nr2	13,408	11,09
Nr3	13,768	9,31
Mittelwert		11,74

Tabelle 7.1.: Anrisslängen und K_{JIC} -Werte des Geometrietests

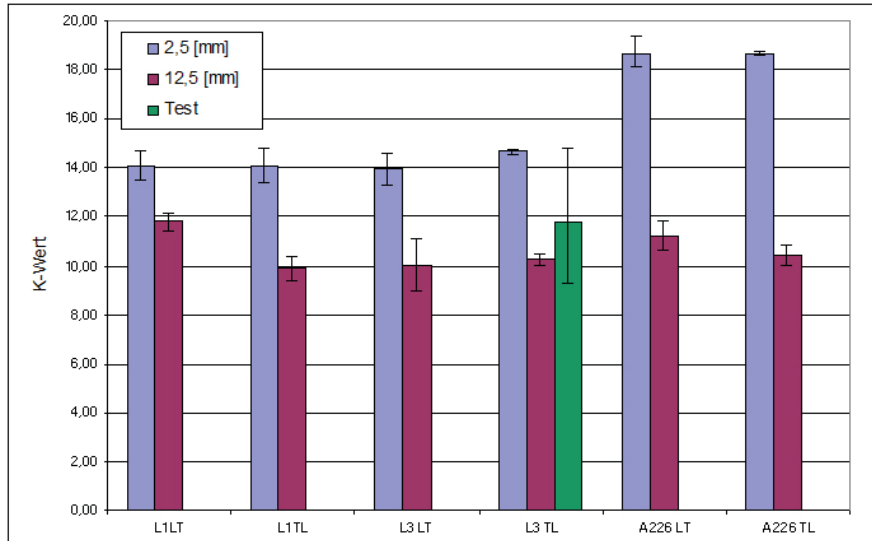


Abbildung 7.2.: Vergleich der mittleren K-Werte $\text{MPa}\sqrt{m}$ aller Legierungen, Abmessungen und Risswachstumsrichtungen inklusive Geometrietest.

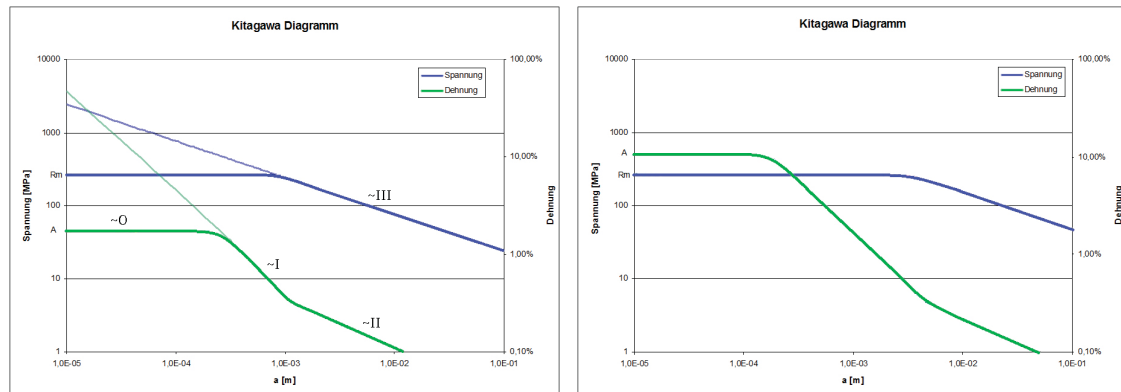
7.2. Kitagawa Diagramm

Vor allem in den Bereichen der zyklischen Belastung und Lebensdauerberechnung ist das Kitagawa-Takahashi (KT) Diagramm durch seine übersichtliche Darstellung von Spannung bzw. Dehnung in Verbindung mit der Risslänge bekannt. Diese Art der doppellogarithmischen Darstellung kann aber auch für die statische Anwendung nützlich sein. In der Abbildung 7.3 kann die Bruchdehnung (A) und Zugfestigkeit (R_m) in Abhängigkeit der Fehlergröße und des K_{Ic} -Wertes nachvollzogen werden. Die hier erstellten Diagramme sind nur als Näherung zu verstehen und sollen auf eine anschauliche Weise die Bedeutung des K_{Ic} -Wertes auf die Bruchdehnung darstellen.

- Bereich 0: Werte für eine 'fehlerfreie' Zugprobe
- Bereich I: entspricht der plastische Verformung des Werkstoffes und wurde über Gleichung 7.1 berechnet; man sieht deutlich den Abfall der Dehnung ($1/a$) mit steigender Risslänge. Die Lage der Geraden ist proportional zu K_{Ic}^2 .
- Bereich II: ist proportional zu K_{Ic} und entspricht der elastischen Dehnung des Materials (7.2) und nimmt mit $1/\sqrt{a}$ ab.
- Bereich III: die Spannung wurde über die Gleichung 7.3 berechnet und hat daher eine Steigung von $1/\sqrt{a}$ und ist proportional zu K_{Ic} .
- Die Bruchspannung in den Bereichen 0 und I werden durch die Fließspannung des Materials bestimmt.

Geht man davon aus, dass die Bruchspannung und Bruchdehnung von den unterschiedlichen mikrostrukturellen Fehlern oder Schwachstellen ausgelöst wird, kann man mittels des KT-Diagramms eine Fehlergröße abschätzen. Das KT-Diagramm (Abb. 7.3a), welches mit den Werten einer 2,5 mm Probe der A226 Legierung erstellt wurde, würde als bruchauslösende Fehlergröße ca. $400 \mu\text{m}$ annehmen; es wurden allerdings nur Fehlergrößen von ca. $100 \mu\text{m}$ auf der Bruchoberfläche gefunden, diese Darstellung ist daher nur als grobe Näherung zu verstehen.

Aus dieser Betrachtungsweise ist klar zu erkennen, dass bei einer Minimierung der Fehlergröße oder einer Steigerung der Bruchzähigkeit eine starke Zunahme der Bruchdehnung zu erwarten ist, siehe Abb. 7.3.



(a) $K_{JIC} = 18,7 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; $A = 1,73 \%$

(b) $K_{JIC} = 37,4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$; $A = 10,5 \%$

Abbildung 7.3.: Abgeschätztes erweitertes Kitagawa Diagramm a) unter der Verwendung der Daten einer 2,5 mm A226 Probe b) Beispiel, bei dem der K_{IC} -Wert verdoppelt wurde und die gleiche Fehlergröße das Versagen der Zugprobe bestimmt.

Die Gleichungen 7.1 bis 7.3 wurden für die Abschätzung des erweiterten KT-Diagramms benutzt.

$$\epsilon_{pl} = \frac{\left(\frac{K_{Ic}^2(1-\nu^2)}{E} - \frac{1,6\sigma_y^2 a}{E} \right) (n_f + 1)}{5\sigma_y a} \quad (7.1)$$

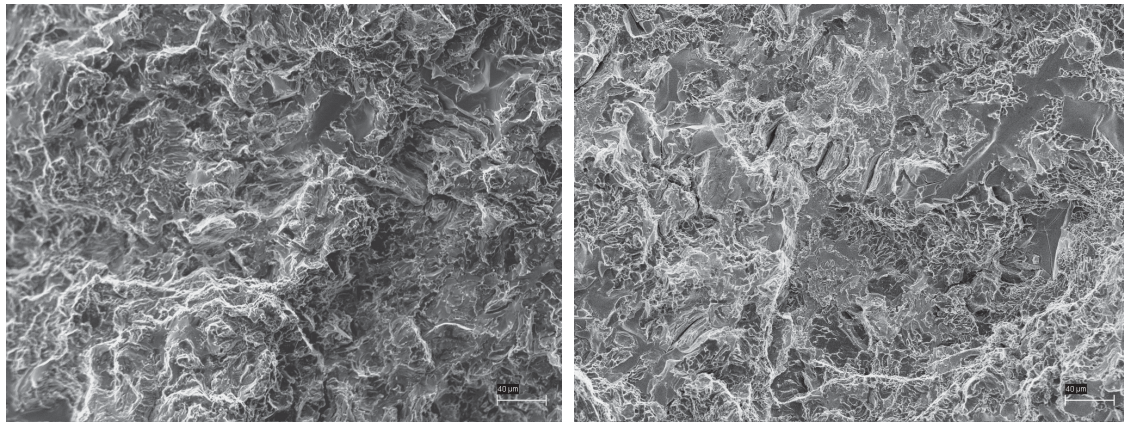
$$\epsilon_{el} = \frac{K_{Ic}}{E\sqrt{2\pi a}} \quad (7.2)$$

$$\sigma = \frac{K_{Ic}}{\sqrt{2\pi a}} \quad (7.3)$$

7.3. Gefüge und Bruchflächen

Die durch die unterschiedlichen Stufendicken hervorgerufenen Abkühlgeschwindigkeiten haben einen starken Einfluss auf das Gefüge. Es konnte bei dem Gefüge der 3 mm Stufe

eine Verfeinerung um den Faktor zwei gegenüber den Proben der 14 mm Stufe festgestellt werden. Je nach Legierungszusammensetzung konnte ein Einformen der α -Fe Phase beobachtet werden.



(a) L-T, 250x

(b) T-L, 250x

Abbildung 7.4.: Bruchflächenvergleich von L-T und T-L Richtung einer 14 mm L3 Probe mit $K=11,11$ und $10,06 \text{ MPa}\sqrt{m}$

In Abb.7.4 sind die unterschiedlichen Bruchausbreitungsrichtungen einer L3 Probe aus der 14 mm Stufe abgebildet. Aus den Messungen geht eine K_{Ic} -Differenz von $1,05 \text{ MPa}\sqrt{m}$ hervor. Dieser Unterschied ist aber anhand der Bruchflächen nicht zu sehen, durch den sehr geringen Unterschied der K_{Ic} -Werte war ein Rückschluss auf die Gefügeparameter auch nicht zu erwarten. Beide Proben besitzen daher ähnliche Verteilungen der Si-Teilchen sowie α -Fe Ausscheidungen.

7.3.1. Legierung 1

Das Gefüge der 3 mm Stufe (Abb.7.5) besteht zu großen Teilen aus der eingeformten feinen α -Fe Phase, es gibt aber auch Si-Platten in der Größe von ca. $20\text{-}30 \mu\text{m}$. Auf der Bruchfläche erkennt man deutlich die α -Fe Phase mit der um die Fe-Teilchen verformten Al-Matrix. Es sind aber keine Al-Matrixflächen zu erkennen, welche dem Anteil der Matrix des Gefügebildes entsprechen würden. Auch sind Si-Platten nur selten zu sehen.

In der Abb. 7.6 sind das Gefüge und die Bruchfläche einer 14 mm L1-Probe zu sehen. Durch die langsame Abkühlung bestehen große Teile des Gefüges aus der β -Fe Phase. Diese ist nadelig ausgeschieden und besitzt Spieße mit einer Länge von ca. $40\text{-}50 \mu\text{m}$. Die anderen Phasen entsprechen der Verteilung der 3 mm Probe, haben aber ungefähr die doppelte Größe. Die Bruchfläche der 14 mm Probe ist von der β -Fe Phase bedeckt, erkennbar durch die spießförmige Verformung der Al-Matrix um die härteren Fe haltigen Teilchen. Es sind auch mehr glatte Bruchstellen und Si-Platten als in der 3 mm Probe zu erkennen.

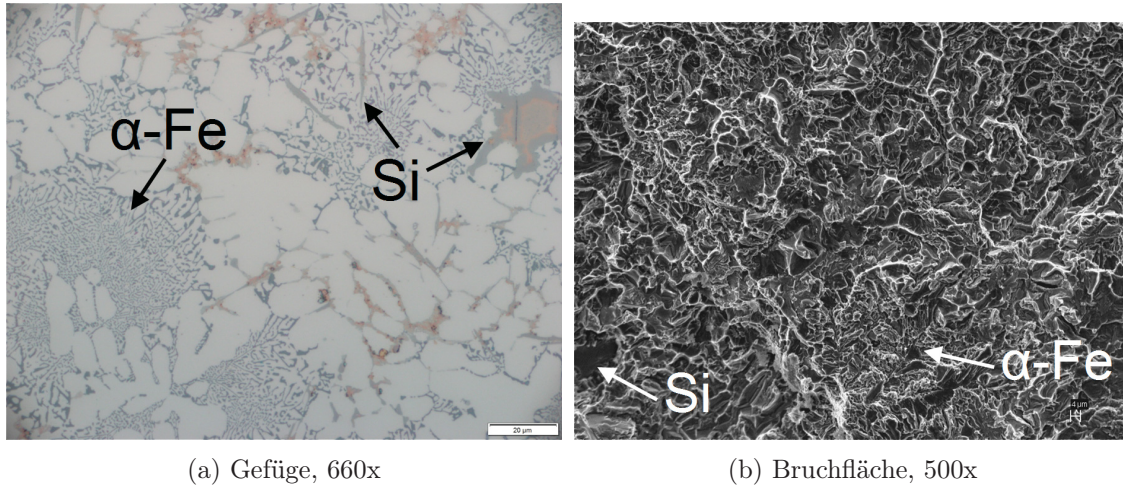


Abbildung 7.5.: Gefüge und Bruchfläche einer 3 mm L1 Probe, $K_{JIC} = 14,67 \text{ MPa}\sqrt{m}$

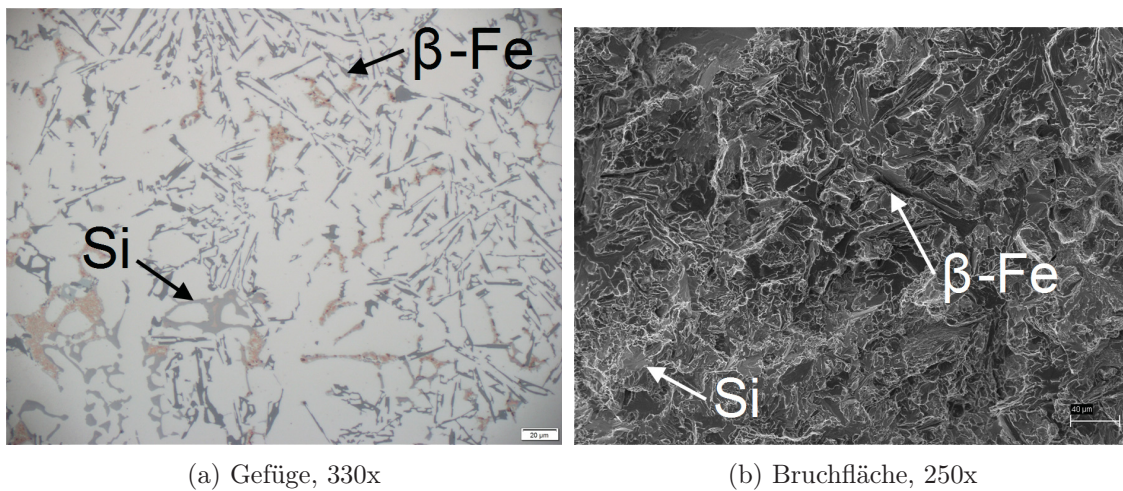


Abbildung 7.6.: Gefüge und Bruchfläche einer 14 mm L1 Probe, $K_{IC} = 10,38 \text{ MPa}\sqrt{m}$

7.3.2. Legierung 3

Die in Abb. 7.7 dargestellte 3 mm L3-Probe besitzt eine sehr fein verteilte α -Fe Phase, sowie sehr stark ausgeprägte Si-Teilchen mit Abmessungen von ca. 20-30 μ m. Des weiteren sind die Dendriten aus dem Gussvorgang zu erkennen. Auf der Bruchfläche sind die typischen Formen der Si-Platten und die feinen Strukturen der α -Fe Phase deutlich zu erkennen. Das glatte Aussehen der α -Fe Phase ist auf die Feinheit der Struktur zurückzuführen, da wenig Al-Matrix zwischen den Teilchen vorhanden ist, um sich zu verformen.

Das Gefüge der 14 mm L3-Probe (Abb. 7.8) ist das einzige langsam abgekühlte Gefüge in diesen Untersuchungen, welches eine eingeförmte α -Fe Phase besitzt. Das liegt an dem

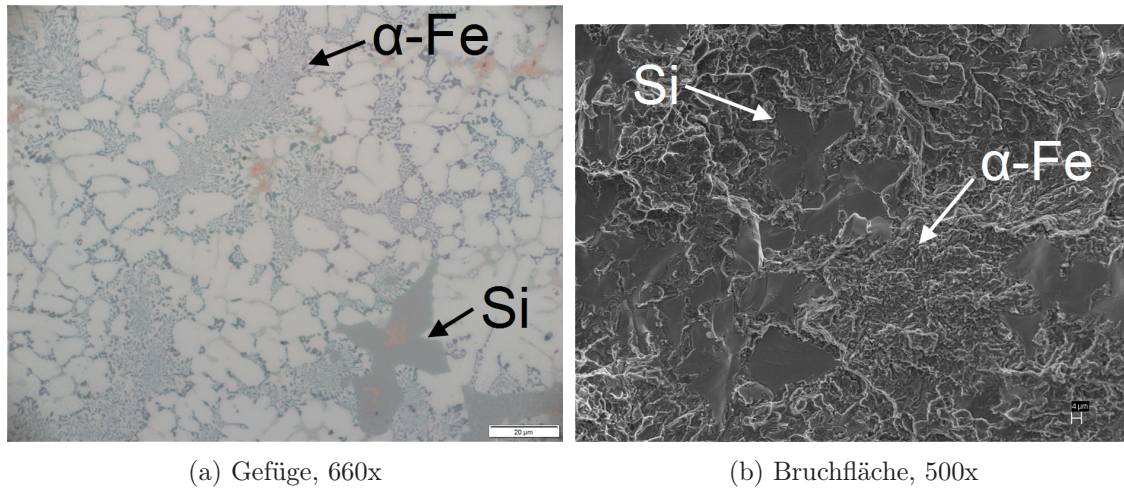


Abbildung 7.7.: Gefüge und Bruchfläche einer 3 mm L3 Probe, $K_{JIC} = 14,78 \text{ MPa}\sqrt{m}$

hohen Anteil der Legierungselemente Mn, Cr, Mo. Die vorhandenen Si-Platten haben eine Größe von bis zu 40 μm . Auf der Bruchfläche sind sowohl duktile Anteile, die aus dem Verformen der Al-Matrix im Bereich der α -Fe Phase stammen, sowie glatte Flächen durch das Ablösen der Si-Teilchen zu sehen.

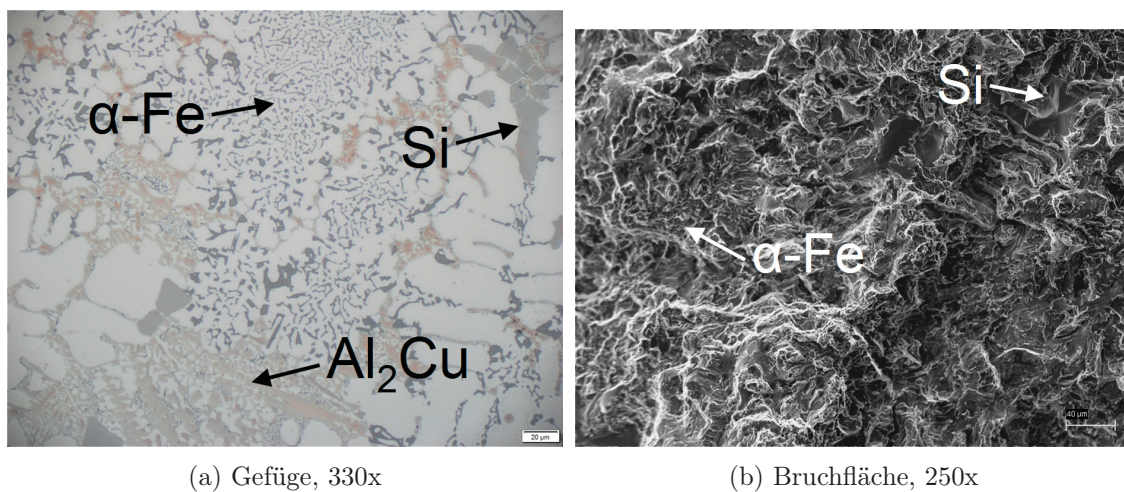


Abbildung 7.8.: Gefüge und Bruchfläche einer 14 mm L3 Probe, $K_{IC} = 11,11 \text{ MPa}\sqrt{m}$

7.3.3. Legierung A226

Bei der in Abb. 7.9 abgebildeten 3 mm A226 Probe besteht das Gefüge vorwiegend aus der eingeformten α -Fe Phase und der Al-Matrix. Es sind nur kleine Si-Platten bis zu einer Größe von 10 μm zu erkennen. Die Bruchfläche wird von der duktil gebrochenen

α -Fe Phase dominiert, es sind aber auch Anteile der Al-Matrix und von Si-Teilchen zu sehen.

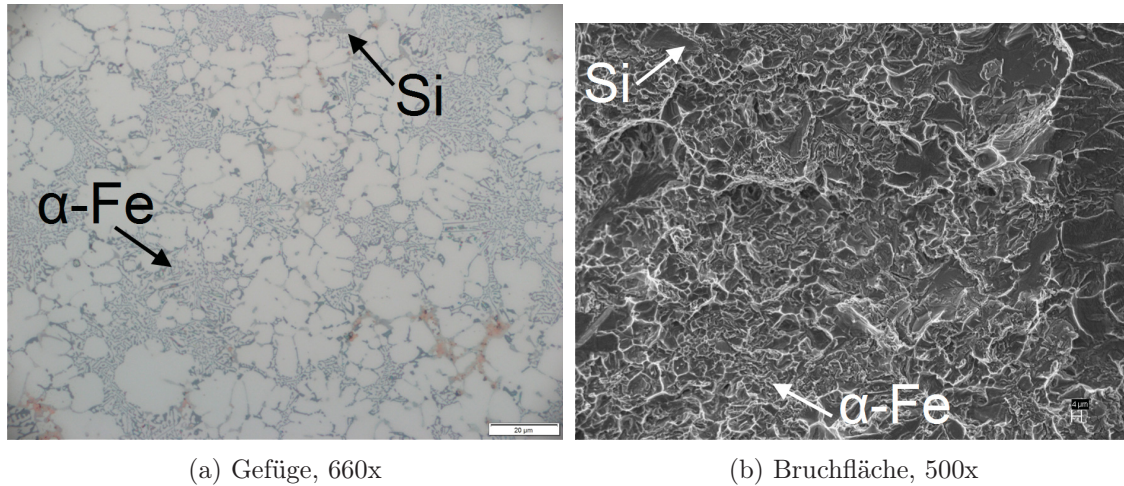


Abbildung 7.9.: Gefüge und Bruchfläche einer 3 mm A226 Probe, $K_{JIC} = 18,60 \text{ MPa}\sqrt{m}$

Das Gefüge der 14 mm A226 Probe (Abb. 7.10) besitzt sowohl die nadelig ausgeschiedene β -Fe Phase mit bis $40 \mu\text{m}$ langen Spießen als auch Si-Platten von bis zu $30 \mu\text{m}$. Diese sind deutlich größer und zahlreicher als bei der 3 mm Probe. Des Weiteren sind beim Gießen entstandene Dendriten zu erkennen. Im Bild der Bruchfläche sind die sternförmigen Verformungen, die durch die β -Fe Phase entstehen, gut zu sehen, außerdem gibt es Bruchanteile entlang der Dendritengrenzen und der Si-Platten.

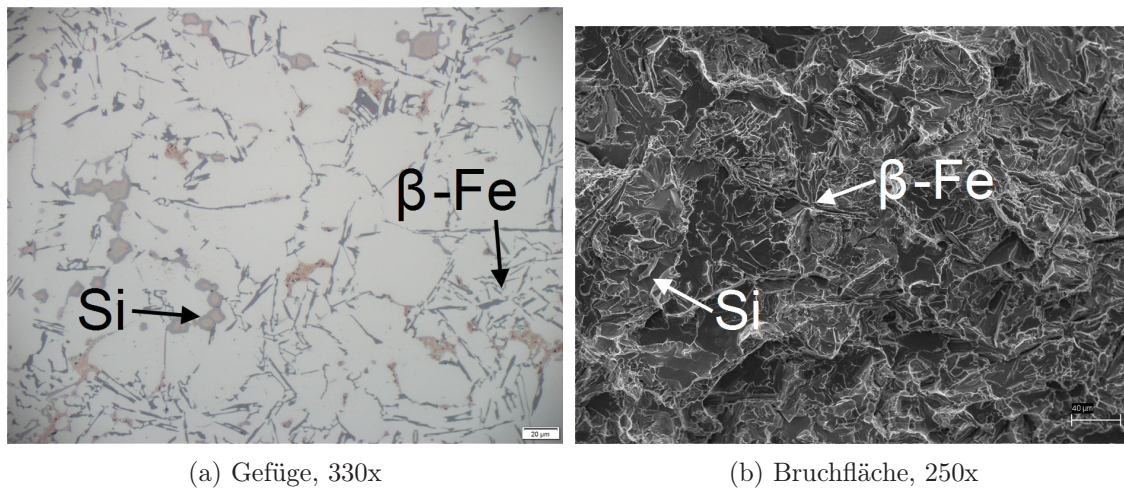


Abbildung 7.10.: Gefüge und Bruchfläche einer 14 mm A226 Probe, $K_{IC} = 10,01 \text{ MPa}\sqrt{m}$

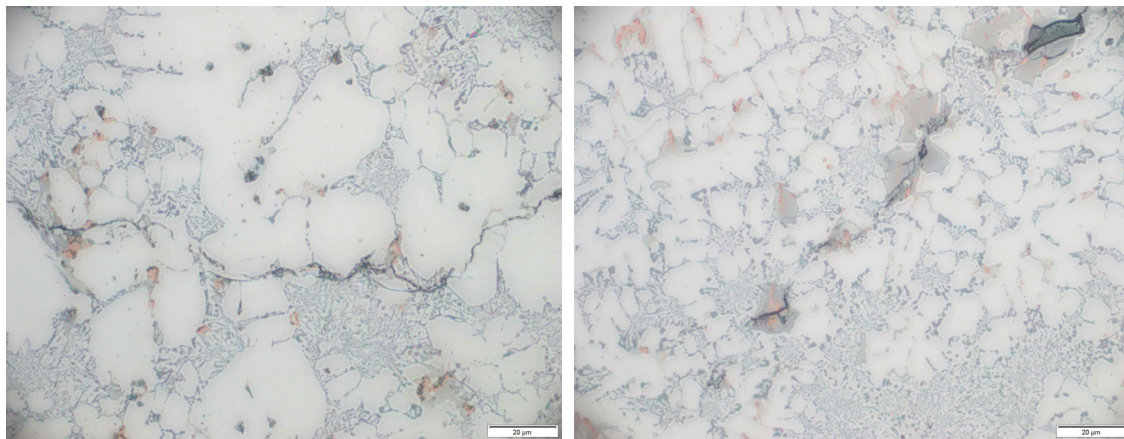
7.4. Rissausbreitung

Bei bruchmechanischen Versuchen wird sowohl die Rissausbreitungsrichtung als auch der Anriss vorgegeben. Diese, wie auch der erzwungene Rissfortschritt über die gesamte Probenbreite, sorgen für die geringe Schwankung in den Versuchsergebnissen. Beim Durchreißen der Probe wächst der Riss nicht überall gleich schnell. Es kann zu einem Vorlaufen des Risses entlang der spröden Phasen und Grenzflächen kommen, während die Probe noch durch duktile Stege zusammengehalten wird.

Die Rissfront bewegt sich entlang des Weges mit dem niedrigsten Energieverbrauch durch die Probe, daher spiegelt das Gefüge eines Werkstoffs nicht zwingend die Verteilung der Phasen auf der Bruchoberfläche wieder. Dieses ist auch gut in den Bildern der Kapitel 7.3.1, 7.3.2 und 7.3.3 zu sehen.

Um den Verlauf des Gewaltbruchs besser verstehen zu können, wurden zwei Proben der 3 mm Stufenplatte nach der Rissausbreitung nicht bis zum Durchbrechen ermüdet. Von der Probenseitenfläche der noch zusammenhängenden Probe wurden ca. 200 μm weggeschliffen. Dadurch kann der Riss im Probeninneren von der Seite betrachtet werden, das ist eine um 90° verdrehte Ansicht gegenüber der in Kapitel 7.3 abgebildeten Bruchflächen.

In den Abbildungen 7.11a und b ist der Riss des Gewaltbruchs mit der Ausbreitungsrichtung von rechts nach links zu sehen. Er verschwindet teilweise, die Probe wird also dort noch von Stegen der duktilen Matrix zusammengehalten. Man sieht, dass der Rissverlauf den spröden Gefügebestandteilen folgt. In Abbildung 7.11b sind vor allem die gebrochenen Si-Platten gut zu erkennen.



(a) A226, 3 mm Stufe, 660x

(b) L3, 3 mm Stufe, 660x

Abbildung 7.11.: Seitenansicht des Gewaltbruchs, Ausbreitungsrichtung von rechts nach links; Übersichtsaufnahmen befinden sich im Anhang D.1

7.4.1. Profillinienmessung

Um die gemessenen Bruchzähigkeitswerte zu überprüfen und ein besseres Bild von der Bruchoberfläche und der Ausbreitung des Risses zu bekommen, wurde für eine 2,5 mm Probe der A226 Legierung eine Profillinienmessung und Berechnung der kritischen Rissöffnungsverschiebung (CTOD) durchgeführt. Die gemessenen Werte schwanken stark und sind in Tabelle 7.2 dargestellt. Der aus den Messungen ermittelte K_{JIC} -Wert wurde nach [18] mit den Gleichungen 7.4, 7.5 und 6.10 berechnet. Wie schon in Kapitel 2.2.2 beschrieben, ist diese Messmethode, vor allem bei inhomogenen Materialien, starken Schwankungen in der Messgenauigkeit unterworfen.

Es wurde das CTOD von 9 Profillinien gemessen und ein Mittelwert der K_{JIC} -Werte von $25,35 \text{ MPa}\sqrt{m}$ berechnet. Dieser Wert liegt aber deutlich über dem gemittelten K_{JIC} -Wert von $18,6 \text{ MPa}\sqrt{m}$ aus den nach J ausgewerteten Versuchen. Dieses ist auf den starken Einfluss des maximal Wertes zurückzuführen, während die kleinsten Werte etwas kleiner sind als der gemessene K_{JIC} -Wert.

$$J(a_0) = \delta * m * R_m \quad (7.4)$$

$$m = 3,62 - 4,21\left(\frac{R_m}{R_{p0,2}}\right) + 4,33\left(\frac{R_m}{R_{p0,2}}\right)^2 - 2\left(\frac{R_m}{R_{p0,2}}\right)^3 \quad (7.5)$$

Die starken Schwankungen der einzelnen Messungen sind auf die unterschiedlich starke Verformbarkeit der Gefügebestandteile zurückzuführen. Wie in Kapitel 7.4 beschrieben, verformen sich die Stege der Matrix stark und fließen daher als große CTOD-Werte in die Berechnung mit ein (Abb. 7.12). Es sind anscheinend doch die schwächeren Gefügebereiche, welche die Bruchzähigkeit dominieren.

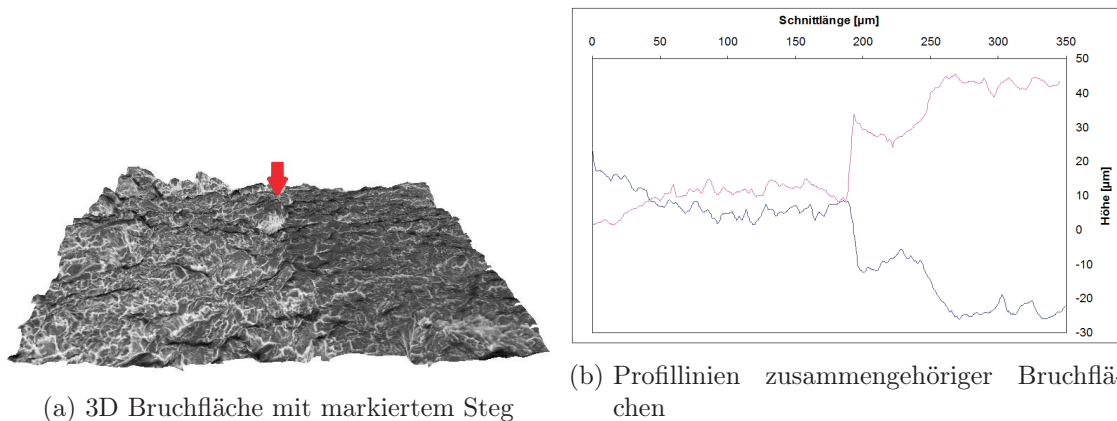


Abbildung 7.12.: CTOD-Vermessung eines stark verformten Steges

		CTOD [μm]	J [J/m^2]	K_{JIC} [$\text{MPa}\sqrt{\text{m}}$]
Position 1	Linie 1	63,32	0,02921	48,08
	Linie 2	15,38	0,00709	23,70
	Linie 3	14,34	0,00662	22,88
Position 2	Linie 1	21,9	0,01010	28,28
	Linie 2	9,99	0,00461	19,10
	Linie 3	7,48	0,00345	16,53
Position 3	Linie 1	10,48	0,00483	19,56
	Linie 2	7,85	0,00362	16,93
	Linie 3	7,67	0,00354	16,73
Mittelwert		17,60	0,00812	25,35

Tabelle 7.2.: Ergebnisse der CTOD-Messung einer 2,5 mm A226 Probe

8. Zusammenfassung

Das Ziel dieser Arbeit ist es, das Bruchverhalten sowie die bruchmechanischen Zusammenhänge von drei AlSiCu Gusslegierungen, zwei Versuchslegierungen (L1 und L3) sowie einer handelsüblichen A226 Legierung im Gusszustand mit jeweils zwei verschiedenen Abkühlgeschwindigkeiten zu ermitteln.

Zur Untersuchung der Legierungen wurden bruchmechanische Versuche nach ASTM 1820 mittels CT-Proben durchgeführt. Dabei wurden Proben von beiden Abkühlgeschwindigkeiten wie auch zwei unterschiedlichen Probenlagen (L-T und T-L) aller Legierungen getestet. Die Abkühlgeschwindigkeiten wurden durch unterschiedliche Plattendicken (3 mm und 14 mm) bei der Materialherstellung erzeugt. Des Weiteren konnte auf die Ergebnisse und bereits geprüften Proben vorhergegangener Zugversuche als Vergleichswerte und Vergleichsmaterial zurückgegriffen werden.

Neben der Feststellung der Bruchzähigkeit wurden die Gefüge der verschiedenen Proben mit den entsprechenden Bruchflächen verglichen, um das Bruchverhalten verstehen zu können. Zur Bestätigung dieser Ergebnisse wurden Vergleiche von J und K_{Ic} -Versuchen gemacht, eine Messung der Risspitzenöffnungsverschiebung mittels Profillinienanalyse durchgeführt sowie die Rissausbreitung untersucht. Die Untersuchungen des Gefüges, der Bruchflächen und des Rissfortschritts wurden mittels Lichtmikroskop und Rasterelektronenmikroskop durchgeführt.

Mittels der nach J (2,5 mm Proben) und K_{Ic} (12,5 mm Proben) ausgewerteten bruchmechanischen Versuche konnte eine Steigerung der Bruchzähigkeit bei der erhöhten Abkühlgeschwindigkeit ermittelt werden. Auch konnte eine Abhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Probenlage auf diesem Wege ausgeschlossen werden.

Die mittlere Bruchzähigkeit bei der Legierung L1 beträgt $10,84 \text{ MPa}\sqrt{m}$ für die langsamere Abkühlgeschwindigkeit, und $14,09 \text{ MPa}\sqrt{m}$ für die dünneren Proben. Auch Gefügeänderungen sind deutlich zu sehen, so formt sich die nadelige β -Fe Phase zur α -Fe Phase ein und die Größe der Si-Teilchen wird halbiert.

Bei der Legierung L3 ist bereits bei der dickeren Probe die α -Fe Phase ausgebildet, allerdings sind bei der höheren Abkühlgeschwindigkeit die Si-Platten und die α -Fe Phase feiner ausgebildet. Die mittlere Bruchzähigkeit verbessert sich durch die Erhöhung der Abkühlgeschwindigkeit von $10,32$ auf $14,31 \text{ MPa}\sqrt{m}$.

Bei der A226 Legierung tritt sowohl die stärkste Gefügeänderung als auch die größte

Änderung der Bruchzähigkeit auf. Diese hat bei den dicken Proben noch $10,83 \text{ MPa}\sqrt{m}$ und verbessert sich bei den 2,5 mm Proben auf $18,68 \text{ MPa}\sqrt{m}$. Dabei kommt es sowohl zum Umwandeln der β -Fe Phase zur α -Fe Phase als auch zu einem fast vollständigen Vermeiden der Si-Platten.

Die Analyse des Bruchvorganges erfolgte mittels Bruchflächenaufnahmen, einer CTOD-Messung und Untersuchung des Risspfades. Es konnte gezeigt werden, dass das Bruchverhalten bei allen Proben ähnlich verläuft. Der Risspfad meidet die duktile Al-Matrix und wächst fast ausschließlich über die spröden Fe und Si Phasen. Wo dies nicht möglich ist, erfolgt das Wachstum über die Al-Matrix, welche dann die Probe über stark verformte Stege hinter der Rissfront zusammenhalten.

Durch das Teilen einer 12,5 mm Probe in 2,5 mm dicke Proben, sowie anschließendem Testen nach J konnten sowohl die Ergebnisse der bruchmechanischen Versuche als auch die Untersuchungen der Mikrostruktur bestätigt werden. Die höhere Bruchzähigkeit der schneller abgekühlten 2,5 mm Proben ist somit durch die unterschiedliche Mikrostruktur und nicht durch die verschiedenen Auswertemethoden erklärbar.

Literaturverzeichnis

- [1] D. Gross, Th. Seelig: Bruchmechanik, Mit einer Einführung in die Mikromechanik, 4. bearbeitete Auflage, 2007, ISBN-10 3-540-37113-3
- [2] K.-H. Schwalbe: Bruchmechanik metallischer Werkstoffe, 1980, ISBN 3-446-12983-9
- [3] Friedrich Ostermann: Anwendungstechnologie Aluminium, 2. neu bearbeitete und aktualisierte Auflage, 2007, ISBN 978-3-540-71196-4
- [4] LKR Interne Unterlagen: Daten des Projekts Advanced Aluminium Applications within ECOTransport, 2010-2014
- [5] LKR Interne Unterlagen: Projektbericht Advanced Aluminium Applications within ECOTransport, 2012
- [6] Jun Feng Su, Xueyuan Nie, Vesselin Stoilov: Characterization of fracture and debonding of Si particles in AlSi alloys, Materials Science and Engineering A 527 (2010) p.7168–7175
- [7] Q.G. Wang: Microstructural Effects on the Tensile and Fracture Behavior of Aluminum Casting Alloys A356/357, METALLURGICAL AND MATERIALS TRANSACTIONS A, VOLUME 34A, DECEMBER 2003, p.2887-2899
- [8] Sudha Joseph, S.Kumar: A systematic investigation of fracture mechanisms in Al–Si based eutectic alloy — Effect of Si modification, Materials Science & Engineering A588(2013),p. 111–124
- [9] L.F. Mondolfo: Aluminium Alloys: Structure and Properties, 1976, ISBN 0 408 70680 5
- [10] Lucio F. Mondolfo: Metallography of Aluminium Alloys, 1943, John Wiley & Sons
- [11] Catrin Kammer: Aluminium Taschenbuch 1 - Grundlagen und Werkstoffe, 16. Auflage, 2012, ISBN 978-3-41022028-2
- [12] M. Mahta, M. Emamy, A. Daman, A. Keyvani and J. Campbell: Precipitation of Fe rich intermetallics in Cr- and Co-modified A413 alloy, International Journal of Cast Metals Research, 2005, Vol.18, No.2, p.73-79
- [13] Manish D. Dighe and Arun M. Gokhale: RELATIONSHIP BETWEEN MICROSTRUCTURAL EXTREMUM AND FRACTURE PATH IN A CAST Al-Si-Mg ALLOY, Scripta Materialia, Vol. 37, No.9, pp. 1435-1440, 1997

- [14] A. J. Moffat, B. G. Mellor, I. Sinclair and P. A. S. Reed: The mechanisms of long fatigue crack growth behaviour in Al–Si casting alloys at room and elevated temperature, *Materials Science and Technology*, 2007, VOL 23, NO 12, p.1396-1401
- [15] Lech Dietrich, Joanna Radziejewska: The fatigue damage development in a cast Al–Si–Cu alloy, *Materials and Design* 32 (2011) p.322–329
- [16] L.L. Mishnaevsky Jr, N. Lippmann, S. Schmauder, P. Gumbsch: In-situ observation of damage evolution and fracture in AlSi7Mg0.3 cast alloys, *Engineering Fracture Mechanics* 63 (1999) p.395-411
- [17] Campbell, J.; Harding, R.A.: *The Freezing of Castings*, TALAT Lecture 3204, EAA, 1994
- [18] ASTM International: *Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness*, E 1820 – 08, 2008
- [19] mündliche Mitteilung von Univ. Prof. Dr. Reinhard Pippan, Erich Schmid Institute of Materials Science, November 2014
- [20] ISO: *Metallic materials - Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness*, ISO 12135, 2002
- [21] T.L. Anderson: *Fracture Mechanics - Fundamentals and Applications*, 3. Edition, 2005, ISBN: 978-0-8493-1656-2
- [22] Wilhelm Kleppmann: *Taschenbuch Versuchsplanung* , 7. aktualisierte und erweiterte Auflage, ISBN 978-3-446-42774-7 , 2011
- [23] Walter Masing: *Handbuch Qualitätsmanagement*, 4. Auflage, ISBN 3-446-19397-9 , 1999

A. Abkürzungen und Symbole

Nachfolgend werden die in dieser Arbeit verwendeten Abkürzungen (Tab. A.1) und Symbole (Tab. A.2) erklärt.

AIT	Austrian Institute of Technology
CT	Compact Tension
CTOD	Rissspitzenöffnung
DAS	Dendritenarmabstand
DOE	Design of Experiments
EDZ	Ebener Dehnungszustand
ESI	Erich Schmid Institut, Leoben
ESZ	Ebener Spannungszustand
EVZ	Ebener Dehnungszustand
FEM	Finite Elemente Methoden
G.P.-Zonen	Guinier Preston Zonen
KT	Kitagawa Takahashi
LiMi	Lichtmikroskop
LKR	Leichtmetallkompetenzzentrum Ranshofen
REM	Rasterelektronenmikroskop
SDAS	sekundärer Dendritenarmabstand
TEM	Transmissionselektronenmikroskop

Tabelle A.1.: Abkürzungen

Δa	Risswachstum
ΔK	K-Wert für die Anrissbildung
δ_t	Rissöffnung
δ_{tc}	krit. Rissöffnung
ϵ_{el}	Dehnung (elastischer Anteil)
ϵ_{pl}	Dehnung (plastischer Anteil)
\mathcal{G}	Energiefreisetzungsrate
∂V	geschlossene Oberfläche
ϕ	Potential
ϕ_0	Ruhepotential
π	3,14159265359
Π	Energieänderung des Systems
σ_0	konstante angelegte Spannung

σ_F	Fließspannung
σ_y	Fließspannung nach Gleichung 6.9
ν	Querkontraktionszahl
φ	beliebiger Winkel
a	Risslänge
A	Bruchdehnung
A_{pl}	Fläche unter der Kurve (Abb. 6.7)
a_0	ges. Anrisslänge
a_i	Risslänge
B	Probendicke
b_{kj}	Konfigurations-Spannungstensor
b_0	Restligament
F_{amp}	Kraft Amplitude
F_{mittel}	mittlere Kraft
G	Schubmodul
J	J-Integral
$J_{elastic}$	elastischer Anteil von J
J_{Ic}	kritischer J-Wert im Belastungsmodus I
$J_{plastic}$	plastischer Anteil von J
J_c	J kritisch
J_k	J-Integral Vektor
J_Q	Richtwert von J
J_R	von Δa abhängiger J-Wert
K	Spannungsintensitätsfaktor
K_{Ic}	Bruchzähigkeit
K_I	K im Belastungsmodus I
K_{II}	K im Belastungsmodus II
K_{III}	K im Belastungsmodus III
K_{JIc}	aus J berechneter K_{Ic}
K_J	aus J berechneter K-Wert
K_Q	Richtwert von K
n_j	Normalenvektor
P_{max}	maximale Kraft
P_Q	siehe Kraft-Weg Kurve (Abb. 6.6)
r	Radius
R	Spannungsverhältnis
$R_{p0.2}$	Dehngrenze
R_m	Zugfestigkeit
r_p	Radius der plastischen Zone
W	Probenlänge
y	Abstand der Potentialmesspunkte

Tabelle A.2.: Symbole

B. Phasendiagramme

Im Anschluss sind die Phasendiagramme der wichtigsten Legierungssysteme dargestellt, dabei handelt es sich um ternäre und quartäre Systeme der Elemente Al, Si, Cu und Fe. Es sind sowohl Diagramme im schmelzflüssigen als auch festen Zustand abgebildet.

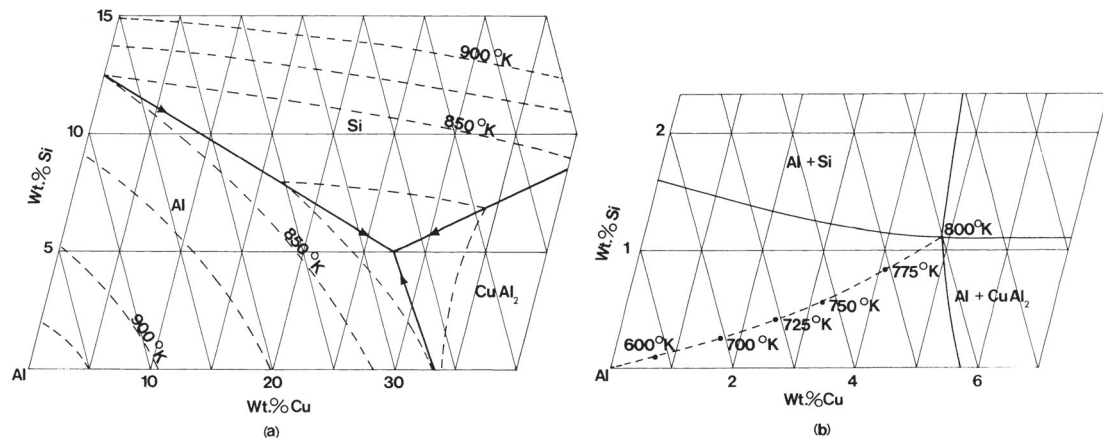


Abbildung B.1.: Al-Ecke des ternären AlFeSi Phasendiagramms a) liquidus b) temperaturabhängige Position des $Al - CuAl_2 - Si$ Maximums [9]

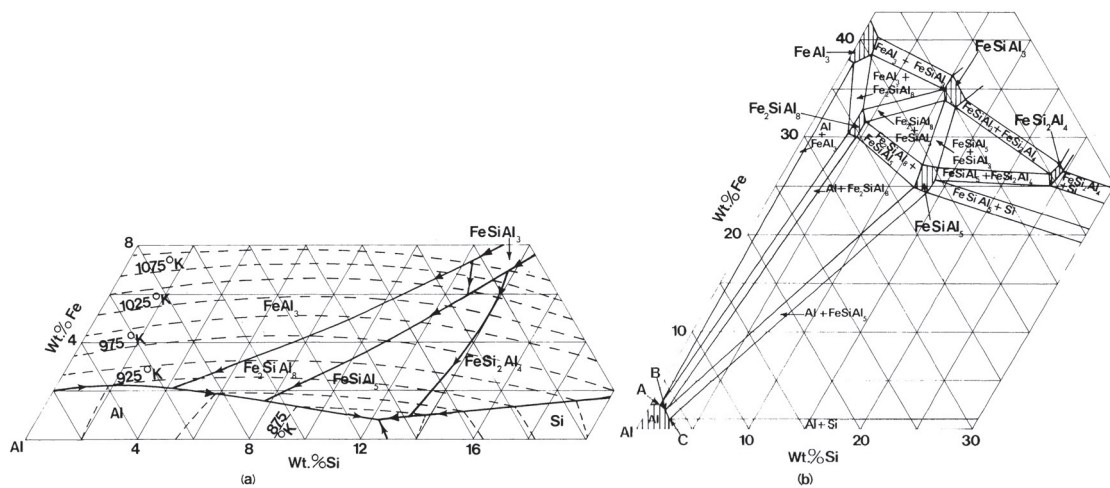


Abbildung B.2.: Al-Ecke des ternären AlFeSi Phasendiagramms a) liquidus b) solidus [9]

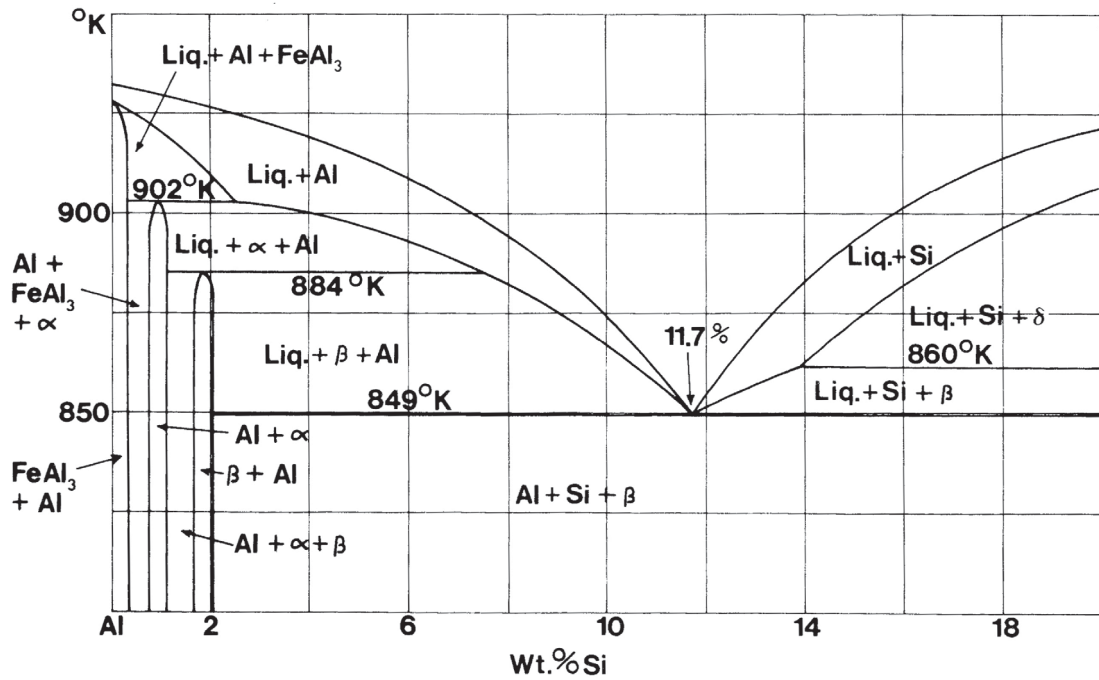


Abbildung B.3.: Teil des AlFeSi Phasendiagramms bei 0,7 % Fe [9]

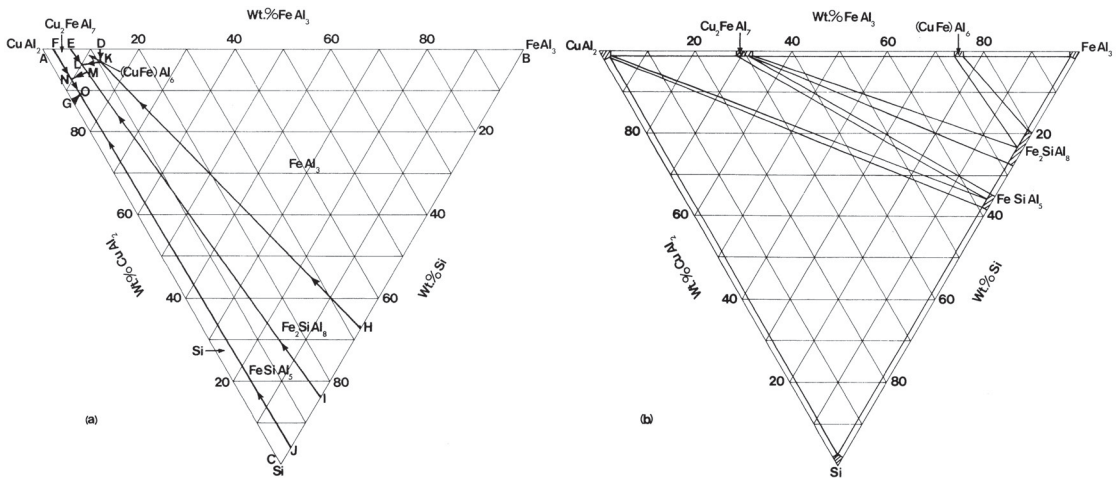


Abbildung B.4.: Projektionen der Al-Ecke des quartären AlCuFeSi Phasendiagramms
a) liquidus b) solidus [9]

C. Versuchsprotokolle

Nachfolgend sind die Ergebnisse und wichtigsten Messwerte der bruchmechanischen Versuche sowie die Protokolle der einzelnen Messungen aufgeführt.

C.1. K_{Ic} –Versuch

Probe	a_0 [mm]	Gültig:	K_{Ic} [MPa \sqrt{m}]	$\frac{P_{max}}{P_Q} \leq 1, 10$	$2, 5 \left(\frac{K_Q}{R_{p0,2}} \right)^2 < b_0$
L1	3046 L-T 1	13,653	11,43	Nein	Ja
	3046 L-T 2	13,270	12,16	Nein	Nein
	3046 T-L 1	13,657	10,38	Nein	Ja
	3047 T-L 1	13,488	9,38	Nein	Ja
L3	3368 L-T 1	13,224	8,97	Nein	Ja
	3368 L-T 2	13,350	11,11	Ja	Ja
	3368 T-L 1	13,085	10,06	Nein	Ja
	3369 T-L 1	13,334	10,50	Ja	Ja
A226	B07 L-T 1	13,135	11,80	Nein	Nein
	B07 L-T 2	12,806	10,65	Nein	Nein
	B07 T-L 1	13,239	10,85	Nein	Nein
	B47 T-L 1	13,283	10,01	Nein	Nein

Probe: A226 B07-LT2

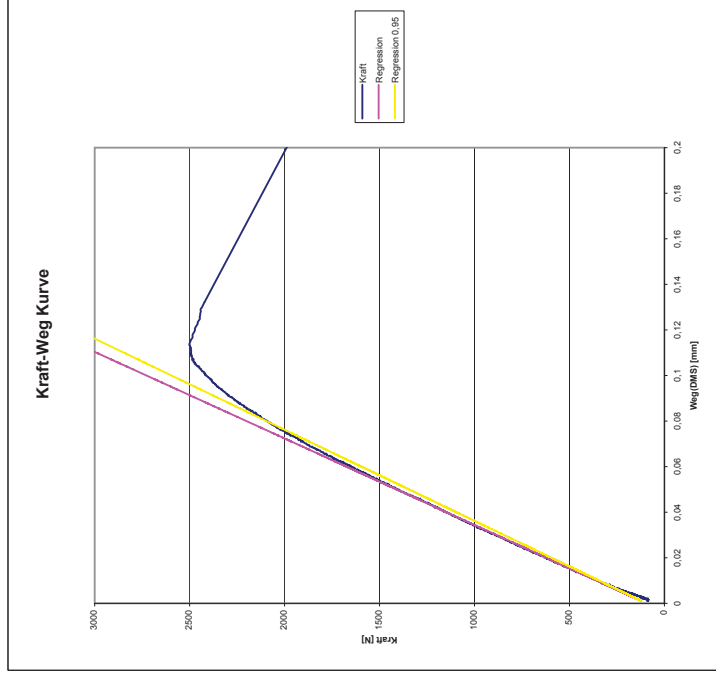
Daten:

W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
R_{p0,2}= 130 [MPa]
a₀= 12,81 [mm]
b₀= 12,19 [mm]
P_{max}= 2501,24 [N]

Ergebnisse:

K_Q = 10,65 [MPa√m]
K_Q erfüllt die K_{1c} Kriterien:
1) P_{max}/P_Q ≤ 1,10 Nein
2) 2,5*(K_Q/R_{p0,2})² < b₀ Nein

Messung für a₀ gültig: Ja



Probe: A226 B07-LT1

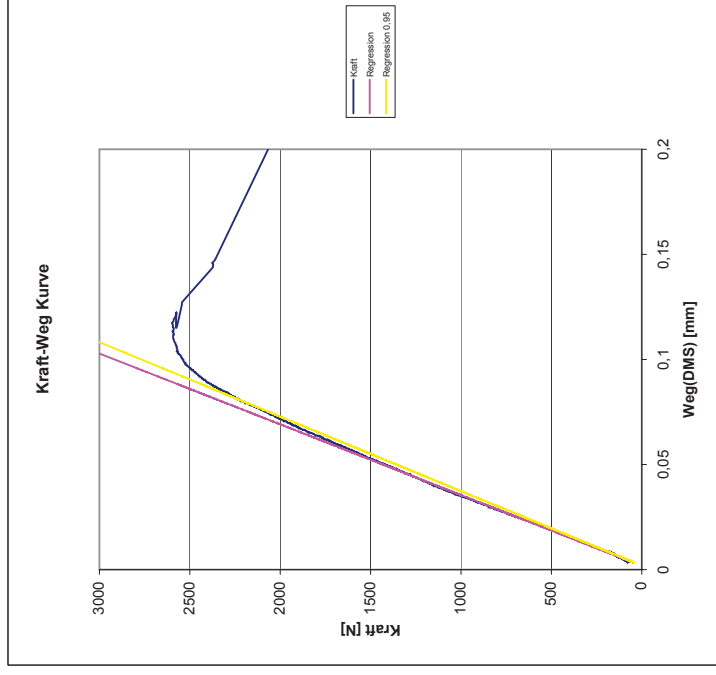
Daten:

W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
R_{p0,2}= 130 [MPa]
a₀= 13,14 [mm]
b₀= 11,86 [mm]
P_{max}= 2598,98 [N]

Ergebnisse:

K_Q = 11,80 [MPa√m]
K_Q erfüllt die K_{1c} Kriterien:
1) P_{max}/P_Q ≤ 1,10 Nein
2) 2,5*(K_Q/R_{p0,2})² < b₀ Nein

Messung für a₀ gültig: Ja



Probe: A226 B47-TL1

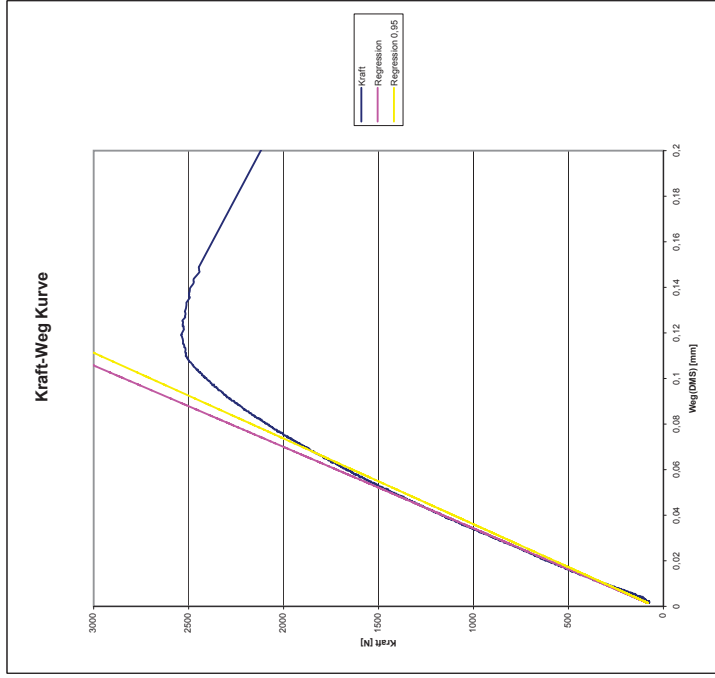
Daten:

W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
 $R_{p0,2}$ = 130 [MPa]
 a_0 = 13,28 [mm]
 b_0 = 11,72 [mm]
 P_{max} = 2539,28 [N]

Ergebnisse:

K_Q = 10,01 [MPa√m]
 K_Q erfüllt die K_{Ic} Kriterien:
1) $P_{max}/P_Q \leq 1,10$ Nein
2) $2,5 \cdot (K_Q/R_{p0,2})^2 < b_0$ Nein

Messung für a_0 gültig: Ja



Probe: A226 B07-TL1

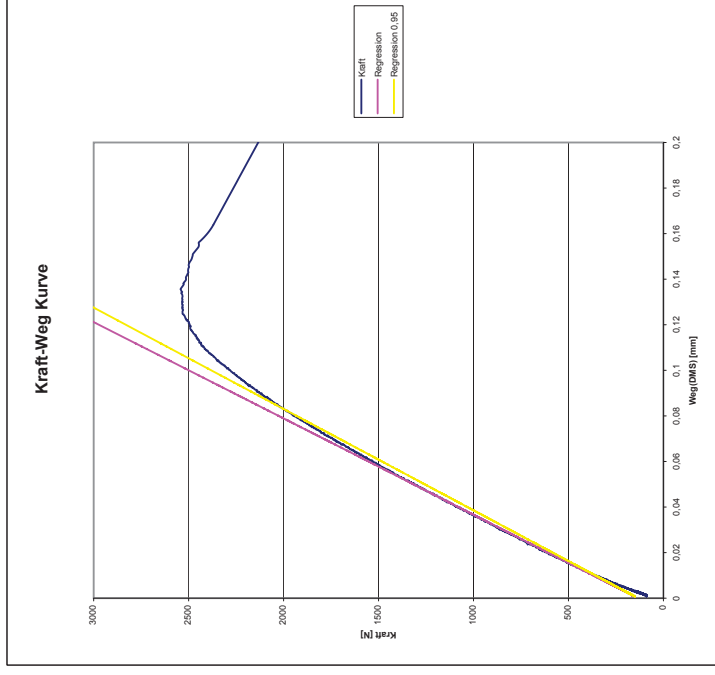
Daten:

W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
 $R_{p0,2}$ = 130 [MPa]
 a_0 = 13,24 [mm]
 b_0 = 11,76 [mm]
 P_{max} = 2542,04 [N]

Ergebnisse:

K_Q = 10,85 [MPa√m]
 K_Q erfüllt die K_{Ic} Kriterien:
1) $P_{max}/P_Q \leq 1,10$ Nein
2) $2,5 \cdot (K_Q/R_{p0,2})^2 < b_0$ Nein

Messung für a_0 gültig: Ja



Probe: L1 46-LT2

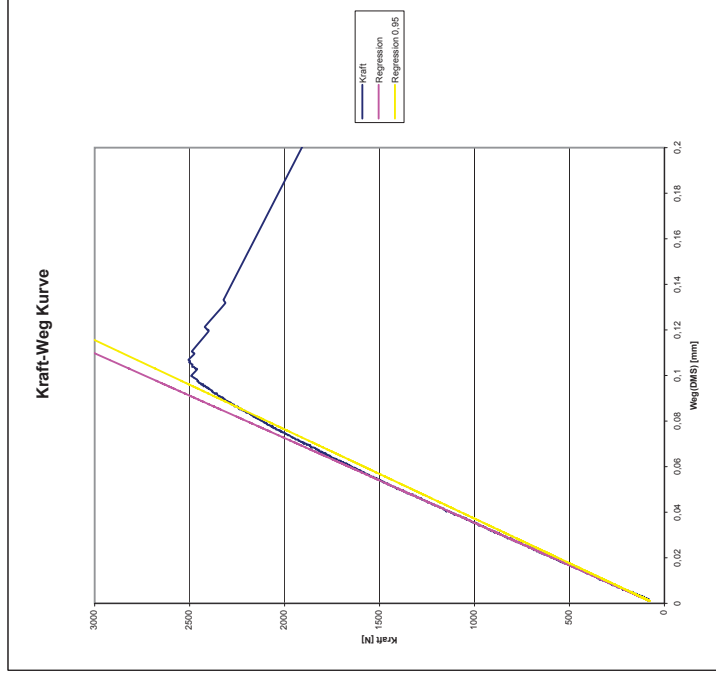
Daten:

W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
 $R_{p0,2}$ = 174 [MPa]
 a_0 = 13,27 [mm]
 b_0 = 11,73 [mm]
 P_{max} = 2506,25 [N]

Ergebnisse:

K_Q = 12,16 [MPa√m]
 K_Q erfüllt die K_{Ic} Kriterien:
1) $P_{max}/P_Q \leq 1,10$ Nein
2) $2,5 \cdot (K_Q/R_{p0,2})^2 < b_0$ Nein

Messung für a_0 gültig: Ja



Probe: L1 46-LT1

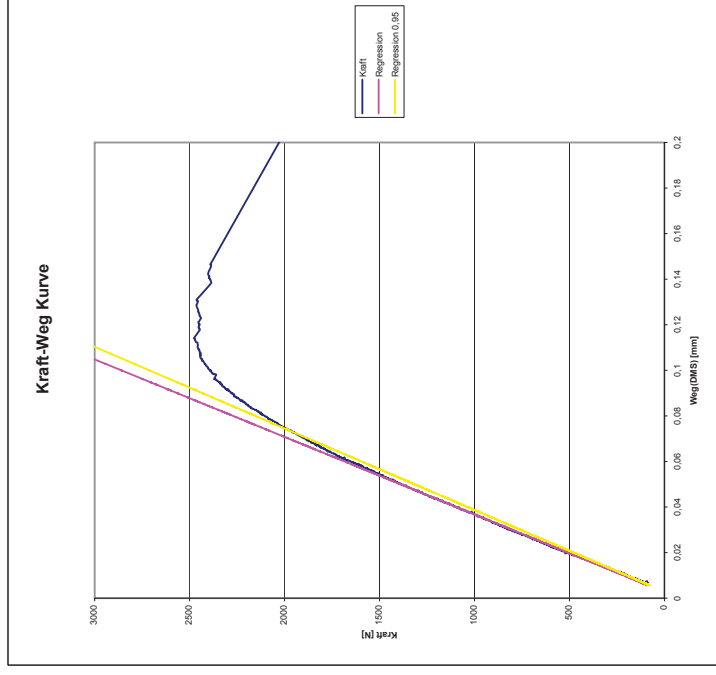
Daten:

W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
 $R_{p0,2}$ = 174 [MPa]
 a_0 = 13,65 [mm]
 b_0 = 11,35 [mm]
 P_{max} = 2477,46 [N]

Ergebnisse:

K_Q = 11,43 [MPa√m]
 K_Q erfüllt die K_{Ic} Kriterien:
1) $P_{max}/P_Q \leq 1,10$ Nein
2) $2,5 \cdot (K_Q/R_{p0,2})^2 < b_0$ Ja

Messung für a_0 gültig: Ja

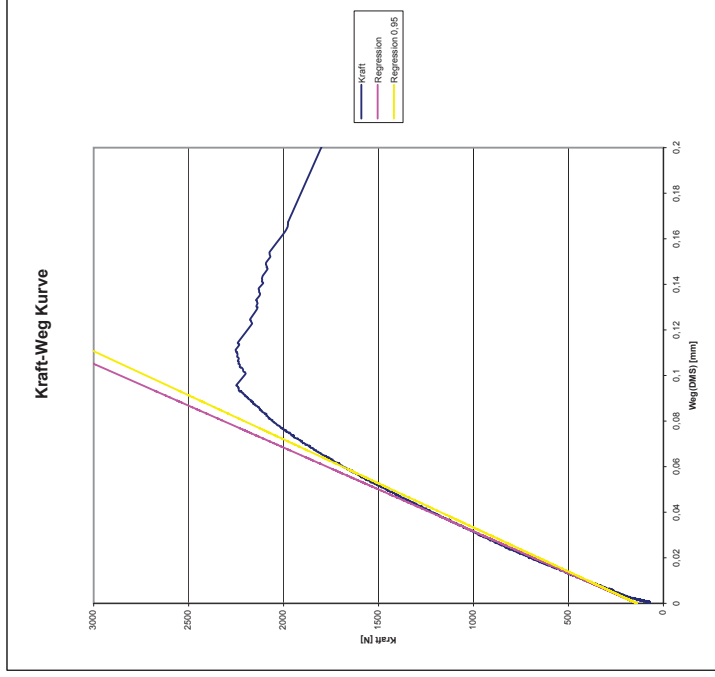


Probe: L 1 47-TL1

Daten:
W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
R_{p0,2}= 174 [MPa]
a₀= 13,49 [mm]
b₀= 11,51 [mm]
P_{max}= 2252,47 [N]

Ergebnisse:
K_Q = 9,38 [MPa√m]
K_Q erfüllt die K_{Ic} Kriterien:
1) P_{max}/P_Q ≤ 1,10 Nein
2) 2,5*(K_Q/R_{p0,2})² < b₀ Ja

Messung für a₀ gültig: Ja

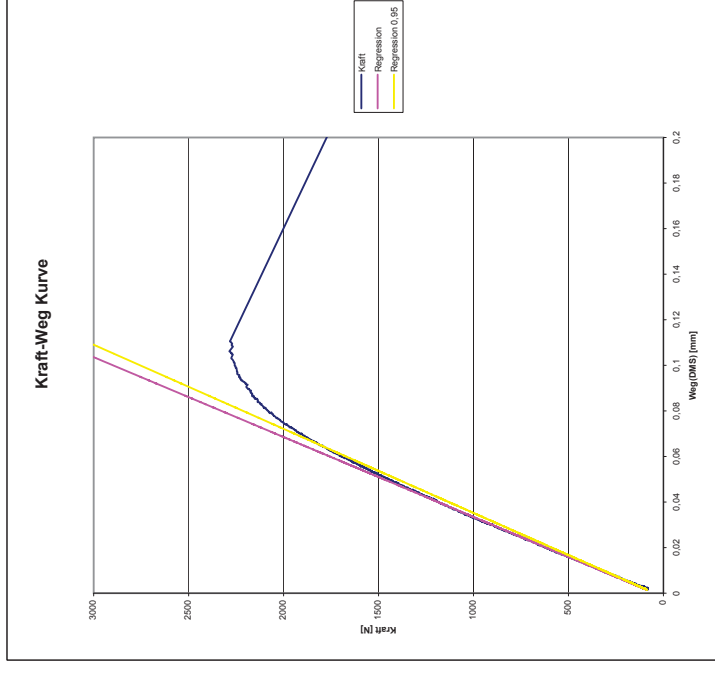


Probe: L 1 46-TL1

Daten:
W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
R_{p0,2}= 174 [MPa]
a₀= 13,66 [mm]
b₀= 11,34 [mm]
P_{max}= 2285,12 [N]

Ergebnisse:
K_Q = 10,38 [MPa√m]
K_Q erfüllt die K_{Ic} Kriterien:
1) P_{max}/P_Q ≤ 1,10 Nein
2) 2,5*(K_Q/R_{p0,2})² < b₀ Ja

Messung für a₀ gültig: Ja



Probe: L3 68-LT2

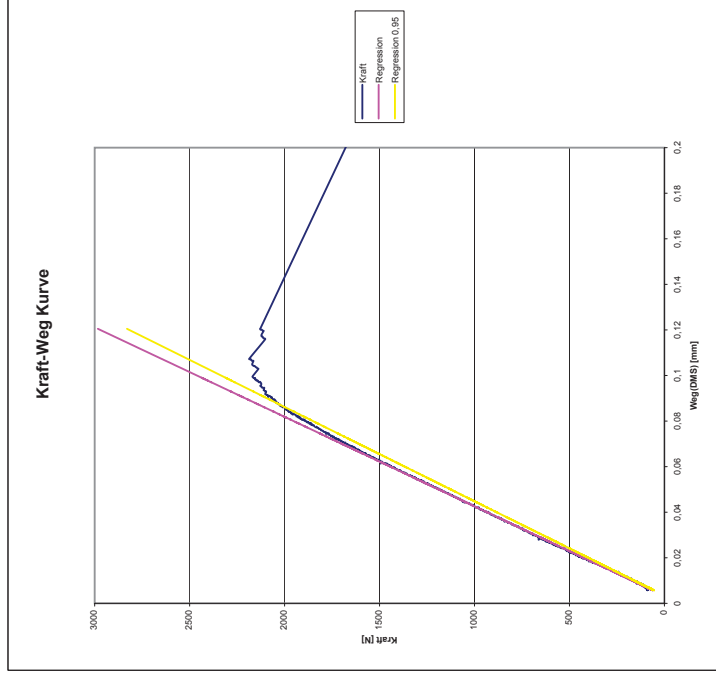
Daten:

W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
 $R_{p0,2}$ = 188 [MPa]
 a_0 = 13,35 [mm]
 b_0 = 11,65 [mm]
 P_{max} = 2186,65 [N]

Ergebnisse:

K_Q = 11,11 [MPa√m]
 K_Q erfüllt die K_{Ic} Kriterien:
1) $P_{max}/P_Q \leq 1,10$ Ja
2) $2,5 \cdot (K_Q/R_{p0,2})^2 < b_0$ Ja

Messung für a_0 gültig: Ja



Probe: L3 68-LT1

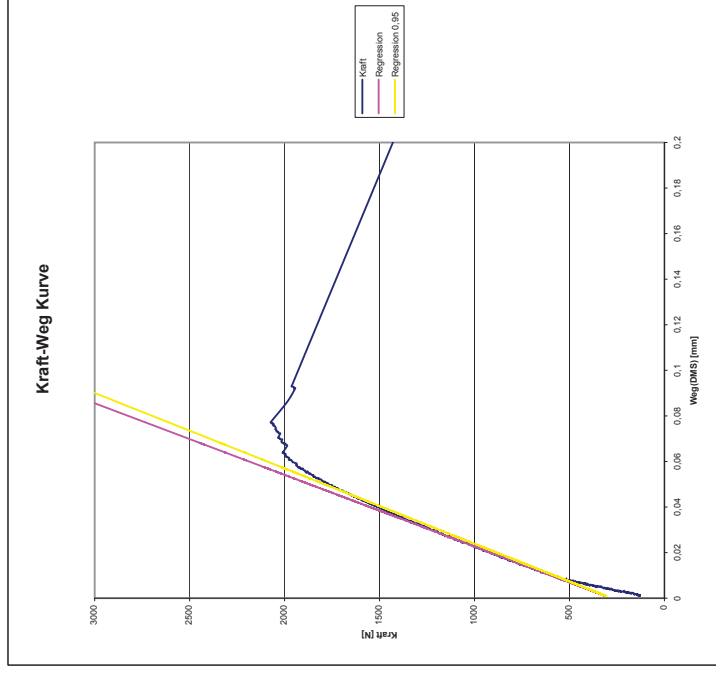
Daten:

W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
 $R_{p0,2}$ = 188 [MPa]
 a_0 = 13,22 [mm]
 b_0 = 11,78 [mm]
 P_{max} = 2073,76 [N]

Ergebnisse:

K_Q = 8,97 [MPa√m]
 K_Q erfüllt die K_{Ic} Kriterien:
1) $P_{max}/P_Q \leq 1,10$ Nein
2) $2,5 \cdot (K_Q/R_{p0,2})^2 < b_0$ Ja

Messung für a_0 gültig: Ja



Probe: L3 69-TL1

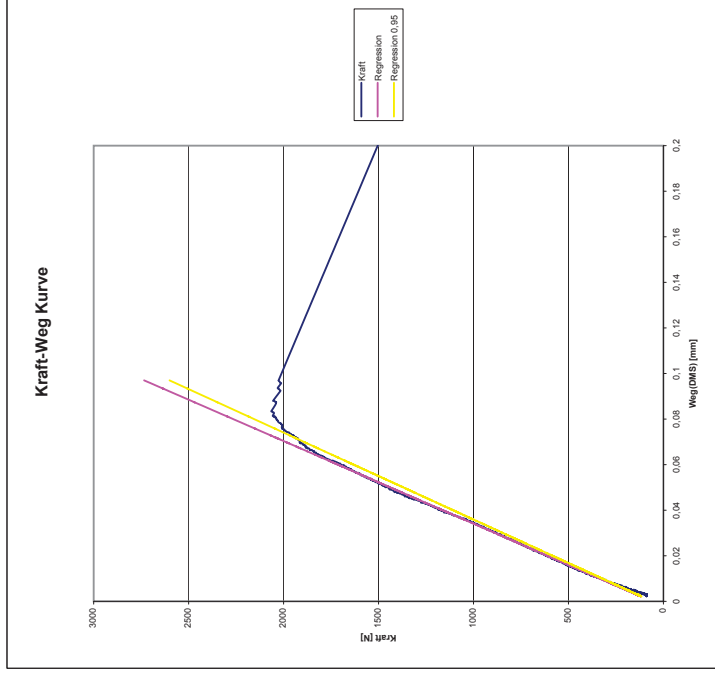
Daten:

W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
R_{p0,2}= 188 [MPa]
a₀= 13,33 [mm]
b₀= 11,67 [mm]
P_{max}= 2065,25 [N]

Ergebnisse:

K_Q = 10,50 [MPa√m]
K_Q erfüllt die K_{Ic} Kriterien:
1) P_{max}/P_Q ≤ 1,10 Ja
2) 2,5*(K_Q/R_{p0,2})² < b₀ Ja

Messung für a₀ gültig: Ja



Probe: L3 68-TL1

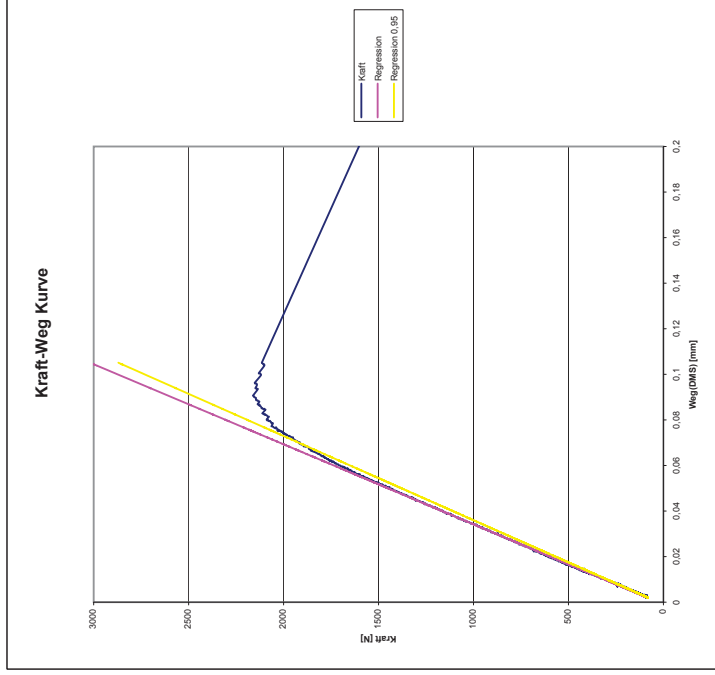
Daten:

W= 25 [mm]
B= 12,5 [mm]
R_{p0,2}= 188 [MPa]
a₀= 13,08 [mm]
b₀= 11,92 [mm]
P_{max}= 2161,75 [N]

Ergebnisse:

K_Q = 10,06 [MPa√m]
K_Q erfüllt die K_{Ic} Kriterien:
1) P_{max}/P_Q ≤ 1,10 Nein
2) 2,5*(K_Q/R_{p0,2})² < b₀ Ja

Messung für a₀ gültig: Ja



C.2. J-Integral

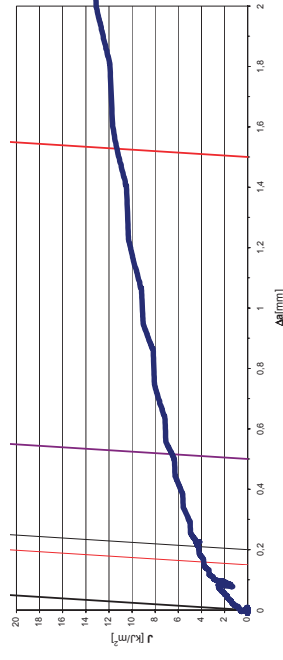
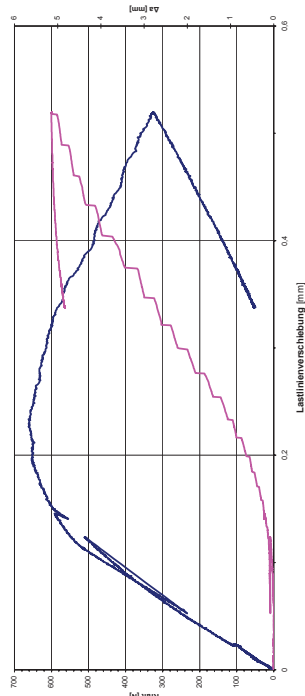
	Probe	a_0 [mm]	Gültig:	a_p	Gültig:	Δa [mm]	Δa_{pot} [mm]	K_{JIC} [MPa \sqrt{m}]	$B > 10 \frac{J_Q}{\sigma_y}$	$b_0 > 10 \frac{J_Q}{\sigma_y}$		
L1	3046	L-T	1	13,168	Ja	2,230	Ja	0,463	0,041	–	Ja	Ja
	3046	T-L	1	13,183	Ja				7,566	13,94	Ja	Ja
	3046	T-L	2	13,005	Nein				3,619	13,45	Ja	Ja
	3047	L-T	1	13,159	Ja	5,904	Nein	4,154	2,796	13,51	Ja	Ja
	3047	L-T	2	13,171	Ja	5,199	Ja	3,416	2,188	14,67	Ja	Ja
	3047	T-L	1	12,920	Ja	4,318	Nein	2,779	1,646	14,84	Ja	Ja
L3	3368	L-T	1	13,231	Ja				2,266	14,59	Ja	Ja
	3368	T-L	1	13,365	Ja	4,621	Nein	2,672	1,620	14,53	Ja	Ja
	3368	T-L	2	13,058	Ja				4,235	14,78	Ja	Ja
	3369	L-T	1	13,039	Nein				2,631	13,30	Ja	Ja
A226	B07	L-T	1	13,134	Ja	9,767	Nein	8,037	3,081	19,43	Ja	Ja
	B07	T-L	1	12,984	Ja	6,814	Nein	5,073	4,379	18,61	Ja	Ja
	B07	T-L	2	13,067	Ja	3,688	Ja	1,944	1,377	18,73	Ja	Ja
	B23	L-T	1	13,210	Ja	4,629	Nein	2,854	1,736	18,16	Ja	Ja
	B47	L-T	1	13,180	Ja	4,587	Nein	2,780	2,091	18,50	Ja	Ja
	B47	T-L	1	12,996	Ja	3,426	Nein	1,701	1,245	18,60	Ja	Ja
L3	3369	T-L	1-Nr1	13,386	Ja				1,273	14,81	Ja	Ja
	3369	T-L	1-Nr2	13,408	Nein				3,876	11,09	Ja	Ja
	3369	T-L	1-Nr3	13,768	Ja				1,352	9,31	Ja	Ja

Probe: A226-B07-TL1

Daten:
 W= 25,00 [mm]
 y= 7,00 [mm]
 pot_{0,0}= 0,32 [mV]
 a₀= 12,98 [mm]
 b₀= 12,02 [mm]
 n= 2,25
 B= 2,50 [mm]
 E= 70000,00 [MPa]
 V= 0,34
 σ_y= 206,83 [MPa]
 B_N= 2,50 [mm]

Ergebnisse:
 J= 0,00437 [J/m²]
 K_J= 18,61 [MPa√m]

J ist als J_{IC} gültig: JA
 K ist als K_{JIC} gültig: JA
 Messung für a₀ gültig: Ja
 Messung für a_p gültig: Nein

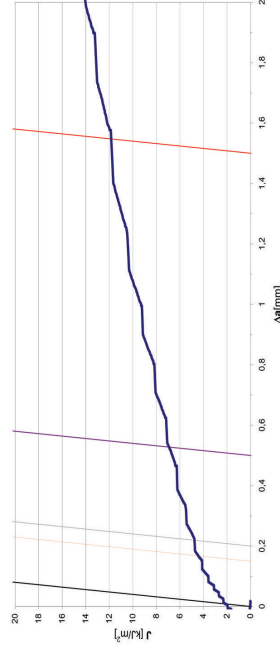
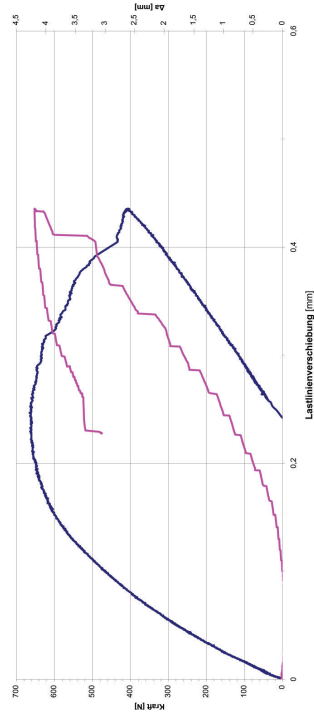


Probe: A226-B07-LT1

Daten:
 W= 25,00 [mm]
 y= 7,00 [mm]
 pot_{0,0}= 0,31 [mV]
 a₀= 13,13 [mm]
 b₀= 11,87 [mm]
 n= 2,25
 B= 2,50 [mm]
 E= 70000,00 [MPa]
 V= 0,34
 σ_y= 206,83 [MPa]
 B_N= 2,50 [mm]

Ergebnisse:
 J= 0,00477 [J/m²]
 K_J= 19,43 [MPa√m]

J ist als J_{IC} gültig: JA
 K ist als K_{JIC} gültig: JA
 Messung für a₀ gültig: Ja
 Messung für a_p gültig: Nein

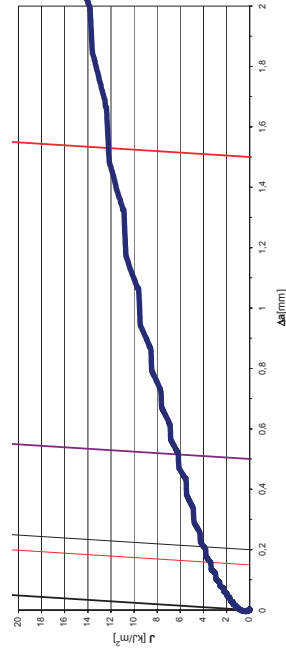
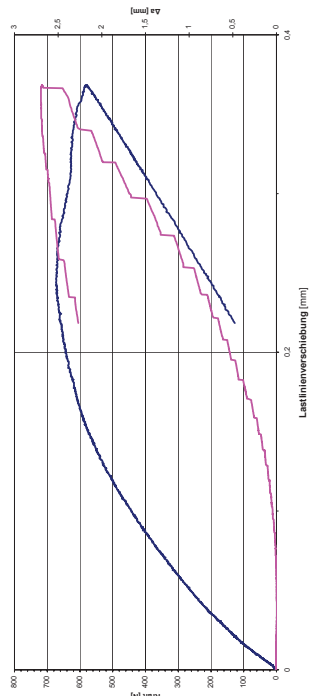


Probe: A226-B23-LT1

Daten:
 W= 25,00 [mm]
 y= 7,00 [mm]
 pot_{0,0}= 0,31 [mV]
 a₀= 13,21 [mm]
 b₀= 11,79 [mm]
 n= 2,25
 B= 2,50 [mm]
 E= 70000,00 [MPa]
 v= 0,34
 σ_y= 206,83 [MPa]
 B_N= 2,50 [mm]

Ergebnisse:
 J= 0,00417 [J/m²]
 K_I= 18,16 [MPa√m]

J ist als J_{IC} gültig: JA
 K ist als K_{JIC} gültig: JA
 Messung für a₀ gültig: Ja
 Messung für a_p gültig: Nein

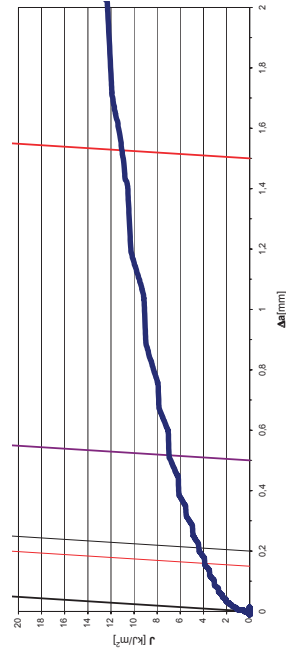
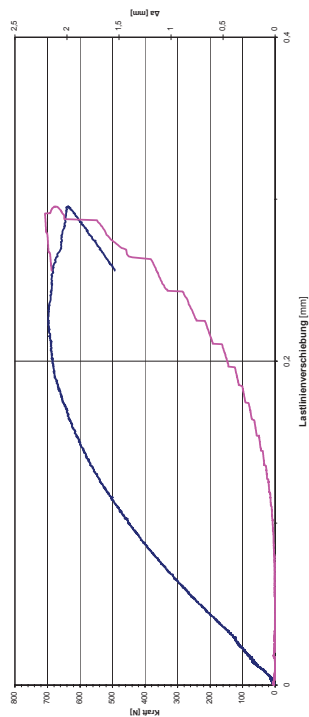


Probe: A226-B07-TL2

Daten:
 W= 25,00 [mm]
 y= 7,00 [mm]
 pot_{0,0}= 0,31 [mV]
 a₀= 13,07 [mm]
 b₀= 11,93 [mm]
 n= 2,25
 B= 2,50 [mm]
 E= 70000,00 [MPa]
 v= 0,34
 σ_y= 206,83 [MPa]
 B_N= 2,50 [mm]

Ergebnisse:
 J= 0,00443 [J/m²]
 K_I= 18,73 [MPa√m]

J ist als J_{IC} gültig: JA
 K ist als K_{JIC} gültig: JA
 Messung für a₀ gültig: Ja
 Messung für a_p gültig: Ja

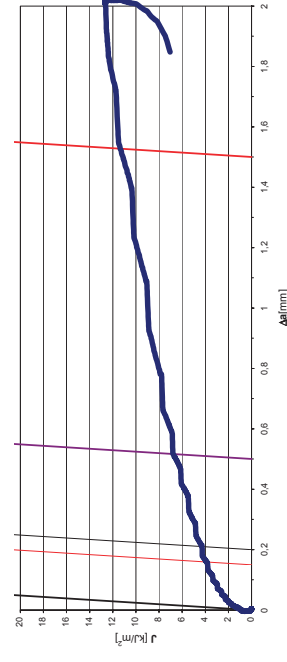
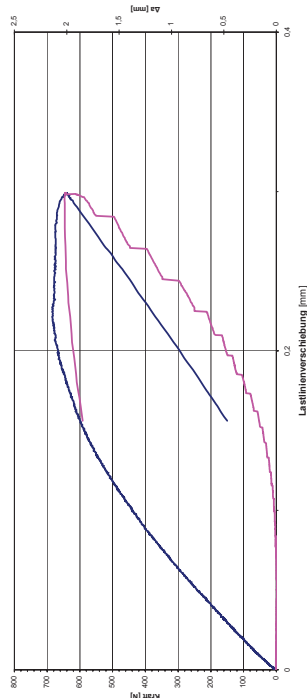


Probe: A226-B47-TL1

Daten:
 W= 25,00 [mm]
 y= 7,00 [mm]
 pot_{0,0}= 0,32 [mV]
 a₀= 13,00 [mm]
 b₀= 12,00 [mm]
 n= 2,25
 B= 2,50 [mm]
 E= 70000,00 [MPa]
 v= 0,34
 σ_y= 206,83 [MPa]
 B_N= 2,50 [mm]

Ergebnisse:
 J= 0,00437 [J/m²]
 K_I= 18,60 [MPa√m]

J ist als J_{IC} gültig: JA
 K ist als K_{JIC} gültig: JA
 Messung für a₀ gültig: Ja
 Messung für a_p gültig: Nein

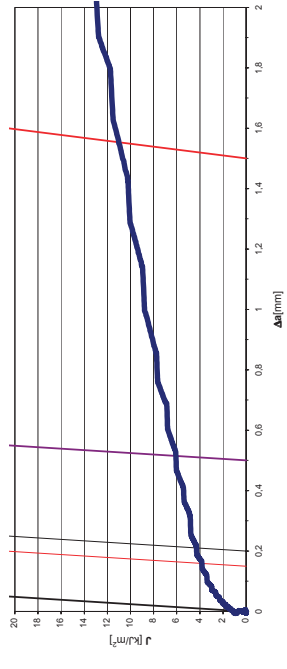
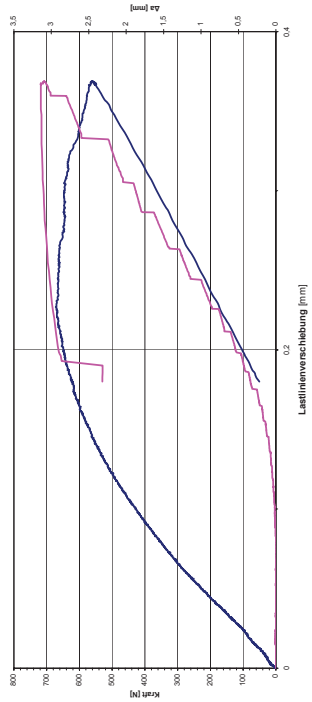


Probe: A226-B47-T1

Daten:
 W= 25,00 [mm]
 y= 7,00 [mm]
 pot_{0,0}= 0,32 [mV]
 a₀= 13,18 [mm]
 b₀= 11,82 [mm]
 n= 2,25
 B= 2,50 [mm]
 E= 70000,00 [MPa]
 v= 0,34
 σ_y= 206,83 [MPa]
 B_N= 2,50 [mm]

Ergebnisse:
 J= 0,00433 [J/m²]
 K_I= 18,50 [MPa√m]

J ist als J_{IC} gültig: JA
 K ist als K_{JIC} gültig: JA
 Messung für a₀ gültig: Ja
 Messung für a_p gültig: Nein

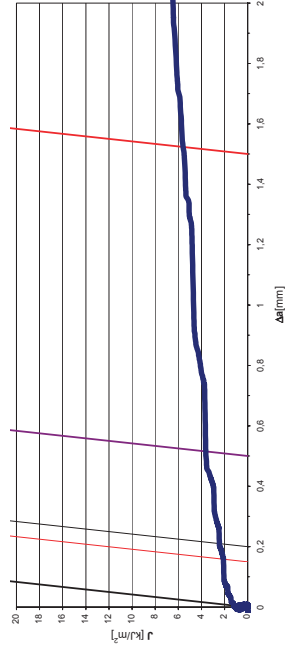
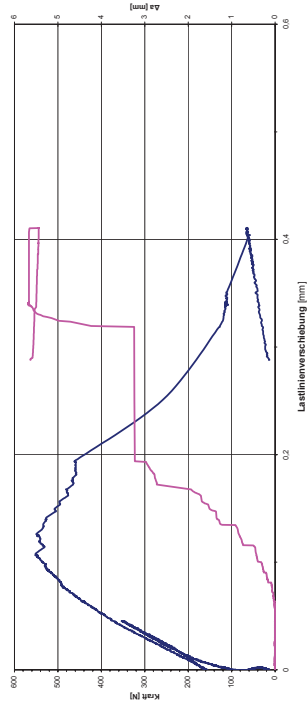


Probe: L1-46-TL1

Daten:
W= 25,00 [mm]
y= 7,00 [mm]
pot_{0,0}= 0,33 [mV]
a₀= 13,18 [mm]
b₀= 11,82 [mm]
n= 2,25
B= 2,50 [mm]
E= 70000,00 [MPa]
V= 0,34
σ_y= 240,06 [MPa]
B_N= 2,50 [mm]

Ergebnisse:
J= 0,00246 [J/m²]
K_I= 13,94 [MPa√m]

J ist als J_{IC} gültig: JA
K ist als K_{JIC} gültig: JA
Messung für a₀ gültig: Ja
Messung für a_p gültig: keine Messung möglich

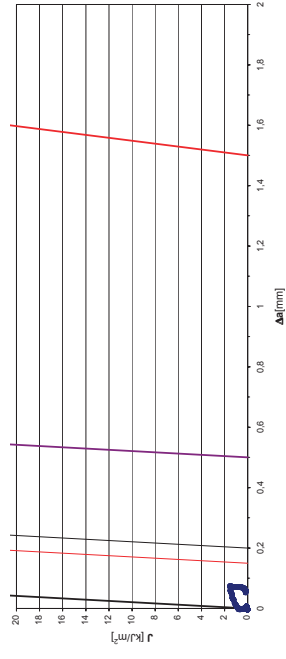
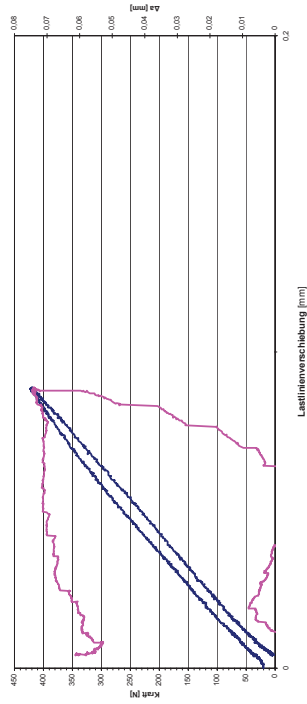


Probe: L1-46-LT1

Daten:
W= 25,00 [mm]
y= 7,00 [mm]
pot_{0,0}= 0,33 [mV]
a₀= 13,17 [mm]
b₀= 11,83 [mm]
n= 2,25
B= 2,50 [mm]
E= 70000,00 [MPa]
V= 0,34
σ_y= 240,06 [MPa]
B_N= 2,50 [mm]

Ergebnisse:
J= 0 [J/m²]
K_I= 0 [MPa√m]

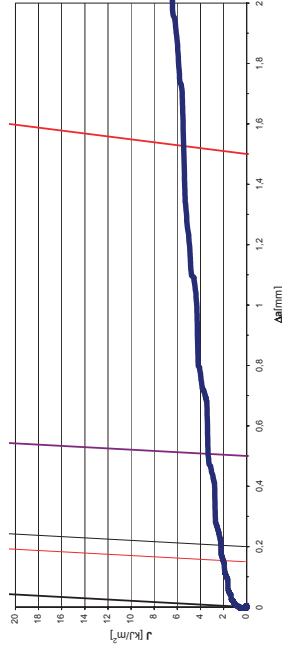
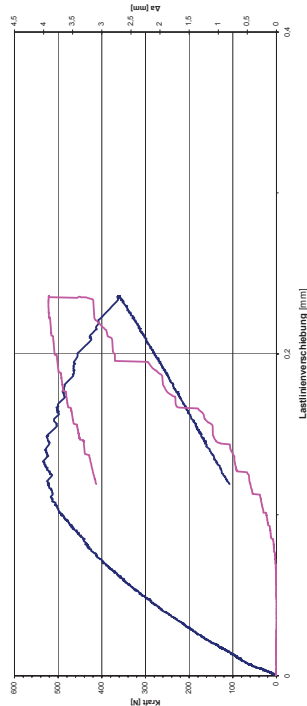
J ist als J_{IC} gültig: Nein
K ist als K_{JIC} gültig: Nein
Messung für a₀ gültig: Ja
Messung für a_p gültig: Ja



Probe: L1-47-LT1

Daten:
 W= 25,00 [mm]
 y= 7,00 [mm]
 pot_{0,0}= 0,33 [mV]
 a₀= 13,16 [mm]
 b₀= 11,84 [mm]
 n= 2,25
 B= 2,50 [mm]
 E= 70000,00 [MPa]
 v= 0,34
 σ_y= 240,06 [MPa]
 B_N= 2,50 [mm]

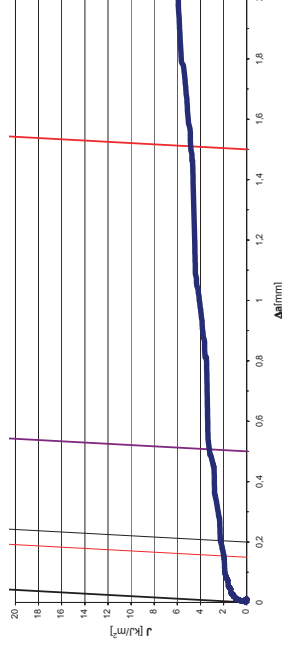
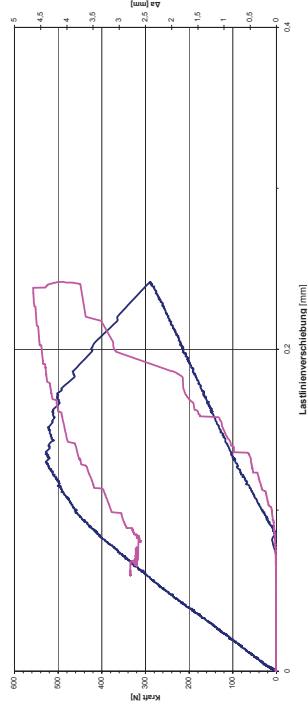
Ergebnisse:
 J= 0,00231 [J/m²]
 K_J= 13,51 [MPa√m]
 J ist als J_{IC} gültig: JA
 K ist als K_{JIC} gültig: JA
 Messung für a₀ gültig: Ja
 Messung für a_p gültig: Nein



Probe: L1-46-TL2

Daten:
 W= 25,00 [mm]
 y= 7,00 [mm]
 pot_{0,0}= 0,33 [mV]
 a₀= 13,00 [mm]
 b₀= 12,00 [mm]
 n= 2,25
 B= 2,50 [mm]
 E= 70000,00 [MPa]
 v= 0,34
 σ_y= 240,06 [MPa]
 B_N= 2,50 [mm]

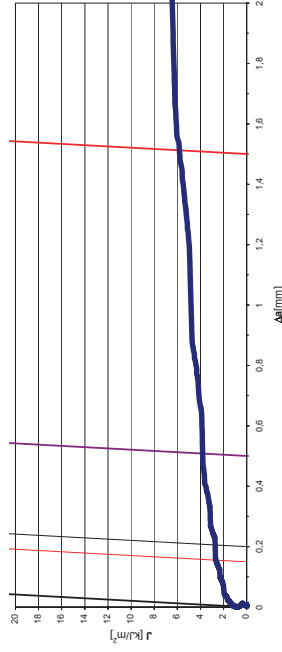
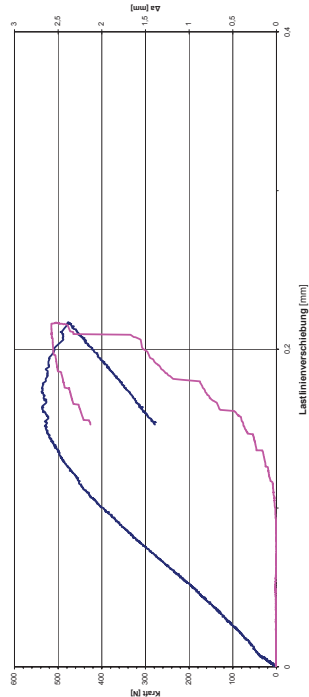
Ergebnisse:
 J= 0,00228 [J/m²]
 K_J= 13,45 [MPa√m]
 J ist als J_{IC} gültig: JA
 K ist als K_{JIC} gültig: JA
 Messung für a₀ gültig: Nein
 Messung für a_p gültig: keine Messung möglich



Probe: L1-47-TL1

Daten:
W= 25,00 [mm]
y= 7,00 [mm]
pot_{0,0}= 0,33 [mV]
a₀= 12,92 [mm]
b₀= 12,08 [mm]
n= 2,25
B= 2,50 [mm]
E= 70000,00 [MPa]
V= 0,34
σ_y= 240,06 [MPa]
B_N= 2,50 [mm]

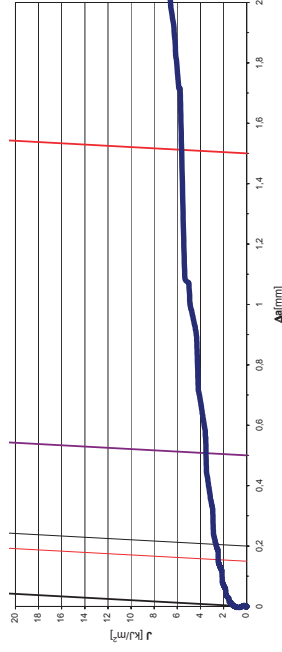
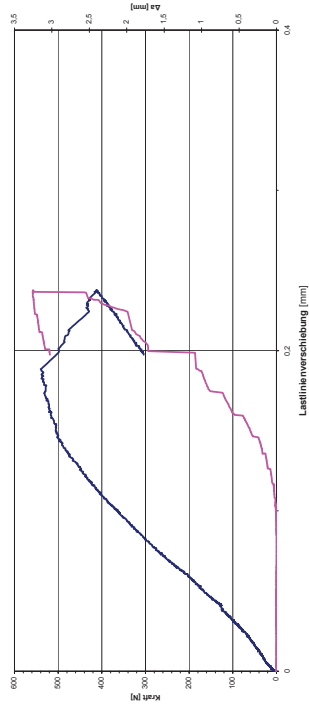
Ergebnisse:
J= 0,00278 [J/m²]
K_I= 14,84 [MPa√m]
J ist als J_{IC} gültig: JA
K ist als K_{JIC} gültig: JA
Messung für a₀ gültig: Ja
Messung für a_p gültig: Nein



Probe: L1-47-LT2

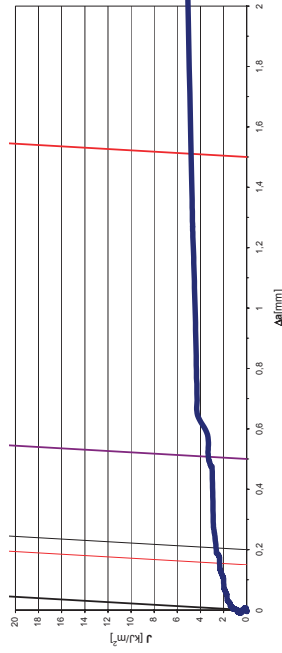
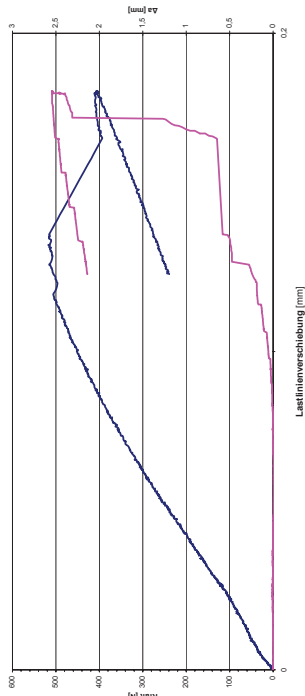
Daten:
W= 25,00 [mm]
y= 7,00 [mm]
pot_{0,0}= 0,32 [mV]
a₀= 13,17 [mm]
b₀= 11,83 [mm]
n= 2,25
B= 2,50 [mm]
E= 70000,00 [MPa]
V= 0,34
σ_y= 240,06 [MPa]
B_N= 2,50 [mm]

Ergebnisse:
J= 0,00272 [J/m²]
K_I= 14,67 [MPa√m]
J ist als J_{IC} gültig: JA
K ist als K_{JIC} gültig: JA
Messung für a₀ gültig: Ja
Messung für a_p gültig: Ja



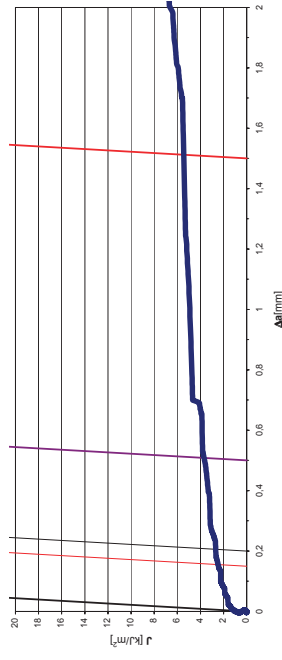
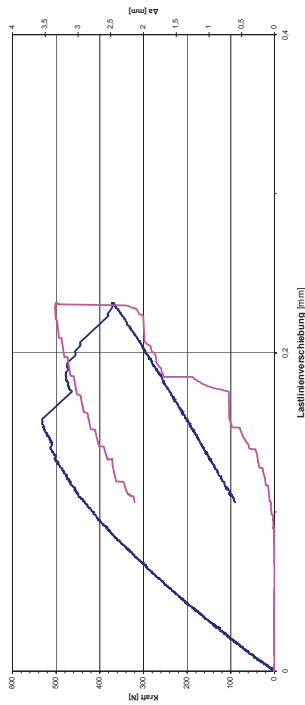
Probe: L3-68-TL1

Daten: W= 25,00 [mm] Ergebnisse: J= 0,00267 [J/m²] K_I= 14,53 [MPa√m]
y= 7,00 [mm] pot_{0,0}= 0,33 [mV] a₀= 13,36 [mm] b₀= 11,64 [mm] J ist als J_{IC} gültig: JA
n= 2,24 [mm] K ist als K_{JIC} gültig: JA
E= 70000,00 [MPa] σ_y= 227,59 [MPa] Messung für a₀ gültig: Ja
V= 0,34 [mm] B_N= 2,50 [mm] Messung für a_p gültig: Nein



Probe: L3-68-LT1

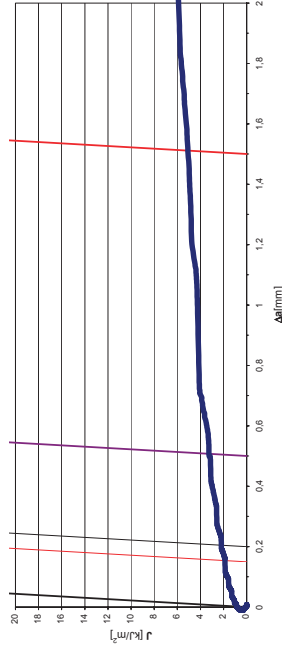
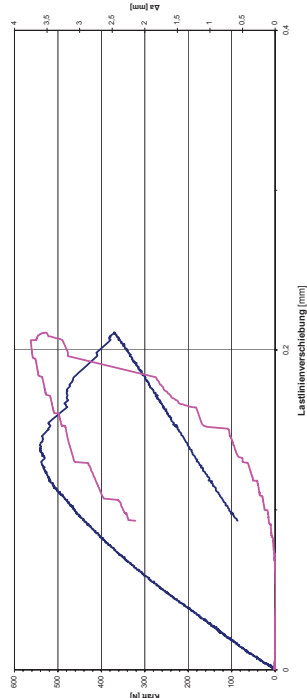
Daten: W= 25,00 [mm] Ergebnisse: J= 0,00269 [J/m²] K_I= 14,59 [MPa√m]
y= 7,00 [mm] pot_{0,0}= 0,34 [mV] a₀= 13,23 [mm] b₀= 11,77 [mm] J ist als J_{IC} gültig: JA
n= 2,25 [mm] K ist als K_{JIC} gültig: JA
E= 70000,00 [MPa] σ_y= 227,59 [MPa] Messung für a₀ gültig: Ja
V= 0,34 [mm] B_N= 2,50 [mm] Messung für a_p gültig: keine Messung möglich



Probe: L3-69-LT1

Daten:
 W= 25,00 [mm]
 y= 7,00 [mm]
 $\rho_{0,0}^2 =$ 0,32 [mV]
 $a_0 =$ 13,04 [mm]
 $b_0 =$ 11,96 [mm]
 n= 2,25
 B= 2,50 [mm]
 E= 70000,00 [MPa]
 v= 0,34
 $\sigma_y =$ 227,59 [MPa]
 $B_N =$ 2,50 [mm]

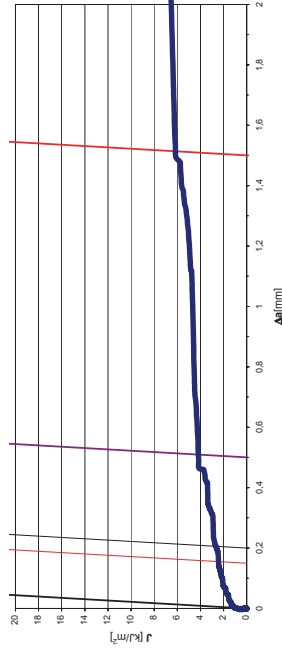
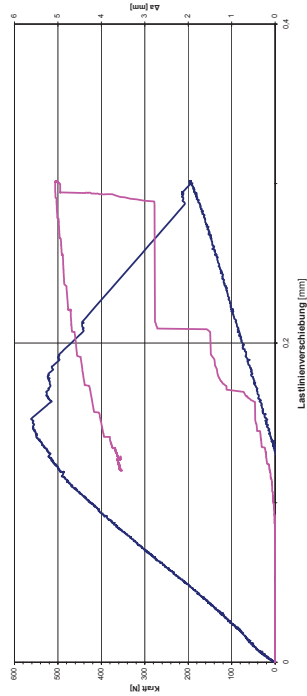
Ergebnisse:
 J= 0,00223 [J/m²]
 $K_{Jc} =$ 13,30 [MPa√m]
 J ist als J_{Ic} gültig: JA
 K ist als K_{JIC} gültig: JA
 Messung für a_0 gültig: Nein
 Messung für a_p gültig: keine Messung möglich



Probe: L3-68-TL2

Daten:
 W= 25,00 [mm]
 y= 7,00 [mm]
 $\rho_{0,0}^2 =$ 0,33 [mV]
 $a_0 =$ 13,06 [mm]
 $b_0 =$ 11,94 [mm]
 n= 2,25
 B= 2,50 [mm]
 E= 70000,00 [MPa]
 v= 0,34
 $\sigma_y =$ 227,59 [MPa]
 $B_N =$ 2,50 [mm]

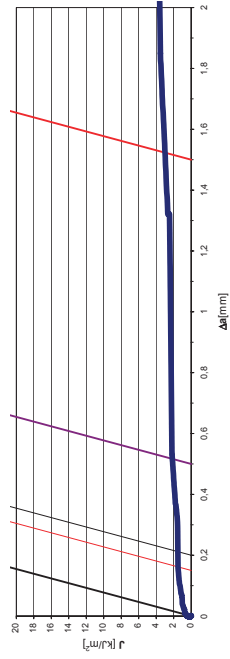
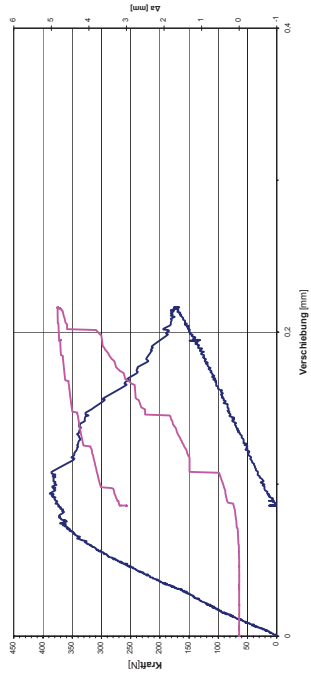
Ergebnisse:
 J= 0,00276 [J/m²]
 $K_{Jc} =$ 14,78 [MPa√m]
 J ist als J_{Ic} gültig: JA
 K ist als K_{JIC} gültig: JA
 Messung für a_0 gültig: Ja
 Messung für a_p gültig: keine Messung möglich



Probe: 12,5 L3 3369 TL2 Nr 2

Daten:
 W= 25 [mm]
 y= 7 [mm]
 $\rho_{0,0}^2 = 0,31403542$ [mV]
 $a_0 = 13,41$ [mm]
 $b_0 = 11,592$ [mm]
 n= 2,24204096
 B= 2,5 [mm]
 E= 70000 [MPa]
 v= 0,34
 $\sigma_y = 201,82$ [MPa]
 $B_N = 2,5$ [mm]

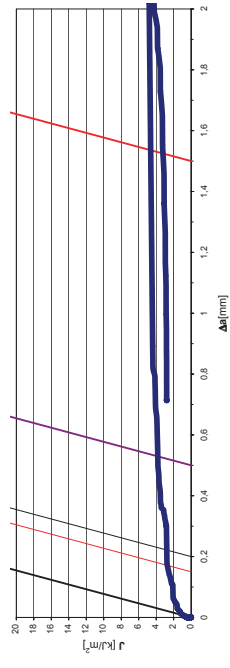
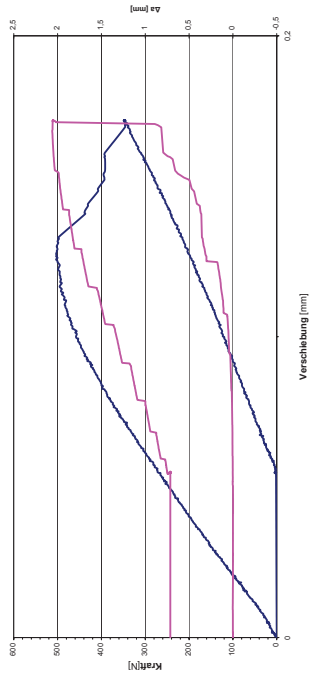
Ergebnisse:
 J= 0,0015535 [J/m²]
 $K_{Jc} = 11,09$ [MPa√m]
 J ist als J_{Ic} gültig: JA
 K ist als K_{Jic} gültig: JA



Probe: 12,5 L3 3369 TL2 Nr 1

Daten:
 W= 25 [mm]
 y= 7 [mm]
 $\rho_{0,0}^2 = 0,31502089$ [mV]
 $a_0 = 13,39$ [mm]
 $b_0 = 11,61$ [mm]
 n= 2,2424168
 B= 2,5 [mm]
 E= 70000 [MPa]
 v= 0,34
 $\sigma_y = 201,82$ [MPa]
 $B_N = 2,5$ [mm]

Ergebnisse:
 J= 0,00277 [J/m²]
 $K_{Jc} = 14,81$ [MPa√m]
 J ist als J_{Ic} gültig: JA
 K ist als K_{Jic} gültig: JA



Probe: 12,5 L3 3369 TL2 Nr 3

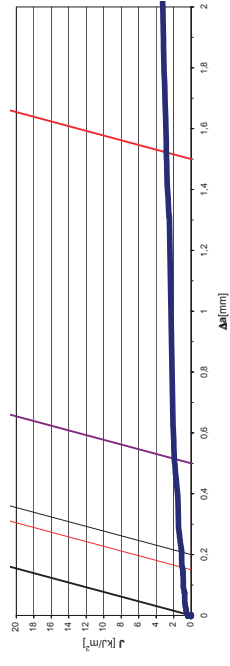
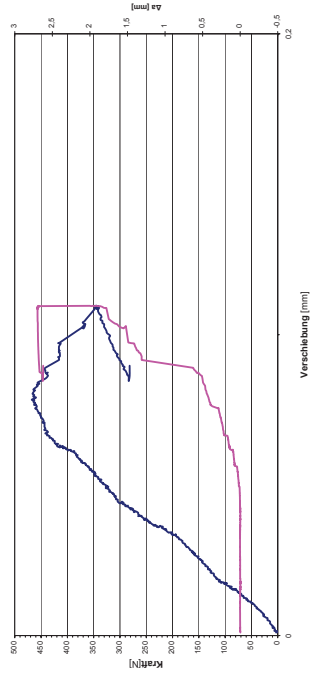
Daten:

$W = 25$ [mm]
 $y = 7$ [mm]
 $pot_{0,0} = 0,33141767$ [mV]
 $a_0 = 13,77$ [mm]
 $b_0 = 11,232$ [mm]
 $n = 2,23452416$
 $B = 2,5$ [mm]
 $E = 70000$ [MPa]
 $\nu = 0,34$
 $\sigma_y = 201,82$ [MPa]
 $B_N = 2,5$ [mm]

Ergebnisse:
 $J = 0,0010956$ [J/m²]
 $K_{Jc} = 9,31$ [MPa√m]

J ist als J_{Ic} gültig: JA

K ist als K_{JIC} gültig: JA

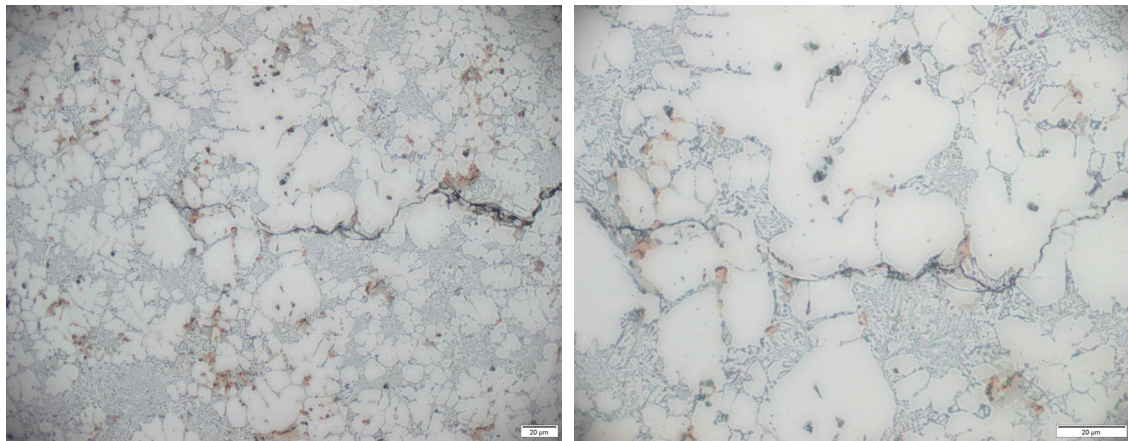


D. Bildmaterial

Im Anschluss befindet sich Bildmaterial in dem der Rissfortschritt, die Gefüge der einzelnen Legierungen sowie Bruchoberflächen von ausgewählten CT- und Flachzugproben dargestellt ist.

D.1. Gefüge

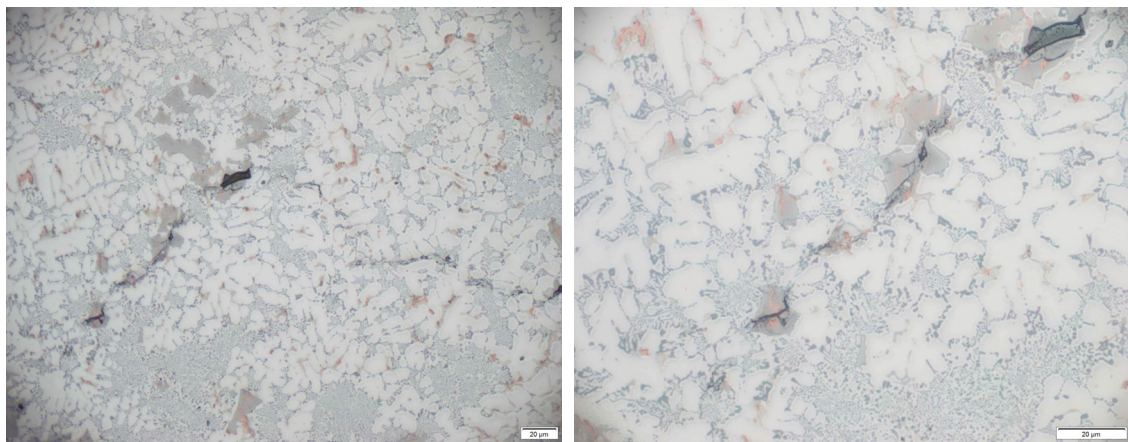
Die Lichtmikroskopischen (LiMi) Bilder der Risse und des Gefüges wurden mit einem Olympus BX 51 aufgenommen.



(a) 330x

(b) 660x

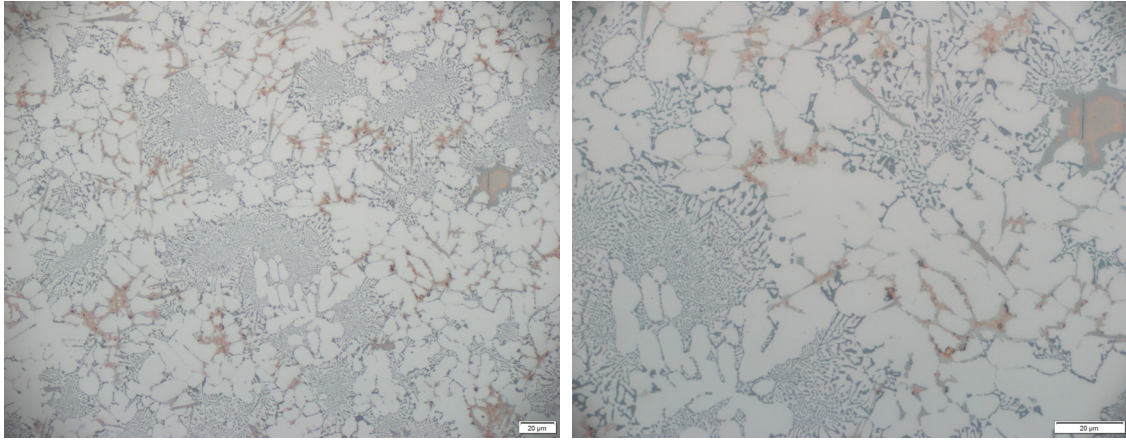
Abbildung D.1.: LiMi Aufnahmen der Legierung A226, 3mm Stufe, Gewaltbruch mit Rissausbreitung von rechts nach links



(a) 330x

(b) 660x

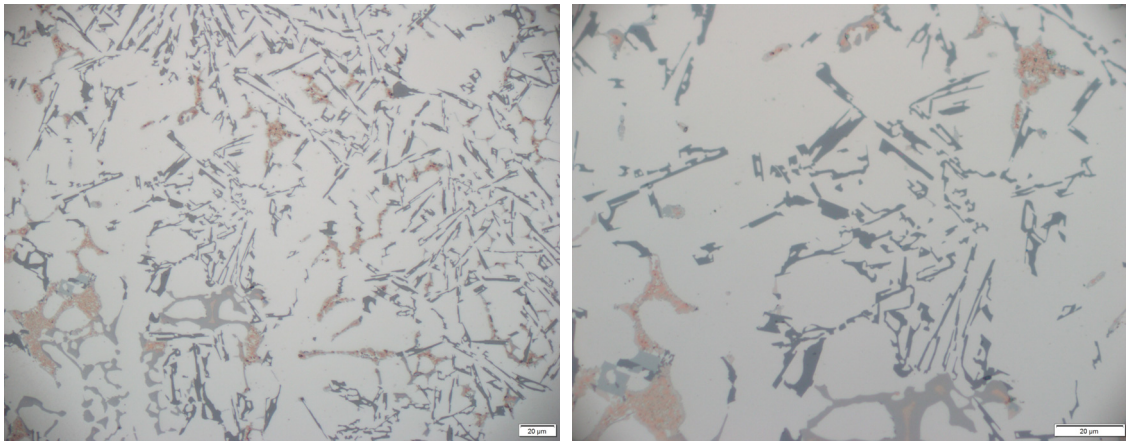
Abbildung D.2.: LiMi Aufnahmen der Legierung 3, 3mm Stufe, Gewaltbruch mit Rissausbreitung von rechts nach links



(a) 330x

(b) 660x

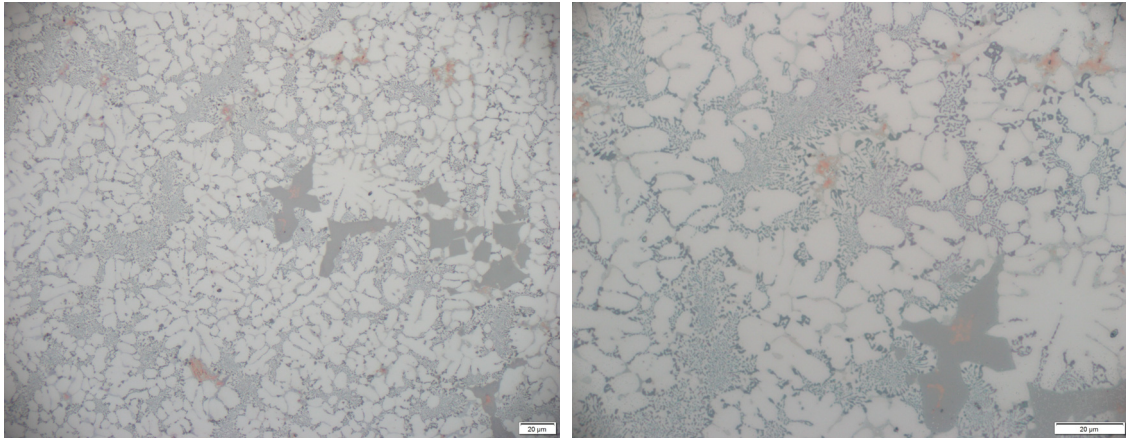
Abbildung D.3.: LiMi Aufnahmen des Gefüges der Legierung 1, 3 mm Stufe



(a) 330x

(b) 660x

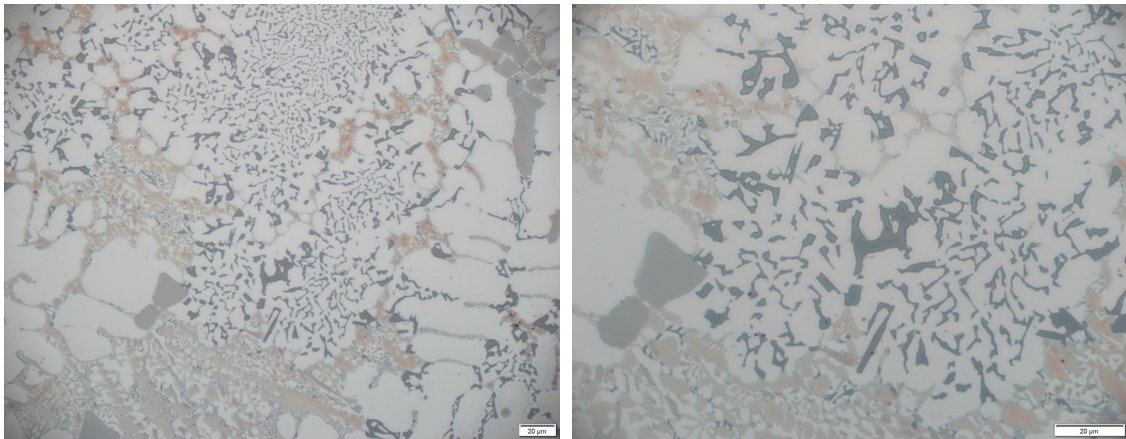
Abbildung D.4.: LiMi Aufnahmen des Gefüges der Legierung 1, 14 mm Stufe



(a) 330x

(b) 660x

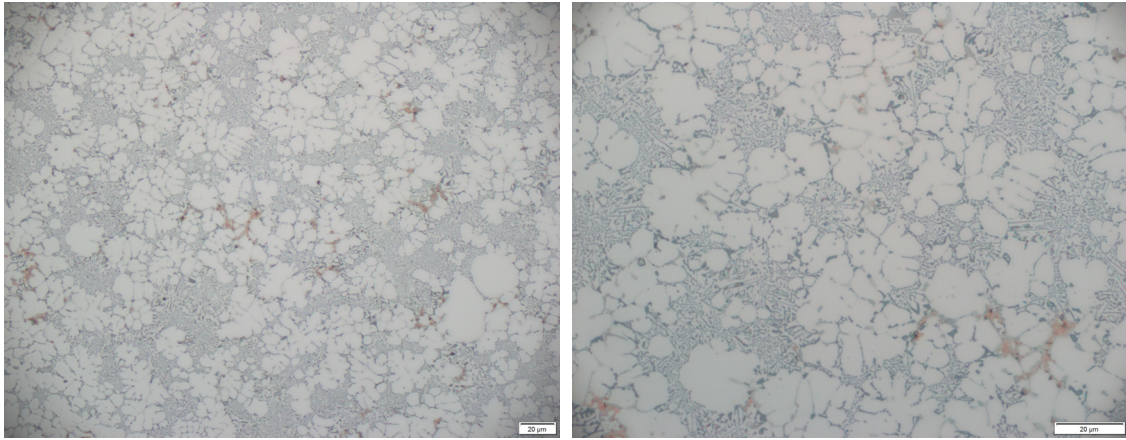
Abbildung D.5.: LiMi Aufnahmen des Gefüges der Legierung 3, 3 mm Stufe



(a) 330x

(b) 660x

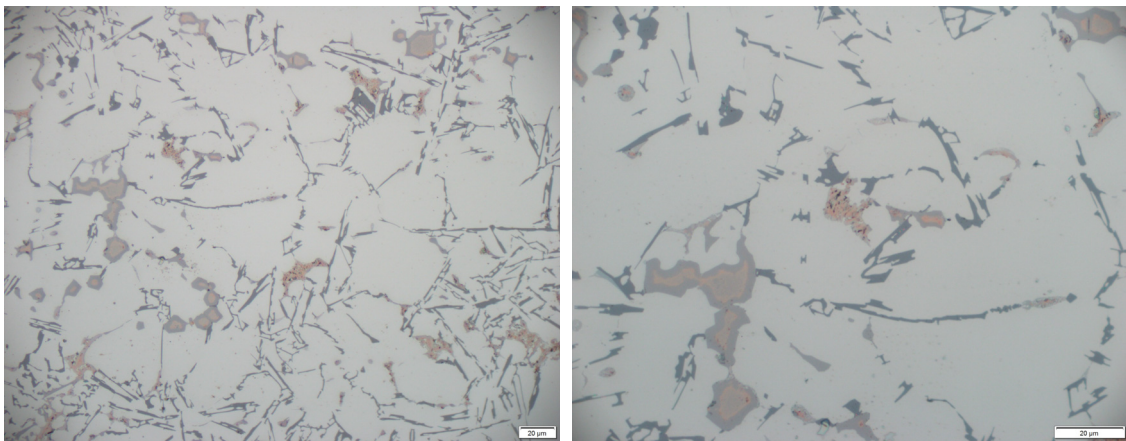
Abbildung D.6.: LiMi Aufnahmen des Gefüges der Legierung 3, 14 mm Stufe



(a) 330x

(b) 660x

Abbildung D.7.: LiMi Aufnahmen des Gefüges der Legierung A226, 3 mm Stufe



(a) 330x

(b) 660x

Abbildung D.8.: LiMi Aufnahmen des Gefüges der Legierung A226, 14 mm Stufe

D.2. Bruchflächen

Die Aufnahmen der Bruchflächen von CT- und Zugproben wurde mit einem Stereoscan 440 Rasterelektronenmikroskop (REM) aufgenommen.

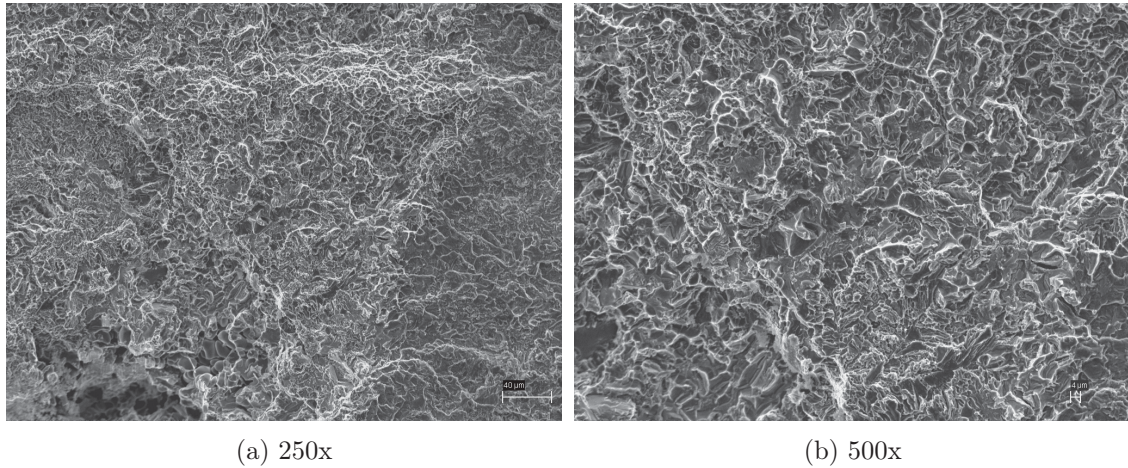


Abbildung D.9.: REM-Bilder der Legierung 1, 3 mm Stufe, CT-Probe, Bruchübergangsbereich

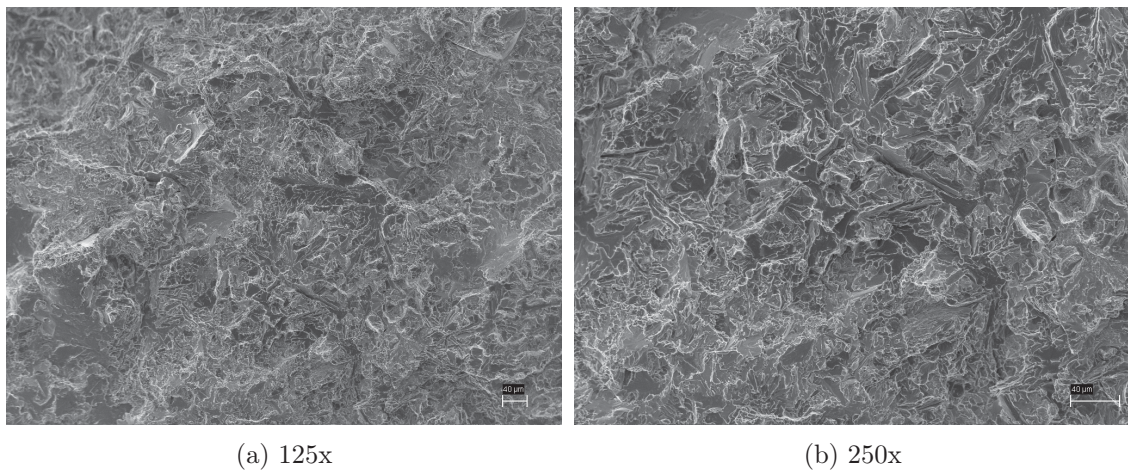
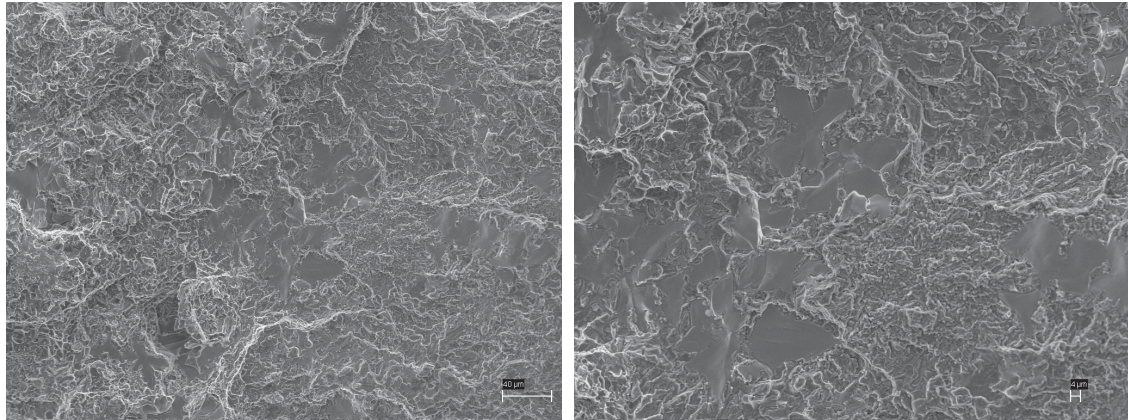


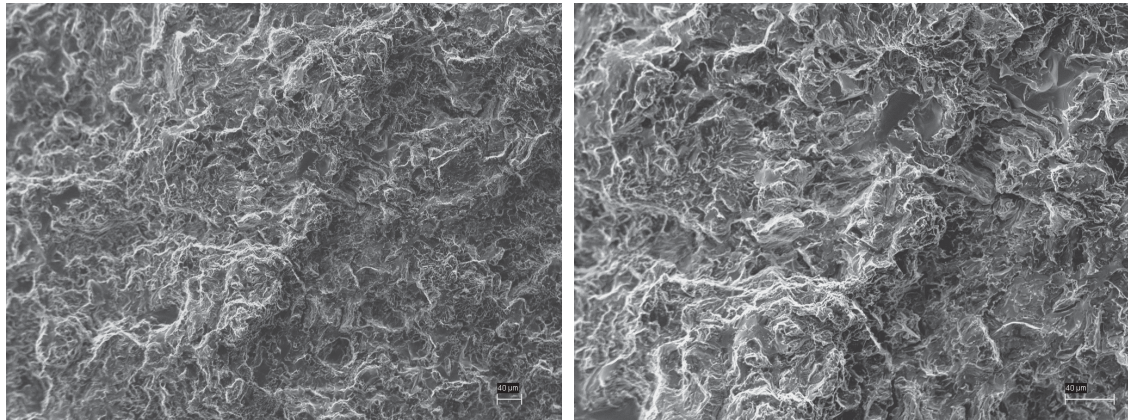
Abbildung D.10.: REM-Bilder der Legierung 1, 14 mm Stufe, CT-Probe, Gewaltbruch



(a) 250x

(b) 500x

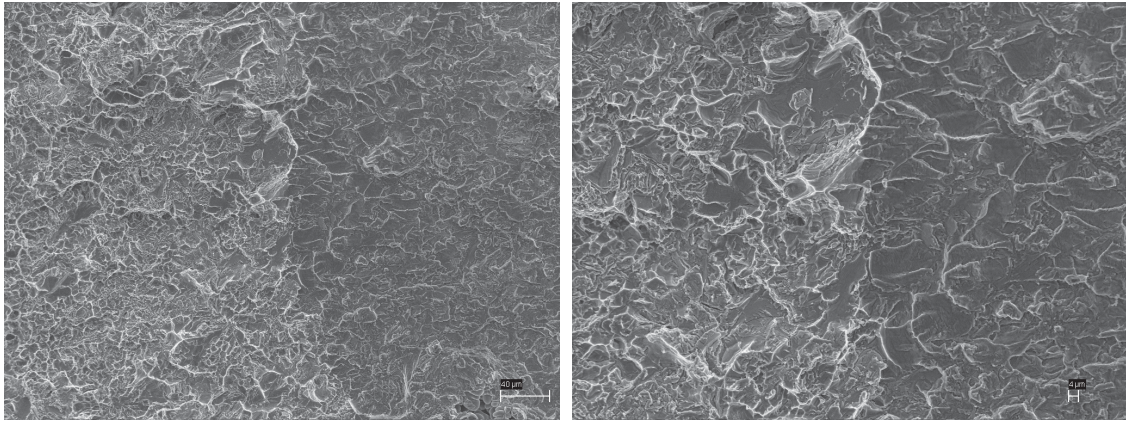
Abbildung D.11.: REM-Bilder der Legierung 3, 3 mm Stufe, CT-Probe, Gewaltbruch



(a) 125x

(b) 250x

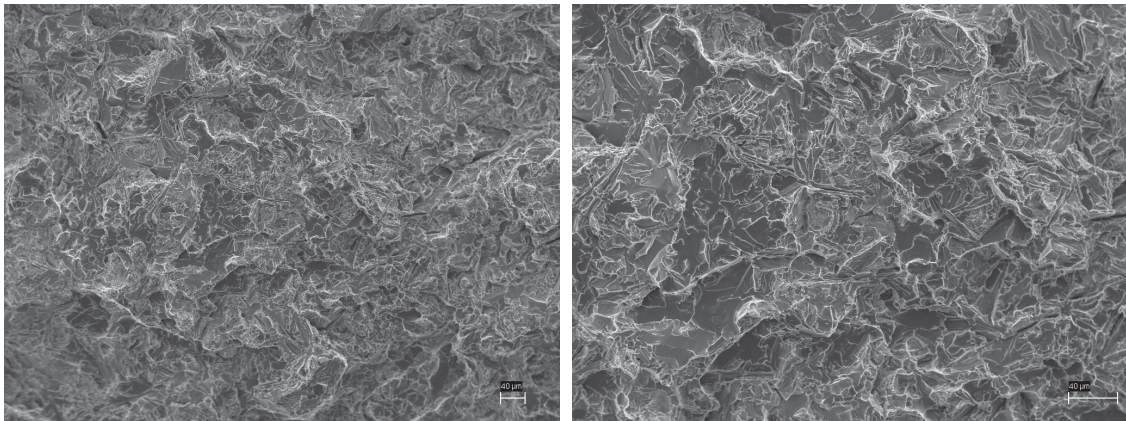
Abbildung D.12.: REM-Bilder der Legierung 3, 14 mm Stufe, CT-Probe, Bruchübergangsbereich



(a) 250x

(b) 500x

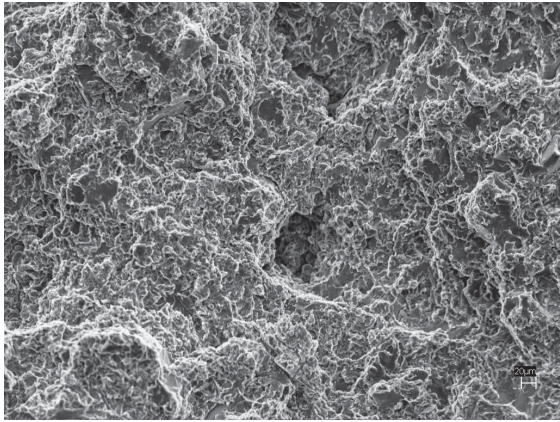
Abbildung D.13.: REM-Bilder der Legierung A226, 3 mm Stufe, CT-Probe, Bruchübergangsbereich



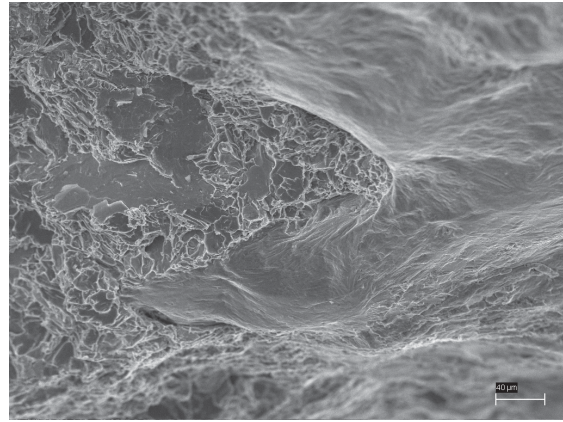
(a) 125x

(b) 250x

Abbildung D.14.: REM-Bilder der Legierung A226, 14 mm Stufe, CT-Probe, Gewaltbruch

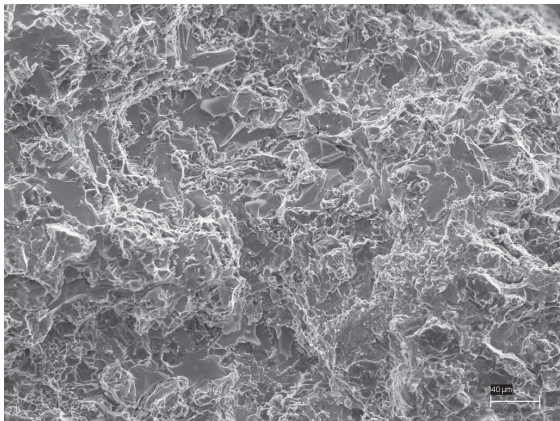


(a) 3 mm Stufe, 250x

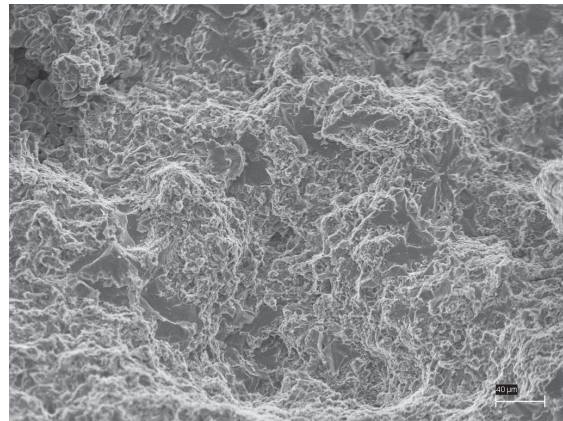


(b) 14 mm Stufe, 250x

Abbildung D.15.: REM-Bilder der Legierung 1, Zug-Probe

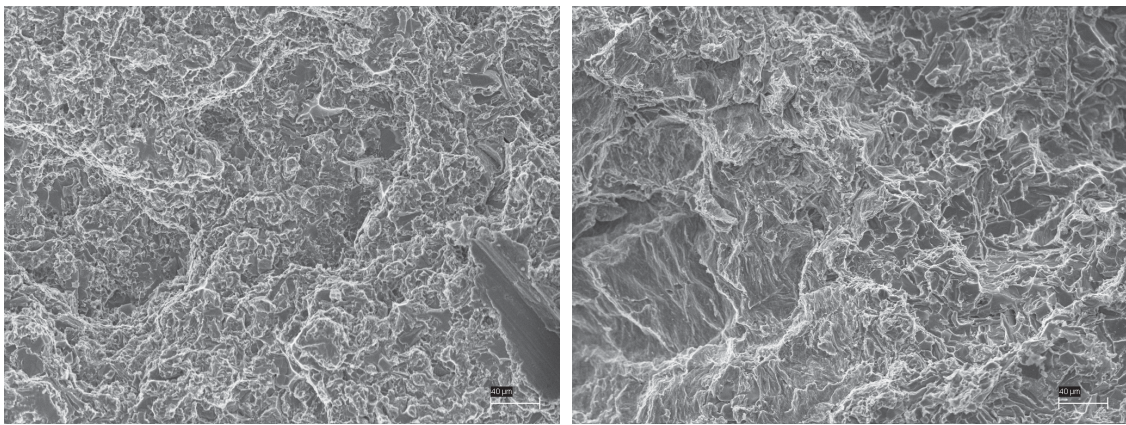


(a) 3 mm Stufe, 250x



(b) 14 mm Stufe, 250x

Abbildung D.16.: REM-Bilder der Legierung 3, Zug-Probe



(a) 3 mm Stufe, 250x

(b) 14 mm Stufe, 250x

Abbildung D.17.: REM-Bilder der Legierung A226, Zug-Probe