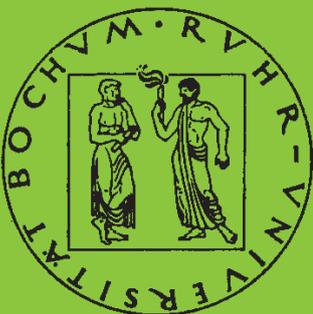


Mitteilungen aus dem Institut für Mechanik

Wolfgang Hiese

**Gültigkeitskriterien zur Bestimmung
von Scherbruchzähigkeiten**

Heft Nr. 120



RUHR-UNIVERSITÄT BOCHUM

Ruhr-Universität Bochum
Institut für Mechanik

Wolfgang Hiese

**Gültigkeitskriterien
zur Bestimmung von
Scherbruchfähigkeiten**

Mitteilungen aus dem Institut für Mechanik Nr. 120
2000

Herausgeber:
Institut für Mechanik der Ruhr-Universität Bochum
Schriftenreihe
Universitätsstr. 150
44780 Bochum

© 2000 Dr.-Ing. Wolfgang Hiese
Auf dem Backenberg 20
44801 Bochum

Alle Rechte vorbehalten. Auch die fotomechanische Vervielfältigung (Fotokopie, Mikrokopie oder DV-Verarbeitung) des Werkes oder von Teilen daraus bedarf der vorherigen Zustimmung des Autors.

Vorwort

Die vorliegende Arbeit entstand in den Jahren 1993 bis 1998 während meiner Tätigkeit als wissenschaftlicher Mitarbeiter in der Arbeitsgruppe für Experimentelle Mechanik am Institut für Mechanik der Ruhr-Universität Bochum und wurde von der dortigen Fakultät für Maschinenbau als Dissertation angenommen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. J. F. Kalthoff danke ich für die intensive Betreuung und die Anregung zu dieser Arbeit. Durch seine wertvollen Ratschläge und stete Diskussionsbereitschaft konnte die Arbeit in der vorliegenden Form entstehen.

Herrn Prof. Dr.-Ing. H. Berns danke ich für sein Interesse an dieser Arbeit und die freundliche Bereitschaft zur Übernahme des Koreferats.

Allen Mitarbeitern der Arbeitsgruppe für Experimentelle Mechanik gilt mein Dank für die stets gute Zusammenarbeit und kollegiale Unterstützung, insbesondere Herrn J. Banken für die gewissenhafte Vorbereitung und Unterstützung bei der Durchführung der zahlreichen Bruchzähigkeitsmessungen. Herrn M. Mrowitzki und der Belegschaft der mechanischen Werkstatt am Lehrstuhl für Werkstofftechnik danke ich für die sorgfältige Anfertigung der Versuchsproben und Belastungsvorrichtungen. Allen studentischen Hilfskräften sei gedankt für ihre unterstützenden Arbeiten und die Mithilfe bei der Auswertung der Versuchsdaten.

Insbesondere danke ich meiner Frau Martina und meinen Söhnen Jonathan, Benjamin und Emanuel für ihre Unterstützung und ihre Rücksichtnahme.

Bochum, im Juli 1999

Wolfgang Hiese

Dissertation eingereicht am: 05.05.1999

Tag der mündlichen Prüfung: 02.07.1999

Erster Referent: Prof. Dr.-Ing. J. F. Kalthoff

Zweiter Referent: Prof. Dr.-Ing. H. Berns

Kurzfassung

Die Brucheigenschaften von Werkstoffen werden üblicherweise unter Zugbeanspruchungsbedingungen (Mode-I) bestimmt. Im Anwendungsbereich der linear-elastischen Bruchmechanik bzw. des Kleinbereichsfließens geschieht dieses in Form der Bruchzähigkeit K_{Ic} . Es existieren entsprechende Richtlinien zur Durchführung des Tests sowie zur Registrierung und Auswertung der Daten. Diese Kriterien sind in Standards festgelegt. Empfehlungen zur Bestimmung der Bruchzähigkeit K_{IIc} unter ebener Scherbelastung (Mode-II) für Werkstoffe mit im wesentlichen linear-elastischem Verhalten existieren nicht. Im Rahmen dieser Arbeit werden durch den Vergleich der Größe der plastischen Rißspitzenzonen im Verhältnis zu den Abmessungen von Probe bzw. Bauteil Kriterien zur Messung gültiger Scherbruchzähigkeiten K_{IIc} analog zur Messung der Mode-I-Bruchzähigkeit K_{Ic} entwickelt.

Der Größenvergleich der plastischen Rißspitzenzonen für beide Beanspruchungsarten zeigt unter äquivalenten Beanspruchungen, d.h. $K_{II} = K_I$, daß bei Mode-II beanspruchten Rissen die plastischen Zonen größer, aber die Differenzen in der Größe der plastischen Zonen für die Zustände ebener Spannung und ebener Dehnung kleiner sind als unter entsprechenden Mode-I-Beanspruchungen. Aus diesen charakteristischen Unterschieden werden die folgenden Hypothesen für Minimalprobendimensionen zur Bestimmung gültiger K_{IIc} -Werte abgeleitet: Die Dicke von K_{IIc} -Proben kann kleiner, aber die Abmessungen in der Probenebene sollten größer sein als für K_{Ic} -Proben. Diese qualitativen Abschätzungen werden quantifiziert.

Um die postulierten Hypothesen zu verifizieren, wurden Mode-II- und ergänzend Mode-I-Bruchzähigkeiten an der Aluminiumlegierung 7075 und dem Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 an Proben unterschiedlicher Größe gemessen. Die gemessenen Daten zeigen, daß zur Messung gültiger Mode-II-Bruchzähigkeiten K_{IIc} tatsächlich Proben mit größeren Abmessungen in der Probenebene erforderlich sind als zur Messung der Bruchzähigkeit K_{Ic} . Andererseits können die Proben aber sehr viel dünner sein. Damit werden die aufgestellten Hypothesen bestätigt. Besonderheiten des Rißausbreitungsverhaltens und der Bruchflächenphänomenologie von schereinitierten Rissen in der Aluminiumlegierung werden im Vergleich zu dem üblichen an den Stahlproben beobachteten Verhalten diskutiert. Die Arbeit stellt die Ergebnisse in Form von praktischen Empfehlungen zur Messung gültiger Scherbruchzähigkeiten K_{IIc} dar.

Inhaltsverzeichnis

1. Einleitung	1
2. Grundlagen der Bruchmechanik	5
2.1 Einführung	5
2.2 Spannungsanalyse an Rißspitzen	6
2.3 Glieder höherer Ordnung	9
2.4 Ebene Probleme	11
2.5 Plastische Zonen an Rißspitzen	12
2.6 Spannungsintensitätsfaktor K und Bruchzähigkeit K_{Ic}	16
2.7 Energiebetrachtung und Bruchkriterien	20
3. Untersuchungsmethoden	29
3.1 Finite-Elemente-Methode	29
3.2 Spannungsoptik	35
3.3 Bruchzähigkeitsmessungen	38
4. Problemstellung und Zielsetzung	44
5. Theoretische Betrachtungen und Hypothesen	47
5.1 Vergleich der plastischen Zonen	47
5.2 Hypothesen zu Gültigkeitskriterien	48
6. Experimentelle Untersuchungen und Auswertung	54
6.1 Werkstoffe und Kennwerte	54
6.2 Versuchsproben und Belastungsvorrichtungen	56
6.3 Instrumentierung und Versuchsablauf	65
6.4 Auswertung	69

7. Ergebnisse und Diskussion	72
7.1 Mode-I-Bruchzähigkeiten in Einzeldarstellung	72
7.2 Mode-II-Bruchzähigkeiten in Einzeldarstellung	75
7.3 Bruchzähigkeitswerte in normierter Darstellung	78
7.4 Brucherscheinung und Rißausbreitung	83
8. Zusammenfassung	93
9. Literatur	96
10. Anhang	103
10.1 Probenformen und Halterungen	103
10.2 FEM-Berechnung plastischer Zonen unter Berücksichtigung der Glieder höherer Ordnung und Sichtbarmachung plastischer Zonen	110
10.2.1 FEM-Analyse der plastischen Zonen	110
10.2.2 Sichtbarmachung plastischer Zonen	117
10.3 Spannungsoptische Untersuchungen zum Einfluß der Glieder höherer Ordnung und zur Absicherung der Analyse plastischer Zonen an Rißspitzen	119
10.3.1 Verhalten unter Mode-I-Belastung	120
10.3.2 Verhalten unter Mode-II-Belastung	122
10.4 Rißgeschwindigkeitsmessungen	128
10.4.1 Ergebnisse des Werkzeugstahls 90 MnCrV 8	129
10.4.2 Ergebnisse der Aluminiumlegierung 7075	131
10.4.2 Bewertung der Rißgeschwindigkeitsmessungen	132
10.5 Tabellen der Versuchsproben	134
10.5.1 Versuchsdaten und Auswertung der Bruchzähigkeitsmessungen	134
10.5.2 Versuchsdaten und Auswertung der Rißgeschwindigkeitsmessungen ..	139

Verzeichnis der verwendeten Symbole und Abkürzungen

a	Rißlänge
a_0	Ausgangsrißlänge bzw. Ermüdungsrißlänge
$\delta a, \Delta a$	Rißverlängerung
a_n, b_m	Koeffizienten der Spannungsverteilung ($n, m=0, 1, 2, \dots$)
A	Bruchdehnung
Al	Aluminium
ASTM	American Society for Testing and Materials
b, c	Geometrieabmessungen
B	Probendicke
<u>B</u>	Dehnungsmatrix
c_L	Longitudinalwellengeschwindigkeit
CT-Probe	Compact-Tension-Probe
CTS-Probe	Compact-Tension-Shear-Probe
DMS	Dehnungsmeßstreifen
<u>D</u>	Differentialoperatorenmatrix
E	Elastizitätsmodul
<u>E</u>	Elastizitätsmatrix
EDZ	ebener Dehnungszustand
ESZ	ebener Spannungszustand
EPBM	Elastisch-plastische Bruchmechanik
$f_{ij}^I, f_{ij}^{II}, f_{ij}^{III}$	dimensionslose Winkelfunktionen
F	Kraft
F_{max}	maximale Kraft
F_Q	relevante Kraft zur Bestimmung von vorläufigen Bruchzähigkeitswerten
F_5	Kraft beim Schnittpunkt der Rißöffnungs- bzw. Rißverschiebungskurve mit der 5%-Sekante
<u>F</u>	Knotenkräftevektor
FEM	Finite-Elemente-Methode
G	Energiefreisetzungsrate
G_I, G_{II}	Energiefreisetzungsrate unter Mode-I- bzw. Mode-II-Beanspruchung
h	Probendicke
H	Probenhöhe
J	J-Integral
J_I, J_{II}	J-Integrale unter Mode-I- bzw. Mode-II-Beanspruchung
K	Konstante
K	Spannungsintensitätsfaktor
\dot{K}	Anstieg des Spannungsintensitätsfaktors mit der Zeit (Belastungsrate)

K_I, K_{II}, K_{III}	Spannungsintensitätsfaktoren unter Mode-I-, Mode-II- bzw. Mode-III-Beanspruchung
K_{Ic}, K_{IIc}	Bruchzähigkeiten unter Mode-I- bzw. Mode-II-Beanspruchung
K^{cr}	kritischer Spannungsintensitätsfaktor
K_I^{cr}, K_{II}^{cr}	kritische Spannungsintensitätsfaktoren unter Mode-I- bzw. Mode-II-Beanspruchung
K_{max}	maximaler Spannungsintensitätsfaktor
K_V	Vergleichsspannungsintensitätsfaktor bei Mixed-Mode-Belastung
K_Q	vorläufiger Bruchzähigkeitswert
K_{IQ}, K_{IIQ}	vorläufige Bruchzähigkeiten unter Mode-I- bzw. Mode-II-Beanspruchung
$\underline{\underline{K}}$	Steifigkeitsmatrix
LEBM	Linear-elastische Bruchmechanik
LT	Rißausrichtung senkrecht zur Walzrichtung
m	Spannungsmehrachsigkeitsquotient
N	Isochromatenordnung
$\underline{\underline{N}}$	Matrix der Formfunktionen
r, φ	ebene Polarkoordinaten
r_p	Radius der plastischen Zone
REM	Rasterelektronenmikroskop
$R_{p0,2}$	0,2%-Dehngrenze
R_m	Zugfestigkeit
s	Wegvariable
S	Spannungsoptische Konstante
SIF	Spannungsintensitätsfaktor
t	Zeit
TL	Rißausrichtung parallel zur Walzrichtung
TS	Rißausrichtung senkrecht zur Querrichtung
u	Rißverschiebung (in x-Richtung)
u, v	kartesische Verschiebungskomponenten in x- und y-Richtung
\underline{u}	Elementverschiebungsvektor
\bar{u}	Verschiebungsvektor
U_a	freigesetzte Energie
U_γ	Oberflächenenergie
\bar{U}	Dehnungsenergiedichte (elastische Energiedichte)
v	Rißöffnung (in y-Richtung)
v	Rißgeschwindigkeit
v_m	mittlere Rißgeschwindigkeit
\underline{v}	Knotenverschiebungsvektor
W	Probenweite

x, y, z	kartesische Koordinaten
Y_I, Y_{II}	dimensionslose Geometriefaktoren unter Mode-I- bzw. Mode-II-Beanspruchung
α	Lasteinleitungswinkel
α_I	Verhältnis der Bruchzähigkeiten unter Mode-I- und unter Mode-II-Belastung (K_{Ic}/K_{IIc})
$\epsilon_x, \epsilon_y, \epsilon_z$	Dehnungen, Verzerrungen
$\underline{\epsilon}$	Dehnungsvektor
Γ	geschlossener Integrationsweg
ν	Querkontraktionszahl
σ	Spannung
σ_F	Fließspannung
σ_h	hydrostatische Spannung
σ_{ij}	Spannungskomponenten vor der Rißspitze (kartesisch oder polar)
σ_r, σ_φ	Normalspannungen in Polarkoordinaten
σ_V	Vergleichsspannung
$\sigma_x, \sigma_y, \sigma_z$	Normalspannungen in kartesischen Koordinaten
σ_{0x}	konstante Spannung in Ligamentrichtung
$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$	Hauptspannungen
$\underline{\sigma}$	Spannungsvektor
$\bar{\sigma}$	Spannungsvektor
τ_H	Hauptschubspannung
$\tau_{xy}, \tau_{r\varphi}$	Schubspannungen

1. Einleitung

An die sicherheitstechnische Auslegung und Bewertung von Konstruktionen und Bauteilen werden gerade in heutiger Zeit stetig steigende Anforderungen gestellt. Das gilt zum einen unter dem Gesichtspunkt der gleichbleibenden bzw. steigenden Qualität bei stetig zunehmendem Kostendruck und zum anderen unter Berücksichtigung nur begrenzt zur Verfügung stehender Ressourcen. Die Entwicklung konstruktiver Lösungen unter diesen Randbedingungen, die darüberhinaus einer verantwortungsbewußten und zuverlässigen Technikbewertung standhalten müssen, stellt eine herausragende Aufgabe für den Ingenieur dar. Er muß Anforderungen an Sicherheit und Umweltschutz mit ökonomischen Erfordernissen in Einklang bringen und dabei entsprechende Lösungsansätze suchen. Der Einsatz gewichtsreduzierender Werkstoffe bzw. Materialeinsparung bei der Produktion gewährleisten eine optimale Rohstoffausnutzung. Diese Optimierung der Strukturen führt jedoch zu einer erhöhten Belastung, die eine der Beanspruchung entsprechende Auslegung der Bauteile erfordert, um eine vollständige Ausnutzung der den Werkstoffen inhärenten mechanischen Eigenschaften zu erzielen.

In der Regel erfolgt die Beurteilung des mechanischen Verhaltens einer Konstruktion im Rahmen einer Festigkeitsberechnung, in der eine zulässige Vergleichsspannung einer kritischen Zugfestigkeit gegenübersteht. Neben dieser klassischen Auslegung im Rahmen der Festigkeitslehre werden in zunehmendem Maße weitergehende Auslegungskriterien berücksichtigt, die Fehlstellen oder Schädigungen in der Konstruktion zulassen und somit erhöhte Sicherheitsnachweise erfordern. Aus diesem Grund werden bruchmechanische Konzepte zur Lösung von ingenieurtechnischen Problemen herangezogen, wie sie z.B. im Anlagen-, Schiffs-, Flugzeug- und Brückenbau sowie in der Geologie und Felsmechanik auftreten. Die Bruchmechanik, die auf den Kenntnissen aus Mechanik und Werkstofftechnik basiert und sich zu einer eigenständigen fachübergreifenden Wissenschaft entwickelt hat, liefert Aussagen und Kriterien, die eine Sicherheitsbeurteilung von rißbehafteten Bauteilen und Strukturen ermöglichen.

Bruchvorgänge als Versagenserscheinungen in einer belasteten Konstruktion können unterschiedliche Ursachen haben. Den meisten Schadensfällen liegt jedoch die Entstehung bzw. das Vorhandensein von Rissen, Oberflächenfehlern oder konstruktiv bedingten Kerben zugrunde. Bei der Herstellung des eingesetzten Werkstoffes kann es zu Einschlüssen und Inhomogenitäten kommen. Diese Materialschädigungen bilden den Ausgangspunkt für ein Bruchereignis, da es an ihnen unter Belastungseinwirkungen zu Spannungsüberhöhungen kommt. Belastungsüberhöhungen, schlagartige Beanspruchungen, Ermüdung durch zyklische Belastungen und Umgebungseinflüsse können zur Entstehung von makroskopischen Rissen

führen. Werden diese im Rahmen von Sicherheitsinspektionen nicht erkannt, besteht die Gefahr, daß sie zum Bruch und somit zum Versagen der Konstruktion führen.

Die Grundlage für die Abschätzung des Gefahrenpotentials eines vorhandenen Risses stellen sowohl Berechnungs- als auch Prüfmethode dar. Die Beanspruchungsgröße wird aufgrund der vorhandenen Bauteilbeanspruchung bestimmt und mit einem experimentell ermittelten Werkstoffkennwert verglichen. Neben der analytischen Vorgehensweise existieren zahlreiche numerische Verfahren zur Berechnung von Belastungs- und Verformungszuständen. Das Spannungs-Dehnungs-Verhalten wird durch entsprechende Werkstoffgesetze - im linear elastischen Fall durch das Hookesche Gesetz - approximiert. Eine Modellbildung ermöglicht die numerische Behandlung des Problems. Eine gewissenhafte experimentelle Untersuchung der Belastung in Hinblick auf ihre Auswirkungen bleibt aber trotz der verbesserten Berechnungsmethoden immer noch unverzichtbar. Die experimentell bestimmten werkstoffspezifischen Kenngrößen bilden die Grundlage für den Vergleich mit den numerisch ermittelten Beanspruchungsgrößen, wodurch eine Sicherheitsaussage möglich wird. Des Weiteren zwingen neue Werkstoffe und Versuchstechniken die Ingenieurwissenschaften nach wie vor dazu, Werkstoffkennwerte und Versagensmechanismen experimentell zu untersuchen.

Dem Ingenieur in der Praxis sind die komplexen mikrostrukturellen Zusammenhänge beim Bruchvorgang mit seinen physikalischen und werkstoffspezifischen Ursachen in der Regel nicht zugänglich. Um dennoch effektive und anwendbare Bruchsicherheitskriterien formulieren zu können, basiert die Bruchmechanik auf einer kontinuumsmechanischen Betrachtungsweise. Abhängig vom Werkstoff, der Belastungsgeschwindigkeit, der Temperatur und den Umgebungseinflüssen kann es zu sprödem oder duktilem Bruchverhalten kommen. Dieses unterschiedliche Verhalten führt zur Einteilung in die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) und die elastisch-plastische Bruchmechanik (EPBM). Die meisten Konzepte der LEBM, die Bruchfestigkeit und Restlebensdauer bewerten, bauen auf dem Spannungsintensitätsfaktor auf, der die Beanspruchung an der Rißspitze beschreibt. Er wird mit einer kritischen werkstoffspezifischen Größe, der Bruchzähigkeit, verglichen, damit sich Aussagen über die Gefährlichkeit des Risses treffen lassen. Die Entwicklung bruchmechanischer Konzepte in der LEBM gehen auf die Arbeiten von Griffith [1] und Irwin [2, 3] zurück, die auf der Basis einer Energiebilanz Kriterien zur Vorhersage von instabiler Rißausbreitung erarbeiteten. Sind die Plastifizierungen in einer Struktur zu groß, so daß sich das Gesamtverhalten nicht mehr als überwiegend linear-elastisch beschreiben läßt, kommen die Kriterien der elastisch-plastischen Bruchmechanik zum Einsatz. Der Spannungsintensitätsfaktor beschreibt nicht mehr die physikalischen Gegebenheiten und es muß auf andere Kenngrößen zur Beschreibung der Beanspruchung zurückgegriffen werden.

Die Abschätzung der Gefährlichkeit eines Risses in der EPBM erfolgt überwiegend nach Kriterien auf der Basis des von Rice [4] eingeführten J-Integrals sowie der Rißöffnungsverschiebung.

Die Konzepte der Bruchmechanik zur Beurteilung rißbehafteter Bauteile konzentrieren sich in der Mehrzahl auf die Untersuchung von Rissen unter reiner Zugbelastung (Mode-I-Beanspruchung), die als die gefährlichste Beanspruchungsform angesehen wird. Es existieren Methoden und Verfahren zur Ermittlung der gängigen bruchmechanischen Kennwerte und Beanspruchungsparameter, die in umfangreichen Veröffentlichungen und Nachschlagewerken präsentiert wurden. Die notwendigen Kenntnisse und Voraussetzungen zur Ermittlung bruchmechanischer Kennwerte sind in zahlreichen Fachbüchern [5-14] zusammengetragen und in diversen Prüfvorschriften [15, 16] dokumentiert. Unter Betriebsbedingungen ergeben sich in den Bauteilen jedoch nicht nur reine Mode-I-Belastungen, sondern Kombinationen aus Zug- (Mode-I), ebenem Schub- (Mode-II) und Querschub- (Mode-III) Beanspruchungen. Derartige gemischte Belastungszustände können sowohl durch unterschiedliche Beanspruchungssituationen als auch durch schräg zur Belastung liegende Risse hervorgerufen werden. Dieser Sachverhalt führte dazu, daß sich gerade in den letzten Jahren viele Untersuchungen mit den noch weitgehend ungelösten, aber aus bruchmechanischer Sicht sehr bedeutsamen Problemstellungen, nämlich der überlagerten Zug- und Schubbelastung (Mixed-Mode) sowie der reinen Schubbelastung (Mode-II), befaßt haben. Wie bereits ausführlich von Richard [17] beschrieben, existieren gerade auf dem Gebiet der LEBM zahlreiche Bruchhypothesen, die allerdings zu teilweise sehr unterschiedlichen Bruchvorhersagen führen. Die experimentelle Verifikation bzw. Beurteilung der verschiedenen Bruchkriterien wird zum einen durch verschiedene Versuchstechniken bzw. stark differierende Probengeometrien erschwert [18] und führt zum anderen zu unterschiedlichen Ergebnissen, da insbesondere unter reiner Schubbelastung die Verhältnisse an der Rißspitze nur unvollständig beschrieben wurden [19].

Mit der vorliegenden Arbeit sollen im Rahmen der linear-elastischen Bruchmechanik die Grundlagen bereitgestellt werden, die unter Mixed-Mode-Beanspruchung und insbesondere reiner ebener Scherbelastung (Mode-II) erforderlich sind, um gültige und zuverlässige Bruchzähigkeitswerte ermitteln zu können. Damit wird eine einheitliche Basis für die Bestimmung von Scherbruchzähigkeiten und den Vergleich experimenteller Daten geschaffen, die als Voraussetzung für die Erstellung einer Prüfnorm anzusehen ist. Den Ausgangspunkt für die Betrachtungen bilden die Kriterien zur Durchführung von Bruchzähigkeitsuntersuchungen (K_{Ic} -Tests) unter Zugbeanspruchung (Mode-I), wie sie in der amerikanischen Norm ASTM E 399 [15] und dem europäischen Normvorschlag ESIS P2-92 [16] festgelegt wurden. Auf dieser Basis sollen Empfehlungen zur Bestimmung der

Bruchzähigkeit K_{IIc} für ebene Schubbelastung erarbeitet werden, die bisher noch nicht existieren. Im Gegensatz zur gängigen Praxis werden die Bedingungen des K_{IIc} -Testes nicht lediglich formal übertragen, sondern es sollen die spezifisch auf einen K_{IIc} -Test ausgerichteten Gültigkeitskriterien aufgestellt werden.

Die Arbeit gliedert sich in 8 Kapitel. Der Einleitung folgt eine Einführung in die Grundlagen der Bruchmechanik, mit denen die notwendigen Voraussetzungen zum Verständnis dieser Arbeit bereitgestellt werden. Dem schließt sich eine Beschreibung der verwendeten Untersuchungsmethoden an. Das 4. Kapitel konkretisiert die Problemstellung und die Zielsetzung. Aus den sich anschließenden theoretischen Betrachtungen des Problems ergibt sich die Aufstellung von Hypothesen zu den Gültigkeitskriterien bei der Bestimmung von Bruchzähigkeiten unter ebener Scherbelastung. Kapitel 6 beschreibt die durchgeführten experimentellen Untersuchungen und die Bruchzähigkeitsmessungen zur Verifizierung der Hypothesen sowie deren Auswertung. Es folgt schließlich die Darstellung der erzielten Ergebnisse und deren Diskussion. Die Arbeit endet mit einer zusammenfassenden Schlußbetrachtung, die die erzielten Ergebnisse in den Kontext möglicher weiterer Forschungsansätze einordnet.

Teilaspekte dieser Arbeit wurden auf dem ASTM Symposium on Mixed-Mode Crack Behavior in Atlanta [20] und dem DVM-Arbeitskreis Bruchvorgänge in Darmstadt [97] präsentiert. Erste Versuchsergebnisse wurden bereits im Rahmen des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge in Bremen [21] und der European Conference on Fracture in Poitiers [98] diskutiert.

2. Grundlagen der Bruchmechanik

2.1 Einführung

Gegenstand der bruchmechanischen Betrachtungsweise ist die Untersuchung rißbehalteter Bauteile. Es ist das Ziel der Bruchmechanik, Versagensvorgänge zu untersuchen und charakteristische Größen des Bruchverhaltens zu ermitteln. Durch den Vergleich der Beanspruchungsgröße mit einem werkstoffspezifischen Kennwert lassen sich Aussagen über die Gefährlichkeit von Rissen und Sicherheitsbewertungen von geschädigten Bauteilen machen.

In der Vergangenheit wurden verschiedene Konzepte der Bruchmechanik zur Beschreibung von Versagenskriterien für Bauteile bzw. Proben mit Rissen entwickelt, die detailliert in der Literatur [5-14] beschrieben sind. Sie basieren auf der Betrachtung von Spannungen, Verschiebungen oder Energien in der Umgebung einer Rißspitze. Die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) bildet die Grundlage der vorliegenden Arbeit. Voraussetzung für deren Anwendung ist ein weitgehend linear-elastisches Verhalten des Bauteils oder der Probe bis zum Bruch. Die grundlegenden Beziehungen der linear-elastischen Bruchmechanik lassen sich sowohl durch die Analyse der Spannungsverteilung an der Rißspitze auf der Grundlage der Elastizitätstheorie als auch aus einer Energiebilanz für die Rißausbreitung ableiten. Da in der technischen Bruchmechanik nicht die mikrostrukturellen Ursachen der Rißbildung im Vordergrund stehen, wird in ihren Konzepten von einem bereits vorhandenen Riß ausgegangen. Um dessen weitere Ausbreitung (Rißinitiation, stabiles oder instabiles Rißwachstum, Rißarrest) untersuchen zu können, muß der komplexe Beanspruchungszustand an der Rißspitze erfaßt werden.

Zur grundsätzlichen Charakterisierung der Rißbelastung wird zwischen drei Beanspruchungszuständen unterschieden, die in Bild 2.1 schematisch dargestellt sind. Diese Belastungsfälle (Modes) repräsentieren die drei möglichen Relativbewegungen der Rißoberflächen und werden Mode-I, Mode-II sowie Mode-III genannt:

- Mode-I: Riß unter Zugbelastung; die Rißoberflächen trennen sich bezüglich der Rißebeue symmetrisch voneinander.
- Mode-II: Riß unter ebener Schubbelastung; die beiden Rißoberflächen gleiten aufeinander in der Rißebeue in entgegengesetzten Richtungen ab.
- Mode-III: Riß unter nichtebener Schubbelastung; die Rißoberflächen werden in der Rißebeue quer zur Rißausbreitungsrichtung verschoben.

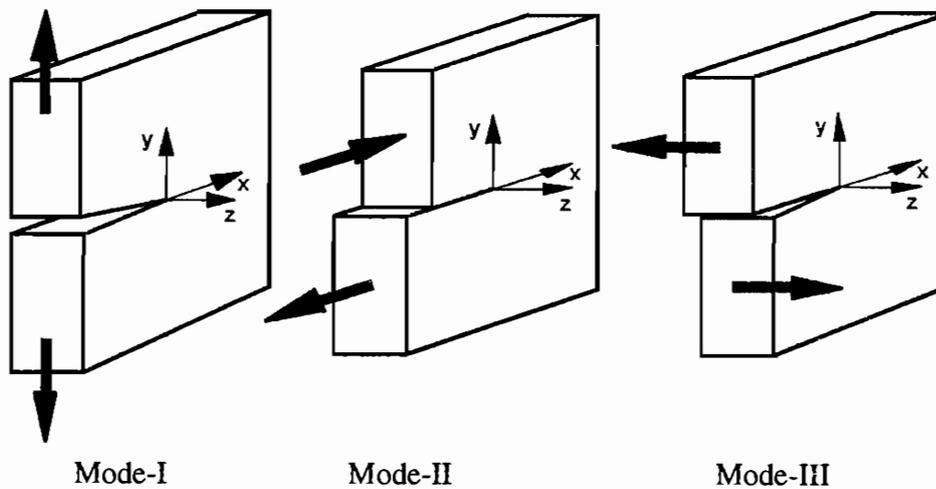


Bild 2.1: Definition der grundlegenden Ribeanspruchungsarten

Alle praktisch auftretenden Belastungen lassen sich durch die Überlagerung dieser drei Ribeanspruchungsarten darstellen und beschreiben. Bei der Belastung eines Risses durch mehrere Beanspruchungsarten wird von einer Mixed-Mode-Belastung gesprochen.

2.2 Spannungsanalyse an Rißspitzen

Ausgangspunkt für die Analyse von Riproblemen ist die Kenntnis der Spannungsverteilung an der Rißspitze. Grundlegende Untersuchungen zur Lösung elastischer Rißprobleme wurden u.a. von Westergaard [22], Sneddon [23], Irwin [2] und Williams [24] durchgeführt. Es wird ein Koordinatensystem mit Ursprung in der Rißspitze (siehe Bild 2.2) zugrunde gelegt. Für die Spannungscomponenten lassen sich Näherungsausdrücke finden, die in unmittelbarer Umgebung der Rißspitze gelten. Für das Rinahfeld ergibt sich die Spannungsverteilung allgemein zu (z.B. [7]):

$$\sigma_{ij} = \frac{1}{\sqrt{2\pi r}} \left(K_I f_{ij}^I(\varphi) + K_{II} f_{ij}^{II}(\varphi) + K_{III} f_{ij}^{III}(\varphi) \right) \quad (2.1)$$

Das Spannungsfeld an der Rißspitze zeichnet sich durch eine $1/\sqrt{r}$ -Singularität aus. Die von r und φ unabhängigen Faktoren K_I , K_{II} und K_{III} sind Konstanten, die die Intensität des singulären Spannungsfeldes beschreiben. Die Indizes I, II und III geben die jeweilige Belastungsart (siehe Bild 2.1) an. Die dimensionslosen Funktionen f_{ij}^I , f_{ij}^{II} und f_{ij}^{III} hängen nur

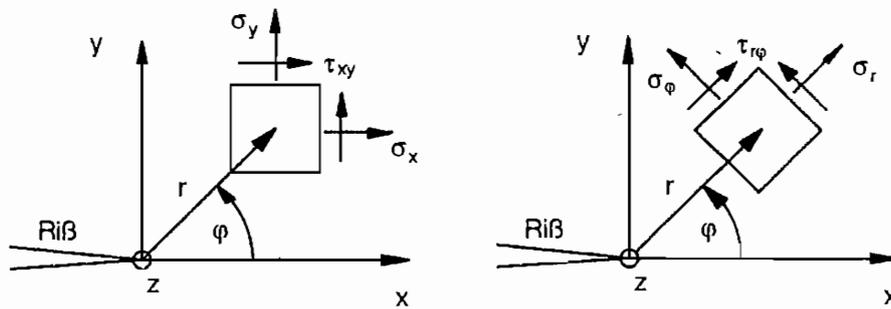


Bild 2.2: Koordinatensystem und Spannungskomponenten

vom Winkel φ ab und geben die Verteilung des Spannungsfeldes um die Rißspitze wieder. Die konstanten Faktoren K_I , K_{II} und K_{III} sind abhängig von den das Rißproblem beschreibenden physikalischen Randbedingungen und proportional zur anliegenden Belastung. Sie sind ein Maß für die Spannungsintensität an der Rißspitze und werden nach Irwin [2] als Spannungsintensitätsfaktoren bezeichnet.

Die Spannungsintensitätsfaktoren für die drei unterschiedlichen Belastungsarten ergeben sich aus Gleichung (2.1) (s. z.B. [12]) zu:

$$\begin{aligned} K_I &= \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \sigma_y(\varphi = 0) \\ K_{II} &= \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \tau_{xy}(\varphi = 0) \\ K_{III} &= \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{2\pi r} \tau_{yz}(\varphi = 0) \end{aligned} \quad (2.2)$$

Für die weitere Betrachtung werden nur die in dieser Arbeit relevanten Belastungsarten Mode-I und Mode-II berücksichtigt, so daß im weiteren die Rißöffnungsart Mode-III nicht verwendet und nur die Überlagerung aus reinem Zug und ebenem Schub als Mixed-Mode-Belastung verstanden wird. Die Spannungskomponenten des asymptotischen Rißnahfeldes ergeben sich in kartesischen Koordinaten zu (s. z.B. [7]):

$$\begin{aligned} \sigma_x &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \left(1 - \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3\varphi}{2} \right) \\ \sigma_y &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \left(1 + \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3\varphi}{2} \right) \\ \tau_{xy} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \sin \frac{\varphi}{2} \cos \frac{3\varphi}{2} \end{aligned} \quad (2.3)$$

Mode-I:

$$\begin{aligned}
 \sigma_x &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\varphi}{2} \left(-2 - \cos \frac{\varphi}{2} \cos \frac{3\varphi}{2} \right) \\
 \text{Mode-II: } \sigma_y &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\varphi}{2} \cos \frac{\varphi}{2} \cos \frac{3\varphi}{2} \\
 \tau_{xy} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \left(1 - \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3\varphi}{2} \right)
 \end{aligned} \tag{2.4}$$

bzw. in Polarkoordinaten zu:

$$\begin{aligned}
 \sigma_r &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(5 \cos \frac{\varphi}{2} - \cos \frac{3\varphi}{2} \right) \\
 \text{Mode-I: } \sigma_\varphi &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(3 \cos \frac{\varphi}{2} + \cos \frac{3\varphi}{2} \right) \\
 \tau_{r\varphi} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(\sin \frac{\varphi}{2} + \sin \frac{3\varphi}{2} \right)
 \end{aligned} \tag{2.5}$$

$$\begin{aligned}
 \sigma_r &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(-5 \sin \frac{\varphi}{2} + 3 \sin \frac{3\varphi}{2} \right) \\
 \text{Mode-II: } \sigma_\varphi &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(-3 \sin \frac{\varphi}{2} - \sin \frac{3\varphi}{2} \right) \\
 \tau_{r\varphi} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(\cos \frac{\varphi}{2} + 3 \cos \frac{3\varphi}{2} \right)
 \end{aligned} \tag{2.6}$$

Im Falle einer Mixed-Mode-Belastung lassen sich die Spannungsausdrücke durch Addition superponieren.

Der Zusammenhang zwischen dem Spannungsintensitätsfaktor und der äußeren Belastung bzw. den Riß- und Bauteilabmessungen ergibt sich für einen Innenriß der Länge $2a$ in einer unendlich ausgedehnten Scheibe unter einachsiger Zugbelastung (Normalspannung σ) senkrecht zur Rißebeine (siehe Bild 2.3) zu:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \tag{2.7}$$

Üblicherweise werden die Beziehungen in der Form

$$\text{Mode-I: } K_I = \sigma \sqrt{\pi a} Y_I \tag{2.8}$$

bzw.

$$\text{Mode-II: } K_{II} = \tau \sqrt{\pi a} Y_{II} \tag{2.9}$$

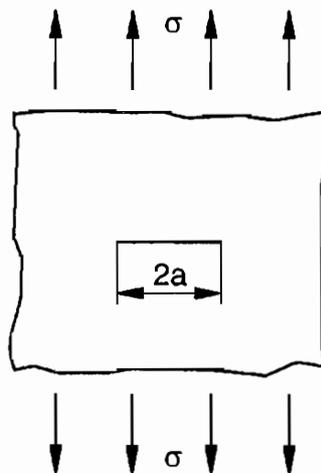


Bild 2.3: Unendlich ausgedehnte Scheibe mit Innenriß unter Zugbelastung

angegeben. Für viele Belastungs- und Bauteilkonfigurationen sind diese Beziehungen mit den dimensionslosen Geometriefaktoren Y_I und Y_{II} bereits ermittelt und lassen sich entsprechenden Handbüchern [25, 26] entnehmen. Oftmals müssen sie aber auch mit theoretischen, in der Regel numerischen, oder experimentellen Methoden ermittelt werden.

2.3 Glieder höherer Ordnung

Eine genauere Beschreibung des Spannungsfeldes realer Rißprobleme mit endlichen Geometrieabmessungen und beliebigen Randbedingungen erfordert die Berücksichtigung des Einflusses von nichtsingulären Gliedern im Rißspitzenfernfeld. Dazu ist eine Erweiterung der Beziehung (2.1) erforderlich. Nach Williams [24, 27] läßt sich für das gesamte Spannungsfeld an der Rißspitze ein Potenzreihenansatz angeben. Dieser berücksichtigt sowohl das in Gleichung (2.1) dargestellte singuläre Spannungsverhalten als auch die für das Fernfeldverhalten verantwortlichen r - und φ -abhängigen Funktionsterme (Glieder höherer Ordnung). Mit diesen Termen können die weiter von der Rißspitze entfernten Spannungen präziser beschrieben werden. Die Reihenentwicklung der Spannungskomponenten in Polarkoordinaten lautet folgendermaßen (siehe auch [28, 29]):

$$\begin{aligned}
 \sigma_r = & \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(5 \cos \frac{\varphi}{2} - \cos \frac{3\varphi}{2} \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(-5 \sin \frac{\varphi}{2} + 3 \sin \frac{3\varphi}{2} \right) + 4a_2 \cos^2 \varphi \\
 & + \sqrt{r} \frac{3}{4} a_3 \left(3 \cos \frac{\varphi}{2} + \cos \frac{5\varphi}{2} \right) + \sqrt{r} \frac{3}{4} b_3 \left(3 \sin \frac{\varphi}{2} + 5 \sin \frac{5\varphi}{2} \right) \\
 & + r 2a_4 (\cos \varphi + 3 \cos 3\varphi) + r 2b_4 (\sin \varphi + \sin 3\varphi) + \dots
 \end{aligned} \tag{2.10}$$

$$\begin{aligned}
\sigma_{\varphi} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(3 \cos \frac{\varphi}{2} + \cos \frac{3\varphi}{2} \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(-3 \sin \frac{\varphi}{2} - 3 \sin \frac{3\varphi}{2} \right) + 4a_2 \sin^2 \varphi \\
&+ \sqrt{r} \frac{3}{4} a_3 \left(5 \cos \frac{\varphi}{2} - \cos \frac{5\varphi}{2} \right) + \sqrt{r} \frac{3}{4} b_3 \left(5 \sin \frac{\varphi}{2} - 5 \sin \frac{5\varphi}{2} \right) \\
&+ r 2a_4 (3 \cos \varphi - 3 \cos 3\varphi) + r 2b_4 (3 \sin \varphi - \sin 3\varphi) + \dots
\end{aligned} \tag{2.11}$$

$$\begin{aligned}
\tau_{r\varphi} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(\sin \frac{\varphi}{2} + \sin \frac{3\varphi}{2} \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(\cos \frac{\varphi}{2} + 3 \cos \frac{3\varphi}{2} \right) - 2a_2 \sin 2\varphi \\
&+ \sqrt{r} \frac{3}{4} a_3 \left(\sin \frac{\varphi}{2} - \sin \frac{5\varphi}{2} \right) + \sqrt{r} \frac{3}{4} b_3 \left(-\cos \frac{\varphi}{2} + 5 \cos \frac{5\varphi}{2} \right) \\
&+ r 2a_4 (\sin \varphi - 3 \sin 3\varphi) + r 2b_4 (-\cos \varphi + \cos 3\varphi) + \dots
\end{aligned} \tag{2.12}$$

Die aufgestellten Reihenansätze der Spannungskomponenten werden je nach Art des zu lösenden Randwertproblems an geeigneter Stelle abgebrochen. Die $1/\sqrt{r}$ -Glieder stellen die Rißspitzensingularität dar, die durch die Spannungsintensitätsfaktoren K_I und K_{II} charakterisiert wird. Bei dem nichtsingulären Glied der Ordnung r^0 mit dem Koeffizienten a_2 handelt es sich um eine konstante Spannung in x-Richtung, die im folgenden mit σ_{0x} bezeichnet wird. Das konstante Glied mit dem Koeffizienten b_2 ergibt sich aus der Reihenentwicklung zu Null. Für die konstante Spannung in x-Richtung gilt:

$$\sigma_{0x} = 4a_2 \tag{2.13}$$

Die weiteren Glieder der Spannungsverteilung gewinnen mit zunehmendem Abstand von der Rißspitze an Bedeutung. Lediglich die $1/\sqrt{r}$ -Terme finden Eingang in die meisten bruchmechanischen Untersuchungen. In einigen Arbeiten (z.B. Podleschny [19]) wird außerdem die von r unabhängige Spannung in x-Richtung σ_{0x} berücksichtigt. Unter Bezugnahme auf Rice [30] spricht man in der Literatur bei diesem Ausdruck häufig von der T-Spannung. Damit kommt man zu dem 3-Parameter Ansatz von Dally und Sanford [42] zur Beschreibung der Spannungskomponenten in Polarkoordinaten unter Mixed-Mode-Belastung mit Berücksichtigung der konstanten Spannung in x-Richtung σ_{0x} , der folgendermaßen lautet:

$$\begin{aligned}
\sigma_r &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(5 \cos \frac{\varphi}{2} - \cos \frac{3\varphi}{2} \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(-5 \sin \frac{\varphi}{2} + 3 \sin \frac{3\varphi}{2} \right) + \sigma_{0x} \cos^2 \varphi \\
\sigma_{\varphi} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(3 \cos \frac{\varphi}{2} + \cos \frac{3\varphi}{2} \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(-3 \sin \frac{\varphi}{2} - 3 \sin \frac{3\varphi}{2} \right) + \sigma_{0x} \sin^2 \varphi \\
\tau_{r\varphi} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(\sin \frac{\varphi}{2} + \sin \frac{3\varphi}{2} \right) + \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \frac{1}{4} \left(\cos \frac{\varphi}{2} + 3 \cos \frac{3\varphi}{2} \right) - \frac{1}{2} \sigma_{0x} \sin 2\varphi
\end{aligned} \tag{2.14}$$

2.4 Ebene Probleme

In einem Körper unter Belastung entstehen im allgemeinen dreidimensionale Spannungs- und Dehnungszustände, deren Analyse oft nur mit erheblichem numerischen Aufwand möglich ist. Bei der Betrachtung mechanischer und bruchmechanischer Problemstellungen wird deshalb häufig mit ebenen Modellen gearbeitet, da diese im Vergleich zu allgemeinen dreidimensionalen Modellen einfachere Ansätze bieten. Es wird zwischen dem ebenen Spannungszustand (ESZ) und dem ebenen Dehnungszustand (EDZ) unterschieden. Ebene Bauteile, deren Dicke klein gegenüber ihren Abmessungen in der Ebene ist und die ausschließlich durch Kräfte in der Ebene belastet werden, bezeichnet man als Scheiben. Es existieren nur Spannungen in der x-y-Ebene, so daß man von einem ebenen Spannungszustand spricht. Im ESZ tritt zwar eine Querdehnung ε_z in z-Richtung auf, die jedoch über die Querkontraktion durch die Dehnungen ε_x und ε_y in der x-y-Ebene festgelegt ist. Für den ebenen Spannungszustand gilt:

$$\begin{aligned} \sigma_z = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0 \\ \text{ESZ:} \quad \quad \quad \text{und} \end{aligned} \quad (2.15)$$

$$\varepsilon_z = -\frac{\nu}{E}(\sigma_x + \sigma_y) = -\frac{\nu}{1-\nu}(\varepsilon_x + \varepsilon_y)$$

E ist der Elastizitätsmodul und ν die Querkontraktionszahl. Analog definiert man den ebenen Dehnungszustand, bei dem die Verschiebungskomponente in z-Richtung überall Null ist. Ein solcher Zustand tritt in Bauteilen auf, deren Form und Belastung sich in z-Richtung nicht ändert und bei denen eine Längenänderung in z-Richtung durch eine geeignete Lagerung verhindert wird. Beispiele hierfür sind das dickwandige Rohr unter Innendruck, das sich in Längsrichtung nicht ausdehnen kann und die Staumauer eines Staudamms, die ebenfalls nicht in z-Richtung beweglich ist. Im EDZ tritt zwar eine Spannung σ_z auf, die aber durch die Spannungen σ_x und σ_y bestimmt ist. Für den ebenen Dehnungszustand gilt:

$$\begin{aligned} \varepsilon_z = \gamma_{xz} = \gamma_{yz} = 0 \\ \text{EDZ:} \quad \quad \quad \text{und} \end{aligned} \quad (2.16)$$

$$\sigma_z = -\nu(\sigma_x + \sigma_y)$$

Die Betrachtung ebener Probleme in der Bruchmechanik bezieht sich im elastizitätstheoretischen Sinn auf die Belastung von Scheiben. Daraus folgt, daß für die Spannungen und Dehnungen senkrecht zur Scheibenebene je nach Bauteildicke Annahmen getroffen werden müssen. Der ebene Spannungszustand kann mit guter Näherung angenommen werden, wenn die betrachtete Scheibe dünn ist und/oder niedrige Spannungsgradienten vorliegen. Für eine zugbelastete Scheibe mit Riß kann ab einer Entfernung von etwa der halben Probendicke von der Rißspitze aus ein ESZ angenommen

werden [19]. Durch das Einbringen eines Risses wird in dünnen Scheiben unter Last direkt an der Rißspitze ein dreidimensionaler Spannungszustand erzeugt. Aufgrund der Spannungsüberhöhung an der Rißspitze kommt es zu einer starken Gradientenbildung, die nur an der Oberfläche zu einer behinderungsfreien Einschnürung aber zu einer Dehnungsbehinderung benachbarter Probenbereiche im Inneren der Scheibe führt. Die Ausdehnung dieses Gebietes mit dreidimensionalem Spannungszustand ist abhängig von der Bauteildicke. Nur bei großen Bauteildicken läßt sich ein praktisch reiner ebener Dehnungszustand direkt an der Rißspitze über die gesamte Scheibendicke erreichen, da in diesem Fall der Einfluß des EZ an der Oberfläche vernachlässigt werden kann.

2.5 Plastische Zonen an Rißspitzen

In der linear-elastischen Theorie werden an der Rißspitze unendlich große Spannungen berechnet. Diese theoretische Forderung ist von realen Werkstoffen nicht zu erfüllen; bereits kleinste Belastungen würden zu einem Versagen des Bauteils führen. Bei jedem Werkstoff kommt es daher in unmittelbarer Umgebung der Rißspitze zu plastischen Verformungen, die die Spannungsüberhöhung teilweise abbauen. Die Ausbildung dieser plastischen Zonen ist werkstoffabhängig und hat einen Einfluß auf das Bruchverhalten. Damit das Bruchverhalten durch den elastischen Teil des Bauteils bestimmt wird und somit weiterhin die Beziehungen der linear-elastischen Bruchmechanik zur Anwendung kommen, muß die Bedingung erfüllt werden, daß die plastifizierten Gebiete klein gegenüber den anderen Bauteilabmessungen sind. Dieses sind die Forderungen der LEBM, d.h. die Gesamtstruktur verhält sich global betrachtet linear-elastisch. Diese Erweiterung der linear-elastischen Bruchmechanik auf das sogenannte Kleinbereichsflieen (englisch: small scale yielding) besagt, daß die Vorgänge in der plastischen Zone eindeutig von der sie umgebenden Region, die durch den Spannungsintensitätsfaktor dominiert wird und in der die oben angegebenen Gleichungen Gültigkeit haben, bestimmt werden. Für den Fall, daß diese Bedingung nicht mehr zutrifft, muß das Bruchverhalten mit den Methoden der elastisch-plastischen Bruchmechanik beschrieben werden.

Um die Gestalt und die Ausdehnung der plastischen Zone zu beschreiben, wurden verschiedene Modelle entwickelt, die überwiegend für eine Mode-I-Belastung konzipiert sind. Die Größe der plastischen Zone wird dabei wesentlich durch die Fließgrenze σ_F bestimmt. Nach Irwin [3] läßt sich diese Zone als Kreisgebiet mit dem Radius r_p annähern. Die Größe der plastischen Zone eines Mode-I belasteten Bauteils ergibt sich dann für das Ligament (d.h. in x-Richtung mit $\varphi = 0$) unter ebenen Spannungsbedingungen, wenn in Gleichung (2.3) die Spannung σ_y durch die Fließspannung σ_F ersetzt wird:

$$r_p = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_F} \right)^2 \quad (2.17)$$

Die Abschätzung der Fließbereiche mit Hilfe des Fließkriteriums nach von Mises stellt eine weit verbreitete Methode dar. Sie beruht auf den Untersuchungen von McClintock und Irwin [31], die aus der Gestaltänderungshypothese nach von Mises die Form der plastischen Zone sowohl für den ebenen Spannungszustand (ESZ) als auch für den ebenen Dehnungszustand (EDZ) bestimmt haben. Aufgrund der sich unter Mode-I-Belastung ergebenden Form der plastischen Zone ist dieses in der Literatur als Hundeknochen-Modell (englisch: dog-bone-model) bekannt. Die Gestaltänderungshypothese definiert eine Vergleichsspannung σ_v , die in einem einachsigen Spannungszustand die gleiche Beanspruchung hervorruft wie der tatsächlich vorhandene dreidimensionale Spannungszustand. Setzt man nun die Vergleichsspannung σ_v nach von Mises der Fließspannung σ_F aus dem einachsigen Zugversuch gleich, so ergibt sich (s z.B. [7]):

$$\sigma_v = \sqrt{\frac{1}{2} \left((\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 \right)} = \sigma_F \quad (2.18)$$

mit den Hauptspannungen:

$$\begin{aligned} \sigma_{1,2} &= \frac{(\sigma_x + \sigma_y)}{2} \pm \sqrt{\left(\frac{\sigma_x - \sigma_y}{2} \right)^2 + \tau_{xy}^2} \\ \sigma_3 &= 0 \quad (\text{ESZ}) \\ \sigma_3 &= \nu (\sigma_x + \sigma_y) \quad (\text{EDZ}) \end{aligned} \quad (2.19)$$

Durch Einsetzen der Mode-I-Spannungsverteilung aus Gleichung (2.3) ergeben sich die Hauptspannungen zu:

$$\begin{aligned} \sigma_{1,2} &= \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \left(1 \pm \sin \frac{\varphi}{2} \right) \\ \sigma_3 &= 0 \quad (\text{ESZ}) \\ \sigma_3 &= 2\nu \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} \quad (\text{EDZ}) \end{aligned} \quad (2.20)$$

Den Radius der plastischen Zone als Funktion des Winkels φ erhält man, indem die obigen Gleichungen (2.20) in das Fließkriterium nach von Mises (2.18) eingesetzt werden. Die Beziehungen für den ebenen Spannungszustand und den ebenen Dehnungszustand lauten dann wie folgt (siehe z.B. [7]):

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_F^2} \cos^2 \frac{\varphi}{2} \left(1 + 3 \sin^2 \frac{\varphi}{2} \right) \quad (\text{ESZ}) \quad (2.21)$$

$$r_p = \frac{K_I^2}{2\pi\sigma_F^2} \cos^2 \frac{\varphi}{2} \left(1 + 3 \sin^2 \frac{\varphi}{2} - 4\nu(1-\nu) \right) \quad (\text{EDZ})$$

Diese Lösungen führen zu dem bereits angesprochenen Hundeknochen-Modell (siehe Bild 2.4), das die Größe der plastischen Zone über die Dicke einer Scheibe zeigt. Es veranschaulicht die Ausbildung der plastischen Zone an der Rißspitze infolge des jeweils herrschenden Spannungszustandes. Dabei liegt im Inneren der Probe ein ebener Dehnungszustand vor, der mit zunehmender Probendicke bis zur Probenoberfläche hin in den ebenen Spannungszustand übergeht. Die Gleichungen (2.21) beschreiben lediglich näherungsweise die Grenze zwischen elastischem und plastischem Verhalten, da sie auf einer rein elastischen Lösung beruhen.

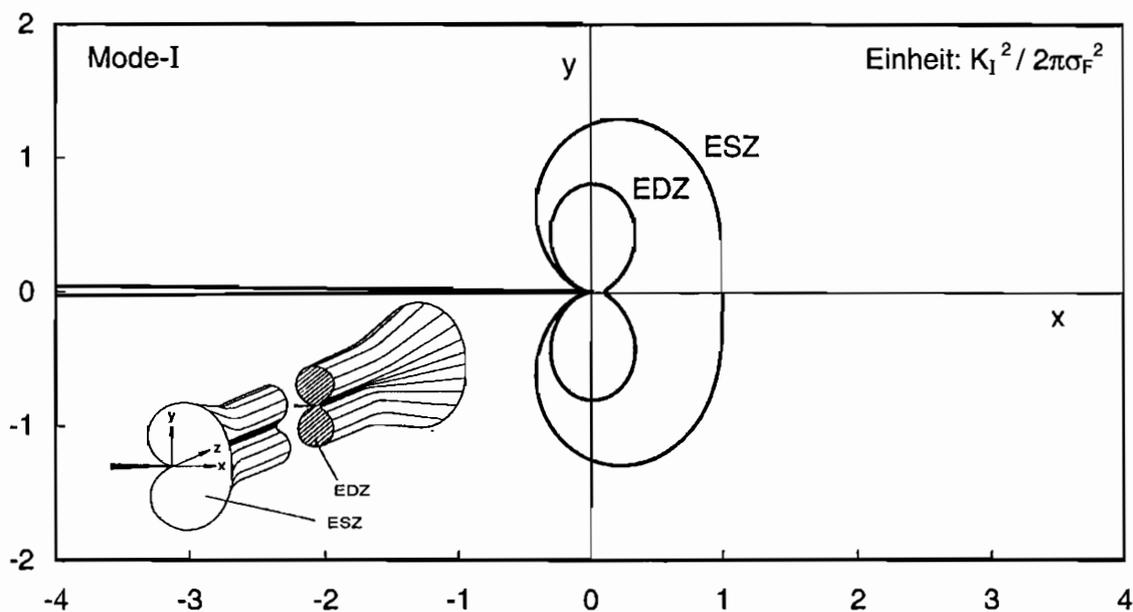


Bild 2.4: Größe der plastischen Zone an der Rißspitze einer Scheibe unter Mode-I-Belastung

Die Beziehungen für eine Mode-II-Belastung lassen sich entsprechend den Beziehungen für die Mode-I-Belastung angeben. Wird die Mode-II-Spannungsverteilung aus Gleichung (2.4) in die Hauptspannungsbeziehungen aus Gleichung (2.19) eingesetzt, so ergeben sich für diesen Fall die Hauptspannungen zu:

$$\begin{aligned}\sigma_{1,2} &= \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \left(-\sin \frac{\varphi}{2} \pm \sqrt{1 - \frac{3}{4} \sin^2 \varphi} \right) \\ \sigma_3 &= 0 \quad (\text{ESZ}) \\ \sigma_3 &= -2\nu \frac{K_{II}}{\sqrt{2\pi r}} \sin \frac{\varphi}{2} \quad (\text{EDZ})\end{aligned} \quad (2.22)$$

Den Radius der plastischen Zone als Funktion des Winkels φ erhält man für die Mode-II-
Belastung ebenfalls, indem die obigen Gleichungen (2.22) in das Von-Mises-Fließkriterium
(2.18) eingesetzt werden. Die Beziehungen für den ebenen Spannungszustand und den ebenen
Dehnungszustand lauten dann folgendermaßen:

$$\begin{aligned}r_p &= \frac{K_{II}^2}{2\pi\sigma_F^2} \left(3 - \frac{9}{4} \sin^2 \varphi + \sin^2 \frac{\varphi}{2} \right) \quad (\text{ESZ}) \\ r_p &= \frac{K_{II}^2}{2\pi\sigma_F^2} \left(3 - \frac{9}{4} \sin^2 \varphi + \sin^2 \frac{\varphi}{2} (1 - 2\nu)^2 \right) \quad (\text{EDZ})\end{aligned} \quad (2.23)$$

Die graphische Darstellung dieser Beziehungen, die wiederum die Grenze zwischen
elastischem und plastischem Verhalten an der Rißspitze repräsentieren, ist in Bild 2.5
dargestellt.

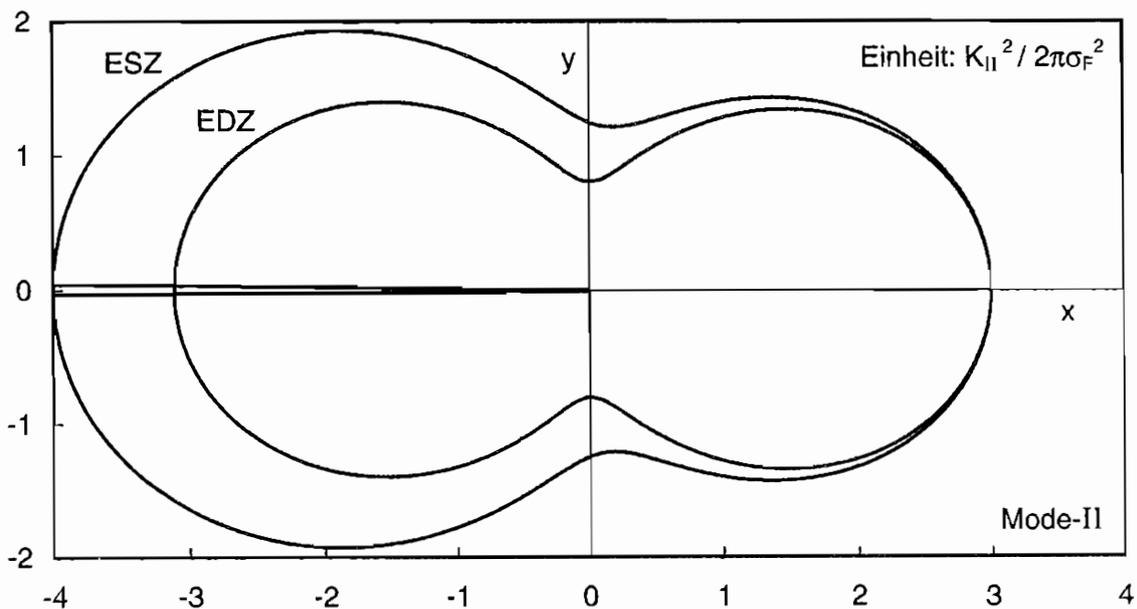


Bild 2.5: Größe der plastischen Zone an der Rißspitze einer Scheibe unter Mode-II-Belastung

2.6 Spannungsintensitätsfaktor K und Bruchzähigkeit K_{Ic}

Der Spannungsintensitätsfaktor K stellt eine Größe zur Beschreibung der Gegebenheiten an der Rißspitze dar. Er beschreibt die Intensität des Spannungsfeldes und ist somit ein Maß für die Gefährlichkeit eines Risses. Beim Überschreiten eines kritischen werkstoffspezifischen Kennwertes beginnt sich der Riß auszubreiten. Die Größe dieses Wertes, bei dem Rißinstabilität eintritt, hängt vom herrschenden Spannungszustand ab. Beim Vorhandensein eines überwiegend ebenen Dehnungszustandes nimmt diese Kenngröße unter Mode-I-Belastung einen unteren Grenzwert an. Dieser untere Grenzwert ist ein von der Probengeometrie unabhängiger Werkstoffkennwert, der als Bruchzähigkeit K_{Ic} bezeichnet wird. Während der Spannungsintensitätsfaktor K ein Maß für die Gefährlichkeit eines Risses darstellt, ist die Bruchzähigkeit K_{Ic} ein Maß für den Widerstand des Werkstoffes gegen eine Rißausbreitung. Aussagen über die Sicherheit eines rißbehafteten Bauteils gegen Versagen durch instabile Rißausbreitung lassen sich durch den Vergleich des an der Rißspitze anliegenden Spannungsintensitätsfaktors mit der Bruchzähigkeit des Bauteilwerkstoffes treffen.

Zur Bestimmung von Bruchzähigkeitswerten wurden Prüfverfahren entwickelt [15, 16], die zur Zeit allerdings nur für die im allgemeinen als wichtiger angesehenen Mode-I-Belastung existieren. Die Richtlinien legen die zur Ermittlung gültiger Bruchzähigkeiten K_{Ic} erforderlichen Mindestabmessungen der Proben, Bedingungen für die Anrißerzeugung, Bereiche zulässiger Belastungsgeschwindigkeiten, Art der Versuchsauswertung etc. im einzelnen fest. Die Einhaltung der Mindestprobenabmessungen ist zwingend erforderlich, um die Bedingungen der linear-elastischen Bruchmechanik bzw. des Kleinbereichsfließens zu erfüllen und geometrieunabhängige Werkstoffkennwerte zu gewährleisten. Die vorgegebenen Kriterien zur Durchführung des K_{Ic} -Tests müssen erfüllt werden, um gültige und zuverlässige Bruchzähigkeitswerte zu erhalten. Falls die Vorgaben nicht befolgt und die Bedingungen nicht erfüllt werden, lassen sich Werte ermitteln, die sowohl größer als auch kleiner als die tatsächlichen geometrieunabhängigen Bruchzähigkeiten sein können. Bei einem auf diese Weise bestimmten Wert handelt es sich nicht um einen Werkstoffkennwert, da die Gültigkeitsbedingungen verletzt wurden. Ein solcher Wert läßt sich somit nicht mit anderen experimentell gewonnenen Daten vergleichen, die unter gültigen Versuchsbedingungen ermittelt wurden.

Für Bruchmechanikversuche bei Mode-II- bzw. Mixed-Mode-Belastung existieren keine genormten Prüfverfahren wie im Mode-I-Fall. Bei der Untersuchung des Ausbreitungsverhaltens von Rissen unter diesen Schub- bzw. überlagerten Normal- und Schubbeanspruchungen ist es daher sinnvoll, sich an die bestehenden Mode-I-Richtlinien anzulehnen, um diese dann sinngemäß zu übertragen. Zur Konzeption eigener Versuche ist

daher die Kenntnis der Prüfverfahren bei Mode-I-Belastung erforderlich. Ihr Verständnis bildet die Grundlage für die Einordnung und Interpretation von Versuchsergebnissen aus der Literatur. Wesentliche Aspekte dieser Richtlinien müssen insofern eingehend behandelt werden, wie sie für das Verständnis der Zusammenhänge bei Mode-II erforderlich sind.

Nach der Norm ASTM E 399 [15] muß die Größe der plastischen Zone klein gegenüber den Probendimensionen sein, um einerseits im Gültigkeitsbereich der linear-elastischen Bruchmechanik bzw. des Kleinbereichsfließens zu liegen und andererseits den ebenen Dehnungszustand anzunähern. Daraus ergeben sich folgende Forderungen für die erforderlichen Mindestprobenabmessungen eines gültigen K_{Ic} -Tests:

$$a, B, H, (W-a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_F} \right)^2 \quad (2.24)$$

Die Probendimensionen müssen ein Vielfaches der Größe der plastischen Zone darstellen, wobei die Größe der plastischen Zone im wesentlichen durch das Verhältnis des Quadrates von Bruchzähigkeit zur Fließspannung $(K_{Ic}/\sigma_F)^2$ beschrieben wird. Die Probenabmessungen (Rißlänge a , Probendicke B , Probenhöhe H und Ligamentlänge $(W-a)$) sind anhand der Kompaktzugprobe (CT-Probe, englisch: compact tension), die für bruchmechanische Untersuchungen am häufigsten verwendet wird, in Bild 2.6 dargestellt. Gleichung (2.24) basiert auf experimentellen Untersuchungen an Stählen und Aluminiumlegierungen zur Bestimmung größenunabhängiger Bruchzähigkeitswerte (siehe u.a. [34] und Literatur in [15]).

Die Grundlagen der Forderungen in Gleichung (2.24) werden im folgenden näher erläutert. Dabei wird unterschieden zwischen den Probenabmessungen in Dickenrichtung (d.h. z-Richtung) der Probe und den Probenabmessungen in der Probenebene (d.h. y- und x-Richtung in Bild 2.6).

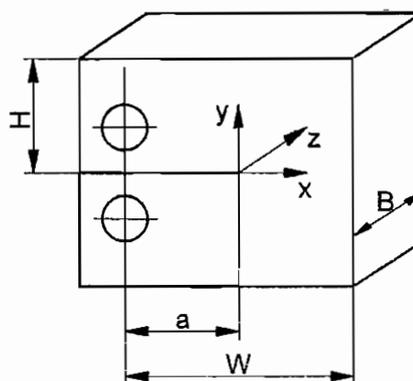


Bild 2.6: Probenabmessungen anhand der CT-Probe

Die Dickenbedingung ergibt sich aus der Betrachtung der plastischen Zone an der Rißspitze (siehe Bild 2.4). An der Probenoberfläche liegt ein ebener Spannungszustand (ESZ) und in der Probenmitte ein ebener Dehnungszustand (EDZ) vor. Damit entlang der Rißfront ein dominierender EDZ herrscht, d.h. die Gebiete unter ebener Spannung an der Oberfläche der Probe gegnber denen unter ebener Dehnung im Probeninneren vernachlässigt werden können, muß die Probendicke B hinreichend groß sein. Das ist erfüllt für:

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_F} \right)^2 \quad (2.25)$$

Die Forderung, daß die Probendicke groß gegnber der plastischen Zone sein muß, um an der Rißspitze einen dominierenden ebenen Dehnungszustand zu erhalten, verdeutlicht Bild 2.7. Es zeigt den schematischen Verlauf gemessener kritischer Spannungsintensitätsfaktoren als Funktion der normierten Probendicke $(B/(K_{Ic}/\sigma_F)^2)$. Die an willkürlichen Probendicken gemessenen kritischen Spannungsintensitätsfaktoren werden entsprechend den Vorgaben nach ASTM E 399 [15] mit K_{IQ} bezeichnet. Für Probendicken größer als $2,5 (K_{Ic}/\sigma_F)^2$ stellt sich ein konstanter Wert ein. Das Bruchverhalten an Proben dieser Dicke wird durch einen an der Rißspitze überwiegend ebenen Dehnungszustand kontrolliert. Diese untere Grenze gibt die Bruchzähigkeit K_{Ic} an und stellt eine geometrieunabhängige Werkstoffkenngre dar. Die Bruchflächen weisen in diesem Bereich einen spröden Trenn- oder Normalspannungsbruch mit nur sehr kleinen Scherlippen auf. Bei kleineren Probendicken ($< 2,5 (K_{Ic}/\sigma_F)^2$) herrscht ein allgemeiner dreidimensionaler Spannungszustand an der Rißspitze. Die unter diesen Bedingungen bestimmten kritischen Werte K_{IQ} liegen höher und überschätzen den Bruchwiderstand. In diesem Fall zeigt das makroskopische Bruchbild ausgeprägte

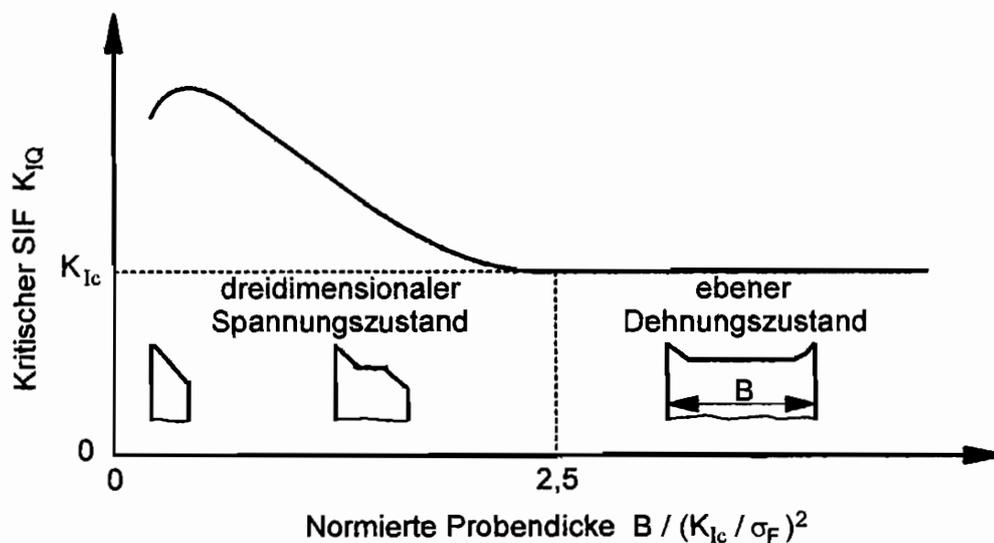


Bild 2.7: Abhängigkeit des kritischen Spannungsintensitätsfaktors K_{IQ} von der Probendicke

Schubbruchanteile mit entsprechenden Scherlippen, da sich aufgrund des stärker ausgeprägten ebenen bzw. dreidimensionalen Spannungszustandes eine größere plastische Zone bildet. Dieses Verhalten spiegelt sich ebenfalls im Kraft-Rißöffnungsschrieb wieder, der während des Versuches aufgezeichnet wird. Er zeigt ein deutliches aber insgesamt noch als gering anzusehendes plastisches Verhalten (s.a. [15] und Kap. 3.3). Mit zunehmender Proben- bzw. Bauteildicke nimmt die Dehnungsbehinderung an der Rißspitze zu und es ist ein wachsender Normalspannungsbruchanteil zu beobachten, der ab der Dicke $(2,5 (K_{Ic}/\sigma_F)^2)$ zum bestimmenden Bruchmerkmal wird. Lediglich an der Oberfläche können sich infolge des dort vorliegenden ebenen Spannungszustandes Scherlippen ausbilden. Die Kraft-Rißöffnungsschriebe zeigen in diesem Bereich ein lineares Verhalten bis zum Bruch.

Neben der Dickenbedingung (z-Richtung) ergeben sich die Kriterien für die Mindestabmessungen in der Probenebene (y- und x-Richtung) aus der Betrachtung der plastischen Zone an der Rißspitze im Vergleich zu den Probendimensionen (siehe Bild 2.4). Die plastische Zone muß klein im Verhältnis zur Probengröße in y- und x-Richtung sein, um das globale Probenverhalten mit der linear-elastischen Bruchmechanik bzw. dem Kleinbereichsfließen beschreiben zu können. Die singularitätsdominierte Zone, in der das Rißspitzenverhalten durch den Spannungsintensitätsfaktor beschrieben wird, muß außerhalb der plastischen Zone liegen. D.h., damit die Probe ein global linear-elastisches Verhalten zeigt, müssen die Probenabmessungen in der Probenebene groß gegenüber der plastischen Zone sein. Das ist erfüllt für:

$$a, H, (W-a) \geq 2,5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_F} \right)^2 \quad (2.26)$$

Bild 2.8 stellt diese Abhängigkeit schematisch dar. Es gibt exemplarisch für die Ligamentlänge als Probenabmessung in der Probenebene den Einfluß der Größe der plastischen Zone auf den kritischen Spannungsintensitätsfaktor wieder [32, 33]. Dabei entsprechen die kritischen Spannungsintensitätsfaktoren K_{IQ} den Werten, wie sie nach ASTM E 399 [15] ermittelt werden. Überschreiten die Probendimensionen in der Probenebene - in diesem Fall die Ligamentlänge $(W-a)$ - den Wert von $2,5 (K_{Ic}/\sigma_F)^2$, ergibt sich als konstante Größe die Bruchzähigkeit K_{Ic} . Bei kleineren Probenabmessungen $(< 2,5 (K_{Ic}/\sigma_F)^2)$ ist die plastische Zone im Vergleich zu den Probendimensionen so groß, daß die Bedingungen zur Anwendung der LEBM bzw. des Kleinbereichsfließens nicht mehr gegeben sind. Werden in diesem Bereich K_{IQ} -Werte den Vorgaben [15] entsprechend bestimmt, so sind diese Werte kleiner als die Bruchzähigkeit K_{Ic} und damit zu konservativ.

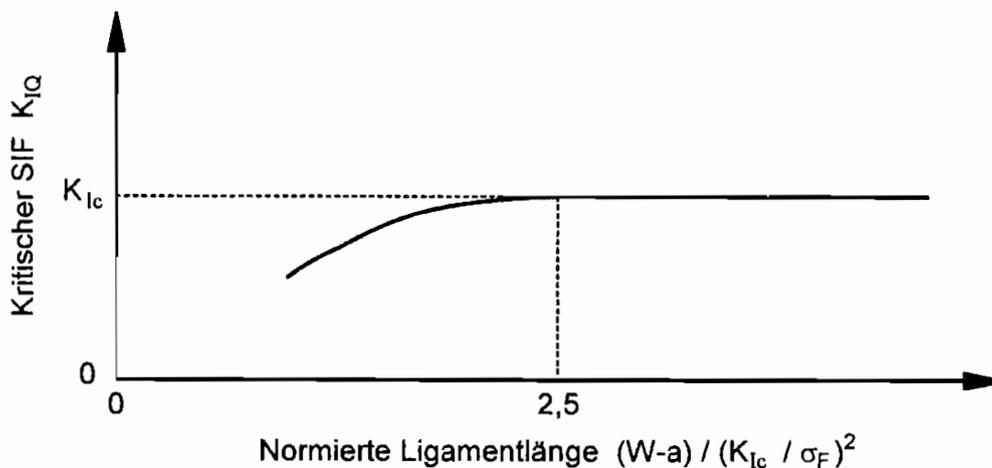


Bild 2.8: Abhängigkeit des kritischen Spannungsintensitätsfaktors K_{IQ} von der Ligamentlänge

Bruchzähigkeitswerte K_{Ic} sind für viele Werkstoffe bestimmt worden. Wie alle Werkstoffkennwerte hängt ihre Größe von den Versuchsparametern (Prüftemperatur, Probenorientierung, Belastungsrate etc.) ab. Eine globale Übersicht läßt sich z.B. Blumenauer und Pusch [6] entnehmen.

2.7 Energiebetrachtung und Bruchkriterien

Bruchmechanische Konzepte haben das Ziel, rißbehaftete Strukturen hinsichtlich ihrer Bruchsicherheit zu bewerten. Es existieren unterschiedliche Kriterien, die eine von der Belastung und der Riß- und Bauteilgeometrie abhängige charakteristische Beanspruchungsgröße einem entsprechenden Werkstoffkennwert gegenüberstellen. Die Beschreibung bruchmechanischer Probleme mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors wurde prinzipiell bereits im vorherige Abschnitt besprochen. Es läßt sich am Beispiel der Mode-I-Belastung als Bruchkriterium folgendermaßen formulieren:

$$K_I \geq K_{Ic} \quad (2.27)$$

Demnach tritt ein kritischer Zustand, d.h. instabile Rißverlängerung, ein, wenn der aktuelle Spannungsintensitätsfaktor K_I den Wert der Bruchzähigkeit K_{Ic} erreicht bzw. diesen übersteigt. Eine andere Möglichkeit, das Bruchverhalten zu erfassen, besteht in der Betrachtung der Energiebilanz bei Rißinstabilität. Dieses auf Griffith [1] zurückgehende Kriterium basiert auf einer Bilanz der bei Rißausbreitung umgesetzten Energiebeträge. Es besagt, daß in einem ideal-elastischen Werkstoff instabiles Rißwachstum nur dann auftreten kann, wenn die bei einer infinitesimal kleinen Rißverlängerung δa freigesetzte Energie U_a den

für die Bildung neuer RiBoberflächen erforderlichen Oberflächenenergiebedarf U_γ übersteigt. Im eigentlichen Sinn handelt es sich um eine scheinbare Oberflächenenergie (englisch: apparent surface energy), die erforderlich ist, um die plastische Zone voranzutreiben. Reißinstabilität tritt ein, wenn die freiwerdende Energie größer ist als die verbrauchte Energie. Die Bedingung für eine spröde Reißausbreitung kann demnach folgendermaßen formuliert werden (siehe z.B. Hahn [8]):

$$\frac{\partial U_a}{\partial a} \geq \frac{\partial U_\gamma}{\partial a} \quad (2.28)$$

Diese Betrachtungsweise wurde von Irwin [2] aufgegriffen, der den auf die Probendicke B bezogenen energiefreisetzenden Term in Gleichung (2.28) zu Ehren von Griffith als Energiefreisetzungsrate G bezeichnete. Der Ausdruck für die Energiefreisetzungsrate lautet damit folgendermaßen:

$$G = \frac{1}{B} \frac{\partial U_a}{\partial a} \quad (2.29)$$

Die Energiefreisetzungsrate G ist die freiwerdende und folglich für die Reißerweiterung zur Verfügung stehende Energie, die sich bei einer Reißverlängerung um δa ergibt. Diese Größe kann entsprechend Gleichung (2.28) zur Aufstellung eines Bruchkriteriums herangezogen werden. Stellt man - wieder am Beispiel der Mode-I-Belastung - die Energiefreisetzungsrate G_I einem experimentell ermittelten, materialspezifischen kritischen Wert G_{Ic} gegenüber, so läßt sich Gleichung (2.28) entsprechend Gleichung (2.27) als Bruchkriterium in der Form

$$G_I \geq G_{Ic} \quad (2.30)$$

definieren. Instabile Reißverlängerung tritt ein, wenn der Betrag der Energiefreisetzungsrate G_I größer als der werkstoffspezifische Kennwert G_{Ic} ist. Für dessen Ermittlung gelten die gleichen Bedingungen und Kriterien, wie sie bei der Diskussion des K_{Ic} -Wertes angeführt wurden, d.h. im wesentlichen vernachlässigbar kleine Abmessungen der plastischen Zone gegenüber den Probendimensionen.

Der durch die Energiefreisetzungsrate G beschriebene Energieaufwand zur Reißverlängerung steht in Zusammenhang mit der durch den Spannungsintensitätsfaktor K ausgedrückten Spannungsintensität an der Reißspitze. Aus der Kenntnis der Spannungsverteilung vor dem Reiß und den sich daraus ergebenden Verschiebungen der Reißufer läßt sich die Energie ermitteln, die benötigt wird, um einen Reiß um das infinitesimal kleine Stück δa zu verlängern. Der Zusammenhang zwischen Energiefreisetzungsrate und Spannungsintensitätsfaktor läßt sich nach Irwin [2] wie folgt darstellen:

$$\begin{aligned} \text{Mode-I:} \quad G_I &= \frac{1}{E} K_I^2 && \text{(ESZ)} \\ G_I &= \frac{1-\nu^2}{E} K_I^2 && \text{(EDZ)} \end{aligned} \quad (2.31)$$

bzw.

$$\begin{aligned} \text{Mode-II:} \quad G_{II} &= \frac{1}{E} K_{II}^2 && \text{(ESZ)} \\ G_{II} &= \frac{1-\nu^2}{E} K_{II}^2 && \text{(EDZ)} \end{aligned} \quad (2.32)$$

Die Energiefreisetzungsrate G repräsentiert einen entscheidenden Parameter sowohl für die Initiierung eines Risses als auch für den Rißfortschritt. Je größer der Betrag der Energiefreisetzungsrate ist, desto mehr Energie steht dem Riß zur Verfügung, so daß er sich mit höherer Geschwindigkeit über größere Distanzen ausbreiten kann. Für ein Bruchkriterium kann der werkstoffspezifische Grenzwert der Energiefreisetzungsrate in Bruchzähigkeiten ausgedrückt werden (z.B. $G_{Ic} = f(K_{Ic})$). Damit bekommt die Bruchzähigkeit eine physikalische Bedeutung und das Bruchkriterium (Gl. (2.27)) ist physikalisch begründet. Bei den Energiefreisetzungsraten handelt es sich um Energien, die im Gegensatz zu den Spannungsintensitätsfaktoren auch unter gemischten Belastungen addiert werden können:

$$G = G_I + G_{II} \quad (2.33)$$

Ein Äquivalent zur linear-elastischen Energiefreisetzungsrate G repräsentiert im Rahmen der elastisch-plastischen Bruchmechanik das J-Integral, das von Rice [4] für elastisch-plastisches Werkstoffverhalten aus der Deformationstheorie der Plastizität abgeleitet wurde. Es gilt:

$$J = \frac{1}{B} \frac{\partial U_a}{\partial a} \quad (2.34)$$

Bei linear-elastischer Verformung ist das J-Integral identisch mit der Energiefreisetzungsrate G . Das J-Integral beschreibt wie die Energiefreisetzungsrate G die für eine Rißerweiterung um δa zur Verfügung stehende Energie. Es läßt sich folgendermaßen darstellen:

$$J = \int_{\Gamma} \left(\bar{U} dy - \bar{\sigma} \frac{\partial \bar{u}}{\partial x} ds \right) \quad (2.35)$$

Dieses Linienintegral ist wegunabhängig und erstreckt sich über eine frei wählbare geschlossene Kontur Γ um die Rißspitze, wobei \bar{U} die Dehnungsenergiedichte und $\bar{\sigma}$ bzw. \bar{u} den Spannungs- bzw. den Verschiebungsvektor entlang des geschlossenen Integrationsweges Γ darstellen. Die Wegunabhängigkeit erlaubt es, das J-Integral auch bei Vorliegen elastisch-

plastischen Materialverhaltens an der Rißspitze über Konturen in elastischen Bereichen zu berechnen, die weit genug von der Rißspitze entfernt liegen. Bei der Bestimmung des J-Integrals unter linear-elastischen Werkstoffbedingungen entsprechen die J-Werte der Energiefreisetzungsrates G und es können demnach die Gleichungen (2.31 u. 2.32) Anwendung finden. Unter gemischten Beanspruchungsbedingungen gilt in diesem Fall für den Zusammenhang zwischen J-Integral und den Spannungsintensitätsfaktoren die folgende Beziehung:

$$J = \frac{1}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) \quad (\text{ESZ})$$

$$J = \frac{1-\nu^2}{E} (K_I^2 + K_{II}^2) \quad (\text{EDZ}) \quad (2.36)$$

Zur Bewertung des Bruchverhaltens unter überlagerter Normal- und Schubbeanspruchung (Mixed-Mode) bzw. reiner Mode-II-Belastung wurden in der Vergangenheit eine Vielzahl von Bruchkriterien entwickelt und experimentell untersucht. Einen Überblick geben u.a. die Arbeiten von Broek [5], Richard [17], Tenhaeff [18] und Podleschny [19]. Eine wesentliche Rolle bei diesen Kriterien spielt die Richtung, in die ein initiiertes Riß verläuft. Unter reinen Mode-I-Bedingungen breitet sich der Riß koplanar zur Ebene des Ausgangsrisses, d.h. in Richtung seiner ursprünglichen Orientierung, senkrecht zur Belastung aus. Im Gegensatz dazu kommt es bei der Initiierung unter Mixed-Mode-Verhältnissen bzw. reinen Schubbelastungen zu einem Abknicken des Risses. Um Aussagen über die Rißausbreitungsrichtung treffen zu können, sind zusätzliche Kriterien erforderlich. Der Einfluß der Rißausbreitungsrichtung bei der Bestimmung von Energiefreisetzungsrates wurde ausführlich von Podleschny [19] untersucht. Die Einbeziehung der konkreten Verhältnisse am abgelenkten Riß ermöglichte es ihm, aus dem Vergleich von bestehenden Theorien mit experimentellen Untersuchungen ein neues Bruchkriterium auf der Grundlage der elastischen Energie des Rispitzennahfeldes herzuleiten. Als Kriterium für die Rißausbreitungsrichtung wurde das Tangentialspannungskriterium nach Erdogan und Sih [35] benutzt, dessen Gültigkeit durch eine Reihe experimenteller Untersuchungen Bestätigung fand [17, 18]. Das Kriterium besagt, daß die Rißausbreitung senkrecht zur maximalen Tangentialspannung $\sigma_{\varphi_{\max}}$ stattfindet. An der Stelle des Maximums von σ_{φ} wird der Wert der Schubspannung $\tau_{r\varphi}$ gleich Null (Bild 2.9). Folglich repräsentiert $\sigma_{\varphi_{\max}}$ gleichzeitig eine Hauptnormalspannung ($\sigma_{\varphi_{\max}} = \sigma_1$). Nach der Initiierung steht die Rißspitze unter reiner Mode-I-Belastung, ohne daß eine zusätzliche Scherbelastung am initiierten Riß vorliegt. Die Beziehung zur Bestimmung des Riablenkwinkels φ_0 erhält man durch partielle Ableitung der Spannungskomponente σ_{φ} (siehe Gl. (2.5 u. 2.6)) nach der Polarkoordinate φ mit

$$\frac{\partial \sigma_\varphi}{\partial \varphi} = 0 \quad \text{und} \quad \frac{\partial^2 \sigma_\varphi}{\partial \varphi^2} < 0 \quad (2.37)$$

oder über die Bedingung, daß die Schubspannung verschwindet ($\tau_{r\varphi} = 0$). Daraus ergibt sich die folgende Bestimmungsgleichung:

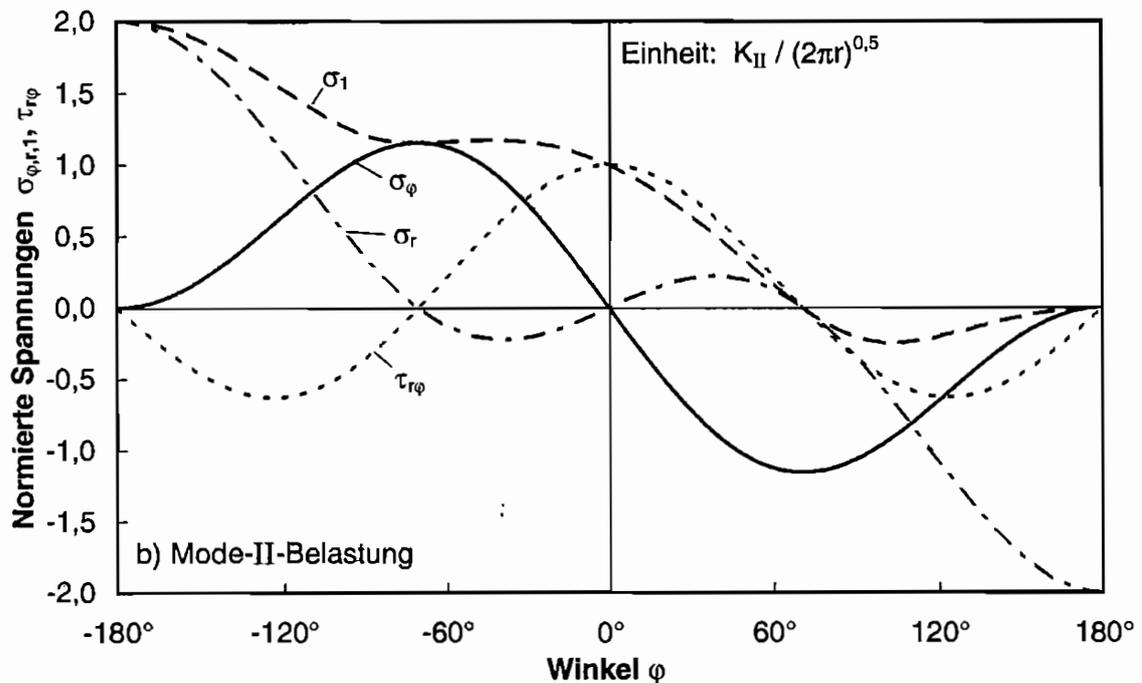
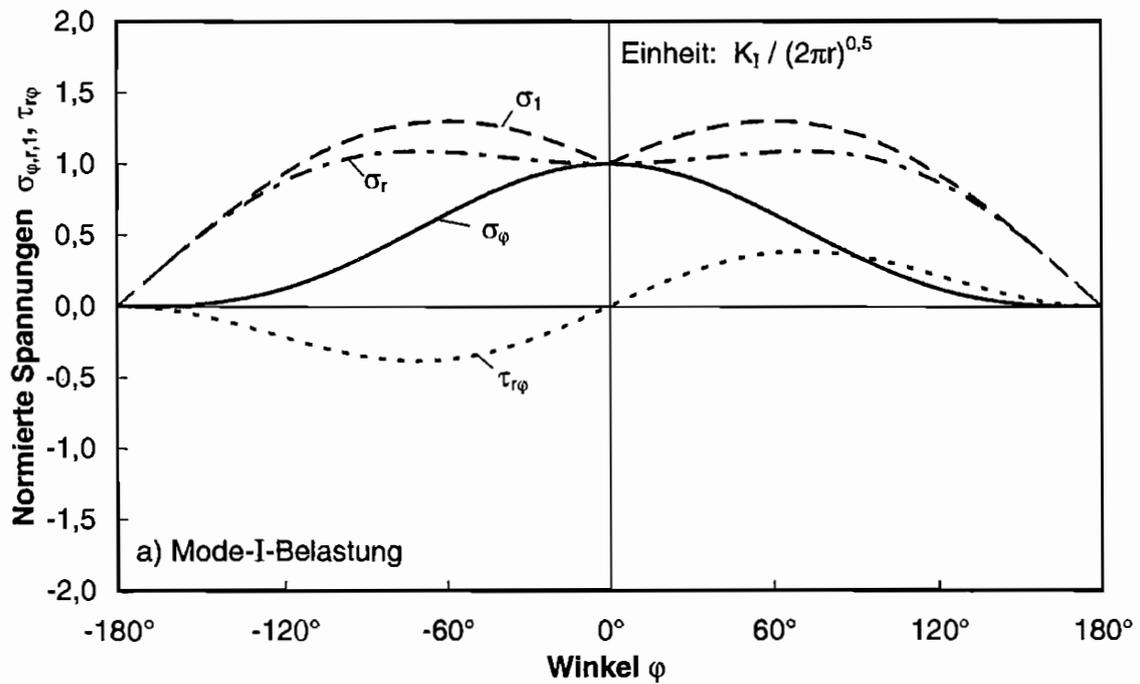


Bild 2.9: Spannungsverteilung (normiert) in der Umgebung einer Rißspitze unter a) Mode-I- und b) Mode-II-Belastung

$$\cos \frac{\varphi}{2} [K_I^{cr} \sin \varphi + K_{II}^{cr} (3 \cos \varphi - 1)] = 0 \quad (2.38)$$

Von dieser Gleichung liefert lediglich der Term in eckigen Klammern eine Bedingung zur Ermittlung des Bruchwinkels φ_0 , wobei sich dieser Ausdruck wie folgt umformen läßt (s. z.B. [17]):

$$\varphi_0 = -\arccos \left(\frac{3K_{II}^{cr2} + K_I^{cr} \sqrt{K_I^{cr2} + 8K_{II}^{cr2}}}{K_I^{cr2} + 9K_{II}^{cr2}} \right) \quad (2.39)$$

Diese Beziehung (2.39) zeigt, daß der Bruchwinkel φ_0 von den kritischen Spannungsintensitätsfaktoren K_I^{cr} und K_{II}^{cr} bei der Reißinitiierung abhängt. In Bild 2.10 ist der Bruchwinkel φ_0 in Abhängigkeit eines speziellen Mixed-Mode-Verhältnisses ($K_{II}^{cr} / (K_I^{cr} + K_{II}^{cr})$) aufgetragen. Die Wahl dieses Verhältnisses erlaubt die Darstellung von gemischten Belastungen in einem Wertebereich von 0 bis 1. Dabei ist die reine Mode-I-Belastung durch den Wert 0 und die reine Mode-II-Belastung durch den Wert 1 repräsentiert. Die Analyse der Bruchwinkel ergibt für eine reine Zugbelastung ($K_I \neq 0, K_{II} = 0$) einen Reißverlauf in der ursprünglichen Richtung, d.h. $\varphi_0 = 0$. Durch die Überlagerung mit einem Schubbeanspruchungsanteil kommt es zu einer Reißablenkung, die mit wachsender Mode-II-Belastung immer ausgeprägter wird. Unter reinen Mode-II-Bedingungen ($K_I = 0, K_{II} \neq 0$) ergibt sich schließlich ein maximaler Bruchwinkel von $\varphi_0 = -70,5^\circ$. Ein negativer K_{II} -Wert, der gleichbedeutend mit einer negativen Schubspannung ist, führt über Gleichung (2.38) zu

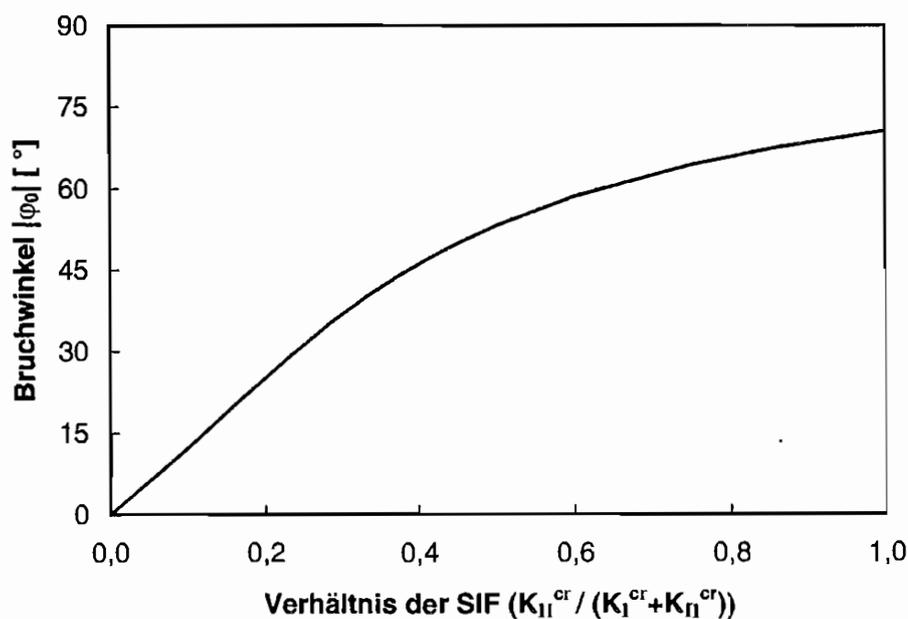


Bild 2.10: Bruchwinkel nach dem Tangentialspannungskriterium

einem positiven Ablenkwinkel. Die grundsätzlichen Verhältnisse sind in Bild 2.11 schematisch dargestellt.

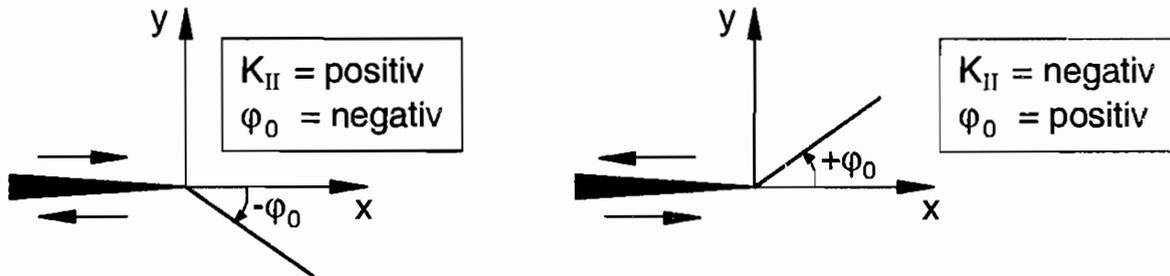


Bild 2.11: Schematische Darstellung der Rißablenkung bei Mixed-Mode- bzw. Mode-II-Beanspruchung von Rissen

Eine anschauliche Darstellung der Bruchkriterien zur Bestimmung kritischer Spannungsintensitätsfaktoren K^{cr} bei überlagerter Normal- und Schubbeanspruchung (Mixed-Mode) erfolgt in Form von Bruchgrenzkurven. Diese werden aufgrund theoretischer Überlegungen anhand unterschiedlicher Bruchhypothesen aufgestellt (s. z.B. [19]). Da zur Ermittlung eines kritischen Spannungsintensitätsfaktors unter Mixed-Mode-Belastung die K -Faktoren der einzelnen Belastungsarten nicht addiert werden können (s.o. und z.B. [8]), werden unter gemischter Beanspruchung die resultierenden kritischen K_I^{cr} - und K_{II}^{cr} -Werte in entsprechenden Diagrammen aufgetragen, aus denen sich eine experimentelle Grenzkurve ergibt. Diese experimentell ermittelten Daten werden mit den theoretischen Bruchgrenzkurven der spezifischen Bruchkriterien verglichen. Bild 2.12 zeigt die schematische Darstellung einer Bruchgrenzkurve, wobei eine Achse den Spannungsintensitätsfaktor für die Mode-I-Belastung und die andere Achse den Spannungsintensitätsfaktor für die Mode-II-Belastung darstellt. Unter reiner Mode-I-Belastung tritt instabiles Rißwachstum ein, sobald der Spannungsintensitätsfaktor an der Rißspitze den Wert der Bruchzähigkeit K_{Ic} erreicht. Das gleiche Verhalten gilt für die Mode-II-Achse. Auch hier tritt Rißinstabilität auf, sobald der aktuelle K_{II} -Wert die Größe der Bruchzähigkeit unter Mode-II-Belastung annimmt. Für gemischte Beanspruchungen kann allerdings nicht davon ausgegangen werden, daß die Bruchzähigkeiten K_{Ic} und K_{IIc} die kritischen Grenzwerte repräsentieren. Unter Mixed-Mode-Bedingungen lassen sich kritische Spannungsintensitätsfaktoren K_I^{cr} und K_{II}^{cr} finden, deren Größe und Verhältnis vom entsprechenden Belastungsanteil abhängt. Instabile Rißausbreitung tritt ein, wenn an der Rißspitze die Werte von K_I^{cr} und K_{II}^{cr} erreicht werden und somit der Belastungszustand auf der Bruchgrenzkurve liegt. Um theoretische Bruchkriterien und experimentelle Ergebnisse unterschiedlicher Werkstoffe innerhalb eines Diagrammes vergleichen zu können, erfolgt

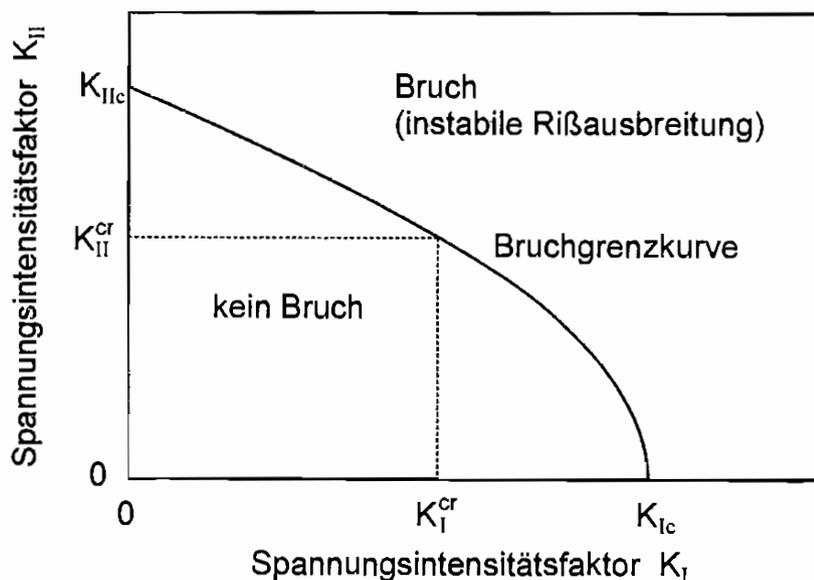


Bild 2.12: Schematische Darstellung der Bruchgrenzkurve für Mixed-Mode-Belastung

üblicherweise eine normierte Darstellung der Spannungsintensitätsfaktoren. Für diese allgemeine Normierung und somit dimensionslose Auftragung werden sowohl die Mode-I- als auch die Mode-II-Werte üblicherweise auf die jeweiligen Bruchzähigkeitswerte K_{Ic} bezogen.

Die auf theoretischen Überlegungen basierenden Hypothesen unterscheiden sich in ihren Aussagen insbesondere im Mode-II-nahen Bereich. Je nach Bruchkriterium werden Bruchzähigkeiten bei reiner Mode-II-Belastung K_{IIc} vorausgesagt, die kleiner, gleich oder größer als K_{Ic} sind [17-19]. Leider liefern auch die bisher bekannten Versuchsergebnisse, zum Teil innerhalb derselben Werkstoffgruppe, widersprüchliche Aussagen, die auf die unterschiedlichen Probenformen bzw. Probenabmessungen und Auswertemethoden zurückzuführen sind (siehe auch [18]). Bild 2.13 zeigt schematisch die experimentell ermittelten, kritischen Spannungsintensitätsfaktoren bei Rißinitiierung für unterschiedliche Werkstoffe in Form von angenäherten Bruchgrenzkurven. Die zugrunde liegenden Daten wurden den Arbeiten von Podleschny [19], Tenhaeff [18] und Richard [17] entnommen. Die stark unterschiedlichen Ergebnisse gerade im Mode-II-nahen Bereich machen deutlich, daß es nicht möglich ist, eine Bruchgrenzkurve für alle Werkstoffe aufzustellen. Das Verhältnis von K_{IIc}/K_{Ic} variiert in einem Bereich von 0,8 bis 2,5. Die Ergebnisse zeigen, daß die Bruchzähigkeitswerte unter Mode-II-Belastung sowohl größer als auch kleiner als die Bruchzähigkeitswerte unter Mode-I-Belastung sein können.

Stellvertretend für alle anderen soll an dieser Stelle das empirische Bruchkriterium nach Richard [17] vorgestellt werden, mit dem sich die Verhältnisse an der Rißspitze unter Mixed-

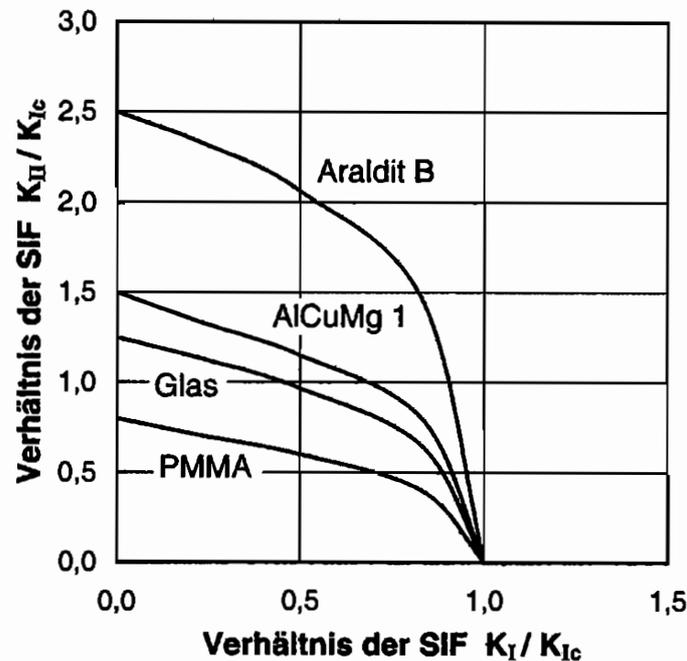


Bild 2.13: Experimentell ermittelte, kritische Spannungsintensitätsfaktoren unterschiedlicher Werkstoffe nach [17-19] (schematisch)

Mode-Belastung mit Hilfe eines Vergleichsspannungsintensitätsfaktors K_V beschreiben lassen. Dieser ist definiert zu:

$$K_V = \frac{1}{2} K_I + \frac{1}{2} \sqrt{K_I^2 + 4(\alpha_1 K_{II})^2} \quad (2.40)$$

mit:

$$\alpha_1 = \frac{K_{Ic}}{K_{IIc}}$$

Der Parameter α_1 erlaubt es, das Kriterium an Bruchgrenzkurven unterschiedlicher Werkstoffe anzupassen. Voraussagen über das Bruchverhalten lassen sich allerdings erst dann treffen, wenn zunächst α_1 für jeden Werkstoff aus dem Verhältnis der beiden Bruchzähigkeiten K_{Ic}/K_{IIc} experimentell bestimmt wurde, so daß eine Beurteilung beliebiger Mixed-Mode-Verhältnisse möglich ist. In Analogie zu Gleichung (2.27) ergibt sich als Bruchkriterium

$$K_V(K_I, K_{II}) \geq K_{Ic} \quad (2.41)$$

indem der Vergleichsspannungsintensitätsfaktor K_V aus Gleichung (2.40) mit dem Werkstoffkennwert K_{Ic} verglichen wird. Instabile Rißausbreitung tritt ein, wenn die Vergleichsgröße der Beanspruchung den Wert der Mode-I-Bruchzähigkeit überschreitet.

3. Untersuchungsmethoden

Zur Untersuchung der Spannungsverteilung in der Umgebung eines Risses bzw. zur Bestimmung der Spannungsintensitätsfaktoren werden unterschiedliche experimentelle und rechnerische Verfahren angewendet. Bei der rechnerischen Bestimmung der K-Faktoren bieten sich grundsätzlich verschiedene Wege an, die entweder exakte Lösungen heranziehen oder numerische Verfahren einsetzen. Die analytischen Lösungen, die sich in der Regel auf einfache Proben- und Rißgeometrien beschränken, lassen sich in den genannten Handbüchern [25, 26] nachlesen. Die Beziehungen zur Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren können entweder direkt entnommen oder bei komplexeren Problemen mit Hilfe des Superpositionsprinzips ermittelt werden. Zur Untersuchung unterschiedlicher Lastfälle am gleichen Bauteil bietet sich die Methode der Gewichtsfunktionen an, mit der sich die Spannungsintensitätsfaktoren aus einer bekannten Referenzlösung berechnen lassen. Allerdings können mit diesen Verfahren komplexere Problemstellungen häufig nicht mehr gelöst werden. Deshalb kommen zur rechnerischen Ermittlung des Beanspruchungszustandes an rißbehafteten Bauteilen numerische Verfahren (z.B. Kollokationsmethode, Differenzenverfahren, Randelementemethode, Finite-Elemente-Methode) zum Einsatz. Das am häufigsten eingesetzte und auch in dieser Arbeit verwendete Verfahren ist die Finite-Elemente-Methode, die im folgenden noch separat behandelt wird. Bei den experimentellen Methoden unterscheidet man zwischen Verfahren, die in erster Linie Informationen über Dehnungen und Verschiebungen liefern, wie z.B. die Dehnungsmeßstreifen- oder die Moiré-Technik [36, 37], und Verfahren, die Spannungen bzw. Spannungskonzentrationen ermitteln, wozu die Spannungsoptik [38] und das Schattenoptische Kaustikenverfahren [39] gehören. Im folgenden wird eine Einführung in die Spannungsoptik unter Berücksichtigung der speziellen bruchmechanischen Erfordernisse gegeben. Die experimentell oder numerisch bestimmten Beziehungen zur Ermittlung der Spannungsintensitätsfaktoren bilden die Grundlage bei der Bestimmung von Bruchzähigkeitswerten. Für die verwendeten Proben mit ihren Belastungsvorrichtungen ist die Kenntnis des Zusammenhanges zwischen aufgebrachtener Beanspruchung und resultierendem Spannungsintensitätsfaktor erforderlich. Im dritten Kapitel werden die prinzipielle Vorgehensweise und der Versuchsablauf bei der experimentellen Ermittlung von Bruchzähigkeitskennwerten dargestellt.

3.1 Finite-Elemente-Methode

Aufgrund der oft komplizierten Geometrie beliebig geformter rißbehafteter Bauteile ist eine analytische Lösung mit den zur Verfügung stehenden kontinuumsmechanischen Methoden nicht möglich, so daß auf geeignete numerische Lösungswege zurückgegriffen werden muß.

Das am häufigsten benutzte Verfahren zur Berechnung umfangreicher, kontinuumsmechanischer Probleme ist die Finite-Elemente-Methode (FEM). Dabei wird die zu untersuchende Struktur in eine Reihe von endlich kleinen Bereichen von einfacher geometrischer Gestalt, den finiten Elementen, unterteilt. Die einzelnen Bereiche sind durch Knotenpunkte auf den Elementrändern verbunden, so daß eine zusammenhängende Struktur entsteht, bei der die Freiheitsgrade der Knoten von den Elementen bestimmt werden. Die Summe aller Elemente bildet in ihrer Gesamtheit ein FE-Netz, das in idealisierter Weise die physikalischen und mechanischen Eigenschaften des realen Bauteils widerspiegelt. Innerhalb dieser endlichen Bereiche wird die das Problem beschreibende Differentialgleichung näherungsweise durch geeignete Ansatzfunktionen gelöst. Je nach Lösungsansatz führt eine Gleichgewichtsbetrachtung für die gesamte Struktur auf ein Gleichungssystem zur Bestimmung der Knotenpunktspannungen und -verschiebungen. In Form einer Steifigkeitsbedingung zwischen den Kraft- und Verschiebungsgrößen an den Elementknotenpunkten der einzelnen Elemente lassen sich unter Berücksichtigung der Rand- und Übergangsbedingungen Näherungslösungen für die Gesamtstruktur finden. Die Ansatzfunktionen sind so zu wählen, daß die drei Grundgleichungen der Kontinuumsmechanik, nämlich das Gleichgewicht, die Kompatibilitätsbedingung und das Werkstoffgesetz an jeder Stelle des Kontinuums erfüllt werden. Üblicherweise gelingt dieses nur an den Elementknoten, während sich an den Elementrändern die Bedingungen nur näherungsweise einhalten lassen. Eine umfassende Beschreibung der Finite-Elemente-Methode ist der einschlägigen Literatur [46, 47] zu entnehmen. Die Anwendung der FEM zur Lösung bruchmechanischer Probleme wird in einem von Rossmannith [48] herausgegebenen Werk behandelt. Im folgenden sollen die grundlegenden Schritte bei der numerischen Lösung eines elastischen kontinuumsmechanischen Problems sowie die aus bruchmechanischer Sicht wichtigsten Grundlagen kurz dargestellt werden.

Ausgangspunkt für die Aufstellung der Beziehungsgleichungen bildet die am häufigsten verwendete und auch im Rahmen dieser Arbeit eingesetzte Verschiebungsgrößenmethode. Dabei werden nach Zerlegung der betreffenden Struktur entlang der Elementränder Verschiebungsfunktionen durch die Knotenpunktkoordinaten festgelegt, die für das Element ein zulässiges Verschiebungsfeld beschreiben. Die Ansatzfunktionen sind so zu wählen, daß bestimmte Übergangsbedingungen zwischen den Elementen erfüllt werden. Sie beschreiben den Zusammenhang zwischen den Elementknotenpunkten und den unbekanntem Elementverschiebungen. Damit lassen sich die Verschiebungen an jedem Punkt im Element über die Verschiebungen der Knotenpunkte mit Hilfe sogenannter Formfunktionen berechnen. Dieses läßt sich wie folgt in vektorieller Schreibweise angeben:

$$\underline{u} = \underline{N} \cdot \underline{v} \quad (3.1)$$

Dabei stellen \underline{u} den Vektor der Elementverschiebungen, \underline{N} die Matrix der Formfunktionen und \underline{v} den Vektor der Knotenpunktverschiebungen dar. Aus den Verschiebungen im Element bzw. den Knotenpunktverschiebungen lassen sich mit den kinematischen Verträglichkeitsbedingungen die Dehnungen im Element berechnen. Die Beziehungen für den Dehnungsvektor $\underline{\varepsilon}$ ergeben sich zu:

$$\underline{\varepsilon} = \underline{B} \cdot \underline{v} \quad (3.2)$$

bzw.

$$\underline{\varepsilon} = \underline{D} \cdot \underline{u} \quad (3.3)$$

Hierin stellt \underline{B} die Dehnungsmatrix dar, die die Ableitungen der Formfunktionen nach den globalen Koordinaten enthält. Die Matrix \underline{D} bildet den Differentialoperator. Um auch die Spannungen im Element durch die Knotenpunktverschiebungen ausdrücken zu können, benötigt man ein Werkstoffgesetz. In der linearen Elastizitätstheorie wird dieser Zusammenhang durch das Hookesche Gesetz folgendermaßen hergestellt:

$$\underline{\sigma} = \underline{E} \cdot \underline{\varepsilon} \quad (3.4)$$

Die Elastizitätsmatrix \underline{E} besteht aus Komponenten, die sich in unterschiedlicher Kombination aus den Materialkonstanten Elastizitätsmodul E und Querkontraktionszahl ν zusammensetzen. Von den drei Grundgleichungen der Kontinuumsmechanik fehlt lediglich noch die Gleichgewichtsbedingung. Die dazu notwendigen Beziehungen erhält man mit dem Prinzip der virtuellen Arbeit, wobei das Gleichgewicht am finiten Element durch die Bedingung gewonnen wird, derzufolge für einen gewählten virtuellen Verschiebungszustand die Arbeiten der inneren Spannungen und der äußeren Knotenkräfte gleich sein müssen. Diese Beziehungen führen schließlich auf ein lineares Gleichungssystem, das den Zusammenhang zwischen den Knotenpunktkräften \underline{F} und den Knotenpunktverschiebungen \underline{v} beschreibt. Diese allgemeine Steifigkeitsbeziehung bildet die Grundgleichung der FEM und ist definiert zu:

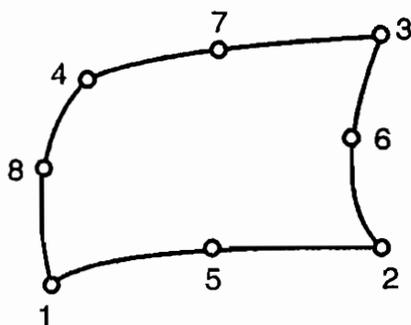
$$\underline{K} \cdot \underline{v} = \underline{F} \quad (3.5)$$

\underline{K} stellt die Steifigkeitsmatrix des Elementes dar. Eine derartige Matrizenbeziehung gilt für jedes Element des Kontinuums. Sämtliche Gleichungssysteme lassen sich verbinden, indem die Übergangsbedingungen zwischen den Elementen in Form der Verschiebungsvektoren \underline{u} an den Grenzen benachbarter Elemente gleichgesetzt werden. Durch Überlagerung der Elementsteifigkeitsmatrizen zu einer Gesamtsteifigkeitsmatrix und unter Einbeziehung der Randbedingungen läßt sich die Gesamtstruktur beschreiben. Es entsteht ein komplexes

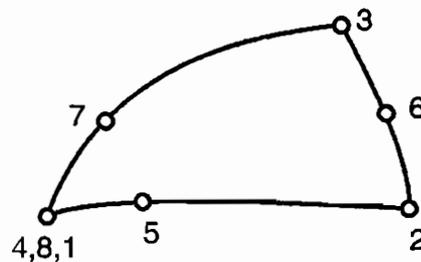
lineares Gleichungssystem, in dem die Unbekannten die Knotenpunktverschiebungen an den Elementen repräsentieren. Zur numerischen Lösung dieser Beziehungen stehen je nach FEM-Programm verschiedene Lösungsverfahren zur Verfügung.

Kommerzielle Finite-Elemente-Programmsysteme bieten eine Vielzahl allgemeiner und spezieller Elementtypen an. Da innerhalb dieser Arbeit ausschließlich ebene Probleme untersucht werden, beschränkt sich die Betrachtung auf ebene Elemente, bei denen zwischen Dreiecks- und Viereckselementen unterschieden wird. Aus diesen beiden Elementgrundformen, die auch krummlinige Berandungen aufweisen können, lassen sich in der Ebene beliebige geometrische Formgebungen zur Behandlung der gewünschten Aufgabe erstellen. Bild 3.1 zeigt isoparametrische Elemente, wie sie auch von dem FEM-Code ABAQUS [49] zur Verfügung gestellt werden. Durch den zusätzlichen Mittelknoten auf den Elementrändern kann ein quadratischer Verschiebungsansatz verwendet werden (Bild 3.1a). Zur Analyse bruchmechanischer Problemstellungen existieren spezielle Rißspitzenelemente, die die singulären Nahfeldverhältnisse an der Rißspitze berücksichtigen. Die dominierende $1/\sqrt{r}$ -Singularität an der Rißspitze läßt sich dadurch erzeugen, daß die Seitenmittelknoten der sich in der Rißspitze treffenden Seiten zu Viertelpunkten hin verschoben werden, so daß diese Knoten die entsprechenden Seiten im Verhältnis eins zu drei teilen (Bild 3.1b). Bei diesem Verhältnis wird die Transformation von physikalischen auf isoparametrische Koordinaten gerade mit $1/\sqrt{r}$ singulär. Zusätzlich generiert man für ein vierseitiges isoparametrisches Element eine Seite zu einem Punkt und koppelt dabei die Freiheitsgrade der drei entsprechenden Knoten aneinander. Auf diese Weise ergibt sich ein kollabiertes, dreiseitiges Element (Bild 3.1b), bei dem der Verschiebungsansatz nicht nur an einer Elementseite sondern im ganzen Element erfüllt ist [48].

Für die Berechnung von Spannungsintensitätsfaktoren mit Hilfe der FEM stehen verschiedene Verfahren zur Verfügung. Als erstes sei das Extrapolationsverfahren genannt, das auf einem Vergleich der singulären Lösung (z.B. für die Spannungen durch Gleichungen (2.3-2.6)



a) vierseitig isoparametrisch



b) kollabiert dreiseitig isoparametrisch

Bild 3.1: Isoparametrische Elemente

angegeben) mit den berechneten Spannungs- und Verschiebungswerten beruht. Mit den Beziehungen (2.2) können die Spannungsintensitätsfaktoren K_I und K_{II} durch eine Grenzwertbetrachtung der Spannungen auf dem Ligament ($\varphi=0$) bestimmt werden. Dazu trägt man die $(\sigma\sqrt{2\pi r})$ -Werte als Funktion des Abstandes r von der Rißspitze auf und erhält durch Extrapolation für $r \rightarrow 0$ den gesuchten Spannungsintensitätsfaktor K , wobei die Ergebnisse in unmittelbarer Nähe zur Rißspitze wegen der größeren numerischen Ungenauigkeit nicht einbezogen werden (Bild 3.2). Analog dazu lassen sich die Spannungsintensitätsfaktoren aus einer Extrapolation der Rißuferverschiebungen (bei $\varphi=180^\circ$) ermitteln. Die Beziehungen werden nach Rossmann [48] wie folgt angegeben:

$$\begin{aligned} \text{Mode-I:} \quad K_I &= \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{\frac{\pi}{2r}} \frac{E}{2} u_y(r) && \text{(ESZ)} \\ K_I &= \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{\frac{\pi}{2r}} \frac{E}{2(1-\nu^2)} u_y(r) && \text{(EDZ)} \end{aligned} \quad (3.6)$$

bzw.

$$\begin{aligned} \text{Mode-II:} \quad K_{II} &= \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{\frac{\pi}{2r}} \frac{E}{2} u_x(r) && \text{(ESZ)} \\ K_{II} &= \lim_{r \rightarrow 0} \sqrt{\frac{\pi}{2r}} \frac{E}{2(1-\nu^2)} u_x(r) && \text{(EDZ)} \end{aligned} \quad (3.7)$$

Die Bestimmung der Spannungsintensitätsfaktoren K_I und K_{II} für Mode-I- bzw. Mode-II-Beanspruchungen ist erforderlich, um den Zusammenhang zwischen der aufgetragenen Belastung und den resultierenden Spannungsintensitätsfaktoren zu erhalten. Auf diese Weise wird eine Kalibrierung für die verwendeten Versuchsproben zur Ermittlung der Spannungsintensitätsfaktoren durchgeführt. Das Extrapolationsverfahren erfordert eine Auswertung mehrerer Knotenpunkte und eine relativ feine Elementaufteilung. Für sehr kleine

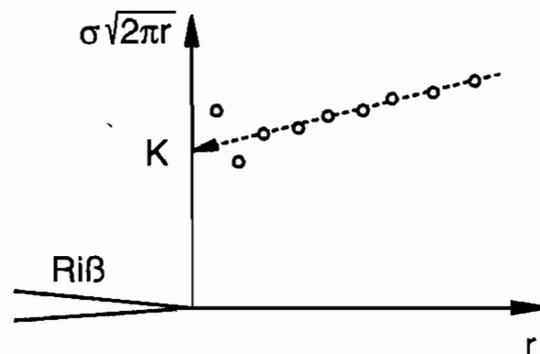


Bild 3.2: Bestimmung des Spannungsintensitätsfaktors durch Extrapolation (schematisch)

Entfernungen von der Rißspitze lassen sich numerische Ungenauigkeiten jedoch nicht vermeiden, da der hohe Spannungsgradient auch durch ein sehr feines FE-Netz nicht ausreichend erfaßt wird.

Eine weitere Möglichkeit zur Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren bietet das J-Integral, dessen Ermittlung in Form einer Routine in vielen FEM-Programmen implementiert ist. Durch seine Wegunabhängigkeit umgeht es die Ungenauigkeiten des Extrapolationsverfahrens, da es sich auf beliebigen Konturen um die Rißspitze bestimmen läßt. Aufgrund der Gleichungen (2.36) wird allerdings deutlich, daß eine separate Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren K_I und K_{II} unter gemischten Belastungszuständen nicht möglich ist. Es kann zwar keine Aufspaltung des J-Integrals in zwei Komponenten erfolgen, dennoch bieten die Ergebnisse der J-Integral-Bestimmung die Möglichkeit, die Richtigkeit der durch Grenzwertbildung erzielten Resultate zu überprüfen, da die Summe der quadrierten K-Werte dem J-Integral-Wert über Gleichung (2.36) entsprechen muß.

Eine weitere Methode basiert auf der Ermittlung von Energiefreisetzungsraten, die von Parks [50] vorgeschlagen wurde. Bei diesem Verfahren der virtuellen Rißverlängerung werden Bereiche des FE-Netzes um die Rißspitze virtuell verschoben. Ausgehend von der gesamten potentiellen Energie, d.h. von der um die Arbeit der äußeren Kräfte erweiterten elastischen Energie, und von der Definition der Energiefreisetzungsrate wird durch Bildung der entsprechenden Differentialausdrücke eine Bestimmungsgleichung für die Energiefreisetzungsrate hergeleitet. Diese Betrachtung geht auf das von Irwin [3] eingeführten Rischlieungsintegral zurück. Danach ist die bei einer Rißverlängerung um δa freigesetzte Energie gleich der Arbeit, die erforderlich ist, um die Rißufer wieder zu schließen. Durch eine Aufspaltung der Energiefreisetzungsrate lassen sich die Mode-I- und Mode-II-Anteile getrennt in der folgenden Form [51] in Anlehnung an Gleichung (2.29) angeben:

$$-\frac{\partial U}{B\partial a} = G(a) = \lim_{\delta a \rightarrow 0} \frac{1}{\delta a} \int_{x=0}^{\delta a} \frac{1}{2} \sigma_y(r=x, \varphi=0, a) \cdot \Delta v(r=\delta a-x, \varphi=\pi, a+\delta a) dx$$

$$+ \lim_{\delta a \rightarrow 0} \frac{1}{\delta a} \int_{x=0}^{\delta a} \frac{1}{2} \tau_{xy}(r=x, \varphi=0, a) \cdot \Delta u(r=\delta a-x, \varphi=\pi, a+\delta a) dx$$
(3.8)

bzw.

$$G(a) = G_I(a) + G_{II}(a)$$
(3.9)

Die beiden Integralausdrücke in Gleichung (3.8) beschreiben getrennt voneinander die Anteile der Energiefreisetzungsraten für eine Mixed-Mode-Belastung (Gl. (3.9)). Für eine Auswertung dieser Integralausdrücke auf der Grundlage einer FEM-Analyse sind die Verschiebungsverteilungen durch diskrete Knotenpunktverschiebungen und die Spannungs-

verteilungen durch Knotenpunktkräfte zu ersetzen. Von Rybicki und Kanninen [52] wurde zur Vermeidung von zwei einzelnen Rechenschritten eine modifizierte Einschrittmethod vorgeschlagen.

3.2 Spannungsoptik

Die spannungsoptische Methode zählt zu den Verfahren der optischen Spannungsanalyse, die aufgrund der Anschaulichkeit und des relativ einfachen Versuchsaufbaus eine interessante Anwendungsmöglichkeit bietet. Das spannungsoptische Prinzip eignet sich insbesondere zur Analyse von Spannungsverteilungen in ebenen Bauteilen bzw. Modellen. Eine Erweiterung auf die Untersuchung räumlicher Probleme ist mit zusätzlichem Aufwand möglich. Die spannungsoptische Analyse realer Bauteile, die im allgemeinen aus nicht-transparenten Werkstoffen bestehen, kann mit Hilfe des Oberflächenschichtverfahrens vorgenommen werden, bei dem eine spannungsoptisch aktive Schicht auf das zu untersuchende Bauteil aufgeklebt wird. Die Grundlage der Spannungsoptik beruht auf der Eigenschaft transparenter Werkstoffe, infolge einer mechanischen Beanspruchung doppelbrechend zu werden. Durch dieses Verhalten ist es möglich, in einem spannungsoptischen Modell zwei unterschiedliche Liniensysteme zu beobachten. Es wird unterschieden zwischen Linien gleicher Hauptspannungsrichtung, sogenannten Isoklinen, und Linien gleicher Hauptspannungsdifferenz, sogenannten Isochromaten. Eine umfassende Beschreibung der näheren Einzelheiten ist in der umfangreichen Literatur [37, 38, 40, 41] zu finden. Die folgenden Ausführungen beschränken sich auf die Darstellung der spannungsoptischen Gleichungen in der Bruchmechanik, die für das Verständnis dieser Arbeit von Bedeutung sind.

Die Verteilung der Spannungen in einem spannungsoptischen Modell wird durch Linien gleicher Hauptspannungsdifferenz - den Isochromaten - dargestellt. Prinzipiell ergibt sich folgender Zusammenhang für die Hauptschubspannung τ_H und die Hauptspannungsdifferenz ($\sigma_1 - \sigma_2$) zur Auswertung von spannungsoptischen Isochromatenbildern (s. z.B. [38]):

$$2\tau_H = \sigma_1 - \sigma_2 = \frac{NS}{h} \quad (3.10)$$

Dabei bezeichnet N die Isochromatenordnung, S die spannungsoptische Konstante und h die Probendicke. Die Isochromatenverteilung um eine belastete Rißspitze hat infolge des Spannungsfeldes eine charakteristische Geometrie. Diese wird durch eine spezielle Funktion des Radius r der Isochromate um die Rißspitze beschrieben. Die Isochromatengleichung eines Mode-I belasteten Risses erhält man, indem die Spannungsnahfeldgleichung (2.3) in die Grundgleichung der Spannungsoptik (3.10) eingesetzt wird. Eine einfache Umrechnung liefert:

$$r = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I h}{NS} \right)^2 \sin^2 \varphi \quad (3.11)$$

Entsprechend ergibt sich die Isochromatengleichung für einen Riß unter Mode-II-Belastung, indem die Spannungsverteilung bei Schubbeanspruchung (2.4) Verwendung findet:

$$r = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_{II} h}{NS} \right)^2 (4 \cos^2 \varphi + \sin^2 \varphi) \quad (3.12)$$

Die Isochromatenverteilungen lassen sich mit diesen Beziehungen graphisch darstellen, wie Bild 3.3 für eine Mode-I-Belastung und Bild 3.4 entsprechend für eine Mode-II-Belastung zeigt. Die oben angegebenen Gleichungen verdeutlichen, daß der Radius r vom Quadrat der Isochromatenordnung abhängt. Daraus folgt, daß sich mit wachsender Hauptspannungsdifferenz die Liniendichte der Isochromaten erhöht. In unmittelbarer Umgebung der Rißspitze kommt es zu einer starken Konzentration, wodurch die genaue Bestimmung der Isochromatenordnung erschwert wird und somit nur - entsprechend dem Verfahren bei der FEM-Auswertung - approximativ erfolgen kann. Die experimentelle Ermittlung der Spannungsintensitätsfaktoren ist deshalb mit dieser Methode nur begrenzt möglich. Sowohl die qualitativen als auch die quantitativen Aussagen lassen sich für große Entfernungen von der Rißspitze verbessern, indem die Spannungsfeldgleichungen unter Berücksichtigung zusätzlicher Glieder höher Ordnung verwendet werden. Die prinzipielle Orientierung der Isochromatensysteme ermöglicht eine gute Unterscheidung der wirksamen Belastungsarten. Unter Mode-I-Bedingungen stehen die Isochromaten aufrecht (Bild 3.3),

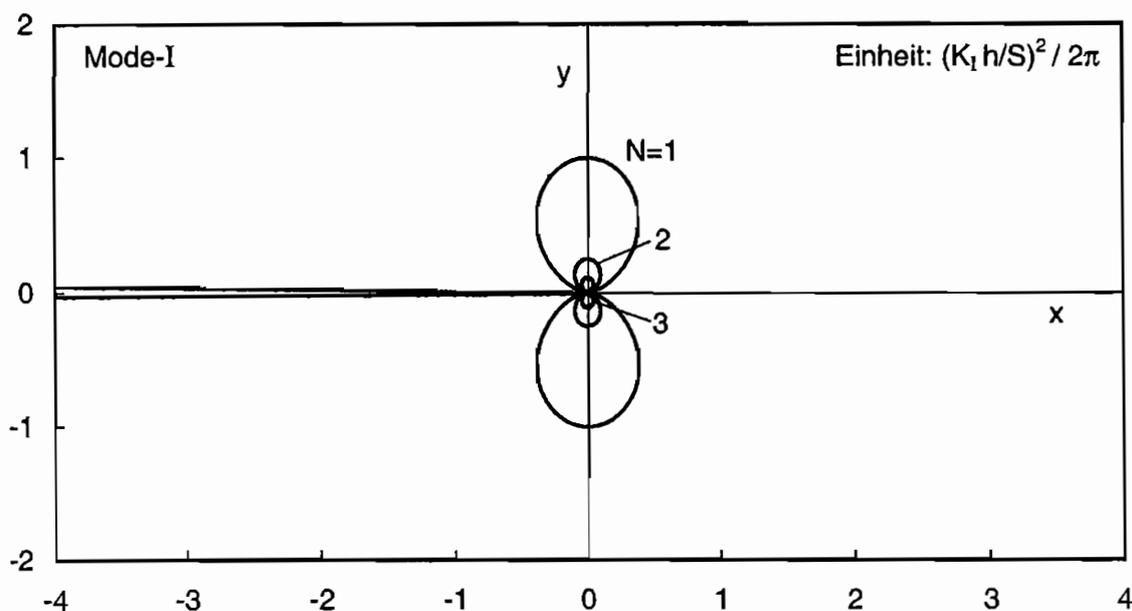


Bild 3.3: Isochromatenverteilung an einer Rißspitze unter Mode-I-Belastung

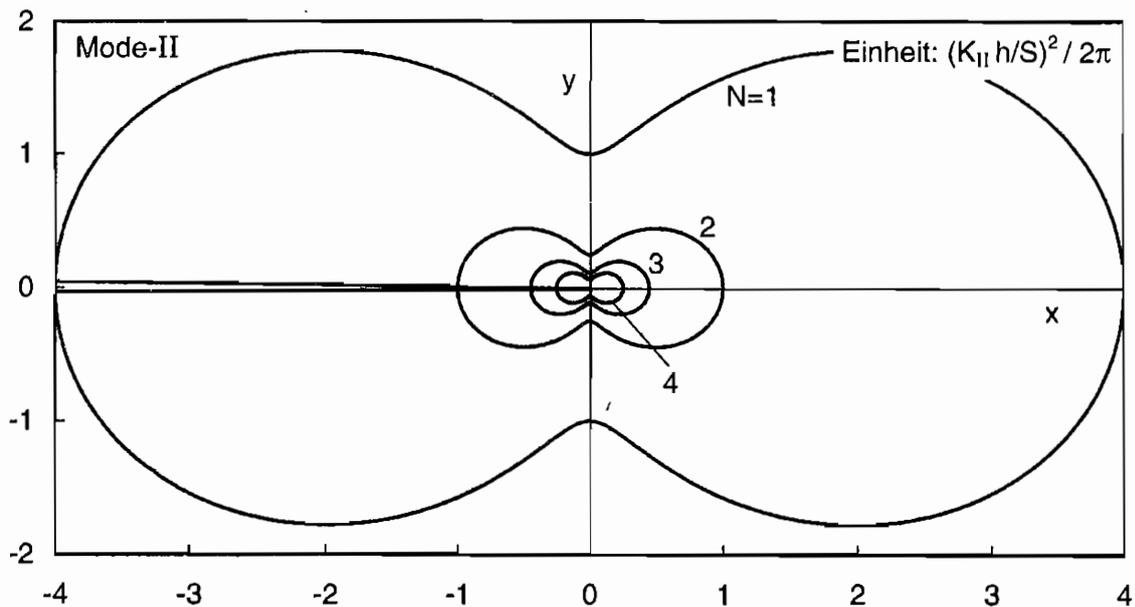
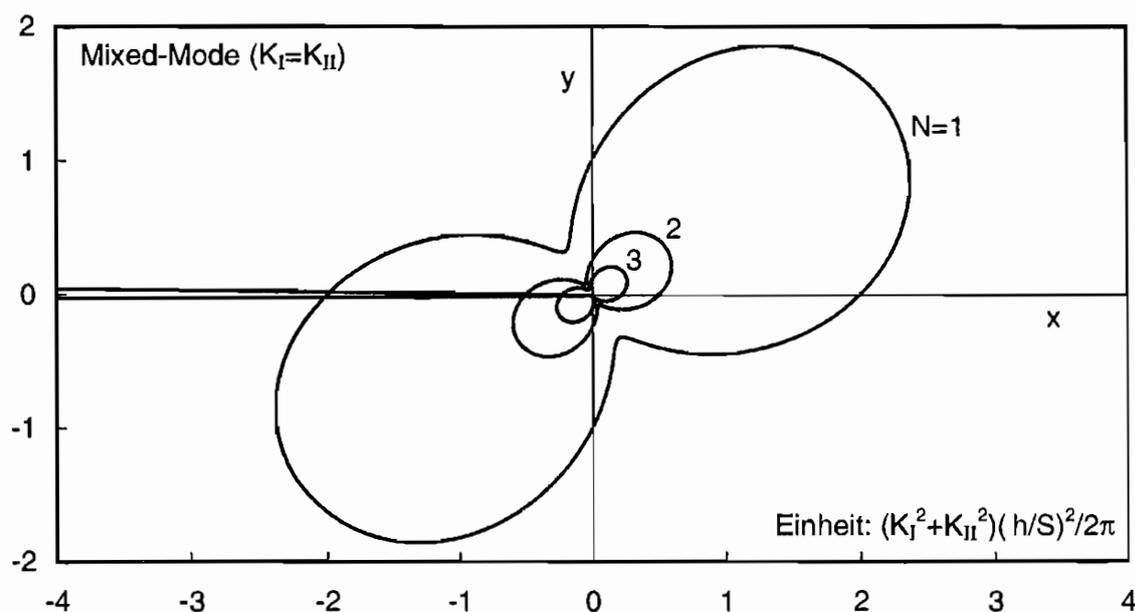


Bild 3.4: Isochromatenverteilung an einer Rißspitze unter Mode-II-Belastung

während sie sich unter Mode-II-Belastung horizontal zum Riß orientieren (Bild 3.4). Für Mixed-Mode-Belastungen ist ein Übergang der Isochromatenverteilungen von Mode-I zu Mode-II bzw. umgekehrt aufgrund der herrschenden Belastungsverhältnisse zu beobachten [42]. Die Isochromaten neigen sich dem wirksamen Mixed-Mode-Verhältnis entsprechend. Dieses Verhalten ist exemplarisch in Bild 3.5 dargestellt.

Bild 3.5: Isochromatenverteilung an einer Rißspitze unter Mixed-Mode-Belastung ($K_I = K_{II}$)

Durch die Einbeziehung der Glieder höherer Ordnung besteht die Möglichkeit, die Spannungsverteilung in den Proben in größerer Entfernung von der Rißspitze besser zu beschreiben. Die spannungsoptische Methode liefert Informationen über das Verhalten der gesamten Struktur und somit auch über das Fernfeld um die Rißspitze, wodurch sich dieses Verfahren als sensitiv für die Einflüsse der höheren Glieder der Spannungsverteilung herausstellt. Die Terme höherer Ordnung bewirken eine geometrische Veränderung der Isochromatenlinien. Aufgrund dieser Form- und Größenänderungen lassen sich sowohl die höheren Glieder als auch die Spannungsintensitätsfaktoren bestimmen. Je nach Belastungsfall und Komplexität des zu untersuchenden Problems kommen dabei unterschiedliche Methoden zum Einsatz [42-45]. Auf die Einflüsse der höheren Glieder wird in Anhang 10.3 genauer eingegangen.

3.3 Bruchzähigkeitsmessungen

Genormte Prüfverfahren zur Bestimmung von Bruchzähigkeitswerten existieren zur Zeit nur für den Fall einer reinen Zugbelastung (Mode-I) [15, 16]. Für eine entsprechende Kennwertermittlung unter Schub- bzw. überlagerten Normal- und Schubbeanspruchungen (Mode-II bzw. Mixed-Mode) ist es daher sinnvoll, sich an die bestehenden Mode-I-Richtlinien anzulehnen. Die Richtlinien legen die zur Ermittlung gültiger Bruchzähigkeiten K_{Ic} erforderlichen Probentypen, deren Mindestabmessungen, Bedingungen für die Anrißerzeugung, Bereiche zulässiger Belastungsgeschwindigkeiten, Art der Versuchsauswertung etc. im einzelnen fest. Die zwingend erforderliche Einhaltung der Mindestprobenabmessungen zur Gewährleistung eines weitgehend linear-elastischen Werkstoffverhaltens wurde bereits in Kapitel 2.6 erläutert. Im folgenden wird auf die weiteren Inhalte der ASTM E 399 eingegangen.

Bei der Versuchsdurchführung kommen unterschiedliche Proben zum Einsatz. Neben der schon angesprochenen Kompaktzugprobe (CT-Probe) benutzt man bei bruchmechanischen Untersuchungen die Dreipunkt-Biegeprobe, die C-Probe und die Rundzugprobe (Bild 3.6). Die CT-Probe und die Dreipunkt-Biegeprobe kommen bei der Verwendung von Flachmaterial bzw. Blech zum Einsatz. Die C-Probe wurde mit der Zielsetzung einer bauteilangepaßten Probenentnahme für dickwandige Hochdruckzylinder und Rohre entwickelt, während die Rundzugprobe eine rationelle Probenfertigung aus rundem Halbzeug ermöglicht. Für diese Probenformen liegen Bestimmungsgleichungen vor, die den Zusammenhang zwischen dem Spannungsintensitätsfaktor K_I , der belastenden Kraft F , der Rißlänge a und der Probengeometrie in folgender allgemeiner Beziehung darstellen:

$$K_I = \frac{F}{WB} \sqrt{\pi a} f\left(\frac{a}{W}\right) \quad (3.13)$$

Dabei sind neben der Probendicke B , die charakteristische Probenweite W , die Rißlänge a und der Geometriefaktor $f(a/W)$ für die einzelnen Probenformen definiert. Die Proben werden entsprechend Gleichung (2.24) dimensioniert, damit die Größe der plastischen Zone gegenüber den anderen Abmessungen vernachlässigt werden kann. Eine Aussage über die Einhaltung dieser Beziehungen (Gl. (2.24)) ist nur bei Kenntnis der gesuchten Bruchzähigkeit K_{Ic} und der Fließspannung σ_F möglich. Als Wert für die Fließspannung wird die 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ aus dem einachsigen Zugversuch benutzt. Da die Bruchzähigkeit auch von der herstellungsbedingten Anisotropie des Werkstoffhalbezeuges abhängt, ist die Proben- und Rißlage bei der Probenentnahme zu spezifizieren. Bild 3.7 zeigt die für diese Arbeit wichtigen Orientierungen, wobei der erste Buchstabe die Richtung senkrecht zur Rißebe und der zweite Buchstabe die Richtung des Ausgangsrißes angibt. Diese Definition der

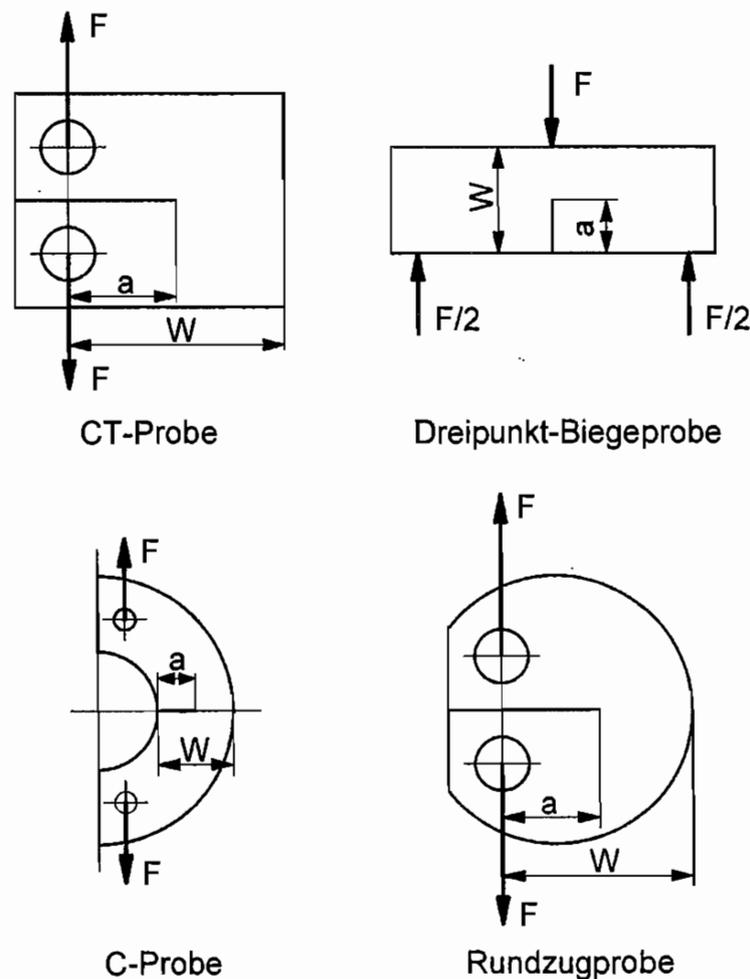


Bild 3.6: Probenarten zur Bestimmung der Bruchzähigkeit K_{Ic} (schematisch)

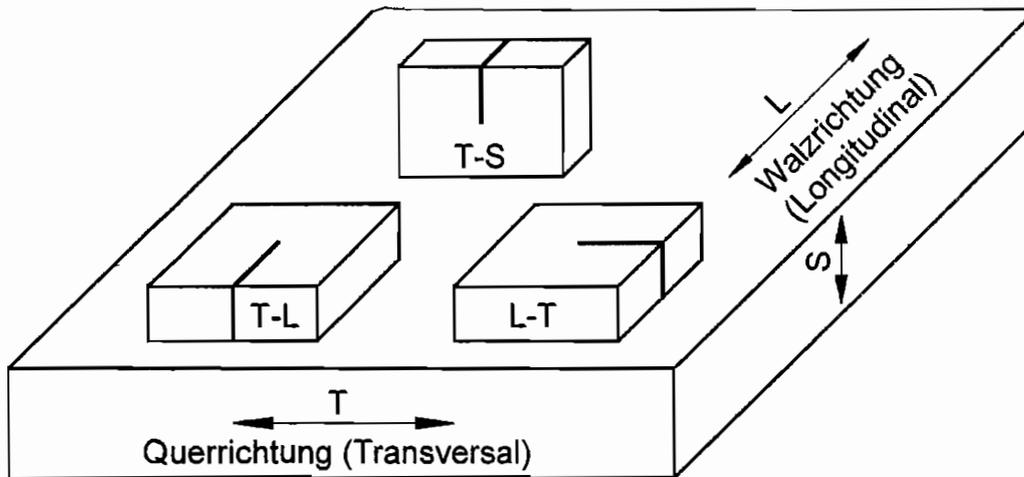


Bild 3.7: Definition der Probenorientierung

Orientierungen erlaubt eine Charakterisierung sowohl von Mode-I- als auch von Mode-II-Proben, da ausschließlich die Lage des Ausgangsrisses in der Probe beschrieben wird.

Für alle Probentypen sind sehr scharfe Anfangskerben erforderlich, um die Verhältnisse bei natürlichen Rissen möglichst gut anzunähern. Ausgehend von einer Starterkerbe, deren Formen und Abmessungen festgelegt sind, wird durch eine Schwingbelastung ein Ermüdungsanriß eingebracht. Bei der Anrißerzeugung durch die Schwellbeanspruchung dürfen bestimmte Grenzlaster nicht überschritten werden, damit das Material in der Umgebung der Ermüdungsrißspitze nicht zu stark plastifiziert. Neben einer erforderlichen Verlängerung der Ausgangsrißlänge a_A um mindestens 1,3 mm bzw. 0,05 a_A , die sich über die gesamte Probendicke erstrecken muß, wird für die letzten 2,5% der Endrißlänge gefordert, daß der maximale Spannungsintensitätsfaktor während der Schwingbeanspruchung kleiner als 60% der Bruchzähigkeit ist:

$$K_{\max} \leq 0,6 K_{Ic} \quad (3.14)$$

Zur Einhaltung der maximalen Spannungsintensität ist es erforderlich, nach dem Beginn des Rißwachstums die Oberlast F_o schrittweise zu verringern, da mit wachsender Rißlänge der Wert des Spannungsintensitätsfaktors ansteigt. Die Ausbildung der Größe der plastischen Zone an der Spitze des Ermüdungsanrisses wird auf diese Weise begrenzt und das Rißwachstum eingeschränkt. Die Unterlast F_u wird über das geforderte Verhältnis ($F_u/F_o = -1$ bis 0,1) eingestellt, wobei der Anschlagvorgang bevorzugt im Zugschwellbereich durchzuführen ist.

Bei der Verwendung servohydraulischer Prüfmaschinen wird das Einbringen des Ermüdungsanrisses unmittelbar mit der sich anschließenden statischen Belastung bis zum Bruch verbunden. Für die Aufnahme der Proben müssen entsprechende Halterungen zur Verfügung stehen, die den Genauigkeitsanforderungen der Prüfvorschriften genügen und die nach sorgfältiger Justierung eine symmetrische Lasteinleitung erlauben. Die Probenverformung und der Beginn instabiler Rißerweiterung werden über spezielle Wegaufnehmer registriert. In der Regel kommen mit Dehnungsmeßstreifen bestückte Wegaufnehmer zum Einsatz. Die Versuchsdurchführung erfolgt unter stetiger Lasterhöhung bis zum Bruch der Probe, wobei die Belastungsgeschwindigkeit, ausgedrückt durch die zeitliche Änderung des Spannungsintensitätsfaktors \dot{K} , zwischen $0,55$ und $2,75 \text{ MPa m}^{0,5} \text{ s}^{-1}$ liegen sollte. Während des Versuches werden die Kraft F und die Rißöffnung v auf einem Schreiber oder einem entsprechenden digitalen Speicher registriert.

Bei der Meßdatenanalyse lassen sich in Abhängigkeit vom Werkstoffverhalten drei Arten von Kraft-Rißöffnungsdiagrammen (F - v -Kurven) unterscheiden (Bild 3.8). Zur Auswertung wird eine Sekante in die Diagramme eingetragen, deren Steigung 95% des linearen Bereichs der Meßkurve beträgt. Dieses entspricht einer stabilen Rißverlängerung von 2%, die eine um 5% erhöhte Nachgiebigkeit (Compliance) der Probe zur Folge hat und somit zu einer entsprechenden Reduktion des linearen Anstiegs der F - v -Kurve führt. Die gesuchte Kraft F_Q bei Eintritt der Instabilität ergibt sich als maximale Kraft zwischen dem linearen Anstieg der Kraft-Rißöffnungskurve und dem Schnittpunkt mit der 5%-Sekante (F_5). Der Verlauf einer

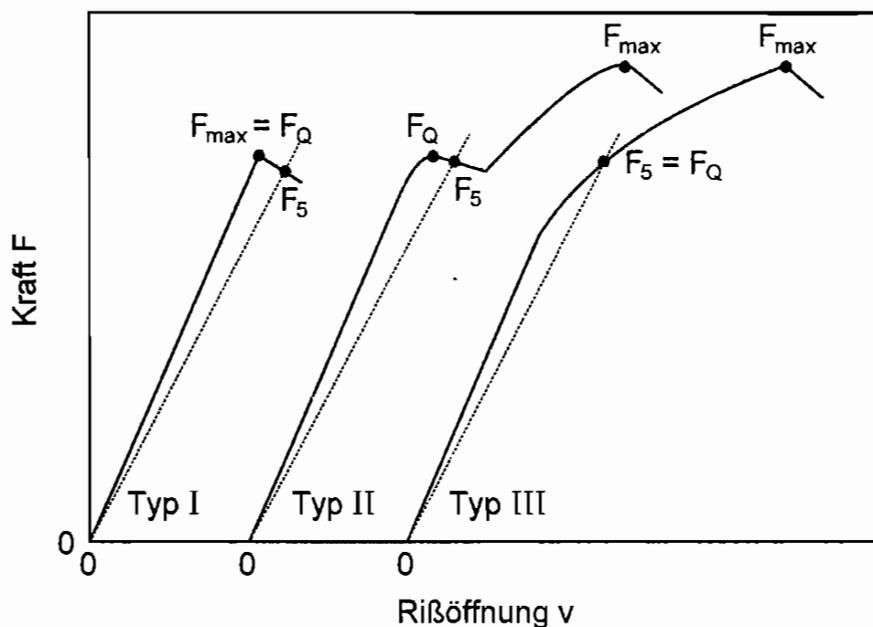


Bild 3.8: Verlauf und Auswertung von Kraft-Rißöffnungsdiagrammen

Meßkurve vom Typ I (Bild 3.8) ist durch ein nahezu linear-elastisches Werkstoffverhalten gekennzeichnet, so daß die gesuchte Kraft F_Q der Maximalkraft des Versuches entspricht. Kraft-Rißöffnungsdiagramme vom Typ II zeigen nach zunächst weitgehend linearem Verlauf beim Erreichen der Kraft F_Q eine deutliche Unstetigkeit, die eine begrenzte instabile Rißausbreitung, das sogenannte "pop-in", kennzeichnet und somit zu einer Änderung der Steigung führt. Kurvenverläufe vom Typ III lassen deutlicher nicht-lineares Verhalten erkennen, so daß sich die für die weitere Auswertung relevante Kraft F_Q aus dem Schnittpunkt der 5%-Sekante mit der Meßkurve ergibt. Damit die plastische Verformung an der Rißspitze bzw. der stabile Rißfortschritt begrenzt bleibt, muß die Bedingung

$$F_{\max} \leq 1,1 F_Q \quad (3.15)$$

eingehalten werden. D.h., die maximal auftretende Kraft F_{\max} darf die Kraft F_Q um nicht mehr als 10% übersteigen. Sowohl die instabile als auch die gegebenenfalls stabile Rißausbreitung erfolgt geradlinig in Richtung des Ausgangsrisses. Die Kraft F_Q wird je nach verwendeter Probenform in die entsprechende Bestimmungsgleichung eingesetzt und die Bruchzähigkeit als kritischer Spannungsintensitätsfaktor K_Q ermittelt. Der Index Q drückt aus, daß es sich um einen zunächst vorläufigen Bruchzähigkeitswert handelt. Ob dieser Wert ein geometrieunabhängiger und damit übertragbarer gültiger Werkstoffkennwert K_{Ic} ist, kann erst nach Abschluß der Auswertungen und Überprüfung aller Kriterien gesagt werden.

Neben der korrekten Kraftbestimmung ist es erforderlich, die Abmessungen der Proben zu ermitteln. Die Probenweite W und die Probendicke B sind im Bereich der Rißebeine an drei Stellen zu messen. Zur Festlegung der Rißlänge a wird der Mittelwert aus drei Einzelmessungen (a_1 , a_2 und a_3) auf der Bruchfläche gebildet (s. Bild 3.9). Die Rißlänge darf

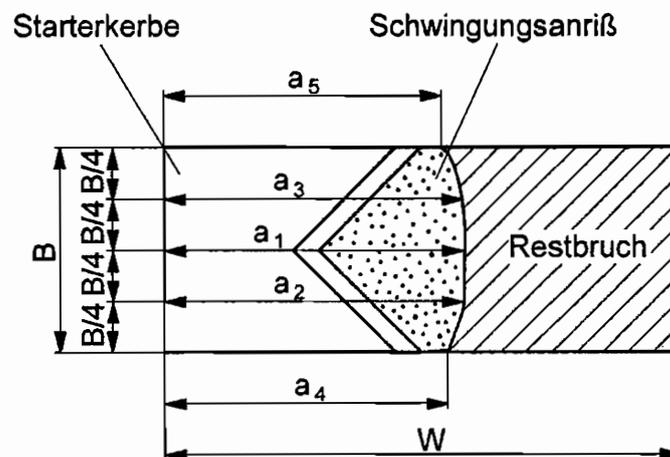


Bild 3.9: Ermittlung der Rißlänge aus der Probenbruchfläche

an keiner Stelle der Rißfront 90% des Mittelwertes unterschreiten und die Neigung der Schwingbruchfläche gegenüber der Symmetrielinie der Probe muß in einem Bereich von $\pm 10^\circ$ liegen. Für jede Probe muß neben der Kontrolle der Bedingungen für einen gültigen K_{Ic} -Wert ein ausführlicher Prüfbericht angefertigt werden.

Die Kriterien zur Durchführung eines gültigen K_{Ic} -Tests werden noch einmal zusammengefaßt: Zwingende Voraussetzung für die Bestimmung eines geometrie-unabhängigen Werkstoffkennwertes - die Bruchzähigkeit K_{Ic} - ist die Einhaltung der Mindestprobenabmessungen (2.24-2.26). Bei den weiteren Kriterien handelt es sich um zusätzliche Nebenbedingungen, die im wesentlichen das Ziel haben, eine eindeutige Kennwertermittlung im Rahmen der linear-elastischen Bruchmechanik bzw. des Kleinbereichsfließens zu ermöglichen. K_Q -Werte, die die Gültigkeitskriterien nicht erfüllen, repräsentieren keine Zustände des Einsatzes instabiler Rißerweiterung. Sie können aber dazu dienen, Abweichungen vom ebenen Dehnungszustand längs der Rißfront bzw. Abweichungen vom linear-elastischen Bruchverhalten aufzuzeigen.

4. Problemstellung und Zielsetzung

Die Brucheigenschaften von Werkstoffen werden üblicherweise unter Zugbelastungsbedingungen (Mode-I) bestimmt. Für Werkstoffe mit im wesentlichen linear-elastischem Verhalten wird dazu die Bruchzähigkeit unter ebenen Dehnungsbedingungen K_{Ic} ermittelt. Kriterien zur Durchführung von Bruchzähigkeitsuntersuchungen und zur Registrierung und Auswertung der Versuchsdaten (vgl. Kap. 2.6 und 3.3) sind in der amerikanischen Norm ASTM E 399 [15] und dem europäischen Normenvorschlag ESIS P2-92 [16] festgelegt. Im Gegensatz dazu stehen bei überlagerter Normal- und Schub- (Mixed-Mode) und insbesondere bei reiner Schubbelastung (Mode-II) von Rissen noch keine ausgereiften Konzepte zur Verfügung. Folglich existieren keine festgelegten Empfehlungen zur Bestimmung der Bruchzähigkeit K_{IIc} für ebene Scherbelastung (Mode-II). Da sich die Werkstoffkennwerte, die unter reinen Mode-I-Bedingungen ermittelt werden, nicht ohne weiteres auf Mixed-Mode- und schon gar nicht auf Mode-II-Situationen übertragen lassen, ist es zwingend erforderlich, für die Bestimmung von Bruchzähigkeiten unter überlagerter Zug- und Schub- bzw. reiner Scherbelastung geeignete Kriterien und Konzepte zu entwickeln und mit entsprechenden Bruchzähigkeitsmessungen zu verifizieren.

Aktuelle Arbeiten auf dem Gebiet der Bruchmechanik (s. z.B. [53-57]), die sich mit dem Bruchverhalten unter Mixed-Mode- und Mode-II-Belastungsbedingungen beschäftigen, zeigen die Bedeutung dieser Thematik. In diesen wie auch in vielen anderen Veröffentlichungen (s. z.B. [58]) fehlt jedoch die Basis, auf der Kriterien zur Bestimmung gültiger Scherbruchzähigkeiten aufbauen könnten. In vielen Fällen wählt man die Probenabmessungen auf der Basis willkürlicher Abmessungen, oder die Bedingungen zur Kennwertermittlung unter Zugbelastung (Mode-I) werden lediglich formal übernommen, ohne die notwendigen Anpassungen an die geänderten Verhältnisse durchzuführen. Der Hauptgrund für die stark differierenden und zum Teil unverständlichen Versuchsergebnisse ist deshalb in den unterschiedlichen Geometrien und Abmessungen der verwendeten Proben zu sehen. Daß unter Mode-II-Belastung vermutlich andere Geometriebedingungen erforderlich sind, wurde zwar bereits von Hallbäck [77, 85] und auch anderen Autoren (s. z.B. [18]) angedeutet, aber weder quantifizierten sie ihre Anmerkungen, noch führten sie systematische Messungen in diese Richtung durch.

Während bei Mode-I-Belastung stabile und instabile Rißausbreitung stets in Richtung des ursprünglich vorhandenen Risses erfolgt, tritt sowohl bei Mixed-Mode- als auch bei Mode-II-Beanspruchung im allgemeinen eine mehr oder weniger starke Rißablenkung auf. Das bedeutet aber auch, daß sich bei stabiler oder instabiler Rißausbreitung infolge des Rißfortschrittes eine andere Beanspruchungssituation an der Rißspitze einstellt. Nach einem

gewissen Rißwachstum mit entsprechender Änderung des Richtungsverlaufes steht die Rißspitze unter Mode-I-Belastung. Diese Feststellung erlaubt es jedoch nicht, Mode-I-Bruchkriterien zur Vorhersage der instabilen Rißausbreitung des Ausgangsrisses zu benutzen. Dafür sind im allgemeinen vollkommen neue Konzepte oder Bruchhypothesen zu verwenden (s. z.B. [19, 59]). Infolge einer Rißablenkung entsteht am Initiierungsort eine Kerbe. Dieses hat zur Folge, daß ein Teil der zur Verfügung stehenden Energie eines Mode-II initiierten Risses an der Kerbe gebunden ist und somit nicht die gesamte Energie für den Rißfortschritt herangezogen werden kann. Podleschny [19] stellte ein Bruchkriterium auf der Basis der elastischen Energie an der Rißspitze auf, bei dem er diesen Kerbenergieanteil berücksichtigt.

Die zuvor beschriebene Rißablenkung infolge einer Mixed-Mode- bzw. Mode-II-Belastung wird häufig bei spröde-brechenden Werkstoffen beobachtet (s. z.B. [19]). Untersuchungen sowohl an Aluminiumlegierungen [60, 61, 76, 77] als auch an Stählen [62-65] zeigen bei Mixed-Mode-Belastungen mit hohen Schubanteilen bzw. bei reinen Mode-II-Beanspruchungen eine nur leichte Rißablenkung bzw. eine koplanare Rißausbreitung in der ursprünglich vorhandenen Rißebe. Inwiefern dieses Verhalten auf unzureichend dimensionierte Probenabmessungen zurückzuführen ist oder ein spezifisches Werkstoffverhalten widerspiegelt, kann zur Zeit noch nicht ausreichend beantwortet werden, da die notwendigen Kriterien zur Durchführung gültiger und vergleichbarer Bruchzähigkeitstests fehlen.

Es ist das Ziel dieser Arbeit, im Rahmen der linear-elastischen Bruchmechanik bzw. unter den Bedingungen des Kleinbereichsfließens (englisch: small scale yielding) Gültigkeitskriterien zur Bestimmung von Scherbruchzähigkeiten K_{IIc} aufzustellen. Dazu war die zuvor durchgeführte Aufbereitung der physikalischen Grundlagen und Bedingungen zur Durchführung von gültigen K_{Ic} -Tests (s. Kapitel 2.6 und 3.3) erforderlich. Der gleichen Argumentation in analoger Weise folgend sollen nun - wie in Kapitel 5 folgt - spezifisch auf einen K_{IIc} -Test ausgerichtete Gültigkeitskriterien erarbeitet werden. Dazu werden im wesentlichen die plastischen Zonen an der Rißspitze unter Scherbelastung (Mode-II) mit denen unter Zugbelastung (Mode-I) verglichen. Zur Berechnung der plastischen Zonen wird die Vergleichsspannung nach von Mises benutzt, die den vorhandenen mehrachsigen Spannungszustand an jeder Stelle vor der Rißspitze durch einen charakteristischen Vergleichswert - die Fließspannung - beschreibt. Auf der Basis des Vergleichs der plastischen Zonen und den daraus abgeleiteten Folgerungen werden Hypothesen über Mindestprobenabmessungen zur Bestimmung gültiger K_{IIc} -Bruchzähigkeiten aufgestellt. Im Anschluß daran werden spezifische experimentelle Untersuchungen durchgeführt, um die aufgestellten Bedingungen und Kriterien anhand systematischer K_{Ic} - und K_{IIc} -

Bruchzähigkeitsmessungen an Proben mit unterschiedlichen Abmessungen aus der Aluminiumlegierung 7075 und dem Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 zu verifizieren.

Im Rahmen dieser Arbeit sollen Gültigkeitskriterien zur Bestimmung von Scherbruchzähigkeiten aufgestellt werden. Die Halterungen zur Generierung der erforderlichen Mode-II-Belastung (s. Kap. 6) wurden allerdings in Hinblick auf weiterführende Arbeiten bereits in der Art konzipiert, daß mit ihnen auch Mixed-Mode- bzw. Mode-I-Belastungen durchzuführen sind. Im Rahmen dieser Arbeit werden keine Mixed-Mode-Untersuchungen durchgeführt.

5. Theoretische Betrachtungen und Hypothesen

Um die spezifisch für einen K_{IIc} -Test ausgerichteten Gültigkeitskriterien aufstellen zu können, ist es erforderlich, die Bedingungen und Kriterien für den K_{Ic} -Test (Kap. 2.6 und 3.3) sinngemäß zu übertragen. Den Ausgangspunkt bei der Ermittlung der notwendigen Mindestprobenabmessungen zur Bestimmung gültiger K_{IIc} -Werte bildet die Betrachtung der plastischen Zonen an der Rißspitze. Dabei wird ein Vergleich der Größe der plastischen Zonen unter Mode-II-Belastung im Verhältnis zu den plastischen Zonen unter Mode-I-Belastung angestellt. Da sich diese sowohl in ihrer Größe als auch in ihrer Form deutlich voneinander unterscheiden (Bild 2.4 und 2.5), sind folglich auch andere Mindestprobenabmessungen zu erwarten.

5.1 Vergleich der plastischen Zonen

Es werden die plastischen Zonen unter Mode-I-Belastung mit denen unter Mode-II-Belastung verglichen, die sich mit dem Fließkriterium nach von Mises auf der Basis der Spannungsnahfeldgleichungen (2.18-2.23) ergeben. Die Analyse erfolgt für identische Werte der Spannungsintensitätsfaktoren, d.h. $K_I = K_{II}$, und mit derselben Vergleichsspannung σ_V für beide Belastungsfälle. Zur besseren Vergleichbarkeit werden die jeweiligen plastischen Zonen, wie sie bereits separat in den Bildern 2.4 und 2.5 dargestellt wurden, gemeinsam in Bild 5.1 aufgetragen. Ein Vergleich der plastischen Zonen liefert folgende Resultate:

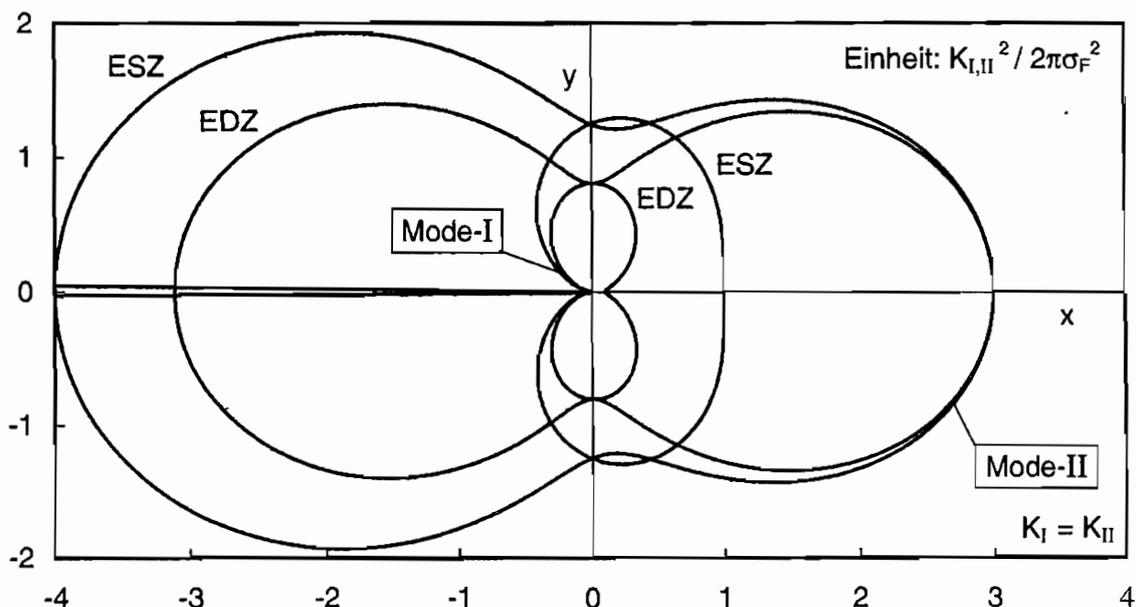


Bild 5.1: Vergleich der Größe der plastischen Zonen an der Spitze von Rissen unter Mode-I- und Mode-II-Belastung

- (1) Zum einen sind die plastischen Zonen für eine Mode-II-Belastung größer als für eine Mode-I-Belastung.
- (2) Zum anderen ergibt sich im Mode-I-Fall ein großer Unterschied der plastischen Zonen für den ebenen Spannungszustand (ESZ) und den ebenen Dehnungszustand (EDZ), wohingegen der Unterschied im Mode-II-Fall nur gering ist.

Ausgehend von diesen Betrachtungen und den Kriterien für einen gültigen K_{Ic} -Test lassen sich Hypothesen für die Mindestprobenabmessungen zur Bestimmung gültiger K_{IIc} -Werte aufstellen, die im folgenden dargestellt werden.

5.2 Hypothesen zu Gültigkeitskriterien

Entsprechend den Kriterien beim K_{Ic} -Test (vgl. Kap. 2.6) wird zwischen den Bedingungen für die Probenabmessungen in Dickenrichtung der Proben und den Probenabmessungen in der Probenebene unterschieden.

Die Mindestprobenstärke für einen gültigen K_{Ic} -Test, im folgenden bezeichnet als $B_{I \min}$, ergibt sich aufgrund der Unterschiede der plastischen Zonen für den ebenen Spannungszustand und den ebenen Dehnungszustand (s. Bild 5.1) und der Forderung nach der Dominanz des EDZ (vgl. Kap. 2.6). Da aber unter Mode-II-Belastung diese Unterschiede im Vergleich zur Mode-I-Belastung relativ gering ausfallen, ist zu erwarten, daß die Mindestprobenstärke für einen gültigen K_{IIc} -Test, bezeichnet als $B_{II \min}$, kleiner sein kann als für einen gültigen K_{Ic} -Test. Daraus ergibt sich die folgende Hypothese:

$$B_{II \min} < B_{I \min} \quad (5.1)$$

Die aufgestellte Hypothese wird auch anhand der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes deutlich. Es handelt sich hierbei um einen Ausdruck, der u.a. in der elastisch-plastischen Bruchmechanik als zusätzlicher Parameter neben dem J-Integral eingeführt wurde, um das Bruchverhalten bzw. das Rißwachstum genauer beschreiben zu können [66]. Nach Aurich [66] ist die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes definiert als Quotient m aus der hydrostatischen Spannung σ_h und der Von-Mises-Vergleichsspannung σ_v und wird wie folgt geschrieben:

$$m = \frac{\sigma_h}{\sigma_v} \quad (5.2)$$

mit: $\sigma_h = \frac{1}{3}(\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3)$ und $\sigma_v = \sqrt{\frac{1}{2}((\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2)}$

Der daraus resultierende Einfluß auf die Dehnungsbehinderung (englisch: constraint) für die unterschiedlichen Belastungszustände mit Hilfe der Spannungsmehrachsigkeit m wird anhand von Bild 5.2 verdeutlicht. Für eine Mode-I-Belastung ergibt sich ein großer Unterschied

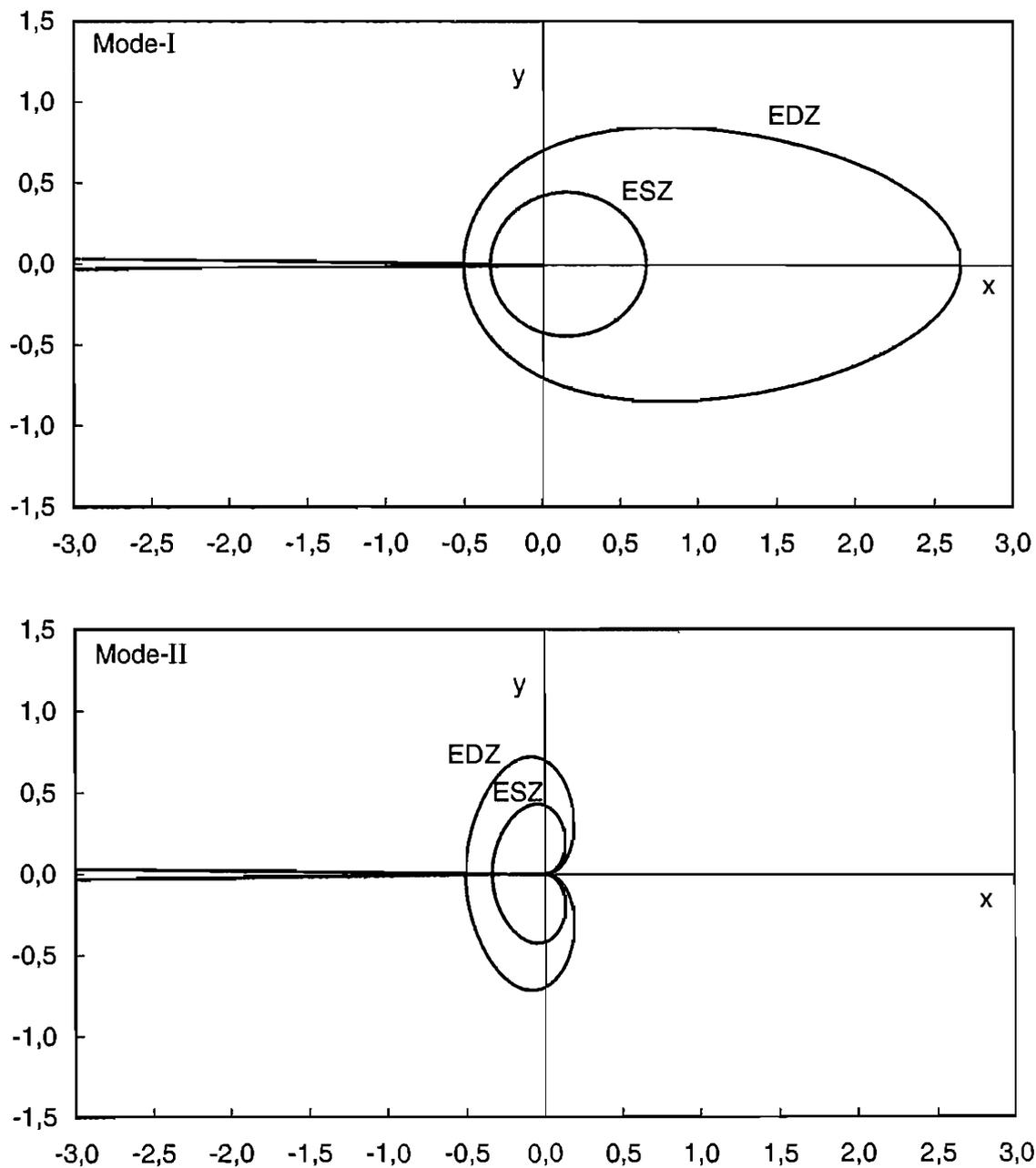


Bild 5.2: Vergleich der Verläufe der Spannungsmehrachsigkeit m an der Spitze von Rissen unter Mode-I- und Mode-II-Beanspruchung

zwischen dem ebenen Spannungszustand (ESZ) und dem ebenen Dehnungszustand (EDZ), wohingegen der Unterschied für eine Mode-II-Belastung nur gering ausfällt. Der geringe Unterschied für den Mode-II-Fall läßt somit auf eine geringere Dickenabhängigkeit schließen, bei der folglich eine geringere Mindestprobendicke zu erwarten ist. Im Mode-I-Fall wird eine größere Dickenabhängigkeit und somit auch eine größere Mindestprobendicke eintreten, da sich die Spannungsmehrachsigkeit für den ESZ und den EDZ deutlich unterscheidet. Nach Kanninen und Popelar [11] sowie Anderson [7] führt eine starke Dehnungsbehinderung zur Ausbildung einer kleinen plastischen Zone und zu einer Abnahme des kritischen Spannungsintensitätsfaktors. Damit kommt es zu der für den Mode-I-Fall bekannten Abhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Probendicke (vgl. Kap. 2.6). Aufgrund der absolut kleineren Dehnungsbehinderung und des geringen Unterschiedes zwischen ESZ und EDZ ist unter Mode-II-Bedingungen neben der geringeren Dickenabhängigkeit, die zu einer geringeren Mindestprobendicke führt, auch ein geringerer Anstieg des kritischen Spannungsintensitätsfaktors unter ebenen Spannungsbedingungen zu erwarten.

Nachdem die Bedingungen für die Probenabmessungen in Dickenrichtung der Probe erläutert wurden, die zur Aufstellung der Hypothese für die Mindestprobendicke (Gl. (5.1)) führte, wird im folgenden auf die Bedingungen für die Probenabmessungen in der Probenebene eingegangen. Den Ausgangspunkt für die Aufstellung von Kriterien für die Mindestabmessungen in der Probenebene bildet die Betrachtung der plastischen Zonen an der Reißspitze (s. Bild 5.1). Da die absoluten Größen der plastischen Zonen unter Mode-II-Belastung generell größer sind als unter Mode-I-Belastung, läßt sich schließen, daß die Mindestabmessungen in der Probenebene in y - und x -Richtung, d.h. die Höhe H_{\min} und die Ligamentlänge $(W-a)_{\min}$ der Probe, für eine Mode-II-Belastung entsprechend größer sein müssen als für eine Mode-I-Belastung. Daraus ergibt sich als weitere Hypothese für einen gültigen K_{IIc} -Test:

$$H_{II \min} > H_{I \min} \quad \text{und} \quad (W-a)_{II \min} > (W-a)_{I \min} \quad (5.3)$$

Um diese zunächst qualitativen Aussagen in quantitativer Form angeben zu können, sei angenommen, daß die Größe der plastischen Zone das Bruchverhalten entscheidend bestimmt. Dabei soll der mittlere Radius der plastischen Zone die Größe der plastischen Zone beschreiben. Mit dieser Annahme ergibt sich für eine Mode-II-Belastung einerseits eine ungefähr dreimal kleinere Mindestprobendicke $B_{II \min}$, jedoch andererseits eine viermal größere Höhe $H_{II \min}$ und Ligamentlänge $(W-a)_{II \min}$ im Vergleich zu den entsprechenden Werten für eine Mode-I-Belastung. Mit den Kriterien für den K_{Ic} -Test (Gl. (2.25) und (2.26)) resultieren daraus die folgenden Mindestprobenabmessungen für einen gültigen K_{IIc} -Test:

$$B_{II \min} > 0,8 \left(\frac{K_{IIc}}{\sigma_F} \right)^2 \quad (5.4)$$

und

$$H_{II \min} > 10 \left(\frac{K_{IIc}}{\sigma_F} \right)^2 \quad \text{und} \quad (W-a)_{II \min} > 10 \left(\frac{K_{IIc}}{\sigma_F} \right)^2 \quad (5.5)$$

Die aufgestellten Bedingungen (5.4-5.5) werden im folgenden im Rahmen umfangreicher Versuchsreihen verifiziert. Die dazu erforderlichen experimentellen Untersuchungen sowie deren Ergebnisse stellen die beiden folgenden Kapitel dar.

Die aufgestellten Hypothesen wurden aus Größenangaben für plastische Zonen abgeleitet, die nur das erste Glied der Rißspitzenspannungsverteilung berücksichtigen und damit nur für unendliche Proben bzw. im Nahbereich der Rißspitze gelten. Bei Proben mit endlichen Berandungen können sich höhere Glieder der Spannungsverteilung bemerkbar machen, die die Ausbildung der plastischen Zone gegebenenfalls merklich beeinflussen. Deshalb wurden zum einen für die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Proben (s. Anhang 10.1) die tatsächlichen plastischen Zonen mit dem Finite-Elemente-Programm ABAQUS berechnet und zum anderen der Einfluß der höheren Glieder mit Hilfe spannungsoptischer Untersuchungen sowie FEM-Rechnungen analysiert. Die ausführliche Präsentation der Ergebnisse findet sich in Anhang 10.2 und 10.3.

Bild 5.3 zeigt exemplarisch die Ergebnisse der FEM-Berechnung der plastischen Zonen. Es sind entsprechend der analytischen Nahfeldbetrachtungen die plastischen Zonen auf Basis des Fließkriteriums nach von Mises für Mode-I- und Mode-II-Belastung unter ebenen Spannungs- und ebenen Dehnungsbedingungen dargestellt. Die FEM-Analyse erfolgte für linear-elastisches Werkstoffverhalten an typischen Probenabmessungen, wie sie zur Verifizierung der aufgestellten Hypothesen (5.4-5.5) benutzt wurden. Prinzipiell zeigt sich ein ähnliches Verhalten wie in Bild 5.1. Zum einen sind die plastischen Zonen unter Mode-II-Belastung beträchtlich größer als die Mode-I-Zonen, zum anderen sind jedoch im Mode-II-Fall die Differenzen in den plastischen Zonen für die Bedingungen ebener Spannung und ebener Dehnung beträchtlich kleiner als im Mode-I-Fall. Auf die Formabweichungen der plastischen Zonen zwischen der analytischen Nahfeldlösung (Bild 5.1) und der FEM-Analyse (Bild 5.3) sowie deren Ursachen wird ausführlich in Anhang 10.2 eingegangen. Der durchgeführte Vergleich zeigt allerdings, daß das prinzipielle Verhalten der plastischen Rißspitzenzonen für Proben mit unendlichen und endlichen Berandungen gleich ist. Das führt zu dem Schluß, daß die aufgestellten Hypothesen (5.4-5.5) gültige Approximationen auch für Versuchsproben mit endlichen Abmessungen darstellen.

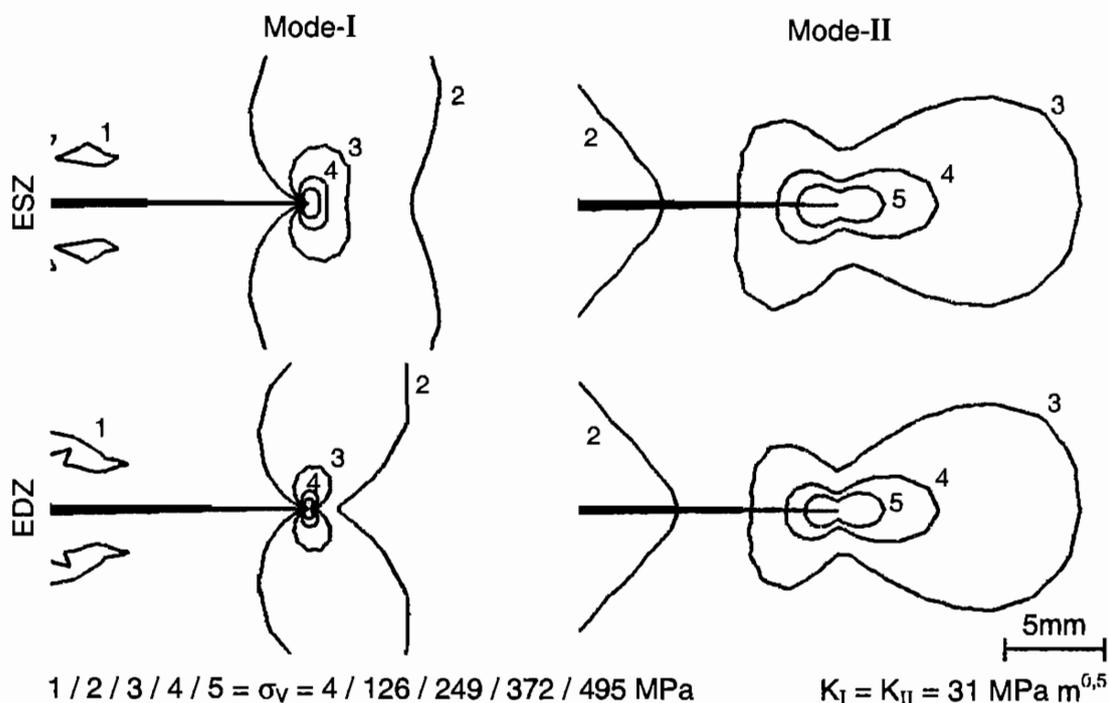


Bild 5.3: Plastische Rißspitzenzonen für endlich berandete Proben aus FE-Analyse

Die Richtigkeit der Grundlagen zu der postulierten Hypothese in bezug auf die Probenabmessungen in der Probenebene (Gl. (5.5)) wird ebenfalls durch eine spannungsoptische Analyse unterstützt. Der spannungsoptischen Methode liegt ebenso wie der Analyse der plastischen Zonen der Einfluß der wirksamen Hauptspannungsdifferenzen zugrunde, die unter Mode-I- und Mode-II-Belastung zum tragen kommen. Folglich läßt sich der zuvor aufgestellte Vergleich auch anhand von spannungsoptischen Ergebnissen durchführen. In Bild 5.4 sind die Ergebnisse der spannungsoptischen Nahfeldlösung (3.11-3.12) sowie experimentelle Isochromatenaufnahmen für Mode-I- und Mode-II-Belastungszustände dargestellt. Sowohl die analytischen als auch experimentellen Untersuchungen erfolgten für identische Werte der Spannungsintensitätsfaktoren, d.h. $K_I = K_{II}$. Der Vergleich zeigt prinzipiell das oben beschriebene Verhalten. Unter identischen Belastungsbedingungen sind die Isochromaten gleicher Ordnung N bei Mode-II-Belastung deutlich größer als bei Mode-I-Belastung. Dieses gilt sowohl für die analytische Nahfeldlösung als auch für die experimentell generierten Isochromatenbilder. Die Unterschiede in der Ausbildung der geometrischen Formen der Isochromaten zwischen analytischer Lösung und Experiment sind ebenso wie bei den plastischen Zonen auf den Einfluß der höheren Glieder der Spannungsverteilung zurückzuführen. Eine detaillierte Analyse des Einflusses der endlichen Berandung und die Erweiterung der Nahfeldlösung durch die Einbeziehung Glieder höherer Ordnung erfolgt in Anhang 10.3. Der durchgeführte

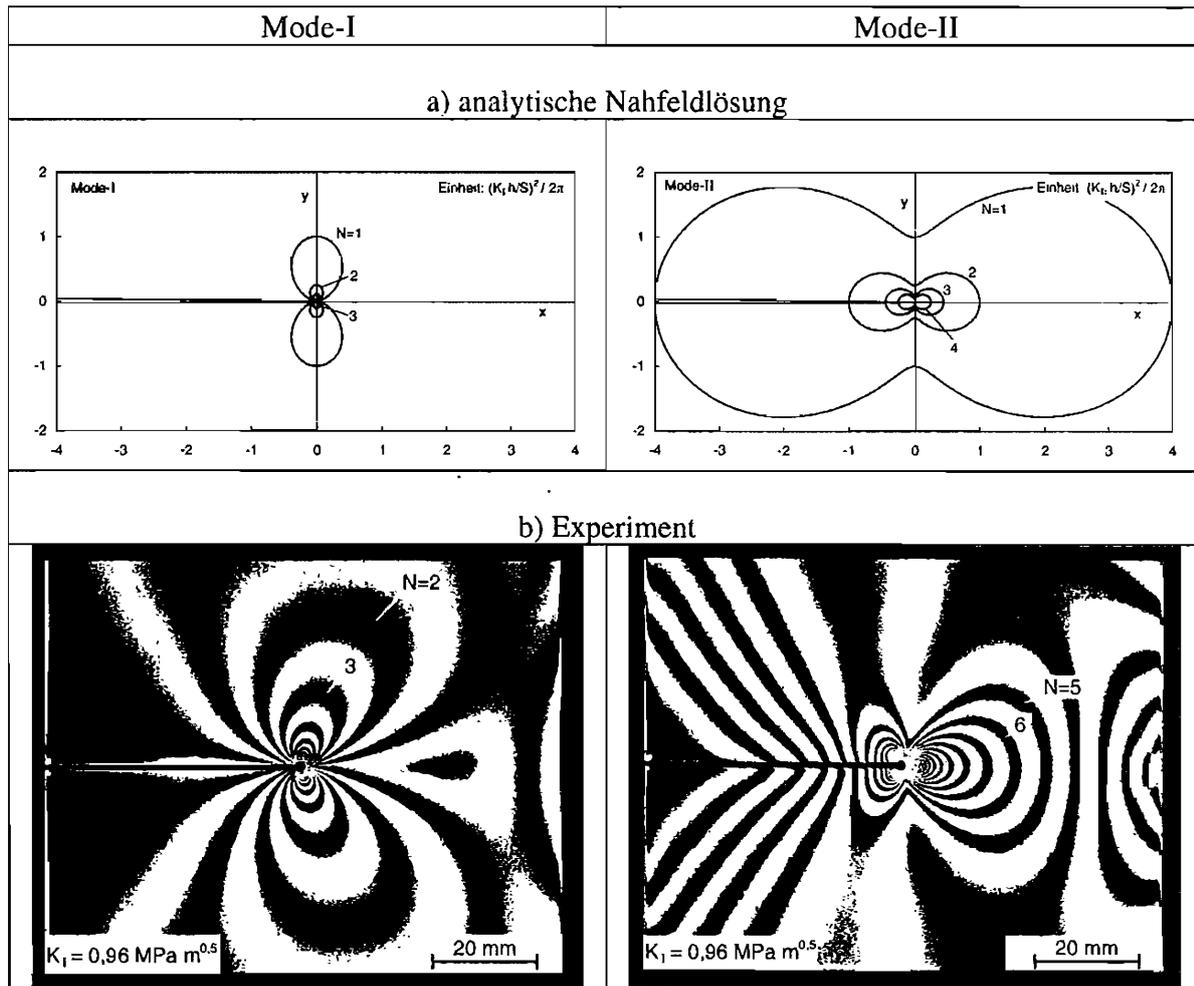


Bild 5.4: Spannungsoptische Isochromatenverteilung unter Mode-I- und Mode-II-Belastung
a) analytische Nahfeldlösung b) Experiment

Vergleich macht deutlich, daß die spannungsoptische Analyse die aufgestellte Hypothese in bezug auf die Probenabmessungen in der Probenebene (Gl. (5.5)) untermauert, da sich auch in diesem Fall ein prinzipiell identisches Verhalten für Proben mit endlichen und unendlichen Berandungen zeigt.

6. Experimentelle Untersuchungen und Auswertung

Zur Verifikation der zuvor aufgestellten Hypothesen ist es erforderlich, systematische K_{IIc} -Messungen durchzuführen, um die spezifischen Bedingungen anhand der Variation der Probendimensionen zu untersuchen. Ergänzend zu den K_{IIc} -Messungen erfolgen K_{Ic} -Messungen. Dieses geschieht, um einerseits einen Vergleich mit den K_{IIc} -Bruchzähigkeiten zu haben und andererseits die bekannten K_{Ic} -Abhängigkeiten von der Probendicke und den ebenen Probenabmessungen zu bestätigen. Auf diese Weise lassen sich die aufgestellten Relativaussagen überprüfen und es wird eine Datenbasis generiert. Um zum einen den Vergleich mit bestehenden Daten zu ermöglichen und zum anderen die Ergebnisse und Aussagen der Untersuchungen möglichst verallgemeinerungsfähig zu machen, wurden die Experimente an unterschiedlichen Werkstoffen durchgeführt. Dazu war es notwendig, geeignete Probengeometrien und Belastungsvorrichtungen zu konzipieren, was in Abschnitt 6.2 ausführlich beschrieben wird. Außerdem gibt dieses Kapitel einen Einblick in die Meßtechnik und die Versuchsauswertung.

6.1 Werkstoffe und Kennwerte

Als Probenwerkstoffe für die Untersuchungen kamen eine Aluminiumlegierung und ein Werkzeugstahl zum Einsatz. Die hochfeste Aluminiumlegierung^{6.1} 7075 (AlZnMgCu 1,5) lag im ausgehärteten Zustand T6 als gewalztes Blech in einer Stärke von 20 mm vor und brauchte keiner weiteren Wärmebehandlung unterzogen zu werden. Tabelle 6.1 gibt die chemische Zusammensetzung der Aluminiumlegierung nach DIN 1725 in Gewichtsprozenten an, deren Einzelwerte die jeweiligen Höchstwerte der Beimengungen angeben.

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti
0,40	0,50	1,2-2,0	0,3	2,1-2,9	0,18-0,38	5,1-6,1	0,2

Tabelle 6.1: Chemische Zusammensetzung der Aluminiumlegierung 7075 in Gew-%, Rest Al

Zur Ermittlung der Festigkeitswerte wurden Zugversuche durchgeführt. Die dazu erforderlichen Rundzugproben (s. Bild 6.1) sind an verschiedenen Stellen parallel (LT) und quer (TL) zur Walzrichtung den Blechen entnommen. Auf diese Weise wird ein möglicher Einfluß der durch den Walzvorgang hervorgerufenen Anisotropie auf die Werkstoffkennwerte

^{6.1} Das Material für die Versuche wurde freundlicherweise von der Schweizerischen Aluminium AG, Neuhausen zur Verfügung gestellt.

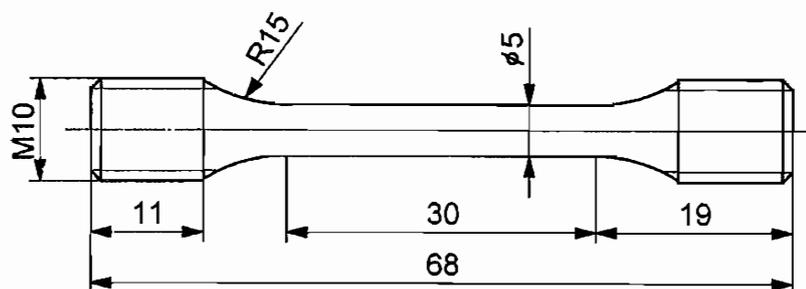


Bild 6.1: Rundzugprobe

berücksichtigt. Für die Durchführung der Zugversuche kam eine Standardzugprüfmaschine der Firma Schenck vom Typ RM 100 zum Einsatz, die eine maximale Zugkraft von 100 kN besitzt. Die Versuche wurden weggeregelt mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 1 mm/min an jeweils 4 Proben pro Entnahmerichtung durchgeführt. Die Registrierung der Spannungsdehnungskurven ermöglichte die Bestimmung der Festigkeitswerte, die für Raumtemperaturbedingungen in Tabelle 6.2 zusammengestellt sind. Die Daten werden sowohl für die spätere experimentelle Analyse als auch für die numerischen Untersuchungen benötigt, wobei für die Fließgrenze σ_F die Werte der Dehngrenze $R_{p0,2}$ eingesetzt werden.

Probenlage	E-Modul E [GPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung A_6 [%]
TL	71	562	488	10
LT	71	598	533	10

Tabelle 6.2: Werkstoffkennwerte der Aluminiumlegierung 7075 aus dem Zugversuch bei Raumtemperatur

Der Werkzeugstahl^{6.2} 90 MnCrV 8 – ein Kaltarbeitsstahl – lag im unbehandelten Zustand als Stabstahl in den Abmessungen von 120 mm x 120 mm vor und wurde unterschiedlichen Wärmebehandlungen unterzogen. In Tabelle 6.3 ist die chemische Zusammensetzung des Stahls angegeben.

C	Si	Mn	Cr	V
0,90	0,25	2,0	0,35	0,10

Tabelle 6.3: Chemische Zusammensetzung des Werkzeugstahls 90 MnCrV 8 in Gew-%

^{6.2} Das Material für die Versuche wurde freundlicherweise vom Lehrstuhl für Werkstofftechnik der Ruhr-Universität Bochum zur Verfügung gestellt.

Die Proben wurden nach der spanenden Bearbeitung in Anlehnung an die Untersuchungen von Broeckmann [67] bei 950 °C 30 Minuten lang unter Schutzgasatmosphäre gehärtet, anschließend in Öl abgeschreckt und dann bei unterschiedlichen Temperaturen jeweils 30 Minuten lang angelassen. Bei der späteren Unterscheidung der einzelnen Wärmebehandlungen wird nur noch von den verschiedenen Anlaßtemperaturen gesprochen.

Die Ermittlung der Festigkeitswerte erfolgte wiederum anhand von Zugversuchen. Die erforderlichen Rundzugproben (s. Bild 6.1, teilweise leicht modifiziert) wurden senkrecht zur Walzrichtung in TS-Richtung (vgl. Bild 3.7) dem Halbzeug entnommen. Die Durchführung der Zugversuche erfolgte ebenfalls auf der Standardzugprüfmaschine der Firma Schenck vom Typ RM 100. Die Versuche wurden weggeregelt mit einer Abzugsgeschwindigkeit von 0,5 mm/min an jeweils 3 Proben pro Wärmebehandlung bei Raumtemperatur durchgeführt. Die Festigkeitswerte wurden aus den Spannungsdehnungskurven ermittelt und sind in Tabelle 6.4 zusammengestellt.

Probenlage	Anlaßtemp. T_A [°C]	E-Modul E [GPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchdehnung A_5 [%]
TS	570	210	1356	1128	-
TS	600	210	1287	1053	8
TS	630	210	1226	1000	9

Tabelle 6.4: Werkstoffkennwerte des Werkzeugstahls 90 MnCrV 8 aus dem Zugversuch bei Raumtemperatur

6.2 Versuchsproben und Belastungsvorrichtungen

Im Gegensatz zur Mode-I-Belastung erfordert die Erzeugung von Mode-II- bzw. Mixed-Mode-Belastungen spezifische und aufwendige Belastungsvorrichtungen und Versuchsproben. In der Vergangenheit sind vielfältige Anstrengungen unternommen worden, um eine zuverlässige Technik insbesondere zur Erzeugung reiner Mode-II-Zustände zu entwickeln. In der Literatur [58, 68-71] wird in diesem Zusammenhang über unterschiedliche Probenformen mit differierenden Abmessungen berichtet. Eine ausführliche zusammenfassende Übersicht findet sich in [17]. Im Rahmen dieser Arbeit kamen Belastungsvorrichtungen und Proben in Anlehnung an Arcan und Richard zum Einsatz. Von Arcan und Banks-Sills [71-74] wurde ursprünglich eine Probe für reine Mode-II-Belastungen entwickelt, die in eine Halterung eingeklebt wird. Durch eine Erweiterung dieser Anordnung auf eine Probe, die durch Bolzen bzw. Schrauben in einer Halterung aus 2 Scheiben gehalten

wird und eine Variation der Belastungswinkel (s. Bild 6.2) ermöglicht, lassen sich sowohl reine Mode-I- und Mode-II- als auch unterschiedliche Mixed-Mode-Belastungen erzeugen [75-77]. Von Richard [17, 70, 78] wurde die CTS-Probe (Compact Tension Shear) entwickelt. Es handelt sich dabei um eine rechteckige Probe mit Randriß, die über sechs Bolzen mit einer sichelförmigen Lasteinleitungsvorrichtung verbunden ist. Durch Bohrungen, die über einen Winkelbereich von 0° bis 90° im Abstand von 15° in die Halterung eingebracht sind, lassen sich wie bei der modifizierten Arcan-Halterung sowohl reine Mode-I- und Mode-II- als auch unterschiedliche Mixed-Mode-Belastungen erzeugen. Beide Proben sind relativ kompakt und bieten eine einfache Möglichkeit der Ermüdungsrißerzeugung. Die Belastungen erfolgen jeweils auf einer herkömmlichen Universalprüfmaschine. Aufgrund der Scheibenkonstruktion der modifizierten Arcan-Halterung ist diese Anordnung bei Untersuchungen von Proben-dickenvariationen flexibler als die starre Sichel nach Richard.

Um sowohl Proben mit unterschiedlichen Abmessungen in der Probenebene als auch verschiedener Dicke testen zu können, war es erforderlich, in Anlehnung an die bestehenden Proben- und Halterungstypen Konstruktionen zu konzipieren, die den geforderten Kriterien genügen. Im Rahmen dieser Arbeit wurden keine spezifischen Mixed-Mode-Untersuchungen durchgeführt. Die Probenhalterungen wurden aber bereits im Hinblick auf weiterführende Arbeiten in der Art konzipiert, daß sowohl Mode-I- und Mode-II- als auch Mixed-Mode-Belastungen erzeugt werden können. Die Halterungen bzw. Proben nach Arcan und Richard wurden primär zur Untersuchung von Kunststoffen bzw. spröden oder spröde brechenden Werkstoffen entwickelt, um das Mode-II- bzw. Mixed-Mode-Bruchverhalten experimentell zu erfassen. Bei der Verwendung von metallischen Werkstoffen kommt es wegen der erforderlichen größeren Kräfte zu Problemen bei der Lasteinleitung. Diese können im Bereich

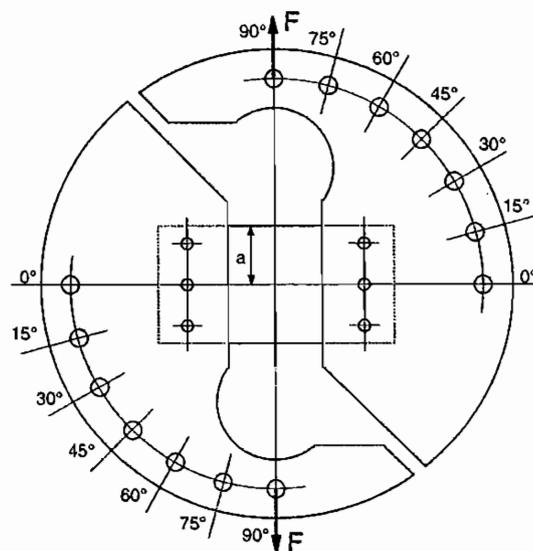


Bild 6.2: Halterung zur Erzeugung von gemischten Zug- und Scherbeanspruchungen

der Lasteinleitungsstellen durch Erhöhung der Probendicke bzw. durch Vergrößerung der Probenweite umgangen werden. Die verwendeten Proben sind schematisch in Bild 6.3 dargestellt. Die Detailzeichnungen mit den Abmessungen sind in Anhang 10.1 dargestellt.

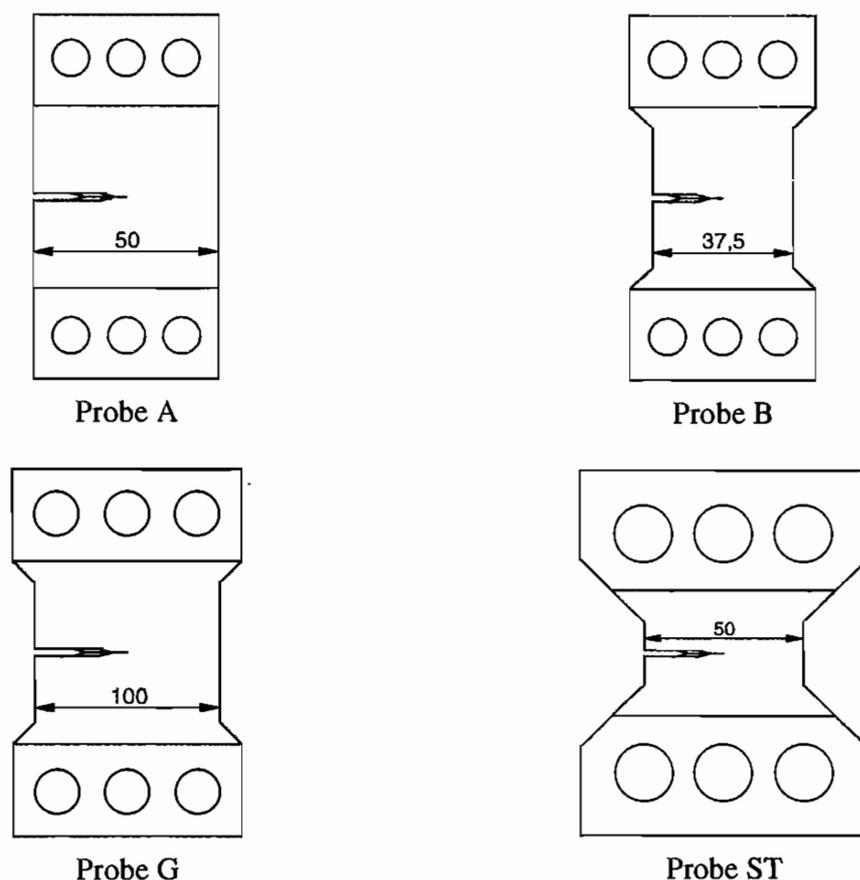


Bild 6.3: Probenformen zur Bestimmung von Bruchzähigkeiten K_{Ic} und K_{IIc} (schematisch)

Die Probenhalterung zur Belastung der Probenformen A und B ist in Bild 6.4 dargestellt. Es handelt sich um eine variable Scheibenkonstruktion, deren Komponenten je nach gewünschter Belastungsart (Mode-I oder Mode-II) miteinander verschraubt werden. Die Proben werden durch sechs Bolzen, die für die Lastübertragung sorgen, mit der Halterung verbunden. Bei einer reinen Schubbelastung stellen sich an der Rißspitze teilweise ungewollte, durch ausgeprägte Rauigkeiten hervorgerufene bzw. konstruktive Einflüsse Druckspannungskonzentrationen ein (siehe z.B. Podleschny [19]), die zu Reibungskräften an den Rißufer führen können und gegebenenfalls das Rißinitiierungs- oder Rißausbreitungsverhalten beeinflussen. Aus diesem Grund erfolgte die Konzeption der Halterung in der Weise, daß der Mode-II-Belastung eine geringe Mode-I-Komponente überlagert wurde, um den Rißuferkontakt zu vermeiden und dennoch die Proben unter starker Mode-II-Dominanz zu testen.

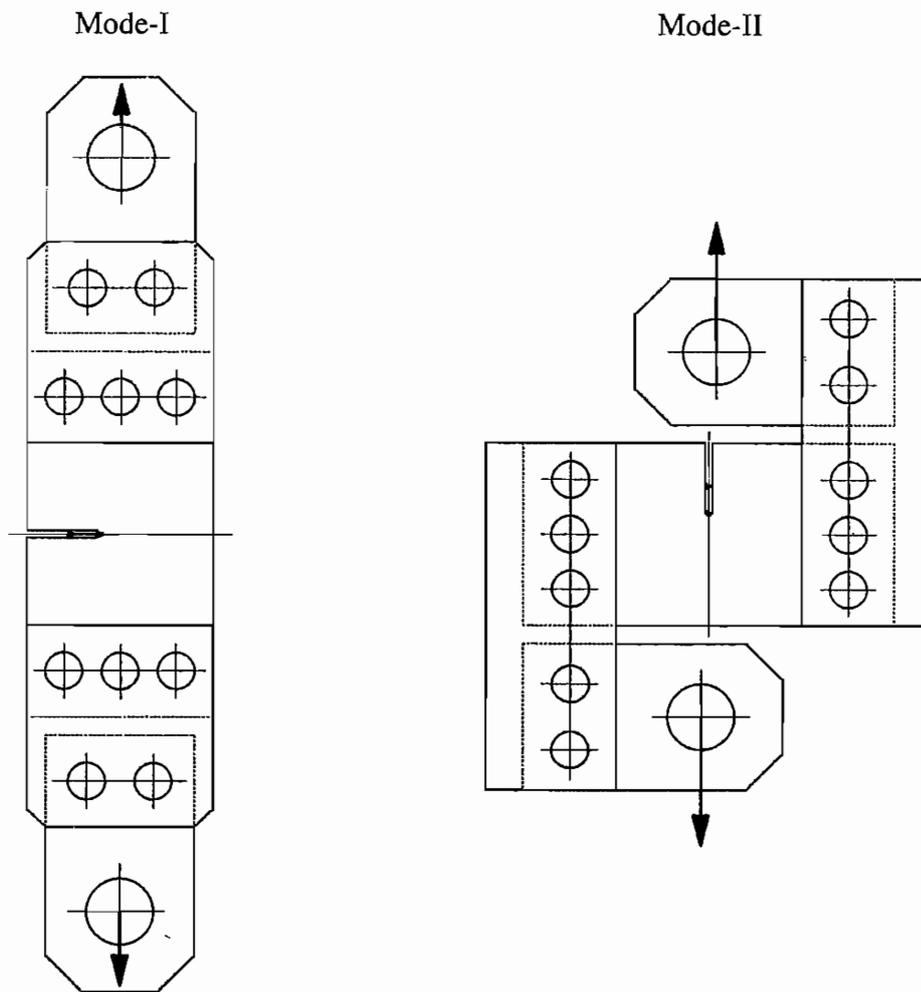


Bild 6.4: Probenhalterung zur Belastung der Proben A und B

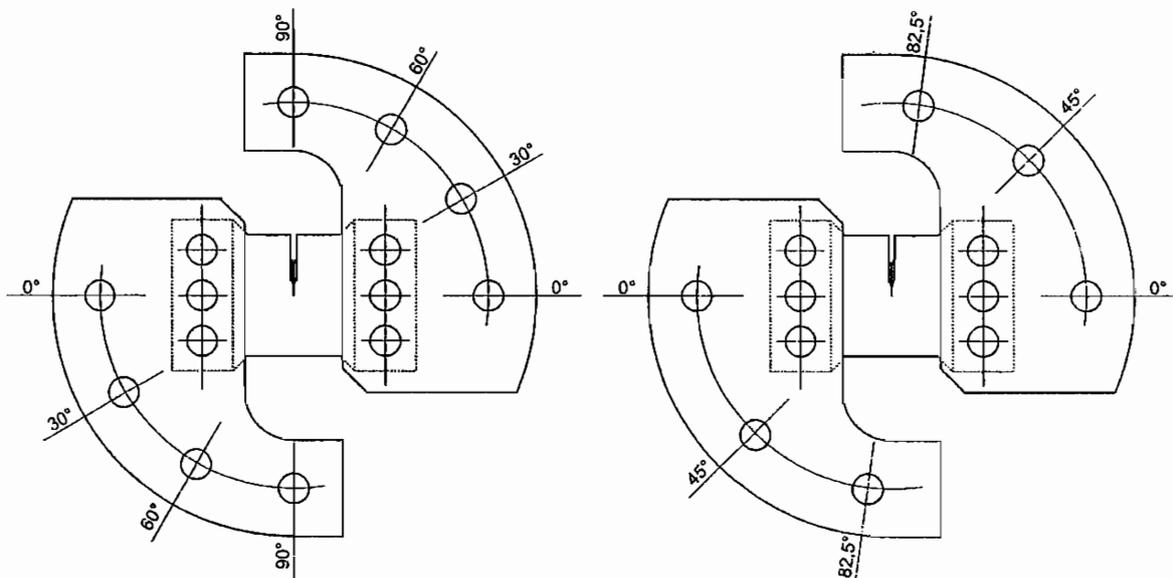


Bild 6.5: Probenhalterung zur Belastung der Proben G

Für die Untersuchung der Probenformen G und ST wurden Scheibenkonstruktionen entwickelt, die es ermöglichen, Proben unterschiedlicher Dicke unter verschiedenen Beanspruchungen zu testen. Es lassen sich sowohl reine Mode-I- und Mode-II- als auch gegebenenfalls Mixed-Mode-Belastungszustände erzeugen. Um den großen erforderlichen Lasten an den Einleitungsstellen Rechnung zu tragen und dennoch sowohl reine Mode-II-Belastungen als auch Schubbelastungen mit einer geringen Mode-I-Komponente erzeugen zu können, war es erforderlich, für jede Probenform zwei Halterungen mit unterschiedlichen Lasteinleitungswinkel (90° und $82,5^\circ$) zu fertigen. Die Belastungsvorrichtungen für Probe G zeigt Bild 6.5, die Halterungen zur Aufnahme der Probe ST Bild 6.6. Die Belastung unter einem Winkel von $\alpha = 0^\circ$ bedeutet eine reine Mode-I-Beanspruchung der Rißspitze, während der Winkel von $\alpha = 90^\circ$ eine reine Mode-II-Beanspruchung zur Folge hat. Unter einem Winkel von $\alpha = 82,5^\circ$ lassen sich Proben unter großer Mode-II-Dominanz testen. Durch die anderen Winkel können unterschiedliche Mixed-Mode-Belastungen erzeugt werden.

Die unterschiedlichen Probenformen und Halterungen erforderten eine Berechnung zur Bestimmung des Zusammenhanges zwischen eingeleiteter Kraft und den resultierenden Spannungsintensitätsfaktoren. Diese numerische Analyse erfolgte mit dem Finite-Elemente-Programm ABAQUS, das für die Untersuchungen in der Version 5.6-1 zur Verfügung stand. Um den Programmieraufwand und die damit verbundene Rechenzeit zu verringern, wurden bei der Berechnung die Halterungen vernachlässigt und lediglich die Proben durch die generierten Finite-Elemente-Netze approximiert. Diese vereinfachende Betrachtungsweise ist zulässig, wenn die an der Probenhalterung angreifende Kraft in der Art auf die Probe übertragen werden kann, daß es zu keiner Verminderung in der Genauigkeit der

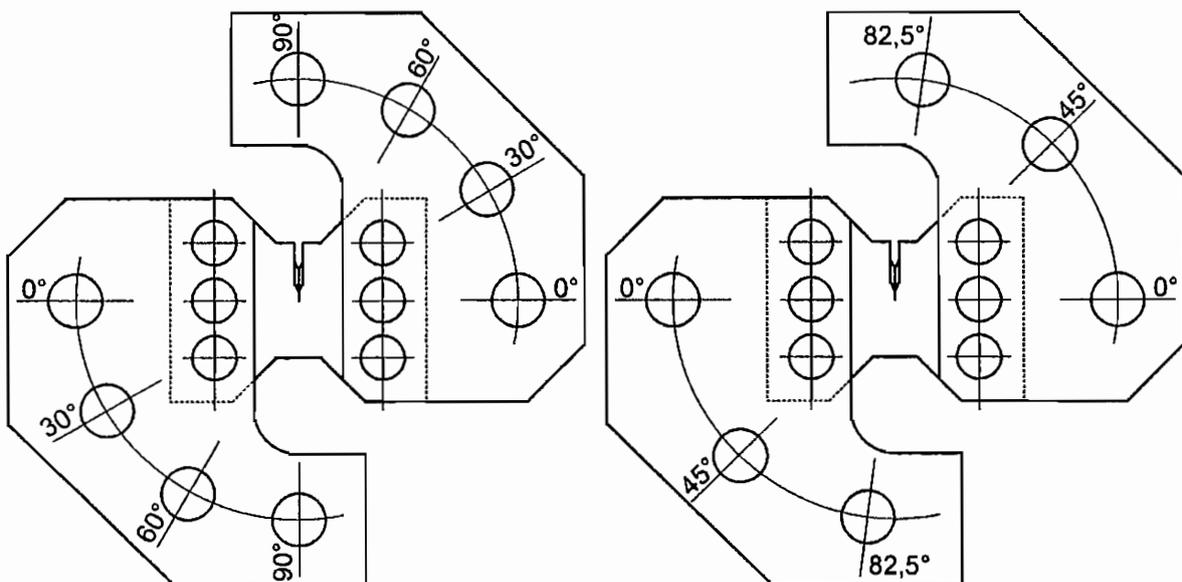


Bild 6.6: Probenhalterung zur Belastung der Proben ST

Spannungsintensitätsfaktorermittlung kommt. Die Zulässigkeit dieser Annahme und der Einfluß der Halterung wurden u.a. in den Arbeiten von Hehemann [80] und Lüssenbrink [79] gezeigt. Für die Lastübertragung zwischen Halterung und Probe muß ein Kräfteansatz gewählt werden, der die Einleitungsbedingungen an den sechs Bolzen beschreibt. Diese Umsetzung geschieht in Anlehnung an den Ansatz von Richard [17] (siehe Bild 6.7). Die angreifende Kraft wird je nach Beanspruchungsart (Mode-I = y-Richtung, Mode-II = x-Richtung) gleichmäßig auf die Bohrungen verteilt und das Momentengleichgewicht an der Probe berücksichtigt.

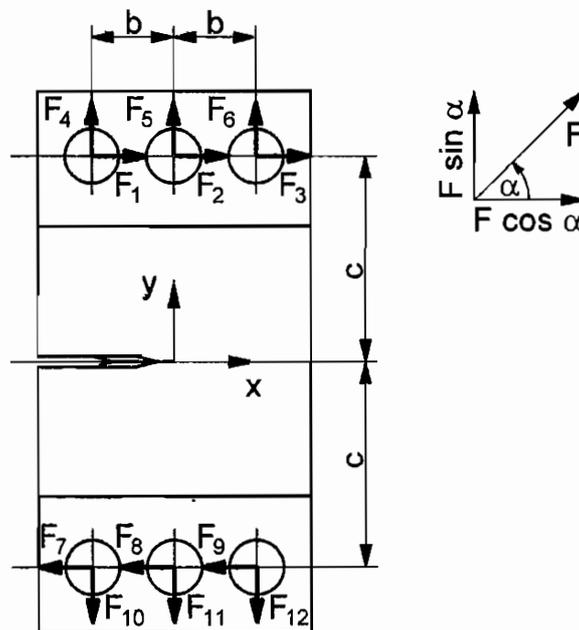


Bild 6.7: Kräfteansatz an der Probe

Unter Berücksichtigung des Kräfte- und Momentengleichgewichts an der Probe und der Ausnutzung der Symmetriebedingungen für eine angreifende Kraft F unter einem Winkel α können entsprechend Bild 6.7 die folgenden Beziehungen aufgestellt werden:

$$\begin{aligned}
 F_1 &= F_2 = F_3 = F_7 = F_8 = F_9 = \frac{F}{3} \cos \alpha \\
 F_4 &= F_{12} = -\frac{c}{2b} F \cos \alpha + \frac{F}{3} \sin \alpha \\
 F_5 &= F_{11} = \frac{F}{3} \sin \alpha \\
 F_6 &= F_{10} = \frac{c}{2b} F \cos \alpha + \frac{F}{3} \sin \alpha
 \end{aligned} \tag{6.1}$$

Damit lassen sich die in Bild 6.7 dargestellten Kräfte je nach anliegender Belastung berechnen. Entsprechend den Bedingungen an einer Zugprüfmaschine greift die belastende Kraft an einer Probenseite an, während symmetrisch dazu der gegenüberliegende Teil festgehalten wird. Neben den statischen Randbedingungen (Kräfte F_1 bis F_6) bilden die Ansatzpunkte der Kräfte F_7 bis F_{12} folglich die kinematischen Randbedingungen, an denen in Abhängigkeit von der Belastung Verschiebungen in x- oder in y-Richtung zugelassen werden.

Für die unterschiedlichen Proben wurden zweidimensionale FE-Netze generiert, deren Elemente jeweils ebene Spannungs- bzw. Dehnungszustände beschreiben. Um eine hinreichend genaue Lösung zu erhalten, ist darauf zu achten, daß die Gebiete mit großen Spannungskonzentrationen mit einer feinen Elementierung versehen werden. Zu diesen Bereichen zählen zum einen das Gebiet um die Rißspitze und zum anderen die Krafteinleitungspunkte an den Bohrungen. Zur Reduzierung der erforderlichen Elemente an den Belastungsstellen und zur realistischen Beschreibung der Lasteinleitungsverhältnisse wurden die Kräfte nicht in Form einer Einzellast sondern quadratisch über den Bohrungen verteilt aufgebracht. Das Gebiet um die Rißspitze besitzt eine Einteilung in Elementsektoren mit einem Öffnungswinkel von 15° . Jeder Sektor besteht aus 15 Elementen auf einer Länge von 10 mm. Zur besseren Wiedergabe der $1/\sqrt{r}$ -Singularität an der Rißspitze dienen dreiseitige kollabierte Elemente (s. Kap. 3.1). Die Elementlänge wurde kontinuierlich zur Rißspitze hin verkleinert. Bild 6.8 zeigt als Beispiel das vollständige Netz der Probenform A, das sich aus 816 Elementen und 2922 Knoten zusammensetzt, sowie den feiner modellierten Kreisbereich um die Rißspitze.

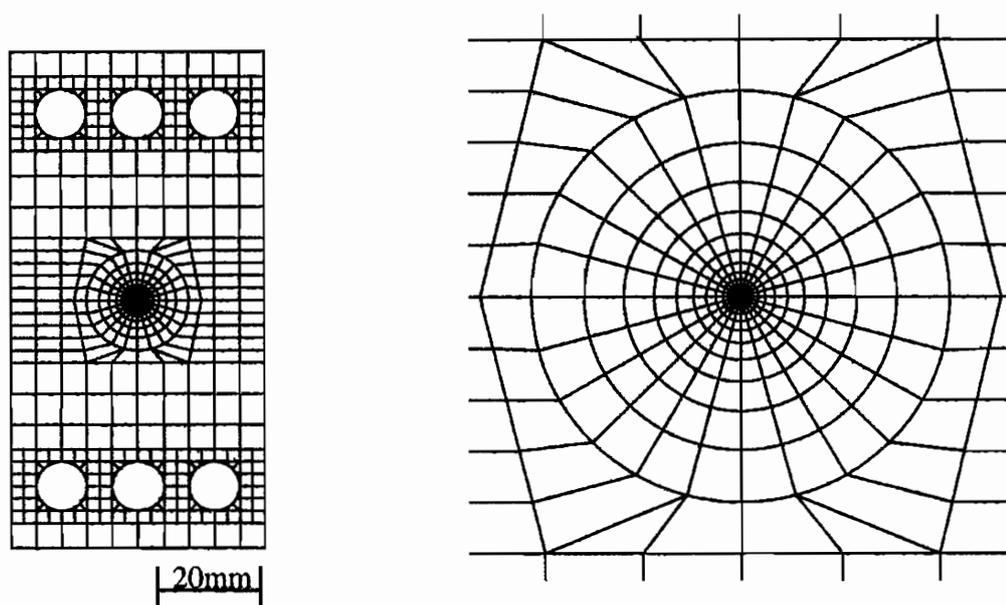


Bild 6.8: Finite-Element-Netz von Probenform A und Kreisbereich um die Rißspitze

Die Berechnung der Spannungsintensitätsfaktoren erfolgte mit den in Kapitel 3.1 angegebenen Extrapolationsverfahren. Dabei wird der Zusammenhang zwischen der belastenden Kraft und den Spannungsintensitätsfaktoren K_I und K_{II} zum einen durch die Grenzwertbetrachtung der Spannungen auf dem Ligament bestimmt, und zum anderen aus der Extrapolation der Riuferverschiebungen ermittelt. Die Rechnungen wurden für unterschiedliche Verhältnisse von Rißlänge a zu Probenweite W durchgeführt, um die Variationen der Probendimensionen zu untersuchen. Mit Hilfe des J-Integrals, das als Routine im FEM-Programm zur Verfügung stand, konnten die so ermittelten Ergebnisse kontrolliert werden. Bild 6.9 zeigt beispielhaft die Ermittlung des SIF K_{II} aus den Spannungen, die durch Extrapolation auf die Rißspitze erfolgt.

Für die unterschiedlichen Probenformen lassen sich die Zusammenhänge für die interessierenden Belastungszustände (Mode-I und Mode-II) in der Form von Gleichung (3.11) darstellen. Die Gleichungen gelten in einem Rilngenbereich $0,3 \leq (a/W) \leq 0,7$ wobei der Ausdruck $a/(W-a)$ gleichbedeutend ist mit der Beziehung $(a/W)/(1-(a/W))$. Die Spannungsintensitätsfaktoren werden mit den nachfolgenden Formeln bestimmt:

Probe A:

Mode-I:
$$K_I = \frac{F}{WB} \sqrt{\pi a} \frac{1}{1 - \frac{a}{W}} \sqrt{\frac{0,697 + 1,095 \frac{a}{W-a}}{1 - 0,083 \frac{a}{W-a} + 0,017 \left(\frac{a}{W-a}\right)^2}} \quad (6.2)$$

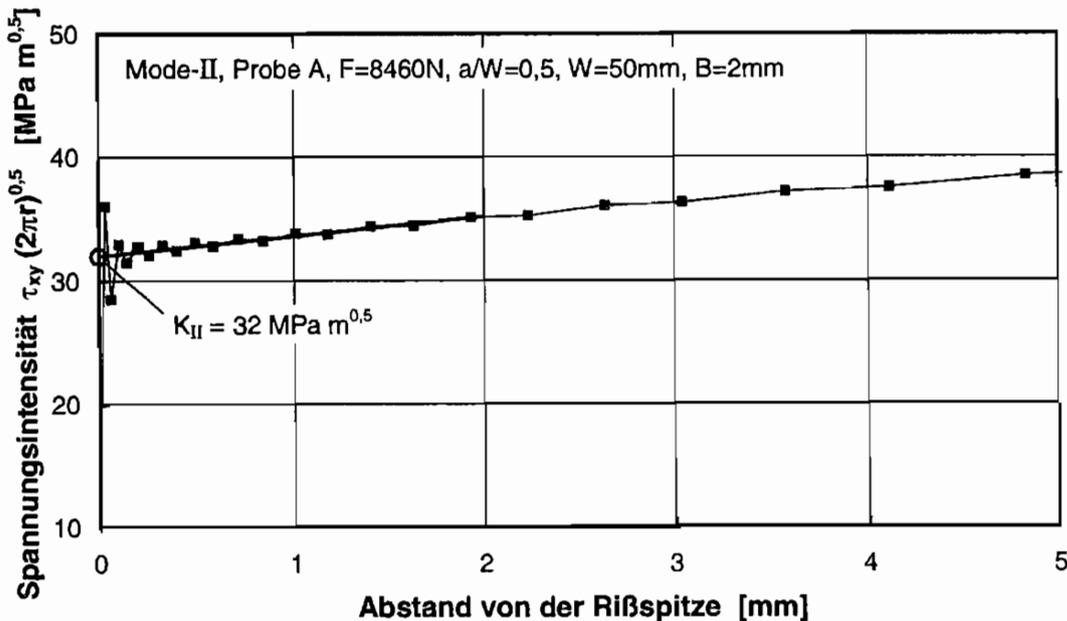


Bild 6.9: Bestimmung des Spannungsintensitätsfaktors K_{II} aus den Spannungen der FE-Analyse durch Extrapolation auf die Rißspitze

Mode-II:
$$K_{II} = \frac{F}{WB} \sqrt{\pi a} \frac{1}{1 - \frac{a}{W}} \sqrt{\frac{0,584 - 0,016 \frac{a}{W-a}}{1 + 0,167 \frac{a}{W-a} + 0,118 \left(\frac{a}{W-a}\right)^2}} \quad (6.3)$$

Probe B:

Mode-I:
$$K_I = \frac{F}{WB} \sqrt{\pi a} \frac{1}{1 - \frac{a}{W}} \sqrt{\frac{0,700 + 1,199 \frac{a}{W-a}}{1 - 0,050 \frac{a}{W-a} + 0,012 \left(\frac{a}{W-a}\right)^2}} \quad (6.4)$$

Mode-II:
$$K_{II} = \frac{F}{WB} \sqrt{\pi a} \frac{1}{1 - \frac{a}{W}} \sqrt{\frac{0,563 + 0,023 \frac{a}{W-a}}{1 + 0,119 \frac{a}{W-a} + 0,167 \left(\frac{a}{W-a}\right)^2}} \quad (6.5)$$

Probe G:

Mode-I:
$$K_I = \frac{F}{WB} \sqrt{\pi a} \frac{1}{1 - \frac{a}{W}} \sqrt{\frac{0,650 + 1,212 \frac{a}{W-a}}{1 - 0,048 \frac{a}{W-a} + 0,012 \left(\frac{a}{W-a}\right)^2}} \quad (6.6)$$

Mode-II:
$$K_{II} = \frac{F}{WB} \sqrt{\pi a} \frac{1}{1 - \frac{a}{W}} \sqrt{\frac{0,607 - 0,054 \frac{a}{W-a}}{1 + 0,224 \frac{a}{W-a} + 0,063 \left(\frac{a}{W-a}\right)^2}} \quad (6.7)$$

Probe ST:

Mode-I:
$$K_I = \frac{F}{WB} \sqrt{\pi a} \frac{1}{1 - \frac{a}{W}} \sqrt{\frac{0,863 + 0,303 \frac{a}{W-a}}{1 - 0,437 \frac{a}{W-a} + 0,086 \left(\frac{a}{W-a}\right)^2}} \quad (6.8)$$

$$\text{Mode-II: } K_{II} = \frac{F}{W B} \sqrt{\pi a} \frac{1}{1 - \frac{a}{W}} \sqrt{\frac{0,669 - 0,164 \frac{a}{W-a}}{1 + 0,452 \frac{a}{W-a} - 0,137 \left(\frac{a}{W-a} \right)^2}} \quad (6.9)$$

Aufgrund der insgesamt ähnlichen Geometrie der unterschiedlichen Probenformen ergibt die Ermittlung der Spannungsintensitätsfaktoren Werte, die sich um weniger als 10% unterscheiden, wenn die gleichen Belastungs- und Randbedingungen verwendet werden, d.h. bei identischen Werten für die Kraft F , die Probenweite W , die Probendicke B und die Rißlänge a .

Die Variation der Probenabmessungen H und $(W-a)$ in y - und x -Richtung erfolgte bei der Untersuchung der Aluminiumlegierung 7075 mit Hilfe der Halterungen und Proben vom Typ A, B und G. Dabei wurde die Probendicke B über einen Bereich von 2 mm bis 16 mm verändert während die Dimensionen in der Probenebene H und $(W-a)$ von 18,5 mm bis 50 mm variierten. Im Gegensatz dazu wurden die Versuche an dem Stahl 90 MnCrV 8 an Proben vom Typ A und ST mit konstanten H - und $(W-a)$ -Abmessungen und wechselnden Probendicken B durchgeführt. In diesem Fall erfolgte eine relative Probengrößenvariation durch die angesprochene Wärmebehandlung (s. Kap. 6.1), d.h. infolge der unterschiedlichen Wärmebehandlungen stellten sich in den Proben plastische Zonen unterschiedlicher Größe ein, die sich aus dem wechselnden Verhältnis der sich einstellenden Bruchzähigkeiten und Fließspannungen ergaben. Auf diese Weise kann mit einer kleineren Anzahl von Halterungen eine größere Variation von Versuchsparametern zur Untersuchung des Einflusses der plastischen Zone erreicht werden.

6.3 Instrumentierung und Versuchsablauf

Die Instrumentierung der Proben und der Versuchsablauf erfolgte in Anlehnung an die Prüfvorschriften zur Bestimmung von Mode-I-Bruchzähigkeiten [15, 16]. Bei der Ermittlung der Mode-II-Kennwerte wurden entsprechend den Anforderungen Modifikationen durchgeführt, auf die im folgenden detailliert eingegangen wird.

Vor Beginn der eigentlichen Bruchzähigkeitsmessungen war es erforderlich, eindeutige und reproduzierbare Ausgangsbedingungen zu schaffen. Dazu wurden sowohl in die Proben für die Bestimmung der Mode-I- als auch der Mode-II-Kennwerte Ermüdungsrisse unter zyklischer Mode-I-Belastung eingebracht. Die Erzeugung dieser Risse, die von einer

Chevron-Starterkerbe ausgehen und natürlichen Rissen entsprechen, erfolgte auf einer servohydraulischen Prüfmaschine der Firma Instron vom Typ 8500. Beim Anschwingvorgang im Zugschwellbereich betrug das Verhältnis von Ober- zu Unterlast 0,1. Die zyklischen Lasten wurden stufenweise verringert, um für die letzten 2,5% der Endrißlänge mit dem maximalen Spannungsintensitätsfaktor unterhalb der zulässigen Grenzwerte zu bleiben (s. a. Kap. 3.3) und damit eine Ermüdungsrißspitze mit normgerechter plastischer Zone zu erhalten. Der Rißfortschritt während des Anschwingvorganges wurde an den Oberflächen der Proben beobachtet. Für die Überwachung kam eine CCD-Kamera mit nachgeschalteter digitaler Bildverarbeitung zum Einsatz. Um das von der Starterkerbe ausgehende Rißwachstum genau beobachten zu können, war eine sorgfältige Vorbereitung der Proben erforderlich. Die Probenoberflächen wurden in dem Bereich bis zur geforderten Endrißlänge in mehreren Arbeitsgängen naß geschliffen und anschließend glänzend poliert. Bild 6.10 zeigt exemplarisch die Aufnahme des Ermüdungsanrisses und der Starterkerbe einer auf diese Weise präparierten Probe.

Für die Auswertung der Versuche wurden neben der aufgetragenen Kraft auch die resultierenden Rißöffnungen $2v$ unter Mode-I-Belastung bzw. die Rißverschiebungen $2u$ unter Mode-II-Belastung registriert. Das Ausgangssignal des Wegaufnehmers (Clipgage) gibt die gegenseitige Verschiebung zweier Meßpunkte wieder. Zur Messung der Rißöffnung $2v$ wurden Meßschneiden zur Clippageaufnahme entsprechend ASTM E 399 [15] an den Stirnseiten der Proben befestigt (siehe Bild 6.11a). Um die Rißverschiebung unter Mode-II-Belastung zu messen, wurden spezielle, genau bearbeitete Meßschneiden senkrecht zum Ausgangsriß angebracht (siehe Bild 6.11b). Bei der Anbringung des Wegaufnehmers wurde darauf geachtet, daß einerseits eine genaue Wegregistrierung erfolgt und andererseits das Clippage freigegeben wird, wenn es zum Bruch der Probe kommt. Es wurde jeweils eine Probenoberfläche zusätzlich mit einem rechtwinkligen Meßgitter versehen, damit die

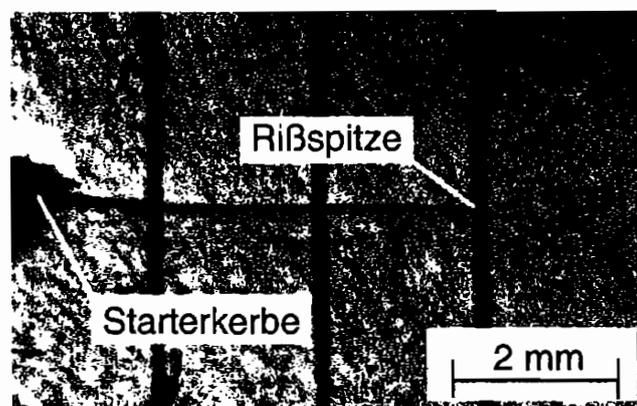


Bild 6.10: Starterkerbe und Ermüdungsanriss einer Versuchsprobe (Probe ST50_10.3)

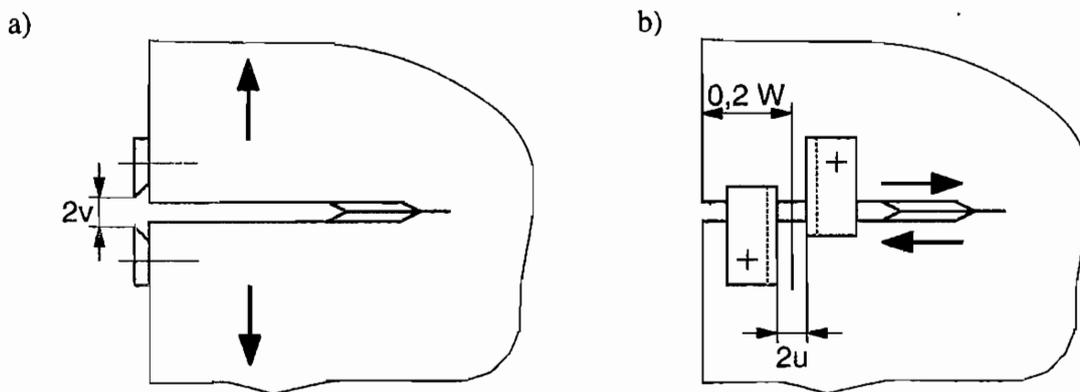


Bild 6.11: Anordnung der Meßschneiden zur Registrierung a) der Rißöffnung $2v$ unter Mode-I-Belastung und b) der Rißverschiebung $2u$ unter Mode-II-Belastung

Probendeformationen bzw. -verschiebungen während der Versuche bei bestimmten Belastungswerten mit Hilfe einer Kleinbildkamera aufgezeichnet werden konnten. Beispiele für diese optische Verschiebungsmessung sind in Bild 6.12 dargestellt. Unter Mode-I-Belastung (Bild 6.12a) bewegen sich die horizontalen Rasterlinien auseinander. Die Differenz zwischen verformtem Raster und unverformtem Ausgangsgitter ist die Rißöffnung $2v$. Unter Mode-II-Belastung (Bild 6.12b) kommt es zu einem Rißuferversatz, der als Rißverschiebung $2u$ bestimmt wird. Die Meßgitterverschiebungen dienen dem Vergleich mit den gemessenen Clipgagesignalen. Die gute Übereinstimmung der beiden verwendeten Meßverfahren sowohl unter Mode-II- als auch unter Mode-I-Belastung läßt sich am Beispiel von Bild 6.13 erkennen, das einen Kraftverlauf über der Rißverschiebung $2u$ (Mode-II) und über der Rißöffnung $2v$ (Mode-I) zeigt.

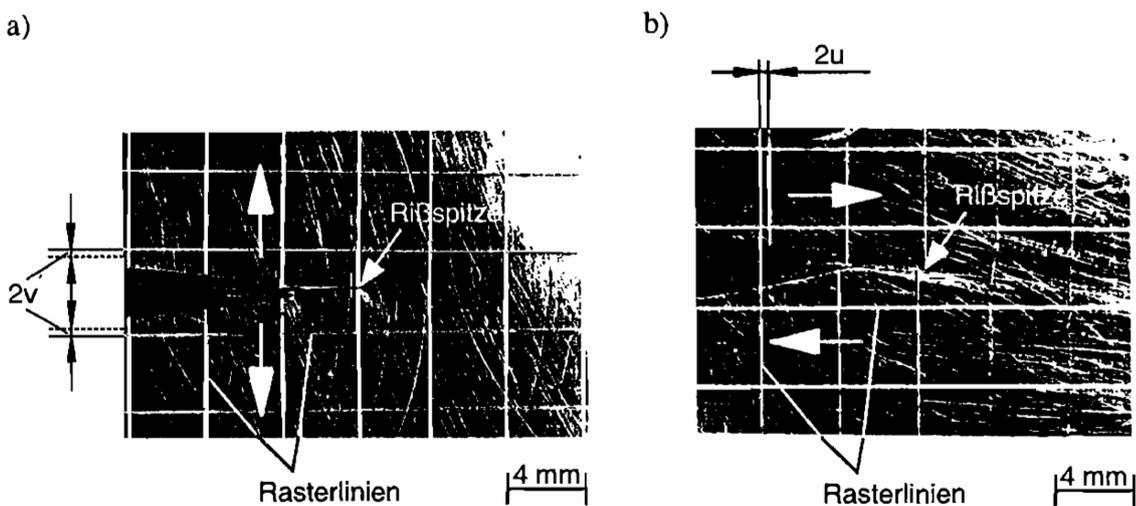


Bild 6.12: Optische Verschiebungsmessung zur Bestimmung a) der Rißöffnung $2v$ unter Mode-I-Belastung (Probe ANQ5.3) und b) der Rißverschiebung $2u$ unter Mode-II-Belastung (Probe ANQ10.2)

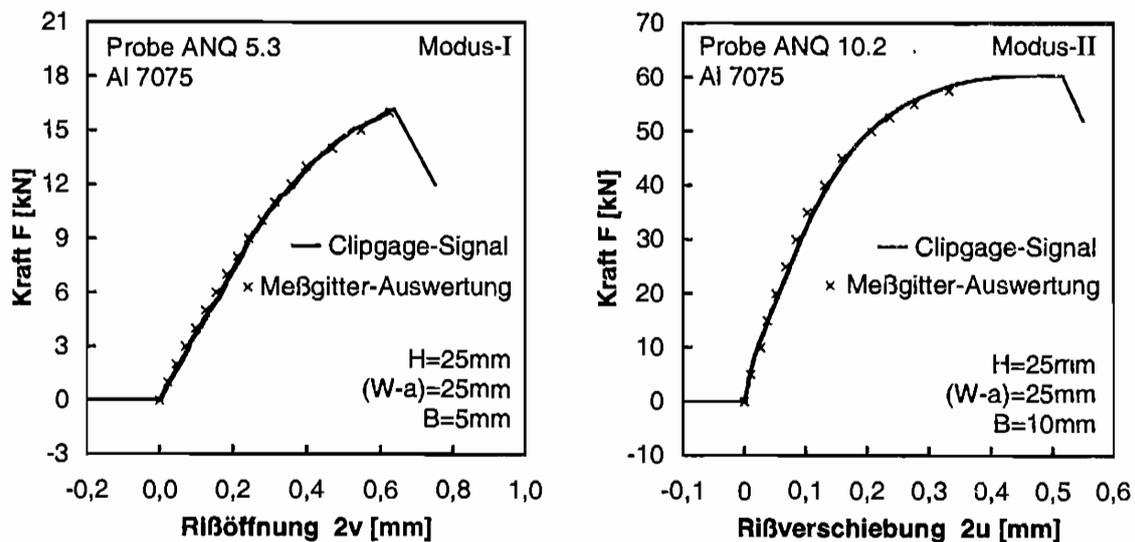


Bild 6.13: Kraftverlauf über der Rißöffnung $2v$ (Mode-I) und über der Rißverschiebung $2u$ (Mode-II); Vergleich von Meßgitter-Auswertung und Clipgauge-Signal

Die Bruchzähigkeitsversuche wurden kraftgesteuert mit konstanter Belastungsrate \dot{K} bis zum Bruch der Proben auf servohydraulischen Prüfmaschinen durchgeführt. Die Rißspitzenbelastungsgeschwindigkeiten \dot{K} wurden sowohl für die Mode-I- als auch für die Mode-II-Versuche konstant gehalten. Je nach zu erwartender Maximallast stand eine Maschine der Firma Instron vom Typ 8500 mit 60kN bzw. der Firma Schenck vom Typ PC400 mit 400kN zur Verfügung. Während der Versuche wurden die Kraft, die Rißöffnung bzw. -verschiebung sowie der Kolbenweg der Prüfmaschine kontinuierlich (25 bzw. 10 Messungen pro Sekunde) mit einem digitalen Speicheroszilloskop der Firma Gould Typ DSO 630 bzw. einem Transientenrecorder der Firma Nicolet vom Typ 206 aufgezeichnet. Bei den verwendeten Wegaufnehmern handelte es sich zum einen um ein Clipgauge, dessen Bauart den Angaben nach ASTM E 399 [15] entspricht, und zum anderen um einen Wegaufnehmer der Firma Hottinger Baldwin Meßtechnik vom Typ DD1.

Um zusätzliche Aussagen über das Bruchverhalten und den Einfluß des Werkstoffes treffen zu können, wurden einige Proben mit Dehnungsmeßstreifen (DMS) bestückt, mit denen eine Geschwindigkeitsmessung der initiierten Risse erfolgte. Die Einzelheiten der DMS-Applikation, der Messung sowie der Ergebnisse sind dem Anhang 10.4 zu entnehmen.

6.4 Auswertung

Die Auswerteprozedur lehnte sich an die Bestimmungen der ASTM E 399 [15] an (s. Kap. 3.3). Auf gegebenenfalls abweichende Vorgehensweisen wird an entsprechender Stelle eingegangen. Anhand der Kraft-Rißöffnungs- bzw. Rißverschiebungs-Kurven, die während der quasi-statischen Belastung aufgezeichnet wurden, erfolgte die Festlegung der jeweils kritischen Kraft F_Q . Bild 6.14 zeigt exemplarisch einen Kraft-Rißöffnungs-Schrieb für eine Mode-I-Belastung sowie einen Kraft-Rißverschiebungs-Verlauf für eine Mode-II-Belastung. Es wurden Versuche unter gültigen und ungültigen Versuchsbedingungen durchgeführt. Die Versuchsschriebe zeigten in der Regel ein nicht-lineares Verhalten, wenn die Gültigkeitsbedingungen nicht eingehalten wurden. Die Versuchsbedingungen wurden absichtlich so gewählt, um Daten an Proben mit ungültigen Abmessungen zu generieren und auf diese Weise den Gültigkeitsbereich festzulegen. Die Ermittlung der kritischen Kräfte F_Q erfolgte in allen Fällen - sowohl unter gültigen als auch unter ungültigen Versuchsbedingungen - mit Hilfe der 5%-Sekantenmethode, wie sie in der ASTM E 399 [15] festgelegt ist. Die Bestimmung der Rißlängen geschah nach dem Versuch durch Vermessung der Probenbruchflächen auf einem Profilprojektor der Firma Mitutoyo. Mit diesen Werten und den weiteren Probenabmessungen (Probenweite W und Probendicke B) erfolgte die Ermittlung der kritischen Spannungsintensitätsfaktoren K_Q für die jeweils verwendete Probenform und Belastung anhand der Gleichungen (6.2-6.9). Mit diesem vorläufigen Bruchzähigkeitswert wird überprüft, ob die Daten ein konstantes Plateau erreichen. Anschließend wird überprüft, ob diese Werte mit den Gültigkeitsbedingungen entsprechend der ASTM E 399 [15] für den

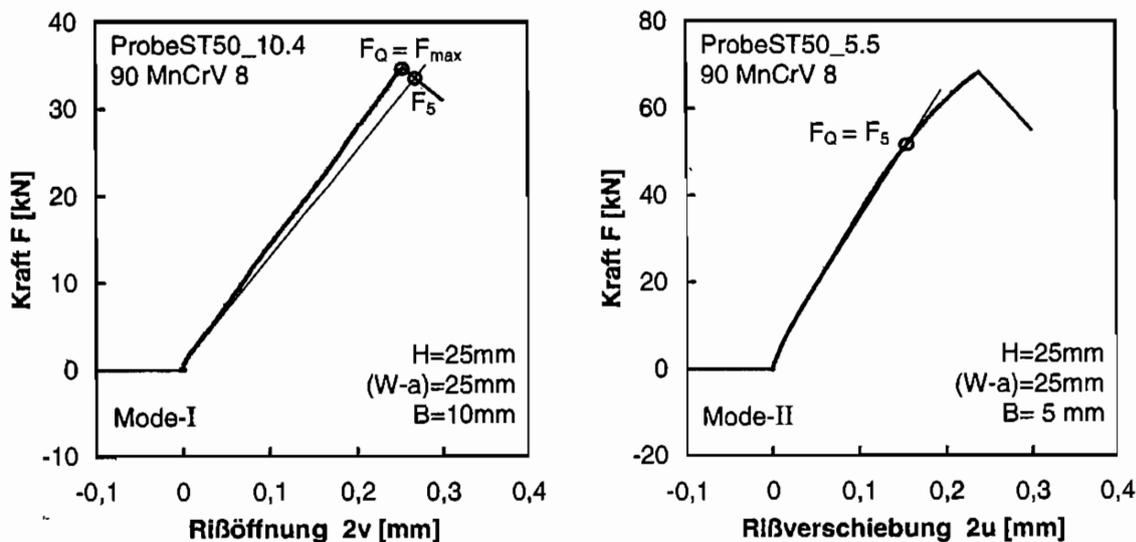


Bild 6.14: Kraft-Verschiebungs-Diagramme für einen Mode-I-Versuch im Vergleich zu einem Mode-II-Versuch (90 MnCrV 8, Zustand $T_A=570^\circ\text{C}$, Probenform ST, Probenlage TS)

Mode-I-Fall und den aufgestellten Hypothesen (5.4-5.5) für den Mode-II-Fall übereinstimmen. Die getesteten Proben, deren Abmessungen sowie die Belastungs-, Meß- und Kennwerte sind in den Tabellen in Anhang 10.5 aufgelistet und zusammengestellt.

Bild 6.15a zeigt entsprechend Bild 6.13 für eine Mode-I-Belastung den Vergleich der Kraft-Rißöffnungsmessung zwischen dem Clipgauge-Signal und der Auswertung der Meßgitterverschiebung. Die nahezu deckungsgleiche Lage verdeutlicht, daß beide Meßverfahren die gleichen Ergebnisse liefern und die ermittelten Daten in dieser Hinsicht keine Fehler erwarten lassen. Die dargestellte Auswertung nach der 5%-Sekantenmethode wurde - wie bereits erwähnt - sowohl für gültige als auch für ungültige Versuche durchgeführt. Die zunächst vorläufigen Daten (F_Q bzw. K_Q) müssen anhand der Gültigkeitsbedingungen nach ASTM E 399 [15] daraufhin überprüft werden, ob es sich um einen zur Ermittlung der Bruchzähigkeit K_{Ic} gültigen Versuch handelt. Das dargestellte Beispiel (Bild 6.15a) zeigt einen ungültigen Versuch, da zum einen die Dickenbedingung (Gl. (2.25)) und zum anderen das zusätzliche Kriterium des erforderlichen Lastverhältnisses von F_{max} / F_Q (Gl. (3.15)) nicht erfüllt wurde.

Entsprechend dem Mode-I-Fall (Bild 6.15a) zeigt Bild 6.15b für eine Mode-II-Belastung den Vergleich der Kraft-Rißverschiebungsmessung zwischen dem Clipgauge-Signal und der Auswertung der Meßgitterverschiebung. Auch hier verdeutlicht die nahezu deckungsgleiche Lage, daß beide Meßverfahren die gleichen Ergebnisse liefern und somit anhand der

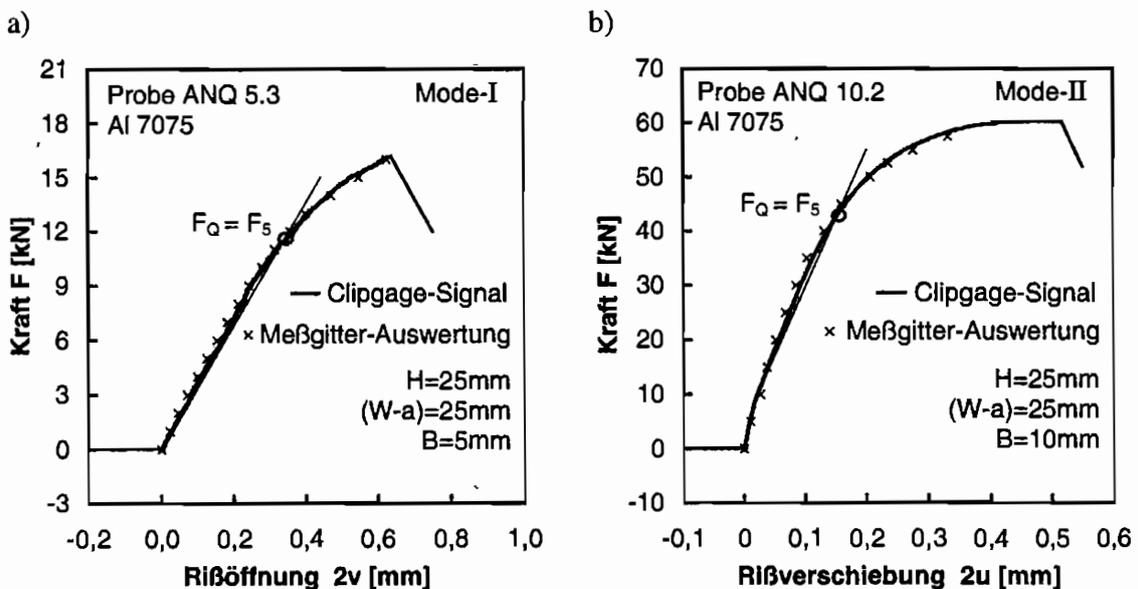


Bild 6.15: Kraft-Verschiebungs-Diagramme a) für einen Mode-I-Versuch (Probe ANQ5.3 (Al 7075, Probenform A, Probenlage TL)) im Vergleich zu b) einem Mode-II-Versuch (Probe ANQ10.2 (Al 7075, Probenform A, Probenlage LT))

durchgeführten Riverschiebungsmessung eindeutige Resultate erzielt werden können. Bei der Analyse des Vergleichs zwischen Meßgitterverschiebung und Clipgag-Signal ist darauf zu achten, daß die Verschiebungen an den gleichen Stellen auf der Probe ausgewertet werden. Andernfalls kommen stärker bzw. schwächer deformierte Bereiche der Probe zum Tragen, die möglicherweise zu Fehlinterpretationen führen.

Einige Versuche am Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 zeigten unter Mode-I-Belastung ein pop-in-ähnliches Verhalten (s. Bild 6.16). Die Kraft-Riffnungsverlufe weisen allerdings keine damit verbundene Steigungsreduktion auf, so daß auch im Vergleich zu quivalenten Versuchen ohne diese Erscheinung der Einfluß auf die Kennwertermittlung ignoriert werden kann. Die Auswertung erfolgte nach der 5%-Sekantenmethode, wobei der Versatz durch das scheinbare Pop-in-Verhalten berücksichtigt wurde. Die angenommenen Schein-Pop-in-Werte sind bei der Darstellung der Daten (s. Kap. 7.3) zusätzlich als Klammerwerte dargestellt. Auf den Bruchflächen dieser Proben konnte kein Nachweis eines Pop-ins gefunden werden. Die genaue Ursache für dieses Verhalten ließ sich im Rahmen dieser Arbeit nicht klären. Die Betrachtung dieses Verhaltens ist interessant für weitergehende Untersuchungen. Im Gegensatz dazu weisen Proben mit einem eindeutigen Pop-in-Verhalten, sowohl eine Steigungsänderung im Kraft-Riffnungsschrieb als auch deutliche Markierungen auf der Bruchfläche auf. In diesen Fällen wurde die Kraft beim Pop-in als kritische Kraft F_Q zur Auswertung verwendet (vgl. Kap. 3.3).

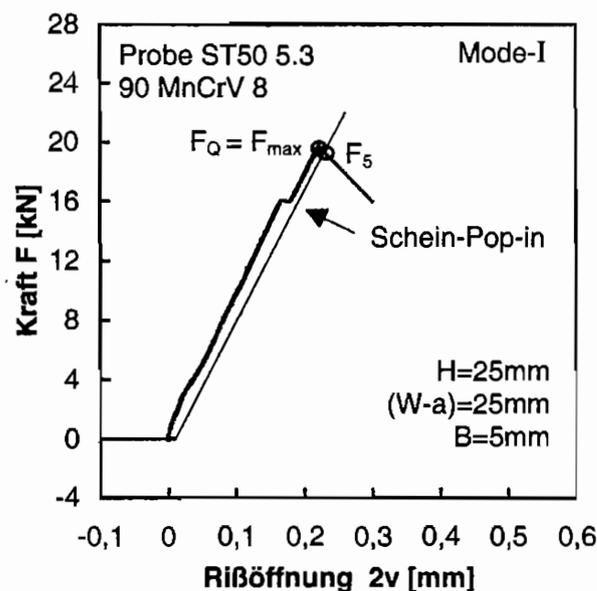


Bild 6.16: Scheinbares Pop-in-Verhalten beim Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 an Probe ST50_5.3 (Zustand $T_A=570^\circ\text{C}$, Probenform ST, Probenlage TS); Versatz der 5%-Sekante nach ASTM E 399 für Schein-Pop-in-Verschiebung

7. Ergebnisse und Diskussion

Die Ergebnisse der Bruchzähigkeitsmessungen sollen getrennt für die Versuche unter Mode-I- und unter Mode-II-Belastung dargestellt werden. Es erfolgt zunächst eine separate Betrachtung der untersuchten Werkstoffe Aluminium 7075 und Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 für die jeweiligen Belastungsbedingungen. Um eine gemeinsame Darstellung der verwendeten Werkstoffe mit ihren unterschiedlichen Wärmebehandlungszuständen und Probenorientierungen in einem Diagramm zu ermöglichen, werden die Ergebnisse im Anschluß normiert dargestellt. Als Normierungsgröße für die Probendicke B bzw. für die Abmessungen in der Probenebene H und $(W-a)$ wird - wie allgemein üblich - das jeweilige Verhältnis von Bruchzähigkeit K_{Ic} bzw. K_{IIc} zu Fließspannung σ_F zum Quadrat benutzt, das die Größe der plastischen Zonen eindeutig charakterisiert. Die vorläufigen Bruchzähigkeitswerte K_{IQ} bzw. K_{IIQ} werden auf die jeweiligen Bruchzähigkeiten K_{Ic} bzw. K_{IIc} normiert. Die Ergebnisse werden unter dem Gesichtspunkt der aufgestellten Hypothesen (5.4-5.5) für den Mode-II-Fall und entsprechend der Gültigkeitsbedingungen nach ASTM E 399 [15] diskutiert und bewertet. Nach der Darstellung dieser Hauptergebnisse erfolgt die Charakterisierung des makroskopischen und im Fall der Aluminiumlegierung auch des mikroskopischen Erscheinungsbildes der Bruchflächen. Außerdem wird auf das Rißausbreitungsverhalten der untersuchten Werkstoffe eingegangen.

Die Darstellung der Bruchzähigkeitswerte erfolgt in den beiden folgenden Abschnitten zunächst lediglich in Abhängigkeit von der Probendicke. Die Daten als Funktion der Probenabmessungen in der Probenebene werden gemeinsam mit den Daten als Funktion der Probendicke normiert in Kapitel 7.3 präsentiert und diskutiert. Die ermittelten Versuchsdaten sind als Datenbank abgelegt und in den Tabellen in Anhang 10.5 aufgelistet.

7.1 Mode-I-Bruchzähigkeiten in Einzeldarstellung

Die Ergebnisse der Mode-I-Untersuchungen sind exemplarisch anhand von Bild 7.1 für die Aluminiumlegierung 7075 dargestellt. Es wurden Proben der Form A, B und G mit variierender Probendicke getestet. Die Probenlage war die TL-Richtung. Die Mindestprobendicke B_{\min} ergibt sich aus dem gemessenen Verlauf zu einem Wert von ca. 7,5 mm. Ab dieser Dicke stellt sich ein nahezu konstanter Bruchzähigkeitswert ein; die Bruchzähigkeit unter ebenen Dehnungsbedingungen K_{Ic} . Die Mindestprobendicke stimmt mit dem Wert überein, der sich aus Gleichung 2.25 ergibt, wenn die entsprechenden Kennwerte eingesetzt werden. Die Meßergebnisse stimmen mit dem überein, was für einen K_{Ic} -Test zu erwarten ist und in Kapitel 2.6, Bild 2.7, bereits qualitativ gezeigt wurde. Die Übereinstimmung spiegelt

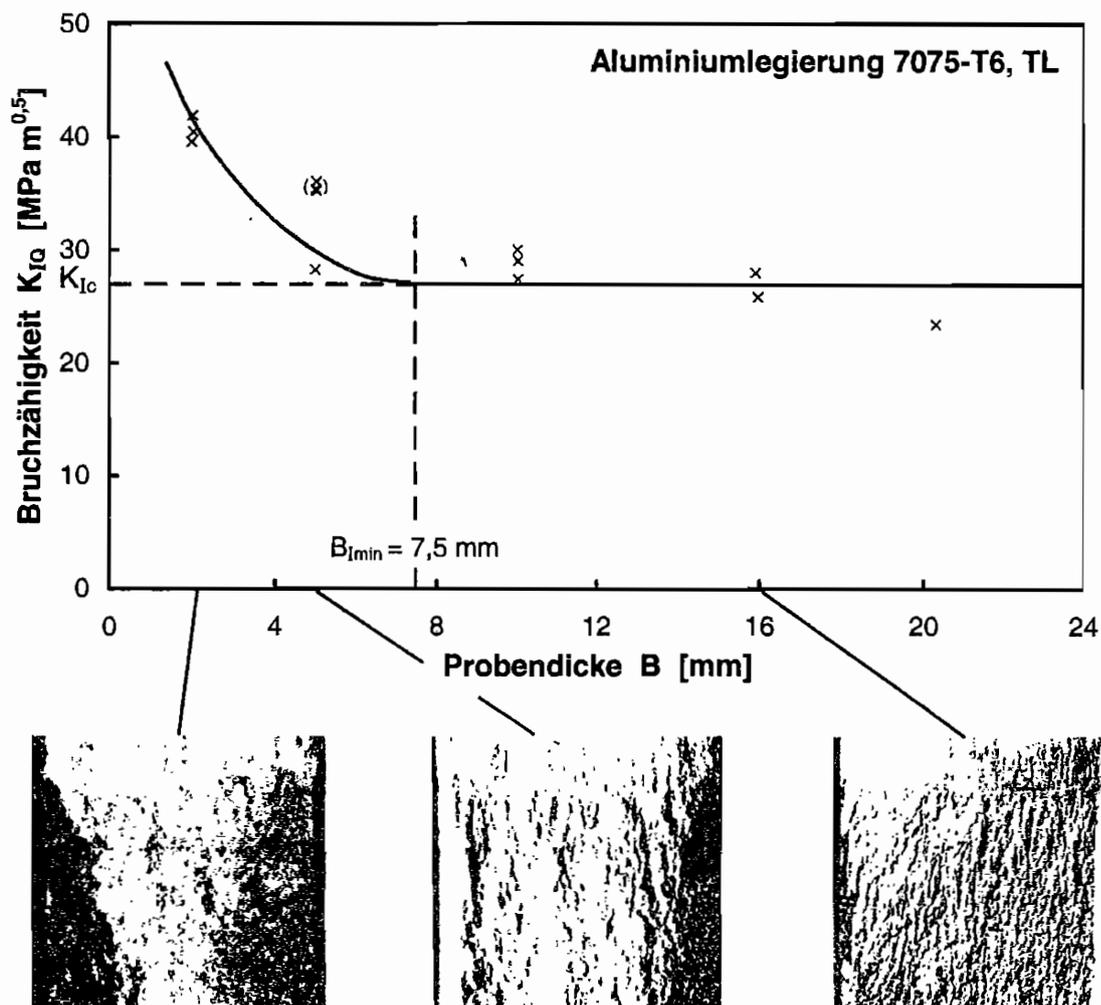


Bild 7.1: Mode-I-Bruchzähigkeiten in Abhängigkeit von der Probendicke für die Aluminiumlegierung 7075 (Probenformen A,B und G, Probenlage TL)

sich ebenfalls in den Bruchflächenaufnahmen wider. Während die Proben mit einer Dicke von 2 mm und 5 mm ausgeprägte Scherlippen zeigen, die auf einen gemischten Spannungszustand an der Rißfront hindeuten, läßt sich bei den Proben mit 16 mm Dicke ein spröder Trennbruch mit nur sehr kleinen Scherlippenanteilen erkennen. Auch dieses Verhalten entspricht den Erwartungen nach ASTM E 399 [15], die u.a. in [6] beschrieben wurden.

Die Ergebnisse der Aluminiumlegierung mit der Probenlage in LT-Richtung wurden mit einer geringeren Datenbasis ermittelt und werden hier nicht explizit dargestellt. Diese Daten werden in der gemeinsamen normierten Darstellung diskutiert. Sie zeigen prinzipiell dasselbe Verhalten wie die Aluminiumlegierung mit der Probenlage in TL-Richtung.

Da sich durch die Versuche an der Aluminiumlegierung das erwartete Verhalten der Bruchzähigkeit in Abhängigkeit von der Probendicke bestätigte, wurden entsprechende Messungen am Werkzeugstahl nicht mit der gleichen Parametervariation durchgeführt, sondern die Messungen wurden primär auf die als wesentlich angesehenen Mode-II-Versuche beschränkt. Der Werkzeugstahl wurde in verschiedenen Zuständen getestet, die sich jeweils mit unterschiedlichen Wärmebehandlungen charakterisieren lassen. Die Abhängigkeit der Bruchzähigkeit von der Fließspannung - dargestellt in Bild 7.2 - basiert auf eigenen Daten sowie auf Ergebnissen von Broeckmann [67]. Die Mode-I-Bruchzähigkeiten K_{Ic} sind gemeinsam mit den Fließspannungswerten $R_{p0,2}$ für alle untersuchten Werkstoffe in Tabelle 7.1 zusammengefaßt.

Werkstoff	Probenlage	Wärmebehandlung bzw. Anlaßtemperatur, T_A [°C]	Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchzähigkeit K_{Ic} [MPa m ^{0,5}]
Al 7075	TL	T6	488	27
Al 7075	LT	T6	533	30
90 MnCrV 8	TS	570	1128	56
90 MnCrV 8	TS	600	1053	64
90 MnCrV 8	TS	630	1000	70

Tabelle 7.1: Kennwerte der untersuchten Werkstoffe (Mode-I)

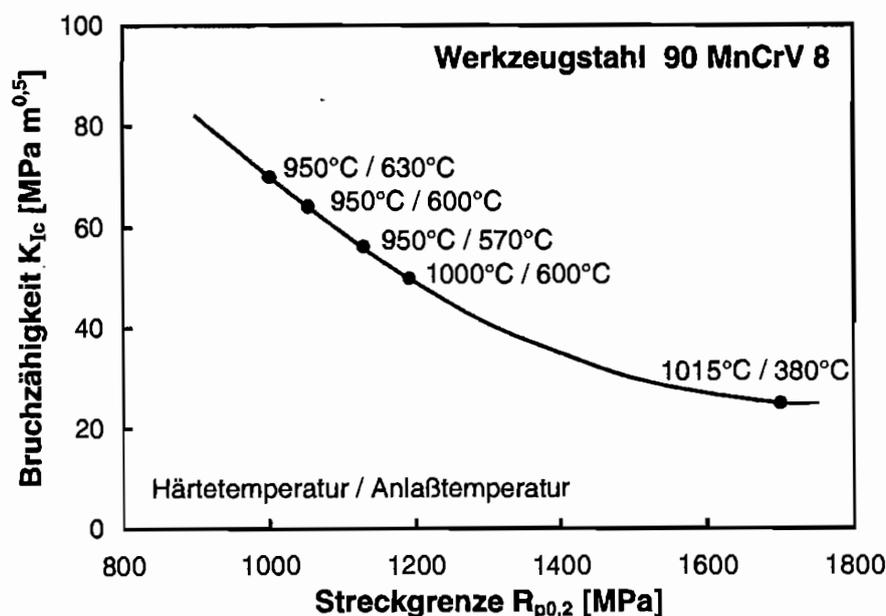


Bild 7.2: Bruchzähigkeit K_{Ic} in Abhängigkeit von der Streckgrenze $R_{p0,2}$ für den Werkzeugstahl 90 MnCrV 8

7.2 Mode-II-Bruchzähigkeiten in Einzeldarstellung

Die Ergebnisse der Mode-II-Untersuchungen in Abhängigkeit von der Probendicke werden exemplarisch anhand von Bild 7.3 für die Aluminiumlegierung 7075 dargestellt. Es werden die Daten präsentiert, die mit Proben der Form A bestimmt wurden, die - wie im Mode-I-Fall - dem Halbzeug in TL-Richtung entnommen sind. Die Ursache für die Beschränkung auf die Ergebnisse an Probenform A ist darin zu sehen, daß zum einen die meisten Versuchsdaten vorlagen und zum anderen die Mode-II-Versuche im Gegensatz zu den Mode-I-Experimenten eine starke Abhängigkeit von den Abmessungen in der Probenebene zeigten. Dadurch kann eine Darstellung in absoluten Daten nur jeweils für eine Probenform erfolgen. Die Präsentation der Daten für unterschiedliche Probenformen erfolgt anschließend in der gemeinsamen Darstellung der Ergebnisse in Kapitel 7.3, in dem die Ergebnisse der Bruchzähigkeitsmessungen normiert dargestellt werden. Die experimentellen Daten in Bild

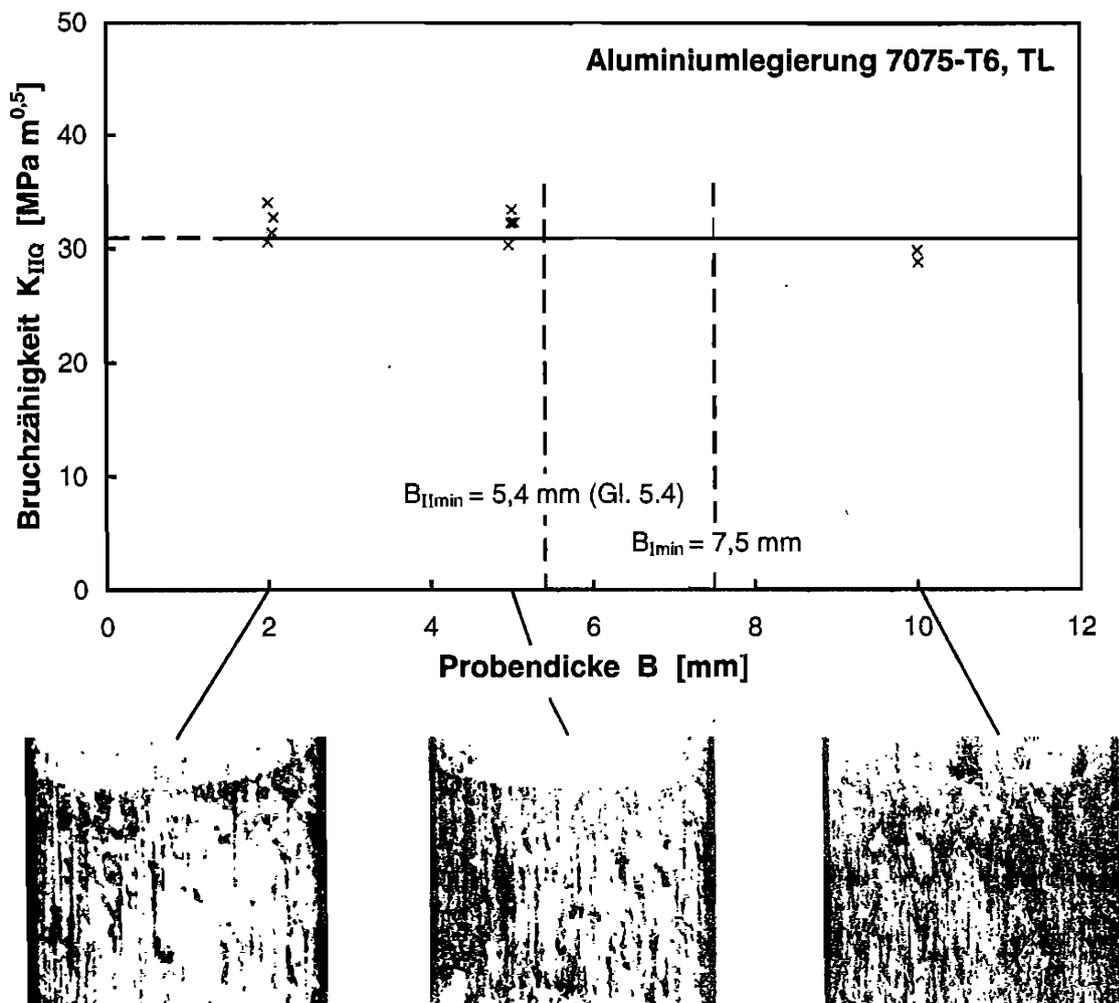


Bild 7.3: Vorläufige Mode-II-Bruchzähigkeiten in Abhängigkeit von der Probendicke für die Aluminiumlegierung 7075 (Probenform A, Probenlage TL)

7.3 zeigen einen nahezu konstanten Verlauf der Bruchzähigkeitswerte, so daß sich für den untersuchten Bereich keine Abhängigkeit von der Probendicke feststellen läßt. Konstante Werte können noch in einem Bereich beobachtet werden, der unterhalb der Mindestprobendicke B_{Imin} für die Mode-I-Belastung liegt und selbst kleiner als die Mindestprobendicke B_{IImin} ausfällt, die sich aufgrund der postulierten Hypothese (5.4) ergibt. Der Vergleich zwischen den Mindestprobendicken trifft sogar zu, obwohl - wie im folgenden gezeigt wird - die Mode-II-Bruchzähigkeit K_{IIc} um den Faktor 1,5 größer ist als die Mode-I-Bruchzähigkeit K_{Ic} . Die normierte Darstellung in Kapitel 7.3 stellt diesen Sachverhalt anschließend übersichtlich und anschaulich dar. Diese Ergebnisse bestätigen die Gültigkeit der aufgestellten Hypothesen (5.1 u. 5.4), daß die Mindestprobendicke für einen gültigen K_{IIc} -Test kleiner ist als für einen gültigen K_{Ic} -Test und die Mindestprobendicke B_{IImin} für einen gültigen K_{IIc} -Test größer sein sollte als $0,8(K_{IIc}/\sigma_F)^2$.

Es sei an dieser Stelle bereits angemerkt, daß die Aluminiumlegierung 7075 bei Mode-II-Belastung an den verwendeten Probengeometrien eine Rißausbreitung koplanar zum Ausgangsriß und nicht unter einem Winkel von 70° zum Ligament zeigt, wie es bei Annahme des Tangentialspannungskriteriums (vgl. Kap. 2.7) für die Bruchausbreitung der Fall sein sollte. Bei keiner der Probendicken (s. Bild 7.3) treten Scherlippen auf. Die Bruchflächen erstrecken sich eben bis zum Rand der Proben. Mögliche Auswirkungen auf die Versuchsergebnisse werden in Kapitel 7.4 ebenso wie die genaue Analyse der Brucherscheinung und der Rißausbreitung beschrieben. Die Untersuchungen der Probenformen B und G und die der Probenlage in LT-Richtung zeigen ein identisches Verhalten hinsichtlich der Abhängigkeit von der Probendicke und in bezug auf die Bruchausbreitung.

Ein konstanter Verlauf der Mode-II-Bruchzähigkeit über die Probendicke läßt sich auch bei Betrachtung der Ergebnisse am Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 beobachten. Die Ergebnisse werden in der gemeinsamen Darstellung der Resultate in Kap. 7.3 betrachtet. Im Gegensatz zur Aluminiumlegierung breiten sich die Risse im Werkzeugstahl jedoch nicht koplanar, sondern - wie erwartet - unter einem Winkel von ungefähr 70° zum Ligament aus. Auf die Details wird in Kapitel 7.4 eingegangen.

Da es nicht möglich war, die Bruchzähigkeitswerte unter Mode-II-Belastung beim Vorhandensein gültiger ebener Probenabmessungen direkt zu messen, wurden die Bruchzähigkeiten K_{IIc} durch Extrapolation bestimmt. Dabei erfolgte die Ermittlung der Bruchzähigkeiten, indem die Daten für die unterschiedlichen Abmessungen in der Probenebene aufgetragen und auf konstante Werte hin extrapoliert wurden. Das Ergebnis dieser iterativen Vorgehensweise zeigt Bild 7.4 beispielhaft für die an der Aluminiumlegierung 7075 mit der Probenlage in TL-Richtung gewonnenen Daten. Die Abmessungen in der Probenebene

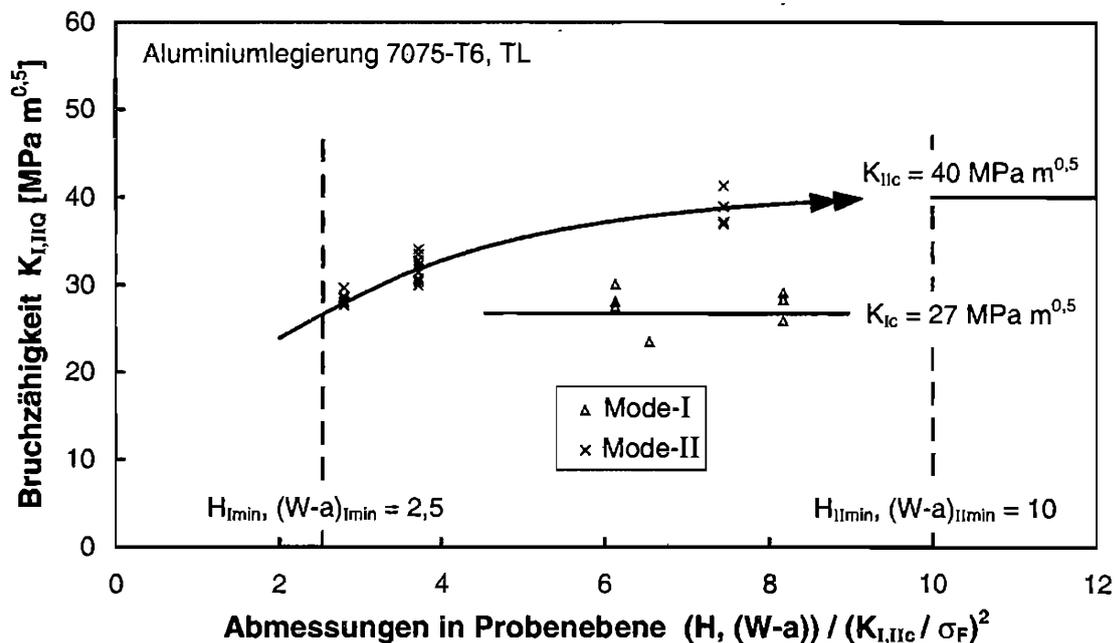


Bild 7.4: Bestimmung der Mode-II-Bruchzähigkeiten durch Extrapolation in Abhängigkeit von den ebenen Probenabmessungen (H und $(W-a)$) für die Aluminiumlegierung 7075 in TL-Richtung

wurden in diesem Fall bereits normiert dargestellt, wobei als Normierungsgröße das übliche Verhältnis von $(K_{Ic}/\sigma_F)^2$ bzw. $(K_{IIc}/\sigma_F)^2$ gewählt wurde, das die Größe der plastischen Zone charakterisiert. Der Verlauf der iterativ ermittelten Kurve entspricht der schematischen Darstellung in Bild 2.8 (s. Kap. 2). Für die Aluminiumlegierung 7075 ergibt sich für die TL-Lage bei dieser Vorgehensweise ein Verhältnis der Bruchzähigkeiten K_{IIc}/K_{Ic} von ungefähr 1,5. Dieser Wert trifft ebenfalls für die Aluminiumlegierung in der LT-Lage zu.

Unter der Annahme, daß sich die Mode-II-Bruchzähigkeiten für den Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 entsprechend der gezeigten Abhängigkeit bei der Aluminiumlegierung 7075 (s. Bild 7.4) verhalten, erfolgte eine entsprechende Auswertung und Extrapolation. Die Mode-II-Bruchzähigkeiten K_{IIc} ergaben sich danach ebenfalls in etwa zu dem 1,5fachen der Mode-I-Bruchzähigkeiten K_{Ic} . Die Mode-II-Bruchzähigkeiten K_{IIc} sind gemeinsam mit den Fließspannungswerten $R_{p0,2}$, die für die Datennormierung benötigt werden, für alle untersuchten Werkstoffzustände in Tabelle 7.2 zusammengestellt.

Werkstoff	Probenlage	Wärmebehandlung bzw. Anlaßtemperatur, T_A [°C]	Streckgrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Bruchzähigkeit K_{IIc} [MPa m ^{0,5}]
Al 7075	TL	T6	488	40
Al 7075	LT	T6	533	44,4
90 MnCrV 8	TS	570	1128	84
90 MnCrV 8	TS	600	1053	96
90 MnCrV 8	TS	630	1000	105

Tabelle 7.2: Kennwerte der untersuchten Werkstoffe (Mode-II)

7.3 Bruchzähigkeitswerte in normierter Darstellung

Durch eine normierte Darstellung besteht die Möglichkeit, die untersuchten Werkstoffe mit ihren unterschiedlichen Behandlungszuständen und Probenentnahmerichtungen gemeinsam in einem Diagramm zu präsentieren. Als Bezugsgröße für die Normierung der Probenabmessungen B bzw. H und $(W-a)$ wird der Quotient aus der jeweiligen Bruchzähigkeit K_{Ic} bzw. K_{IIc} zur Fließspannung σ_F zum Quadrat $(K_{Ic,IIc}/\sigma_F)^2$ verwendet, während die vorläufigen Bruchzähigkeitswerte K_{IQ} bzw. K_{IIQ} auf die jeweiligen Bruchzähigkeiten K_{Ic} bzw. K_{IIc} bezogen werden. Wie bereits in Kap. 7.2 angesprochen wurde, zeigten die Mode-II-Bruchzähigkeiten eine starke Abhängigkeit von den Abmessungen in der Probenebene. Die Wahl der Probendimensionen geschah bewußt in dieser Weise, um den Gültigkeitsbereich entsprechend der aufgestellten Hypothese (Gl. (5.5)) verifizieren zu können. Mit diesen Randbedingungen konnten die Bruchzähigkeiten nicht für alle Werkstofforientierungen bzw. Wärmebehandlungszustände direkt ermittelt werden, so daß die Normierung mit den extrapolierten Werten aus den Tabellen 7.1 und 7.2 erfolgte. Die gemessenen Bruchzähigkeitswerte sind für die Mode-I-Untersuchungen in Bild 7.5 zusammengefaßt, während Bild 7.6 die Ergebnisse der Mode-II-Versuche zeigt. In den Darstellungen der Ergebnisse als Funktion der Probendicke B sind ausschließlich Daten verwendet worden, die in bezug auf die Anforderungen der Probendimensionen in der Probenebene, $H_{I,IImin}$ und $(W-a)_{I,IImin}$, gültig sind bzw. auf gültige Werte extrapoliert wurden. Bei der Darstellung der Ergebnisse als Funktion der Abmessungen in der Probenebene H und $(W-a)$ werden entsprechend nur Daten benutzt, die bezüglich der Dickenbedingung der Probe, $B_{I,IImin}$, die Gültigkeitskriterien erfüllen. Die Kontrolle der Gültigkeitsbedingungen erfolgte für die Mode-I-Belastungen entsprechend den Angaben in der ASTM E 399 [15]. Im Fall der

Mode-II-Belastungen wurde kontrolliert, inwieweit die aufgestellten Hypothesen (Gl. (5.4-5.5)) verifiziert werden können.

Zunächst sollen die Ergebnisse der Bruchzähigkeitsmessungen unter Mode-I-Belastung analysiert werden (s. Bild 7.5). Die Abhängigkeit der Mode-I-Bruchzähigkeitswerte K_{IQ} von der Probendicke zeigt das bereits in Kapitel 2.6 dargestellte Verhalten. Ab einer Mindestprobendicke B_{Imin} , die größer als $2,5(K_{Ic}/\sigma_F)^2$ ist, stellt sich ein praktisch konstanter Wert ein, die Bruchzähigkeit K_{Ic} . Proben geringerer Dicke zeigen Bruchzähigkeitswerte mit zunehmender Tendenz. Dieses Verhalten stimmt somit vollständig mit den der ASTM E 399 [15] entsprechenden Erwartungen überein. Die mit Klammern markierten Werte kennzeichnen Versuche, die keine eindeutigen Ergebnisse lieferten bzw. nur eingeschränkt zu verwenden sind. Es handelt sich um Versuche, in denen die Proben entweder zweimal belastet wurden, d.h., die vor dem endgültigen Bruch der Probe einmal entlastet wurden, oder deren Kraft-Rißöffnungsschriebe ein pop-in-ähnliches Verhalten gezeigt haben (vgl. Kap. 6.4 und die Tabellen in Anhang 10.5). Bezüglich der Mindestabmessungen in der Probenebene, d.h. H und (W-a), zur Bestimmung gültiger Bruchzähigkeitswerte entsprechen die Ergebnisse ebenfalls dem Verhalten, das bereits in Kapitel 2.6 dargestellt wurde und aufgrund der Vorgaben nach ASTM E 399 [15] zu erwarten war. Die gemessenen Bruchzähigkeiten K_{Ic} zeigen annähernd konstante Werte. Sie wurden für Probenabmessungen H und (W-a) gemessen, die weit über dem Wert $2,5(K_{Ic}/\sigma_F)^2$ liegen. Die Werte in Klammern (s. Tabellen in Anhang 10.5) charakterisieren Versuche, die am Rand der Dickenbedingung der Proben bestimmt wurden und deren Verhältnis von F_{max}/F_Q nicht die Kriterien nach ASTM E 399 erfüllt (vgl. auch Gl. (3.15)). Proben mit kleineren Abmessungen in der Probenebene wurden nicht getestet. Ergebnisse von Cayard [33] und Munz [32] zeigen abnehmende Bruchzähigkeitswerte, wenn die Probendimensionen H und (W-a) in der Probenebene unterhalb des Grenzwertes von $2,5(K_{Ic}/\sigma_F)^2$ liegen. Da keine eigenen Daten für diesen Bereich vorliegen, zeigt das Diagramm (Bild 7.5b) das entsprechende Verhalten als gestrichelte Linie.

Die Ergebnisse der Bruchzähigkeitsmessungen unter Mode-II-Belastung sind in Bild 7.6 dargestellt. Die Werte in Klammern (s. Tabellen in Anhang 10.5) charakterisieren Versuche, in deren Verlauf die Proben mehrmals belastet wurden, bevor sie endgültig versagten. Die Datengewinnung erfolgte allerdings aus den ersten Kraft-Rißverschiebungsschrieben, bei denen die Proben noch nicht vordeformiert waren. In bezug auf die Probendickenforderung zur Bestimmung gültiger Bruchzähigkeitswerte zeigen die gemessenen Mode-II-Bruchzähigkeiten ein quasi-konstantes Verhalten. Dies gilt insbesondere auch für Probendicken, die unterhalb der kritischen Dicke B_{Imin} für Mode-I-Tests liegen. Die Werte bestätigen damit die aufgestellte Hypothese (Gl. (5.4)) hinsichtlich der Mindestprobendicke B_{IImin} . Es werden

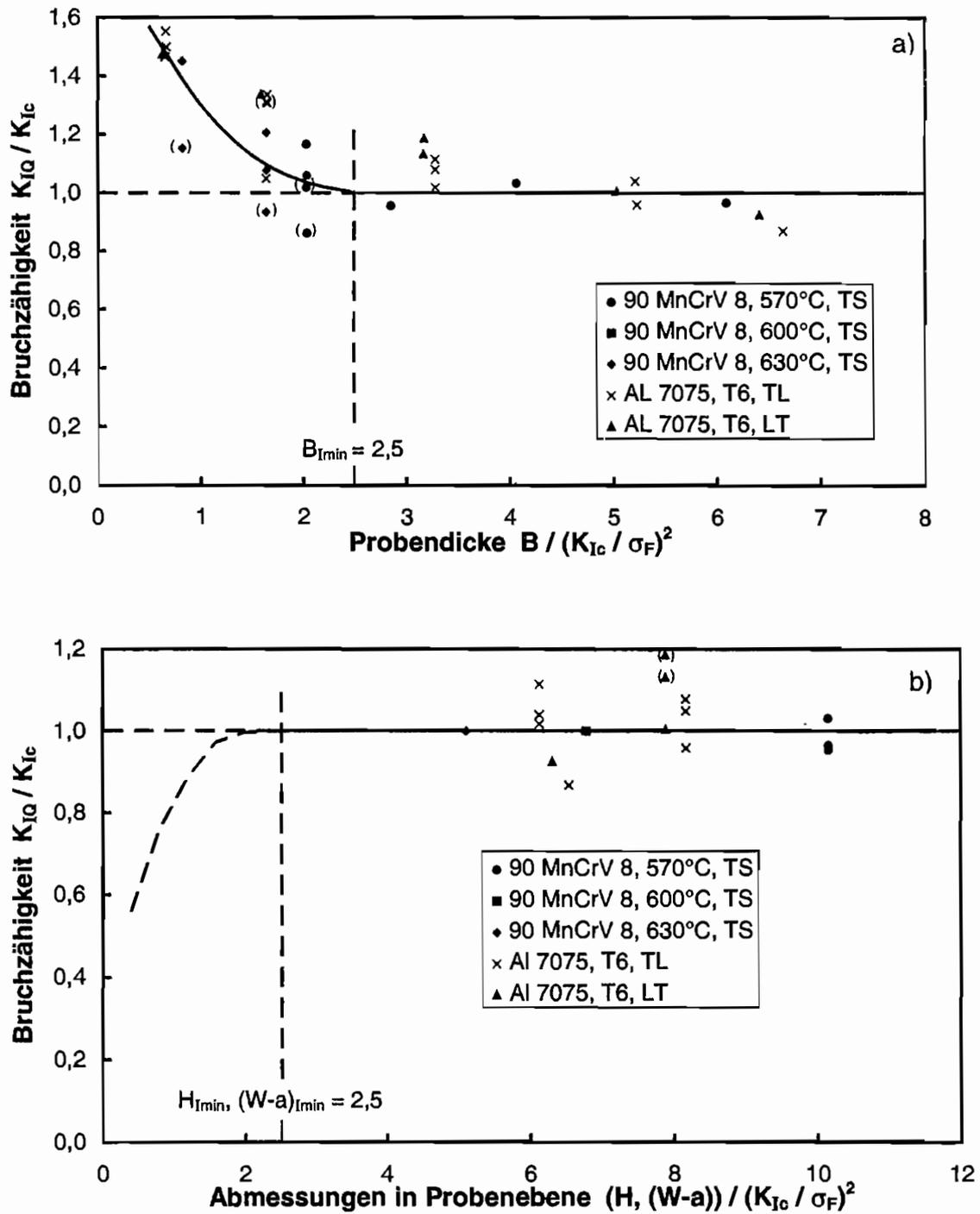


Bild 7.5: Bruchzähigkeiten unter Mode-I-Belastung in normierter Darstellung

a) in Abhängigkeit der Probendicke B

b) in Abhängigkeit der ebenen Probenabmessungen H und $(W-a)$

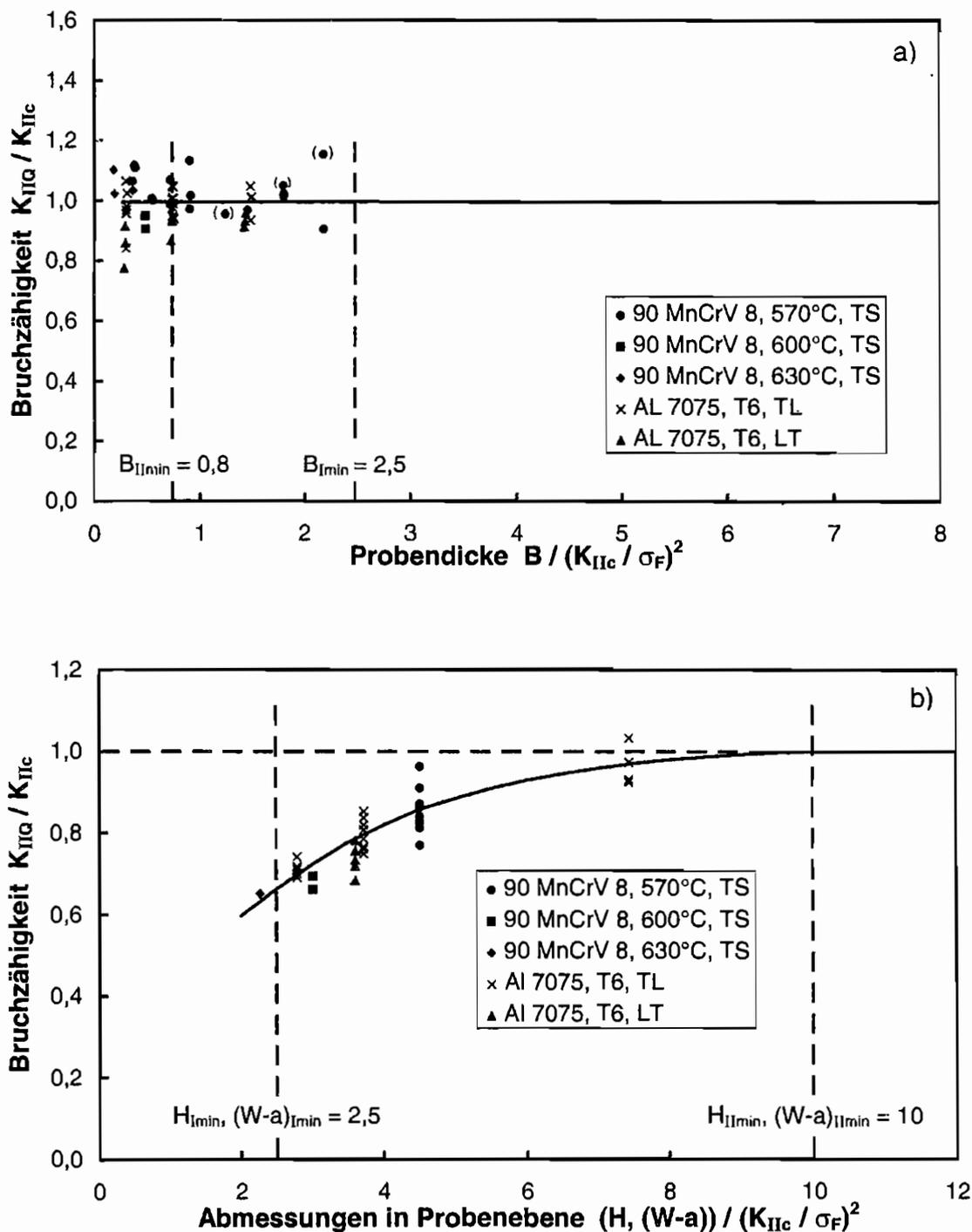


Bild 7.6: Bruchzähigkeiten unter Mode-II-Belastung in normierter Darstellung

a) in Abhängigkeit der Probendicke B b) in Abhängigkeit der ebenen Probenabmessungen H und $(W-a)$

konstante Mode-II-Bruchzähigkeiten in Dickenbereichen beobachtet, in denen die Mode-I-Bruchzähigkeitswerte (vgl. Bild 7.5a) bereits eine stark ansteigende Tendenz aufweisen. Die Mode-II-Werte zeigen das nahezu konstante Verhalten bis hinab zu Probendicken von ungefähr $0,5(K_{IIc}/\sigma_F)^2$, d.h. bis zu Dicken, die geringer sind als entsprechend der postulierten Hypothese (Gl. (5.4)) zu erwarten war. Folglich stimmen die experimentellen Beobachtungen mit der aufgestellten Hypothese (Gl. (5.4)) in Hinblick auf die Minimalprobendicke B_{IImin} überein.

Die Abhängigkeit der Mode-II-Bruchzähigkeit von den Probendimensionen H und $(W-a)$ zeigt im Vergleich zu den Ergebnissen der Mode-I-Messungen ein anderes Verhalten. Bei den Mode-II-Bruchzähigkeiten K_{IIc} werden für Probenabmessungen H und $(W-a)$, die oberhalb der entsprechenden kritischen Dimensionen H_{Imin} und $(W-a)_{Imin}$ für Mode-I-Tests liegen, keine konstanten Werte gemessen. Die Mode-II-Bruchzähigkeiten variieren in dem Bereich der Probenabmessungen, für den die Mode-I-Bruchzähigkeiten bereits ein Plateau erreicht haben (vgl. Bild 7.5b). Die Versuchsergebnisse zeigen, daß konstante Mode-II-Bruchzähigkeitswerte erst bei ungefähr $10(K_{IIc}/\sigma_F)^2$ erzielt werden. Dieser Wert stimmt mit der vorhergesagten Minimalforderung für Probenabmessungen in der Probenebene überein. Die experimentellen Ergebnisse verifizieren damit die aufgestellte Hypothese (Gl. (5.5)) bezüglich der Mindestprobenabmessungen H_{IImin} und $(W-a)_{IImin}$.

Zusammenfassend läßt sich sagen, daß die charakteristischen Abhängigkeiten der gemessenen Bruchzähigkeitswerte von den jeweiligen Probengrößenabmessungen mit den postulierten Hypothesen (Gl. (5.4-5.5)) übereinstimmen und damit deren Gültigkeit bestätigen. Aufgrund der aufgestellten und mit den experimentellen Untersuchungen verifizierten Hypothesen lassen sich erstmals Scherbruchzähigkeiten durch definierte Gültigkeitskriterien bestimmen.

Die durchgeführten Messungen der Mode-I- und Mode-II-Bruchzähigkeiten wurden kraftgesteuert und unter jeweils identischen Belastungsraten \dot{K} durchgeführt. Inwieweit veränderte Belastungsraten oder auch weggesteuerte Versuche, von denen die Literatur [z.B. 56, 77] häufig spricht, einen Einfluß auf die Ermittlung von Scherbruchzähigkeiten haben, müssen weitere Untersuchungen klären. Die dargestellten Ergebnisse zeigen eindeutig, daß die entscheidenden Kriterien zur Durchführung von gültigen Bruchzähigkeitstests in der Einhaltung von Mindestprobenabmessungen liegen. Während unter Mode-I-Belastung die Bruchzähigkeiten K_{Ic} zu groß bestimmt werden, wenn die Probendicke B zu klein gewählt wird, werden unter Mode-II-Belastung die Bruchzähigkeiten K_{IIc} zu klein bestimmt, wenn die ebenen Probenabmessungen H und $(W-a)$ zu klein gewählt werden.

7.4 Brucherscheinung und Rißausbreitung

Während die an den beiden untersuchten Werkstoffen aufgenommenen Kraft-Rißöffnungs- bzw. Rißverschiebungsschriebe ein identisches Aussehen zeigten, wurde bei der Betrachtung des Rißausbreitungsverhaltens ein unterschiedliches Verhalten beobachtet, auf das bereits in Kap. 7.2 hingewiesen wurde.

Ausbreitungsverhalten im Werkzeugstahl 90 MnCrV 8

Beim Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 zeigten die Bruchflächen die üblichen Erscheinungen. Die Rißausbreitung folgte dem Tangentialspannungskriterium (s. Kap. 2.7). Unter Mode-I-Belastung verlief die Rißverlängerung koplanar zum Ausgangsriß, während sich bei den Mode-II-Versuchen der Riß unter einem Winkel von ungefähr 70° zum Ligament ausbreitet. Das makroskopische Bruchbild ist exemplarisch in Bild 7.7 dargestellt. In beiden Fällen zeigen die Bruchflächen typische Rauigkeiten, wobei die unter Mode-II-Belastung initiierten Risse eine gröbere und zerklüftetere Oberfläche zeigen als die unter Mode-I-Belastung initiierten Risse. Dieses Aussehen läßt auf eine größere Rißgeschwindigkeit unter Mode-II-Belastung schließen, die durch eine größere an der Rißspitze gespeicherte Energie verursacht wird.

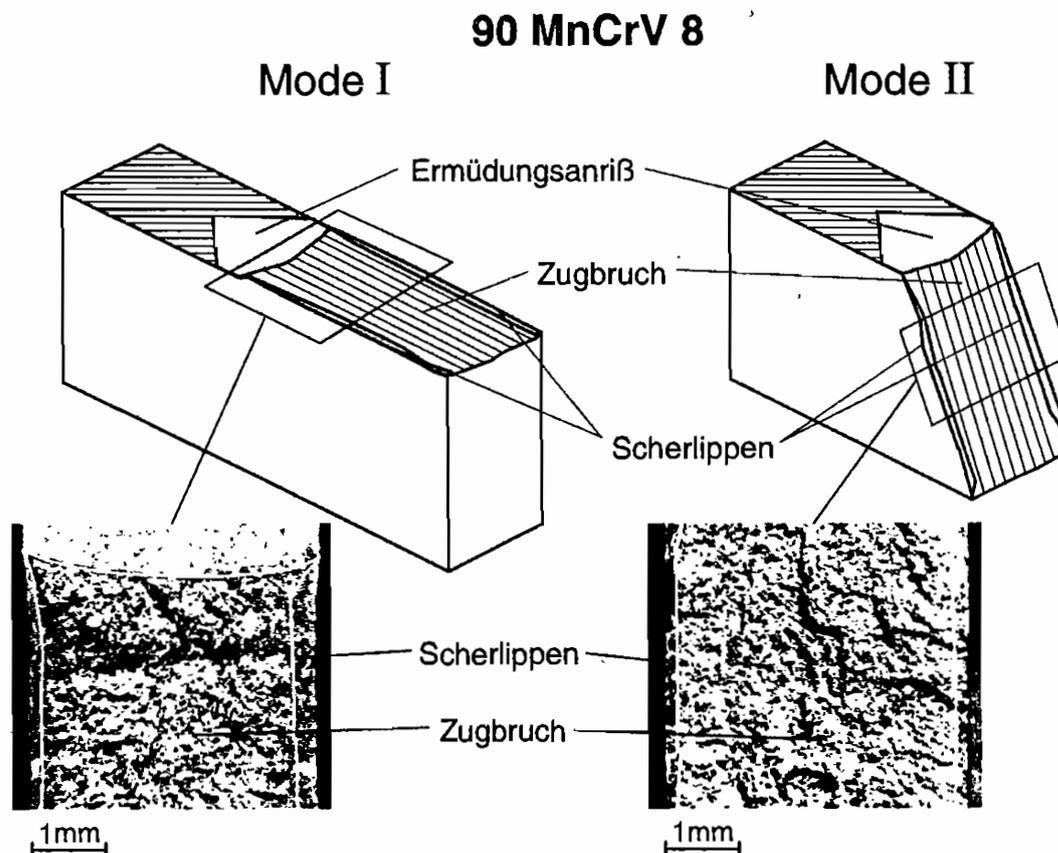


Bild 7.7: Brucherscheinung des Werkzeugstahls 90 MnCrV 8

Der optische Eindruck wird anhand ergänzend durchgeführter Reißgeschwindigkeitsmessungen quantifiziert (s. Anhang 10.4). Die Messungen zeigen, daß unter Mode-II-Belastung Reißgeschwindigkeiten im Mittel von ca. 900 m/s erzielt werden, während unter Mode-I-Belastung lediglich Reißgeschwindigkeiten von ca. 200 m/s auftraten. Zwar waren die Initiierungswerte unter Mode-II-Belastung um etwa den Faktor 1,5 größer als bei den Mode-I-Versuchen, aber dennoch muß in der Umgebung einer Mode-II-beanspruchten Reißspitze wesentlich mehr Energie gespeichert sein als an einer Reißspitze unter Mode-I-Belastung. Diese Beobachtung stimmt mit der Analyse der Größe der plastischen Zonen und den Untersuchungen von Podleschny [19] überein, der zu den gleichen Ergebnissen kommt. Die Details der Reißgeschwindigkeitsmessung sind dem Anhang 10.4 zu entnehmen.

Die Bruchflächen weisen einen Normalspannungs- oder Zugbruch auf, der die typischen Scherlippen an den Seiten der Bruchflächen zeigt. Im Falle ungültiger Versuchsbedingungen wird subkritische Reißerweiterung gerade in der ursprünglichen Richtung über begrenzte Strecken vor dem Einsatz instabiler Reißerweiterung beobachtet. Unter Mode-I-Belastung zeigt sich teilweise ein Pop-in-Verhalten (vgl. Kap. 3.3), während sich unter Mode-II-Belastung der Reiß als stabiler Schubriß gerade ausbreitet, bevor er abknickt. Es zeigt sich folglich ein prinzipiell unterschiedliches Reißausbreitungsverhalten infolge einer Mode-I- oder einer Mode-II-Belastung: Aufgrund einer Mode-I-Belastung kann es zu einer stabilen subkritischen Reißerweiterung kommen, die sich als stabiler Zugbruch gerade ausbreitet. Dem schließt sich eine instabile Reißerweiterung an, die ebenfalls als Zugbruch koplanar zum Ausgangsriß verläuft. Im Gegensatz dazu erfolgt unter Mode-II-Belastung eine stabile subkritische Reißerweiterung als stabil wachsender Scherbruch, der sich gerade ausbreitet. Diesem stabilen Schubriß folgt ein abknickender Zugbruch.

Bild 7.8 zeigt das Beispiel der Bruchfläche einer Mode-II-beanspruchten Probe mit stabiler Schubrißerweiterung. Es ist auffällig, daß die Reißfront an den Probenrändern leicht voreilt und im Probeninneren etwas zurückbleibt. In der Regel ließ sich an den Versuchsproben, die unter ungültigen Bedingungen in bezug auf die ebenen Probenabmessungen getestet wurden, das beschriebene Verhalten beobachten, oder es stellte sich eine mehr oder weniger gerade Schubrißfront ein. Das stabile Reißwachstum unter Mode-II-Belastung verläuft damit anders als das stabile Reißwachstum unter Mode-I-Belastung, bei dem der wachsende Zugbruch im allgemeinen in der Probenmitte startet und auch dort voreilt, so daß der stabil wachsende Reiß an den Probenrändern folgt. Dieses differierende Verhalten läßt sich mit Hilfe der Constraint-Betrachtung aus Kapitel 5.2 erklären. Während unter Mode-I-Belastung die unterschiedliche Dehnungsbehinderung für den ebenen Spannungs- und den ebenen Dehnungszustand zu einem Voreilen im Probeninneren führen muß, sollte sich aufgrund des praktisch fehlenden Unterschiedes zwischen ESZ und EDZ in der Dehnungsbehinderung bei Mode-II-Belastung eine gerade Reißfront einstellen. Das Voreilen der Reißfront an den Probenrändern

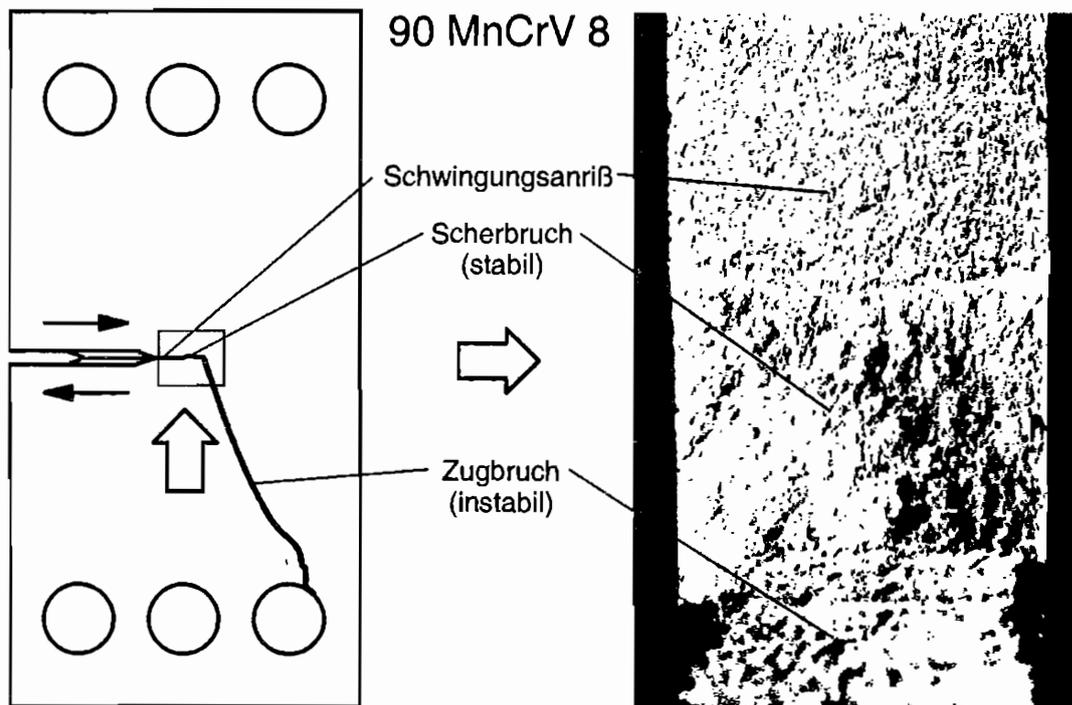


Bild 7.8: Stabiler Scherbruch unter Mode-II-Belastung an 90 MnCrV 8 (Probe ST50V4.1, $T_A=630^\circ\text{C}$, Probenform A, Probenlage TS)

eines stabil wachsenden Schubrisses wurde auch u.a. von Otsuka et al. [81] und Plank [54] beobachtet. Diese Autoren führten ihre Untersuchungen allerdings an Aluminiumlegierungen unter bestimmten zyklischen Belastungen durch. Insgesamt stimmt das beobachtete Bruchverhalten jedoch mit den üblichen bruchmechanischen Erscheinungen überein, die unter überwiegend linear-elastischen Randbedingungen erzielt werden.

Zwei unterschiedliche Brucherscheinungen werden von anderen Autoren [62, 84] beschrieben, die ihre Untersuchungen an einem hochfesten Stahl durchführten. Jeweils unter Mode-II-nahen Belastungszuständen wurde bei Raumtemperatur ein Scherbruch erzeugt, während bei einer Prüftemperatur von -196°C die Proben als Zugbruch versagten. Zwar liegen keine vollständigen Versuchsdaten vor, aber dennoch lassen die Ergebnisse den Schluß zu, daß bei Raumtemperatur die Probendimensionen nicht ausreichend waren und zu duktilem Versagen führten bzw. einen vollständig stabil subkritisch wachsenden Scherbruch zeigten, während bei -196°C die plastischen Zonen klein gegenüber den Probenabmessungen sind und folglich ein spröder Zugbruch nach dem Tangentialspannungskriterium beobachtet wurde.

An einigen Proben aus dem Werkzeugstahl konnte ein Sekundärriß beobachtet werden, der in der Kerbe initiierte, die sich infolge des entstehenden Primärrißes bildet (s. Bild 7.9). Dieser Sekundärriß tritt dann auf, wenn der unter Mode-II-Belastung als Zugbruch gelaufene Riß in der unteren Bohrung der Probe arretiert und dadurch ein Durchtrennen der Probe verhindert

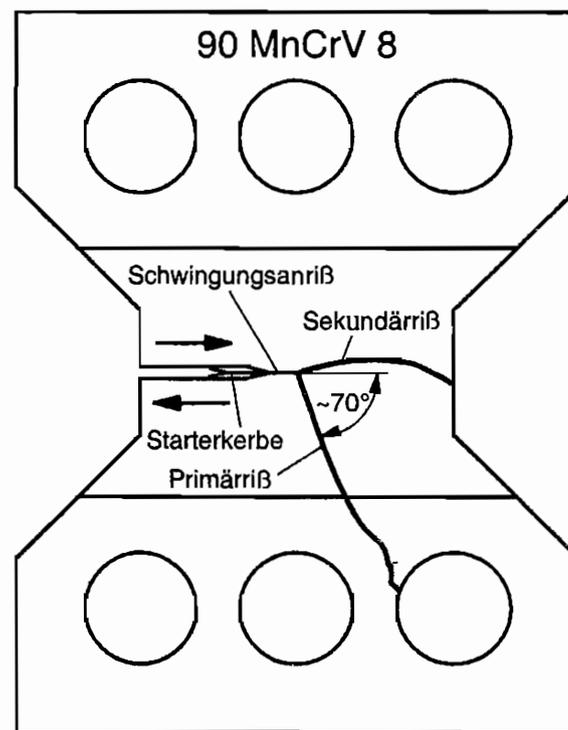


Bild 7.9: Ausbildung eines Sekundärrisses nach Mode-II-Belastung an Probenform ST aus Werkzeugstahl 90 MnCrV 8

wird. Infolge der auftretende Biegebelastung kommt es in der entstandenen Kerbe zur Initiierung des Sekundärrisses. Dieser kann - entsprechend der zur Verfügung stehenden Energie - den Rest der Probe durchtrennen oder aber nach wenigen Millimetern wieder arretieren. Auf jeden Fall handelt es sich um nach dem eigentlichen Bruchvorgang auftretende Sekundäreffekte und nicht um ein Bruchgabelungsphänomen, wie es von Hallbäck [56] beschrieben wird. Je nach Probenform läßt sich ein unterschiedlicher Bruchverlauf des Sekundärrisses beobachten. In Bild 7.9 ist die Brucherscheinung anhand von Probenform ST schematisch dargestellt. Daß es sich bei dem Sekundärriß um einen Späteeffekt handelt, wird ebenfalls mit den Bruchflächenuntersuchungen bestätigt. Während der Primärriß die bereits beschriebenen typischen Zugbruchflächen und die grobe Struktur eines schnelllaufenden Risses zeigt, weist der Sekundärriß eine fein strukturierte Oberfläche auf, die auf einen Riß hindeutet, der extrem langsam gelaufen ist, weil ihm nur wenig Energie zur Verfügung stand.

Ausbreitungsverhalten in der Aluminiumlegierung 7075

Die Aluminiumlegierung 7075 zeigt im Gegensatz zum Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 eine andere Brucherscheinung und Rißausbreitung. Bild 7.10 zeigt das makroskopische Bruchbild der untersuchten Aluminiumlegierung. Unter Mode-I-Belastung verlängert sich der Riß koplanar zum Ausgangsriß und die Bruchflächen zeigen den typischen Zugbruch mit

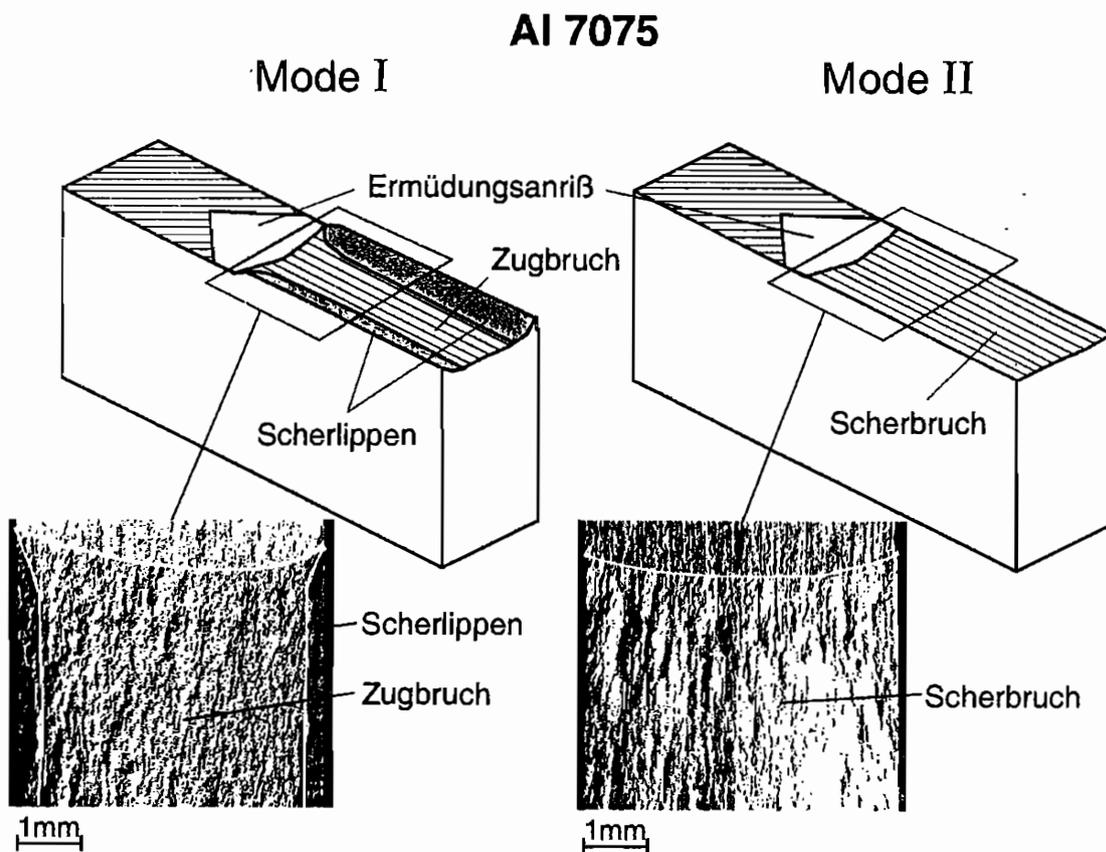


Bild 7.10: Brucherscheinung der Aluminiumlegierung 7075 (Probenlage TL)

ausgeprägten Scherlippen an den Seiten der Bruchflächen. Im Vergleich zum Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 sind die Scherlippen insgesamt ausgeprägter, auch wenn gleich große plastische Zonen und identische Probendicken vorlagen. Das Bruchbild weist die gleichen Merkmale auf, die beim Werkzeugstahl zu beobachten sind. Im Fall einer Mode-II-Belastung folgt die Rißausbreitung jedoch nicht dem Tangentialspannungskriterium, d.h. Rißausbreitung unter 70° zum Ligament, sondern die Proben versagen als Scherbruch. Dabei breitet sich der Riß gerade in Richtung des Ligaments aus. Die Bruchflächen sind relativ glatt und weisen einen verschmierten Charakter auf. Es gibt keinen Hinweis auf die Existenz von Scherlippen, so daß sich die Bruchflächen völlig eben bis zum Rand der Proben ausbreiten. Ein solches Verhalten von Aluminiumlegierungen wurde bereits von anderen Autoren [60, 61, 76, 77] beobachtet und scheint einer Besonderheit dieser Werkstoffe zu entsprechen.

Mit den zu klein gewählten Probenabmessungen kann dieses Verhalten nicht erklärt werden, da zum einen trotz praktisch erreichter gültiger ebener Probenabmessungen kein Abknicken des Risses bei der Aluminiumlegierung 7075 beobachtet wird und zum anderen bei vergleichbaren ungültigen ebenen Probenabmessungen der Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 deutlich eine Rißausbreitung entsprechend dem Tangentialspannungskriterium zeigt, während

sich der Riß bei der Aluminiumlegierung koplanar ausbreitet. Eine mögliche Ursache für das unterschiedliche Ausbreitungsverhalten der untersuchten Werkstoffe könnte in den Auswirkungen der Walzanisotropie und der damit verbundenen Gefgezeitigkeit liegen [99]. Während beim Werkzeugstahl in der verwendeten TS-Richtung die Ausgangsririchtung parallel zu den Gefgezeilen liegt und somit jederzeit ein Abknicken des Risses möglich ist, wird der Riß bei der Aluminiumlegierung in der TL-Richtung in der Zeilenebene gehalten, da dort der Energiebedarf zum Rißfortschritt geringer ist und folglich ein Abknicken erschwert wird. Bei der Aluminiumlegierung in der LT-Richtung schneidet der Riß die Gefgezeilen, so daß der wachsende Riß eventuell durch voreilende Anrisse in seiner koplanaren Ausgangslage gehalten wird. Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen lassen demnach den Schluß zu, daß das unterschiedliche Bruchverhalten nicht durch die gewählten Probendimensionen beeinflusst wird.

Wie beim Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 initiieren die Risse beim Vorliegen ungültiger Versuchsbedingungen unter Mode-II-Belastung als stabile Scherrisse. Dieses Verhalten veranschaulicht Bild 7.11. Es zeigt die Probenoberfläche einer Aluminiumprobe, die während der Belastung fotografiert wurde. Mit der Aufnahme wird deutlich, daß sich der Schubriß von der Ermüdungsrißspitze um ca. 2 mm ausgebreitet hat. Obwohl diese stabile Schubrißerweiterung deutlich auszumachen ist, läßt die Bruchoberfläche keinen deutlichen Übergang von stabiler zu instabiler Rißausbreitung erkennen. Vermutlich muß die Begründung in der insgesamt langsamen Rißausbreitung gesehen werden (s. Anhang 10.4), die beim Wechsel von stabiler zu instabiler Rißerweiterung keine deutliche Markierung auf der Bruchfläche hinterläßt. Sowohl unter Mode-II- als auch unter Mode-I-Belastungsbedingungen lagen die

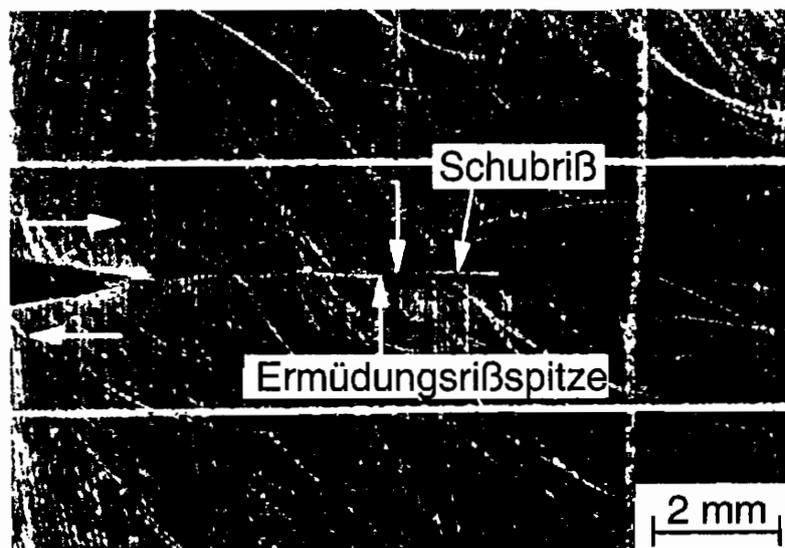


Bild 7.11: Stabile Mode-II-Rißausbreitung in Aluminium 7075 (Probe AN5.4, Probenform A, Probenlage TL)

resultierenden Rißgeschwindigkeiten im Mittel unter 10 m/s. Diese im Vergleich zum Werkzeugstahl extrem langsame Rißgeschwindigkeit widerspricht den Erwartungen, da die Wellenausbreitungsgeschwindigkeit von Stahl und Aluminium in etwa gleich groß ist (Longitudinalwellengeschwindigkeit $c_L \approx 5000-6000$ m/s). Die Details der Rigeschwindigkeitsmessung lassen sich dem Anhang 10.4 entnehmen. Im Gegensatz zum Werkzeugstahl, der sowohl unter Mode-II- als auch unter Mode-I-Initiierungsbedingungen eine instabile Rißausbreitung zeigt, ist bei der Aluminiumlegierung in beiden Fällen lediglich eine quasi-stabile Rißerweiterung zu beobachten.

Das zuvor beschriebene Verhalten der Aluminiumlegierung 7075 bestätigen Aufnahmen im Rasterelektronenmikroskop (REM). Bild 7.12 zeigt den Übergang vom Schwingungsanri zum Gewaltbruch (Scherbruch) an einer Aluminiumprobe, die unter Mode-II-Belastung gebrochen ist. Die Scherbruchflche hat ein glattes und wenig strukturiertes Aussehen, das durch das Abgleiten der beiden Probenhälften hervorgerufen wird. Nur an einigen Stellen finden sich die typischen Scherwabern. Ein Übergang von stabiler zu instabiler Rißerweiterung ist nicht feststellbar. Bild 7.13 zeigt zum Vergleich die REM-Aufnahme einer Aluminiumprobe, die unter Mode-I-Belastung gebrochen ist. Während die Schwingbruchflche das gleiche Aussehen wie an der Mode-II-Probe aufweisen muß - da die Ermdungsanrisse in die beiden Proben unter den gleichen Bedingungen eingebracht wurden - verdeutlicht die Gewaltbruchflche die typische Struktur eines Zugbruches.

Das Bruchverhalten der Aluminiumlegierung weist neben dem beschriebenen Verhalten eine weitere Besonderheit auf. In Bild 7.14 sind 3 Proben der Formen B, A und G dargestellt, die jeweils unter Mode-II-Belastung getestet wurden. Die Orientierung der Proben zum Ausgangsblech war in allen 3 Fällen die TL-Richtung (vgl. Kap. 3.3). Der Riß an den Probenformen A und B breitet sich koplanar in Ligamentrichtung bis zum Rand der Probe aus. Der Riß an der Probenform G knickt leicht nach oben ab und verläuft somit entgegengesetzt der 70°-Initiierungsrichtung beim Werkzeugstahl, die dem Tangentialspannungskriterium folgt. An Proben, die in LT-Richtung dem Ausgangsmaterial entnommen wurden, zeigte sich an allen Probenformen die oben beschriebene Rißausbreitungsrichtung. Dieses Bruchverhalten kann sonst nur in hochdynamischen Versuchen beobachtet werden, bei denen adiabatische Scherbänder entstehen [82, 83]. Das läßt die Vermutung zu, daß die Aluminiumlegierung 7075 ein von der Belastungsgeschwindigkeit unabhängiges Verhalten zeigt, d.h., sowohl bei quasi-statischer Belastung als auch bei hochdynamischer Beanspruchung kommt es zu einer mehr oder weniger koplanaren Rißausbreitung. Es besteht weiterer Forschungsbedarf, um dieses Werkstoffverhalten eingehender zu untersuchen und ein Verständnis für den Bruchmechanismus zu entwickeln.

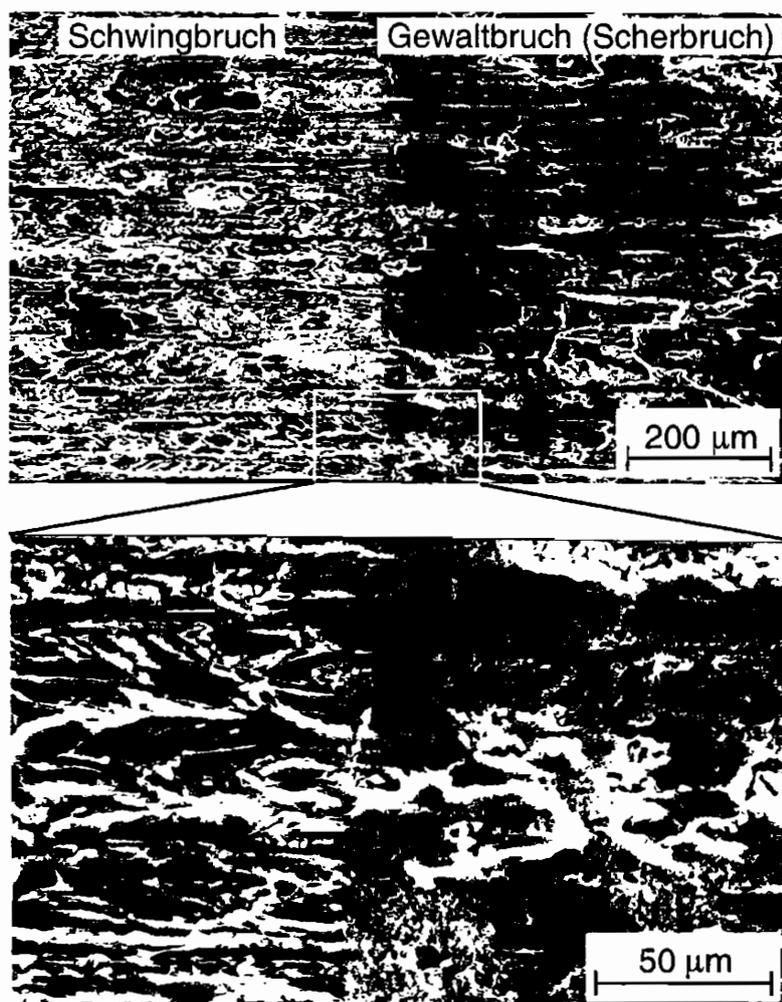


Bild 7.12: REM-Aufnahme einer Probe aus Aluminium 7075 nach Mode-II-Belastung (Probe AN5.1, Probenform A, Probenlage TL)

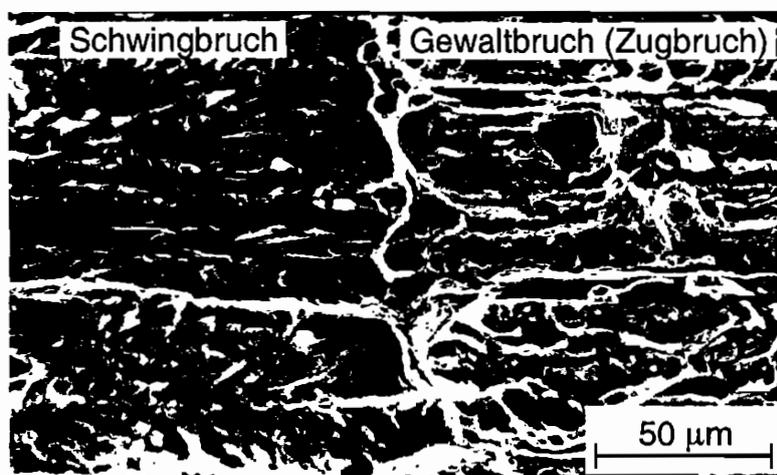


Bild 7.13: REM-Aufnahme einer Probe aus Aluminium 7075 nach Mode-I-Belastung (Probe A5.3, Probenform A, Probenlage TL)

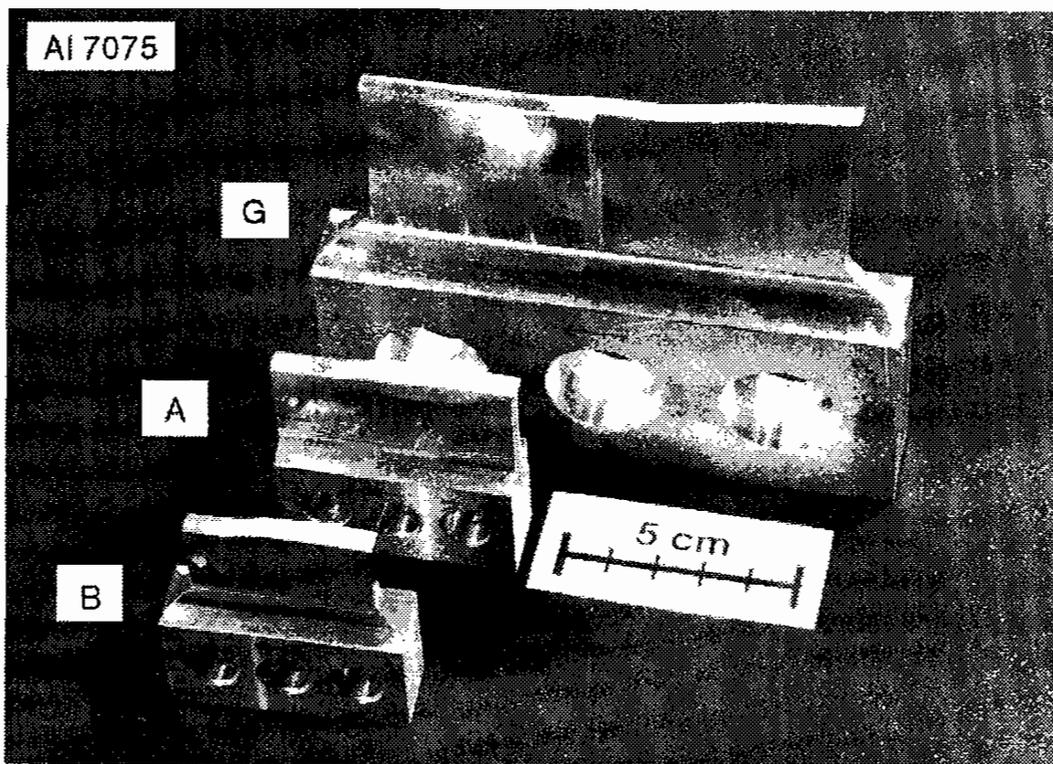


Bild 7.14: Probenformen B, A und G aus Aluminiumlegierung 7075 nach Mode-II-Belastung

Zusammenfassende Betrachtung zum Bruchverhalten

Die Untersuchungen unter Mode-II-Belastung haben im allgemeinen das Bruchverhalten gezeigt, das mit Bild 7.15 noch einmal zusammengefaßt ist. Auf die jeweiligen Besonderheiten wurde bereits eingegangen. In der Aluminiumlegierung 7075 breitet sich der Riß gerade in Richtung des Ligaments aus und durchtrennt die Probe als Scherbruch, der zunächst stabil initiiert (s. Bild 7.11) und anschließend quasi-stabil weiterläuft (s.o. und Anhang 10.4). Beim Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 erfolgt die Rißausbreitung unter einem Winkel von 70° zum Ligament und verhält sich somit entsprechend dem Tangentialspannungskriterium. Die beschriebenen Unterschiede im Rißausbreitungsverhalten der Aluminiumlegierung 7075 und des Werkzeugstahls 90 MnCrV 8 sind vermutlich auf die diskutierten Einflüsse der Gefgezeitigkeit bzw. auf das besondere Bruchverhalten und die langsame Rißausbreitung der Aluminiumlegierung zurückzuführen. Der Einfluß der unterschiedlichen Bruchausbreitung auf die Ermittlung der Bruchzähigkeitswerte muß als gering eingeschätzt werden, da die 5%-Sekanten-Auswerteprozedur zur Bestimmung der kritischen Lastwerte F_Q benutzt wurde. Die ermittelten Bruchzähigkeitswerte basieren somit auf Daten, die vor der eigentlichen Bruchausbreitungsphase gewonnen wurden, so daß sie als gültige und stimmige Werte im Sinne der ASTM E 399 [15] anzusehen sind. Die 5%-Sekanten-Auswertung

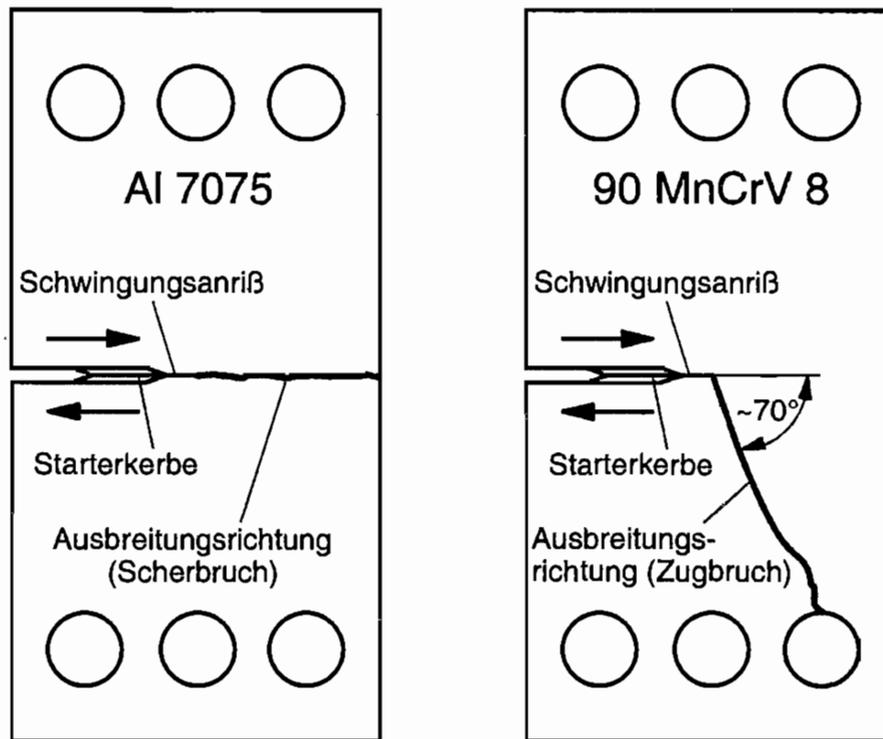


Bild 7.15: Bruchverhalten unter Mode-II-Belastung

erfolgte für gültige und ungültige Versuche sowohl für Mode-I- als auch für Mode-II-Belastungen. Auf diese Weise konnten vergleichbare Ergebnisse erzielt werden. Es ist erforderlich, weitere Untersuchungen durchzuführen, um mögliche Auswirkungen im Hinblick auf diese Ergebnisse vollständig zu klären.

8. Zusammenfassung

Zur Bestimmung von Brucheigenschaften unter Zugbeanspruchungsbedingungen (Mode-I) stehen ausgereifte Konzepte und Kriterien zur Verfügung. Bei im wesentlichen linear-elastischem Werkstoffverhalten wird die Bruchzähigkeit unter ebenen Dehnungsbedingungen K_{Ic} ermittelt. Dieser Werkstoffkennwert dient dazu, um die Beziehung zwischen der Versagensspannung und der Fehlergröße für ein Bauteil aus einem spezifischen Werkstoff im Einsatz abzuschätzen. Die Voraussetzung für die Bestimmung eines gültigen Bruchzähigkeitswertes besteht darin, die plastische Zone an der Rißspitze klein gegenüber den Abmessungen der verwendeten Versuchsproben zu halten. Entsprechende Kriterien zur Durchführung von Mode-I-Bruchzähigkeitsuntersuchungen (K_{Ic} -Tests) und zur Registrierung und Auswertung der gewonnenen Meßdaten sind in verschiedenen Normen [15, 16] festgelegt. Im Gegensatz dazu existieren keine Konzepte und Empfehlungen zur Bestimmung der Bruchzähigkeit K_{IIc} unter ebener Scherbelastung (Mode-II). Diese Arbeit definiert erstmals Gültigkeitskriterien zur Durchführung von K_{IIc} -Tests, die mit experimentellen Untersuchungen verifiziert werden.

Ausgangspunkt für eine systematische Analyse der Bedingungen unter Mode-II-Belastung ist das Verständnis der physikalischen Grundlagen, die die Basis für die Bestimmung gültiger K_{Ic} -Tests bilden. Zur Aufstellung von Mindestprobenabmessungen und Gültigkeitskriterien bei der Ermittlung von Mode-II-Bruchzähigkeiten K_{IIc} wurde ein Vergleich der plastischen Zonen an der Spitze von Rissen unter Scherbelastung (Mode-II) und Zugbelastung (Mode-I) durchgeführt. Die Berechnung der plastischen Zonen erfolgt auf der Basis der Vergleichsspannung nach von Mises. Die Größe der plastischen Zone ist im wesentlichen durch das Verhältnis von Bruchzähigkeit zur Fließspannung zum Quadrat charakterisiert. Auf der Basis des Vergleiches der plastischen Zonen und den daraus abgeleiteten Folgerungen wurden Hypothesen über Mindestprobenabmessungen zur Bestimmung gültiger Scherbruchzähigkeiten K_{IIc} aufgestellt. Die analytisch berechneten plastischen Zonen beziehen sich auf rißspitzennahe Gebiete der Probe, d.h die plastischen Zonen sind klein gegenüber den Probendimensionen. Um die Zulässigkeit des gewählten Ansatzes zu überprüfen, wurden die sich auf Basis des Fließkriteriums nach von Mises tatsächlich einstellenden plastischen Zonen an Proben mit endlichen Berandungen berechnet. Die durchgeführten FE-Rechnungen sowie die spannungsoptischen Untersuchungen liefern das gleiche Ergebnis wie die Analyse aufgrund der Spannungsnahfeldgleichungen, so daß die aufgestellten Hypothesen gültige Approximationen auch für Versuchsproben mit endlichen Abmessungen darstellen.

Die Analyse der plastischen Zonen zeigt, daß unter der Bedingung gleicher Spannungsintensitätsfaktoren, d.h. $K_I = K_{II}$, die plastischen Zonen für einen Riß unter Mode-II-Belastung größer sind, aber die Unterschiede in der Größe der Zonen für die Bedingungen des ebenen Dehnungs- und des ebenen Spannungszustandes kleiner als für Mode-I-Bearbeitungen sind. Aufgrund dieser Unterschiede wurden folgende Hypothesen für Mindestprobenabmessungen zur Durchführung gültiger K_{IIc} -Tests abgeleitet:

- (1) Die Dicke B einer K_{IIc} -Probe kann kleiner sein als von einer K_{Ic} -Probe. Diese Bedingung läßt sich quantitativ folgendermaßen ausdrücken:

$$B_{II} > 0,8 (K_{IIc} / \sigma_F)^2$$

- (2) Jedoch sollten die Höhe H und die Ligamentlänge ($W-a$) einer K_{IIc} -Probe größer sein als von einer K_{Ic} -Probe. Diese zweite Bedingung läßt sich quantitativ folgendermaßen ausdrücken:

$$H_{II} \text{ und } (W - a)_{II} > 10 (K_{IIc} / \sigma_F)^2$$

Zur Verifikation dieser Hypothesen wurden Mode-I- und Mode-II-Bruchzähigkeiten für die Aluminiumlegierung 7075 und den Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 an Proben mit unterschiedlichen Abmessungen in bezug auf die Größe der plastischen Zone an der Rißspitze bestimmt. Die Versuche wurden im Fall der Zugbelastungen in Anlehnung an die ASTM E 399 [15] und im Fall der Scherbelastungen in entsprechend modifizierter Form durchgeführt. Sowohl die Ermittlung der Mode-I- als auch der Mode-II-Bruchzähigkeiten erfolgte nach der 5%-Sekantenmethode entsprechend ASTM E 399. Alle ermittelten Bruchzähigkeitswerte, die noch nicht auf ihre Gültigkeit überprüft wurden, werden zunächst als K_Q -Werte bezeichnet. Die K_Q -Werte, die die Gültigkeitskriterien nicht erfüllen, repräsentieren keine Zustände des Einsatzes instabiler Rißausbreitung. Diese Werte stellen ungültige Bruchzähigkeitswerte dar, die Abweichungen vom ebenen Dehnungszustand längs der Rißfront bzw. Abweichungen von der linear-elastischen Bruchmechanik oder den Bedingungen des Kleinbereichsfließens aufzeigen. Das Aufzeigen von Grenzen ist erforderlich, um die aufgestellten Hypothesen auf diese Weise zu bestätigen. Für die Aluminiumlegierung 7075 sowie für den Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 wurden die Mode-II-Bruchzähigkeiten K_{IIc} zu ungefähr dem 1,5fachen der entsprechenden Mode-I-Bruchzähigkeiten K_{Ic} ermittelt. Die Versuchsergebnisse zeigen, daß die gemessenen Bruchzähigkeitswerte in Abhängigkeit von den jeweiligen Probengrößenabmessungen konstante Plateauwerte erreichen, wenn die Probendimensionen entsprechend den postulierten Hypothesen gewählt werden und somit deren Gültigkeit bestätigen.

Auf der Grundlage der im Rahmen dieser Arbeit erzielten Ergebnisse wurden damit zum ersten Male Bedingungen zur Bestimmung von Scherbruchzähigkeiten anhand definierter Gültigkeitskriterien aufgestellt. Unter diesem Aspekt ist es erforderlich, bestehende Ansätze zur Durchführung von Mixed-Mode- und Mode-II-Untersuchungen kritisch zu analysieren. Die aufgestellten Hypothesen und erzielten Ergebnisse zeigen, daß die formale Übernahme der Bedingungen von K_{Ic} -Tests keinesfalls ausreicht. Eine solche Vorgehensweise kann dazu führen, daß unter Mode-I-Belastung gültige Bruchzähigkeitswerte erzielt werden, während unter Mode-II-Beanspruchung ungültige Testbedingungen vorliegen, da die Probenabmessungen nicht den Anforderungen genügen. Das angesprochene Bruchverhalten bezüglich der Rißausbreitung und der Rißgeschwindigkeit unter Mixed-Mode-Belastungen mit hohem Schubanteil bzw. bei reinen Mode-II-Beanspruchungen kann sowohl auf unzureichend dimensionierte Probenabmessungen als auch - wie im Fall der Aluminiumlegierung - auf ein spezifisches Werkstoffverhalten hindeuten. Inwieweit sich die insgesamt langsame, nahezu stabile Rißverlängerung auf das Bruchverhalten auswirkt oder Ursache dafür ist, muß intensiv erforscht werden. Die Klärung dieser Sachverhalte und weitergehende Untersuchungen sind erforderlich, um die hier ermittelten Zusammenhänge bei der Bestimmung gültiger Scherbruchzähigkeiten K_{IIc} auf eine breitere Basis zu stellen. Ein Ziel weiterer Forschungen muß es sein, die aufgestellten Kriterien zur Bestimmung gültiger Scherbruchzähigkeiten in einem breiteren Spektrum zu verifizieren und die vorgestellten Ergebnisse durch die Verwendung weiterer Werkstoffe zu bestätigen.

9. Literatur

- [1] Griffith, A.A.: The Phenomena of Rupture and Flow in Solids, Philosophical Transaction of the Royal Society of London, Vol. A-221, 1921, 163-198.
- [2] Irwin, G.R.: Analysis of Stresses and Strains Near the End of a Crack Traversing a Plate, Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, 1957, 361-364.
- [3] Irwin, G.R.: Fracture, in: Handbuch der Physik VI, Hrsg. Flügge, S., Springer Verlag, Berlin, 1958, 551-590.
- [4] Rice, J.R.: A Path Independent Integral and the Approximate Analysis of Strain Concentration by Notches and Cracks, Journal of Applied Mechanics, Vol. 35, 1968, 379-386.
- [5] Broek, D.: Elementary Engineering Fracture Mechanics, 4th edition, Martinus Nijhoff Publishers, Dordrecht, 1986.
- [6] Blumenauer, H., Pusch, G.: Technische Bruchmechanik, 3. Auflage, Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, 1993.
- [7] Anderson, T.L.: Fracture Mechanics, Fundamentals and Applications, CRC Press, Boca Raton, 1991.
- [8] Hahn, G.: Bruchmechanik, Einführung in die theoretischen Grundlagen, Teubner Verlag, Stuttgart, 1976.
- [9] Schwalbe, K.-H.: Bruchmechanik metallischer Werkstoffe, Hanser Verlag, München, 1980.
- [10] Rossmannith, H.-P. (Hrsg.): Grundlagen der Bruchmechanik, Springer Verlag, Wien, 1982.
- [11] Kanninen, M.F., Popelar, C.H.: Advanced Fracture Mechanics, Oxford University Press, New York, 1985.
- [12] Gross, D.: Bruchmechanik, 2. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 1996.
- [13] Sähn, S., Göldner, H.: Bruch- und Beurteilungskriterien in der Festigkeitslehre, 2. Auflage, Fachbuchverlag, Leipzig, 1993.
- [14] Kienzler, R.: Konzepte der Bruchmechanik, Integrale Bruchkriterien, Vieweg Verlag, Braunschweig, 1993.
- [15] ASTM E 399-90: Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, Vol. 03.01, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1995, 412-442.
- [16] ESIS P2-92: ESIS Recommendations for Determining the Fracture Behaviour of Materials, European Structural Integrity Society, Delft, 1992.
- [17] Richard, H.A.: Bruchvorhersagen bei überlagerter Normal- und Schubbeanspruchung sowie reiner Schubbelastung von Rissen, Habilitationsschrift, Fachbereich Maschinenwesen, Universität Kaiserslautern, 1984.

- [18] Tenhaeff, D.: Untersuchungen zum Ausbreitungsverhalten von Rissen bei überlagerter Normal- und Schubbeanspruchung, Dissertation, Fachbereich Maschinenwesen, Universität Kaiserslautern, 1987.
- [19] Podleschny, R.: Untersuchungen zum Instabilitätsverhalten scherbeanspruchter Risse, Dissertation, Fakultät für Maschinenbau, Ruhr-Universität Bochum, 1993.
- [20] Hiese, W., Kalthoff, J.F.: Recommendations for the Determination of Valid Mode-II Fracture Toughnesses K_{IIc} , in: Mixed-Mode Crack Behavior, ASTM STP 1359, Eds. Miller, K.J. and McDowell, D.L., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1999, 74-85.
- [21] Hiese, W., Kalthoff, J.F.: Mindestprobenabmessungen und Gültigkeitskriterien für K_{IIc} -Tests, 28. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 1996, 55-66.
- [22] Westergaard, H.M.: Bearing Pressures and Cracks, Journal of Applied Mechanics, Vol. 6, 1939, A49-A53.
- [23] Sneddon, I.N.: The Distribution of Stress in the Neighbourhood of a Crack in an Elastic Solid, Proceedings of the Royal Society of London, Vol. A-187, London, 1946, 229-260.
- [24] Williams, M.L.: On the Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack, Journal of Applied Mechanics, Vol. 24, 1957, 109-114.
- [25] Tada, H., Paris, P.C., Irwin, G.R.: The Stress Analysis of Cracks Handbook, 2nd Edition, Paris Productions Incorporated, St. Louis, 1985.
- [26] Murakami, Y.: Stress Intensity Factors Handbook, Pergamon Press, Oxford, 1987.
- [27] Williams, M.L.: The Bending Stress Distribution at the Base of a Stationary Crack, Appendix (Corrections to the Extensional Solution), Journal of Applied Mechanics, 1961, 78-82.
- [28] Hinz, O.: Experimentelle und numerische Analyse von Rißspitzen Spannungsfeldern mit Hilfe der digitalen Bildanalysetechnik, VDI Fortschritt-Berichte, Reihe 18, Nr.150, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1994.
- [29] Wallmichrath, M.: Zum Einfluß höherer Glieder der Rißspitzen-Spannungsverteilung bei bruchmechanischen Untersuchungen, Studienarbeit, Experimentelle Mechanik, Ruhr-Universität Bochum, Mai 1998.
- [30] Rice, J.R.: Limitations to the Small Scale Yielding Approximation for Crack Tip Plasticity, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 22, 1974, 17-26.
- [31] McClintock, F.A., Irwin, G.R.: Plasticity Aspects of Fracture Mechanics, in: Fracture Toughness Testing and its Applications, ASTM STP 381, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1965, 84-113.
- [32] Munz, D.: Messung Bruchmechanischer Kennwerte, in: Grundlagen der Bruchmechanik, Hrsg. Rossmann, H.-P., Springer-Verlag, Wien, 1982, 50-80.

- [33] Cayard, M.: Fracture Toughness Testing of Polymeric Materials, Ph.D. Dissertation, Texas A&M University, 1990.
- [34] Brown, W.F., Srawley, J.E.: Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials, ASTM STP 410, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1966.
- [35] Erdogan, F., Sih, G.C.: On the Crack Extension in Plates under Plane Loading and Transverse Shear, *Journal of Basic Engineering*, Vol. 85, 1963, 519-527.
- [36] Keil, S.: Beanspruchungsermittlung mit Dehnungsmeßstreifen, Cuneus Verlag, Zwingenberg, 1995.
- [37] Kobayashi, A.S. (Ed.): Handbook on Experimental Mechanics, 2nd Edition, VCH Publishers, New York, 1993.
- [38] Wolf, H.: Spannungsoptik, Band 1, Grundlagen, 2. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 1976.
- [39] Kalthoff, J.F.: Shadow Optical Method of Caustics, in: Handbook on Experimental Mechanics, 2nd Edition, Ed. Kobayashi, A.S., VCH Publishers, New York, 1993, 407-476.
- [40] Föppl, L., Mönch, E.: Praktische Spannungsoptik, 3. Auflage, Springer Verlag, Berlin, 1972.
- [41] Dally, J.W., Riley, W.R.: Experimental Stress Analysis, 3rd Edition, McGraw-Hill, New York, 1991.
- [42] Dally, J.W., Sanford, R.J.: Classification of Stress-Intensity Factors from Isochromatic-Fringe Patterns, *Experimental Mechanics*, Vol. 18, 1978, 441-448.
- [43] Rossmannith, H.P.: Analysis of Mixed-Mode Isochromatic Crack-Tip Fringe Patterns, *Acta Mechanica*, Vol. 34, 1979, 1-38.
- [44] Sanford, R.J., Dally, J.W.: A General Method for Determining Mixed-Mode Stress Intensity Factors from Isochromatic Fringe Patterns, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 11, 1979, 621-633.
- [45] Etheridge, J.M., Dally, J.W.: A Three-Parameter Method for Determining Stress Intensity Factors from Isochromatic Fringe Loops, *Journal of Strain Analysis*, Vol. 13, No. 2, 1978, 91-94.
- [46] Hahn, H.G.: Methode der finiten Elemente in der Festigkeitslehre, Akademische Verlagsgesellschaft Frankfurt, 1975.
- [47] Zienkiewicz, O.C.: Methode der finiten Elemente, Hanser Verlag, München, 1984.
- [48] Rossmannith, H.P. (Hrsg.): Finite Elemente in der Bruchmechanik, Springer Verlag, Wien, 1982.
- [49] Hibbitt, H.D., Karlsson, B.I., Sorensen, P.: ABAQUS, Users Manual, Theory Manual, Post Manual, Example Problems Manual, Version 5.4, Hibbitt, Karlsson & Sorensen Inc., Pawtucket, RI, USA, 1994.

- [50] Parks, D.M.: A Stiffness Derivative Finite Element Technique for Determination of Crack Tip Stress Intensity Factors, *International Journal of Fracture*, Vol. 10, 1974, 487-502.
- [51] Buchholz, F.-G.: Improved Formulae for the Finite Element Calculation of the Strain Energy Release Rate by the Modified Crack Closure Integral Method, in: *Accuracy, Reliability and Training in FEM Technology*, Ed. Robinson, J., Robinson and Associates, Dorset, 1984, 650-659.
- [52] Rybicki, E.F., Kanninen, M.F.: A Finite Element Calculation of Stress Intensity Factors by a Modified Crack Closure Integral, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 9, 1977, 931-938.
- [53] Dalle Donne, C.: Übertragbarkeit von Rißwiderstandskurven von Standardproben auf biaxial belastete bauteilähnliche Kreuzproben, *VDI Fortschritt-Berichte, Reihe 18, Nr. 205*, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1997.
- [54] Plank, R.: Ermüdungsrißausbreitung unter nicht-proportionaler Mixed-Mode-Beanspruchung, *VDI Fortschritt-Berichte, Reihe 18, Nr. 207*, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1997.
- [55] Chao, Y.J., Liu, S.: On the Failure of Cracks under Mixed-Mode Loads, *International Journal of Fracture*, Vol. 87, 1997, 201-223.
- [56] Hallbäck, N.: Mixed-Mode I/II Fracture Behaviour of a High Strength Steel, *International Journal of Fracture*, Vol. 87, 1997, 363-388.
- [57] Laukkanen, A.: The Effect of Asymmetric Loading on Fracture Toughness of Metallic Materials, *VTT Publications 362*, VTT Technical Research Centre of Finland, Espoo, 1998.
- [58] Rossmannith, H.P., Miller, K.J. (Eds.): *Mixed-Mode Fatigue and Fracture*, European Structural Integrity Society, ESIS Publikation 14, Mechanical Engineering Publications Ltd., London, 1993.
- [59] Podleschny, R., Kalthoff, J.F.: A Novel Mode-II Fracture Criterion, 10th European Conference on Fracture, Structural Integrity, ECF 10, Eds. Schwalbe, K.-H. and Berger, C., Engineering Materials Advisory Services Ltd., West Midlands, U.K., 1994, 211-221.
- [60] Riddle, R.A., Streit, R.D., Finnie, I.: The Failure of Aluminum Compact Shear Specimens under Mixed-Mode Loading, *Fracture Mechanics: Eighteenth Symposium*, ASTM STP 945, Eds. Read, D.T. and Reed, R.P., American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1988, 118-133.
- [61] Dalle Donne, C., Döker, H.: Evaluation of Mixed Mode Crack Resistance Curves using Biaxially Loaded Specimens, 11th European Conference on Fracture, Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure, ECF 11, Ed. Petit, J., Engineering Materials Advisory Services Ltd., West Midlands, U.K., 1996, 2177-2182.

- [62] Bhattacharjee, D., Knott, J.F.: Micromechanisms of Fracture in Steel Tested under Mixed-Mode Loading above the Transition Temperature, in: Mixed-Mode Fatigue and Fracture, European Structural Integrity Society, ESIS Publikation 14, Eds. Rossmann, H.P. and Miller, K.J., Mechanical Engineering Publications Ltd., London, 1993.
- [63] Bhattacharjee, D., Knott, J.F.: A Criterion for Predicting Ductile-Brittle Transition Behaviour in HY100 Steel under Mixed Mode I/II Loading, 10th European Conference on Fracture, Structural Integrity, ECF 10, Eds. Schwalbe, K.-H. and Berger, C., Engineering Materials Advisory Services Ltd., West Midlands, U.K., 1994, 965-974.
- [64] Davenport, J.C.W., Smith, D.J.: Mixed Mode Ductile Tearing in a Ferritic Steel, 10th European Conference on Fracture, Structural Integrity, ECF 10, Eds. Schwalbe, K.-H. and Berger, C., Engineering Materials Advisory Services Ltd., West Midlands, U.K., 1994, 901-910.
- [65] Dalle Donne, C., Pirondi, A., Becker, R.: Zur Anwendung des Engineering Treatment Models (ETM) bei Mixed-Mode Belastungen, 28. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 1996, 329-337.
- [66] Aurich, D.: Analyse und Weiterentwicklung bruchmechanischer Versagenskonzepte, BAM Forschungsbericht 192, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 1993.
- [67] Broeckmann, C.: Bruch karbidischer Stähle - Experiment und FEM-Simulation unter Berücksichtigung des Gefüges, VDI Fortschritt-Berichte, Reihe 18, Nr.169, VDI-Verlag, Düsseldorf, 1995.
- [68] Liu, A.F.: Crack Growth and Failure of Aluminum Plate under In-Plane Shear, AIAA Journal, Vol. 12, 1974, 180-185.
- [69] Cowie, J.G., Tuler, F.R.: Comparison of Shear and Tensile Fracture in High Strength Aluminum Alloys, International Journal of Fracture, Vol. 47, 1991, 229-239.
- [70] Richard, H.A.: Eine Bruchmechanikprobe zur Bestimmung von K_{IIc} -Werten, Schweißen und Schneiden, Vol. 33, Heft 11, 1981, 606-608.
- [71] Banks-Sills, L., Arcan, M., Bui, H.D.: Toward a Pure Shear Specimen for K_{IIc} Determination, International Journal of Fracture, Vol. 22, 1983, R9-R14.
- [72] Arcan, M., Hashin, Z., Voloshin, A.: A Method to Produce Uniform Plane-Stress States with Applications to Fiber-Reinforced Materials, Experimental Mechanics, Vol. 18, 1978, 141-146.
- [73] Banks-Sills, L., Arcan, M.: An Edge-Cracked Mode II Fracture Specimen, Experimental Mechanics, Vol. 23, 1983, 257-261.

- [74] Banks-Sills, L., Arcan, M., Gabay, H.: A Mode II Fracture Specimen - Finite Element Analysis, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 19, 1984, 739-750.
- [75] Banks-Sills, L., Arcan, M., Bortman, Y.: A Mixed Mode Fracture Specimen for Mode II Dominant Deformation, *Engineering Fracture Mechanics*, Vol. 20, 1984, 145-157.
- [76] Banks-Sills, L., Sherman, D.: J_{II} Fracture Testing of a Plastically Deforming Material, *International Journal of Fracture*, Vol. 50, 1991, 15-26.
- [77] Hallbäck, H., Nilsson, F.: Mixed-Mode I/II Fracture Behaviour of an Aluminium Alloy, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 42, 1994, 1345-1374.
- [78] Benitz, K., Richard, H.A.: Eine Bruchmechanikprobe und Belastungsvorrichtung zur Bestimmung von Reißfähigkeiten bei überlagerter Normal- und Schubbeanspruchung, *Zeitschrift für Werkstofftechnik*, Vol. 12, 1981, 297-300.
- [79] Lüssenbrink, O.: Konstruktion einer Mixed-Mode-Belastungsvorrichtung und Erstellung eines Steuerungsprogrammes zur Durchführung der Versuche, *Konstruktiver Entwurf*, Lehrstuhl für Werkstofftechnik, Ruhr-Universität Bochum, 1995.
- [80] Hehemann, D.: Finite-Elemente-Berechnung plastischer Zonen an zug- und scherbelastrten Rissen in der Bruchmechanik, Diplomarbeit, Experimentelle Mechanik, Ruhr-Universität Bochum, 1996.
- [81] Otsuka, A., Mori, K., Tohgo, K.: Mode II Fatigue Crack Growth in Aluminum Alloys, in: *Current Research on Fatigue Cracks*, Eds. Tanaka, T., Jono, M. and Komai, K., Elsevier Applied Science Publishers Ltd., London, 1987, 149-180.
- [82] Kalthoff, J.F.: Shadow Optical Analysis of Dynamic Shear Fracture, *Optical Engineering*, Vol. 27, 1988, 835-840.
- [83] Kalthoff, J.F.: Transition in the Failure Behavior of Dynamically Shear Loaded Cracks, *Applied Mechanics Review*, Vol. 43, 1990, 247-250.
- [84] Bhattacharjee, D., Knott, J.F.: Ductile Fracture in HY100 Steel under Mixed Mode I/ Mode II Loading, *Acta Metallurgica et Materialia*, Vol. 42, 1994, 1747-1754.
- [85] Hallbäck, N.: The Influence of Finite Geometry and Material Properties on Mixed-Mode I/II Fracture of Aluminium, *International Journal of Fracture*, Vol. 87, 1997, 151-188.
- [86] Cotterell, B.: Notes on the Paths and Stability of Cracks, *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 2, 1966, 526-533.
- [87] Kalthoff, J.F.: Theoretische und experimentelle Untersuchungen zur Ausbreitungsrichtung gegabelter Risse, Dissertation, Fakultät für Chemieingenieurwesen, Universität Karlsruhe, 1972.
- [88] Hallbäck, N., Jönsson, N.: T-Stress Evaluations of Mixed Mode I/II Fracture Specimens and T-Effects on Mixed Mode Failure of Aluminium, *International Journal of Fracture*, Vol. 76, 1996, 141-168.

- [89] Creager, M., Paris, P.C.: Elastic Field Equations for Blunt Cracks with Reference to Stress Corrosion Cracking, *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 3, 1967, 247-252.
- [90] Chen, W.F., Zhang, H.: *Structural Plasticity*, Springer Verlag, New York, 1991.
- [91] Shih, C.F.: Small-Scale Yielding Analysis of Mixed Mode Plane-Strain Crack Problems, *Fracture Analysis*, ASTM STP 560, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, 1974, 187-210.
- [92] Aoki, S., Kishimoto, K., Yoshida, T., Sakata, M.: A Finite Element Study of the Near Crack Tip Deformation of a Ductile Material under Mixed Mode Loading, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, Vol. 35, 1987, 431-455.
- [93] Prendes, E.C., Castellano, M.D., Canteli, A.F.: Numerical Analysis of the Plastic Behaviour of Different Mode-I and Mode-II Test Specimens, *Unveröffentlichter Technischer Bericht*, Universität Zaragoza, Spanien, 1998.
- [94] Hahn, G.T., Rosenfield, A.R.: Local Yielding and Extension of a Crack under Plane Stress, *Acta Metallurgica*, Vol. 13, 1965, 293-306.
- [95] Hahn, G.T., Mincer, P.N., Rosenfield, A.R.: The Fe-3Si Steel Etching Technique for Local Strain Measurement, *Experimental Mechanics*, Vol. 11, 1971, 248-253.
- [96] Hahn, G.T., Sarrate, M., Rosenfield, A.R.: Plastic Zones in Fe-3Si Steel Double-Cantilever-Beam Specimens, *International Journal of Fracture Mechanics*, Vol. 7, 1971, 435-446.
- [97] Hiese, W., Kalthoff, J.F.: Zur Bestimmung gültiger Modus-II-Bruchzähigkeiten K_{IIc} , 31. Tagung des DVM-Arbeitskreises Bruchvorgänge, Deutscher Verband für Materialforschung und -prüfung, Berlin, 1999, 317-328.
- [98] Hiese, W., Kalthoff, J.F.: Minimum Specimen Size Requirements and Validity Criteria for K_{IIc} -Tests, 11th European Conference on Fracture, Mechanisms and Mechanics of Damage and Failure, ECF 11, Ed. Petit, J., Engineering Materials Advisory Services Ltd., West Midlands, U.K., 1996, 2183-2192.
- [99] Berns, H.: Persönliche Mitteilung, Bochum, 1999.

10. Anhang

10.1 Probenformen und Halterungen

In diesem Abschnitt sind die Detailzeichnungen mit den Abmessungen der verwendeten Probenformen und der entsprechenden Halterungen zusammengefaßt.

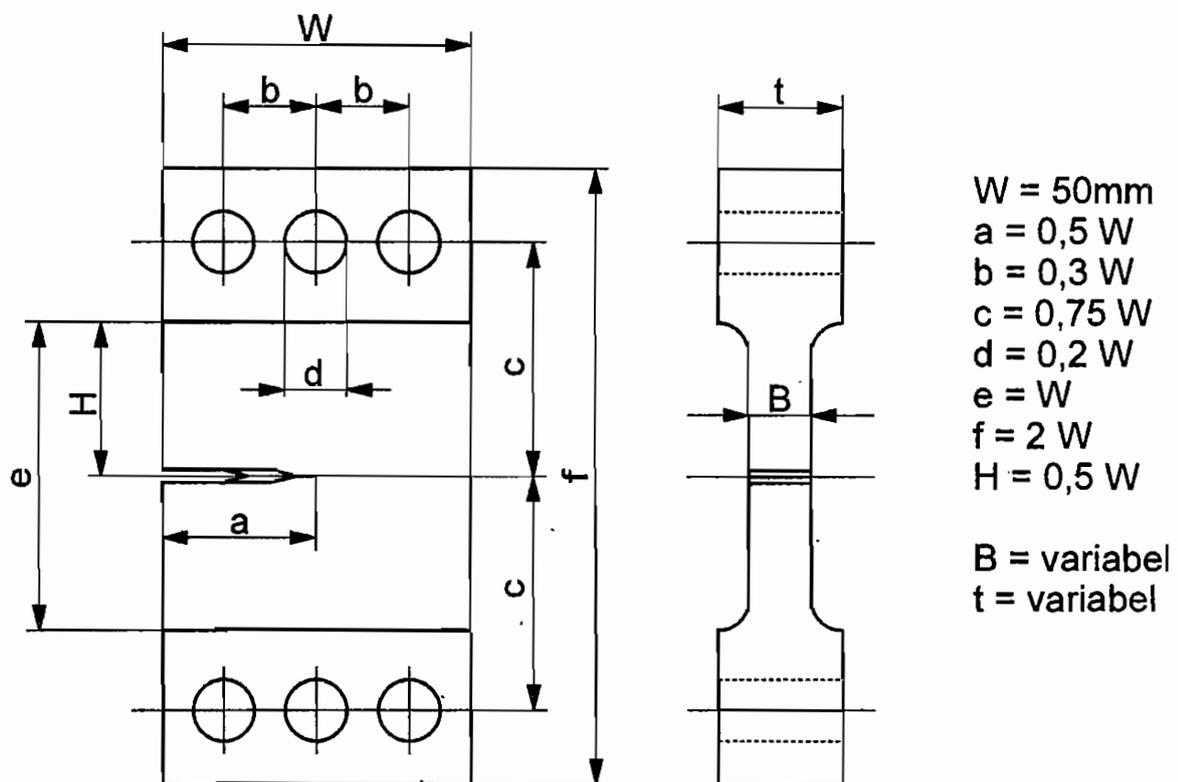


Bild 10.1: Geometrie der Probe A mit Bemaßung

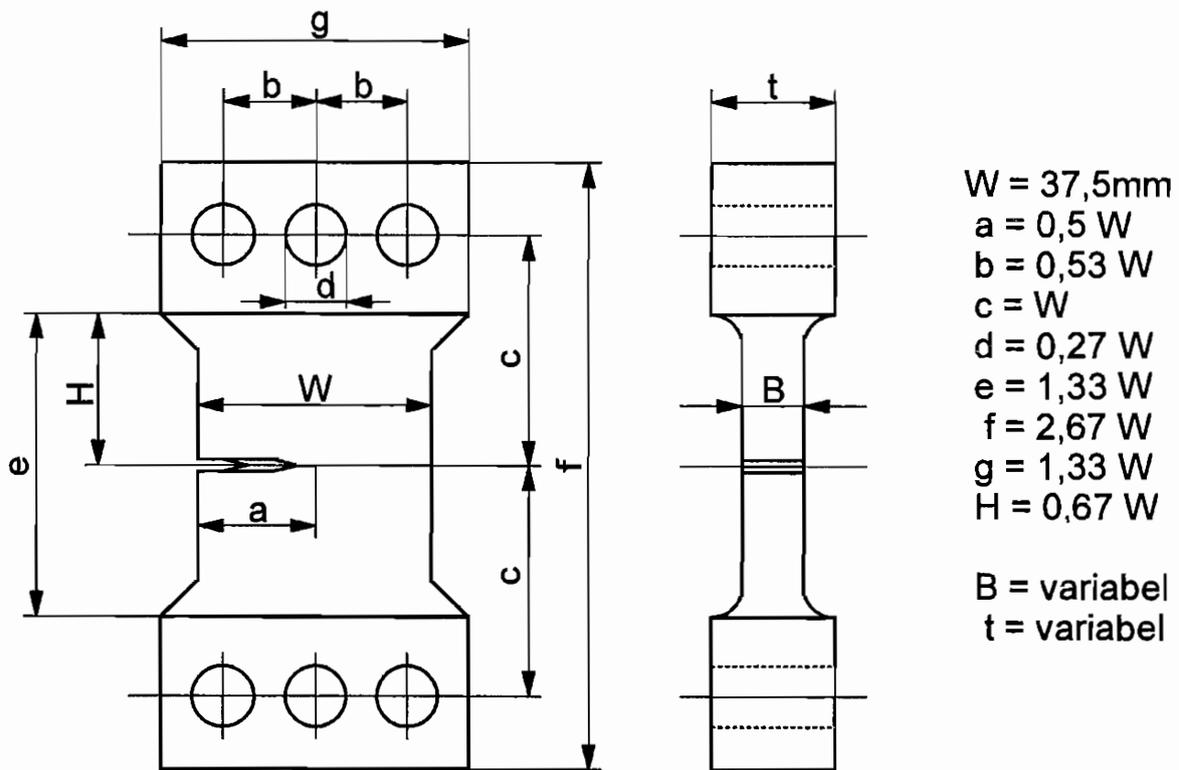


Bild 10.2: Geometrie der Probe B mit Bemaßung

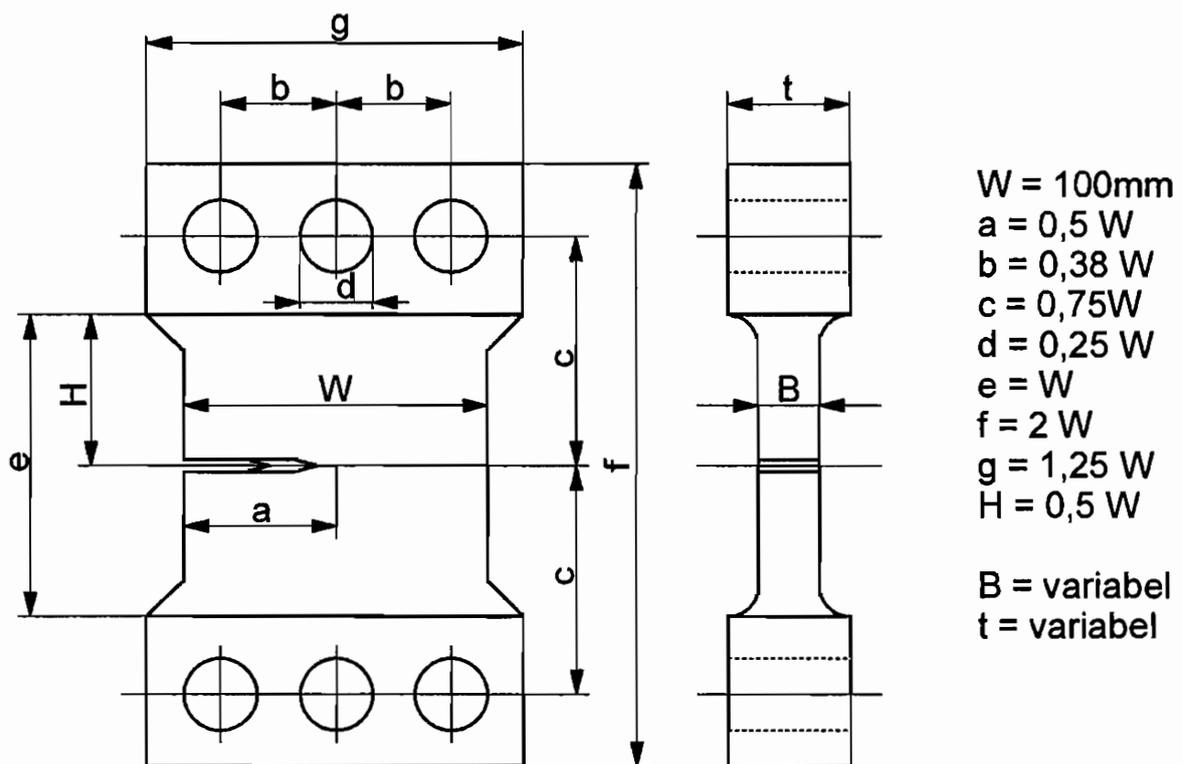


Bild 10.3: Geometrie der Probe G mit Bemaßung

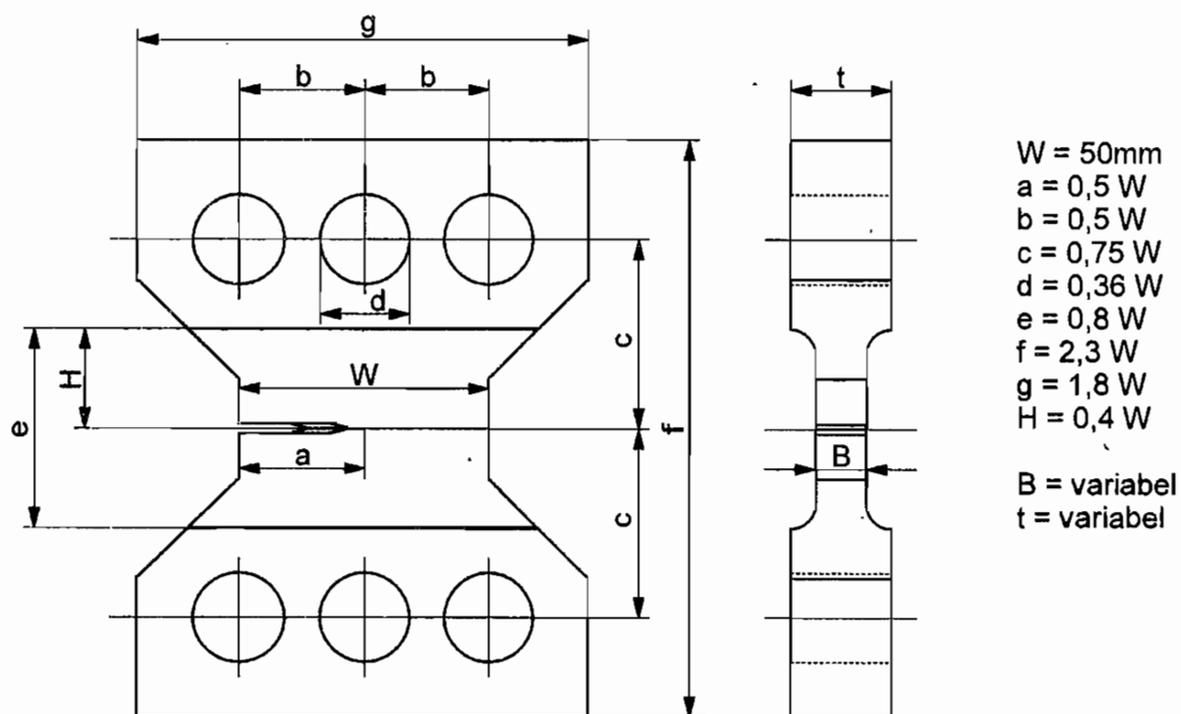


Bild 10.4: Geometrie der Probe ST mit Bemaßung

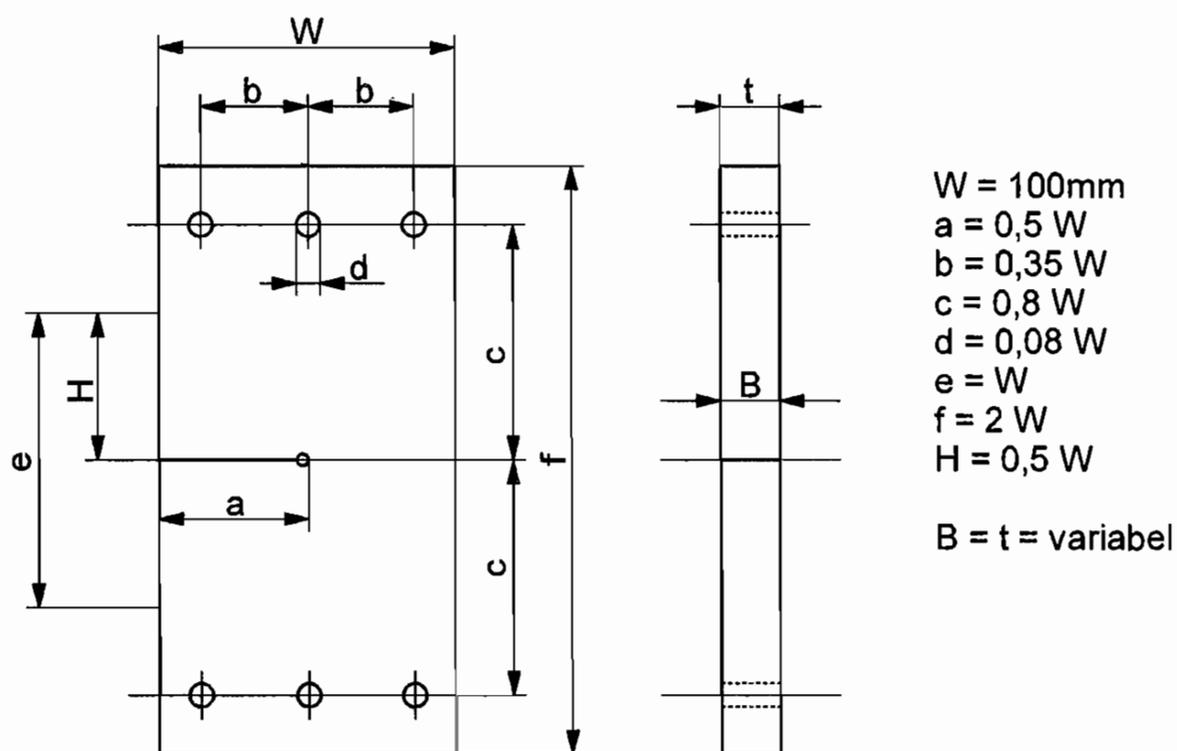


Bild 10.5: Geometrie der Probe K1 mit Bemaßung

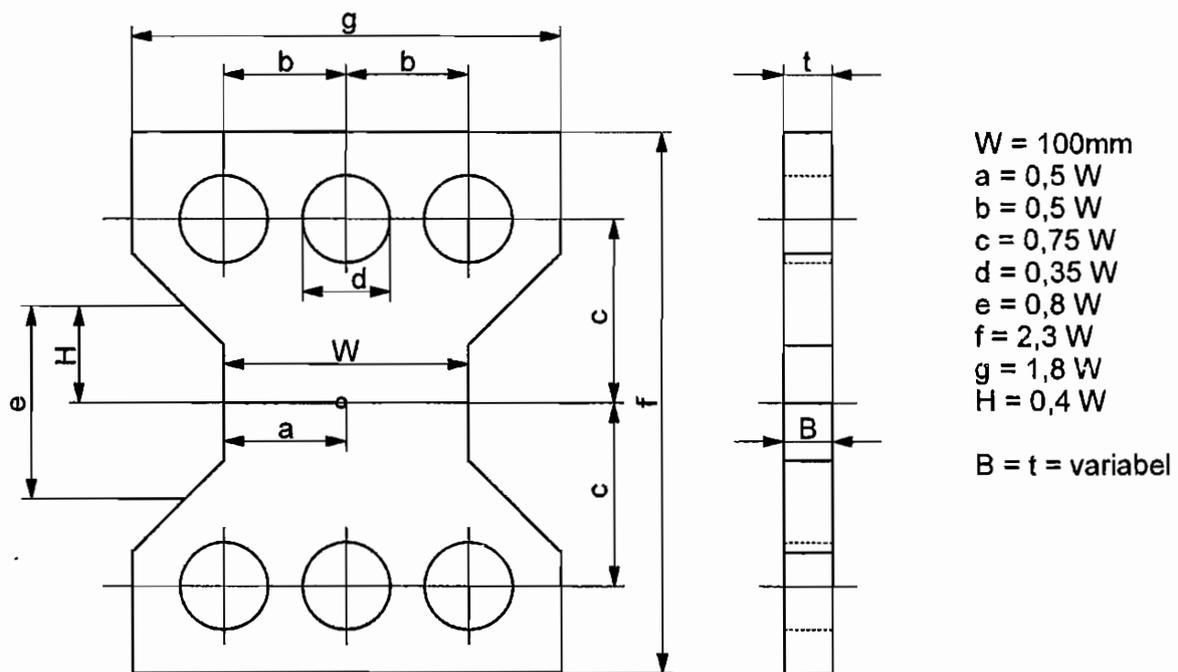


Bild 10.6: Geometrie der Probe K2 mit Bemaßung

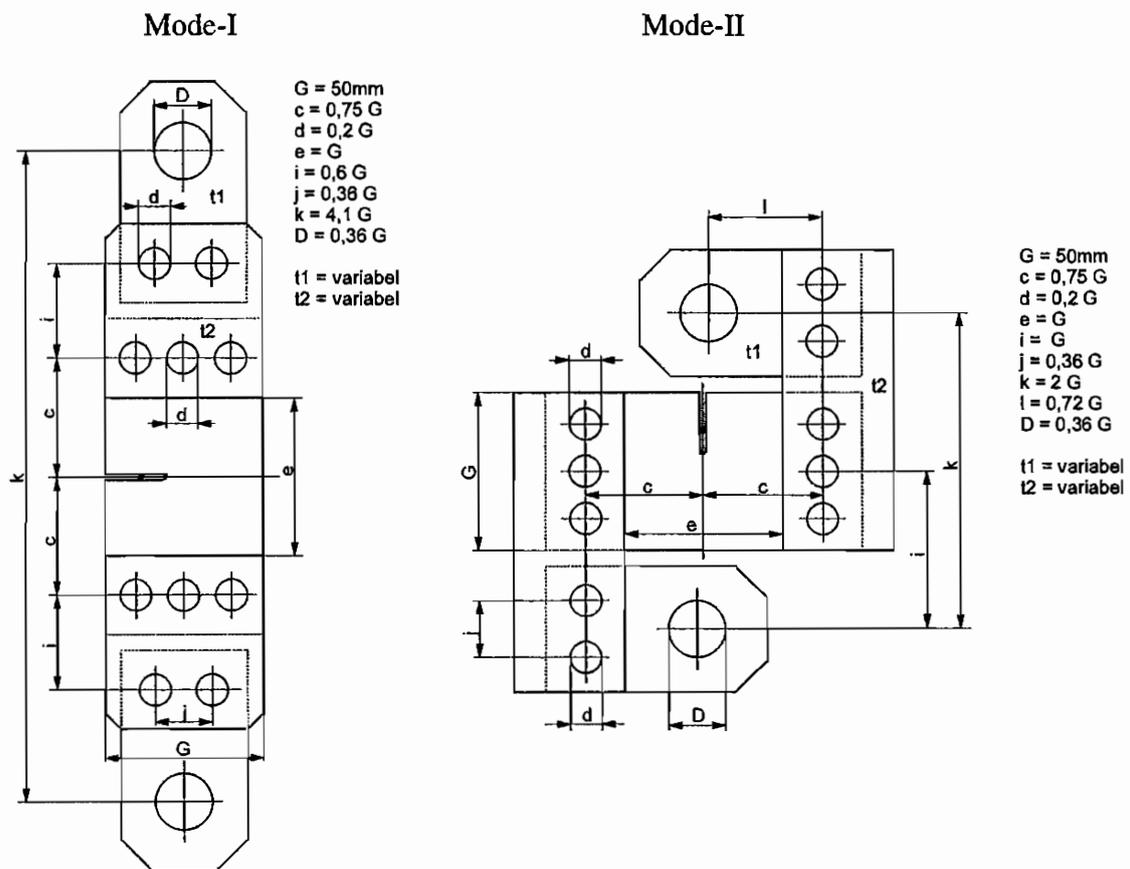
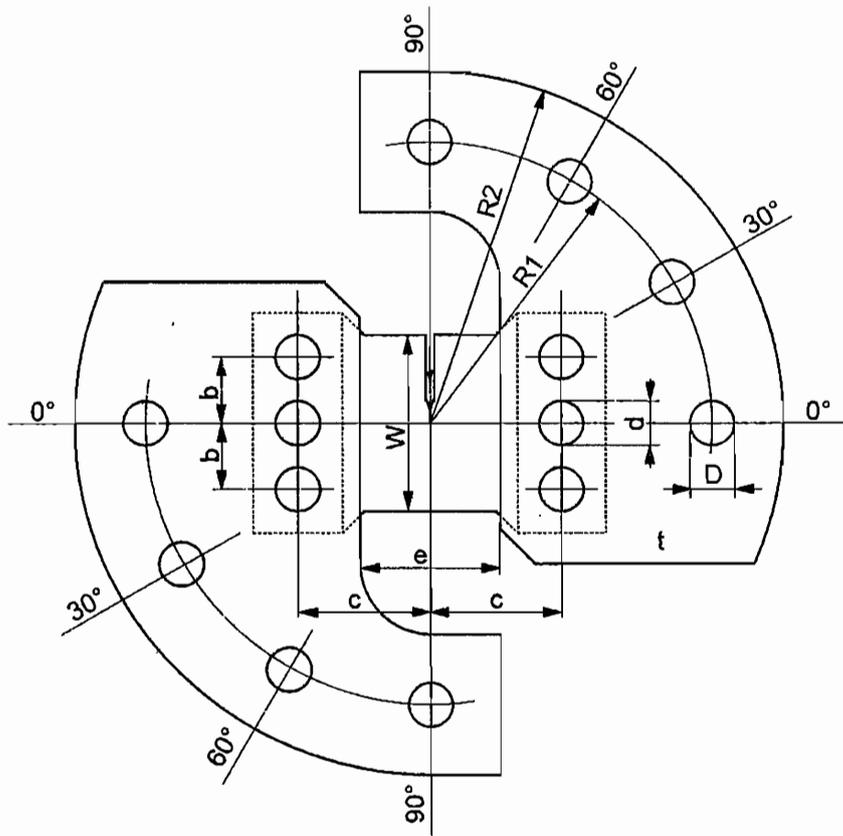
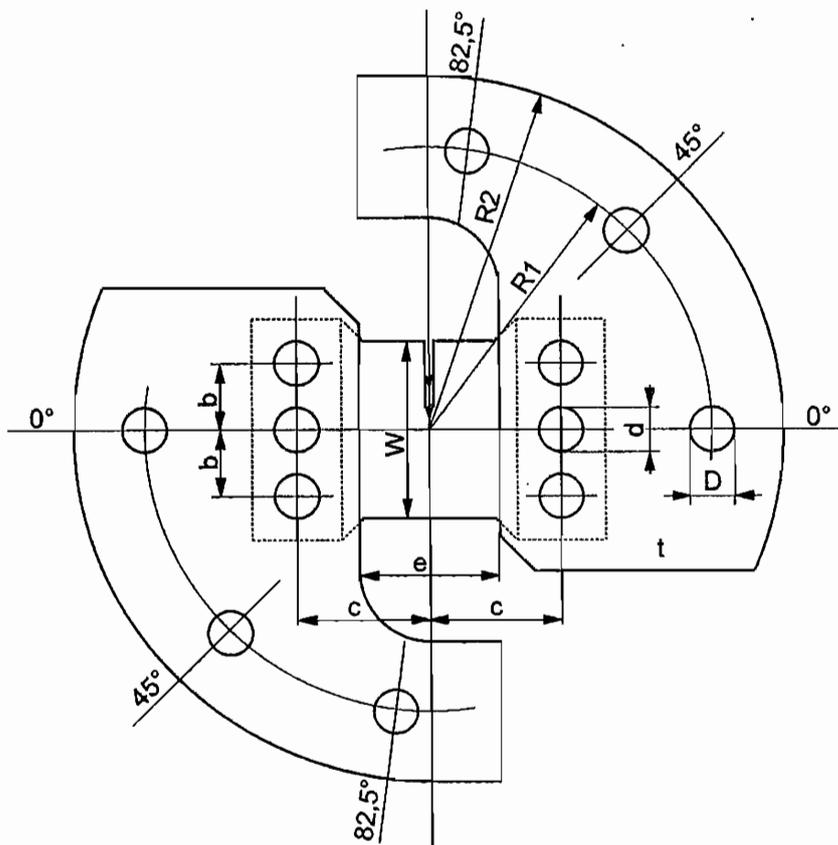


Bild 10.7: Geometrie der Probenhalterung zur Belastung der Proben A und B mit Bemaßung



$W = 100\text{mm}$
 $b = 0,38 W$
 $c = 0,75 W$
 $d = 0,25 W$
 $e = 0,8 W$
 $D = 0,25 W$
 $R1 = 1,6 W$
 $R2 = 2 W$
 $t = \text{variabel}$



$W = 100\text{mm}$
 $b = 0,38 W$
 $c = 0,75 W$
 $d = 0,25 W$
 $e = 0,8 W$
 $D = 0,25 W$
 $R1 = 1,6 W$
 $R2 = 2 W$
 $t = \text{variabel}$

Bild 10.8: Geometrie der Probenhalterung zur Belastung der Proben G mit Bemaßung

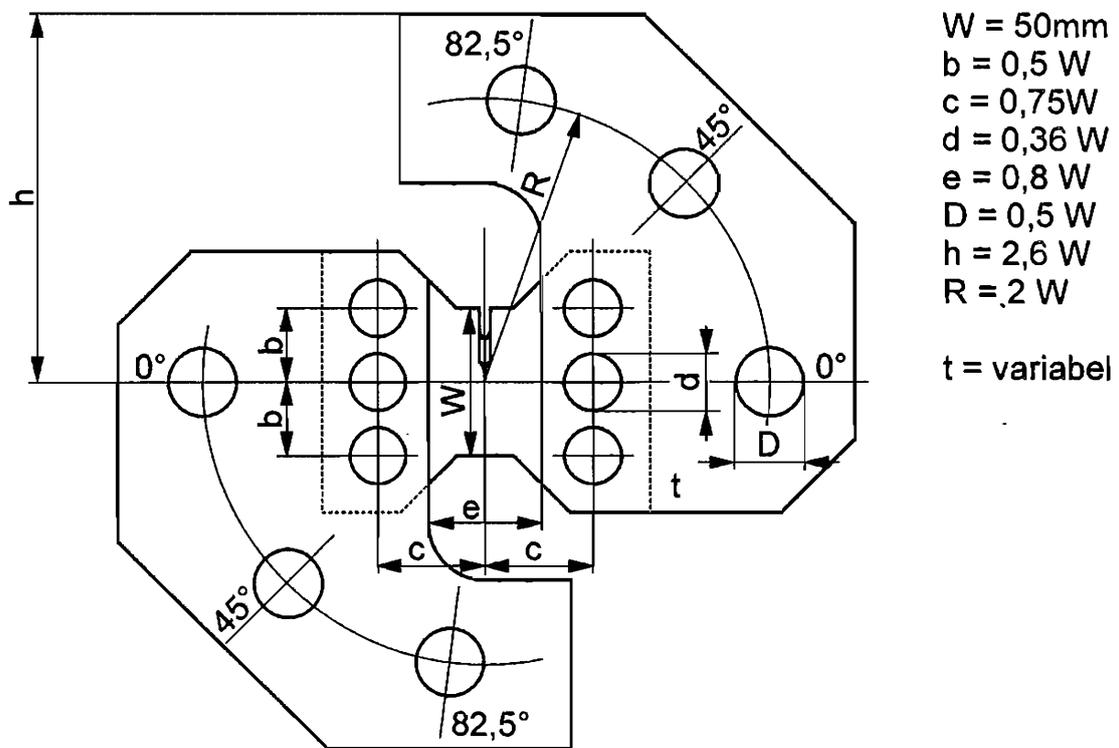
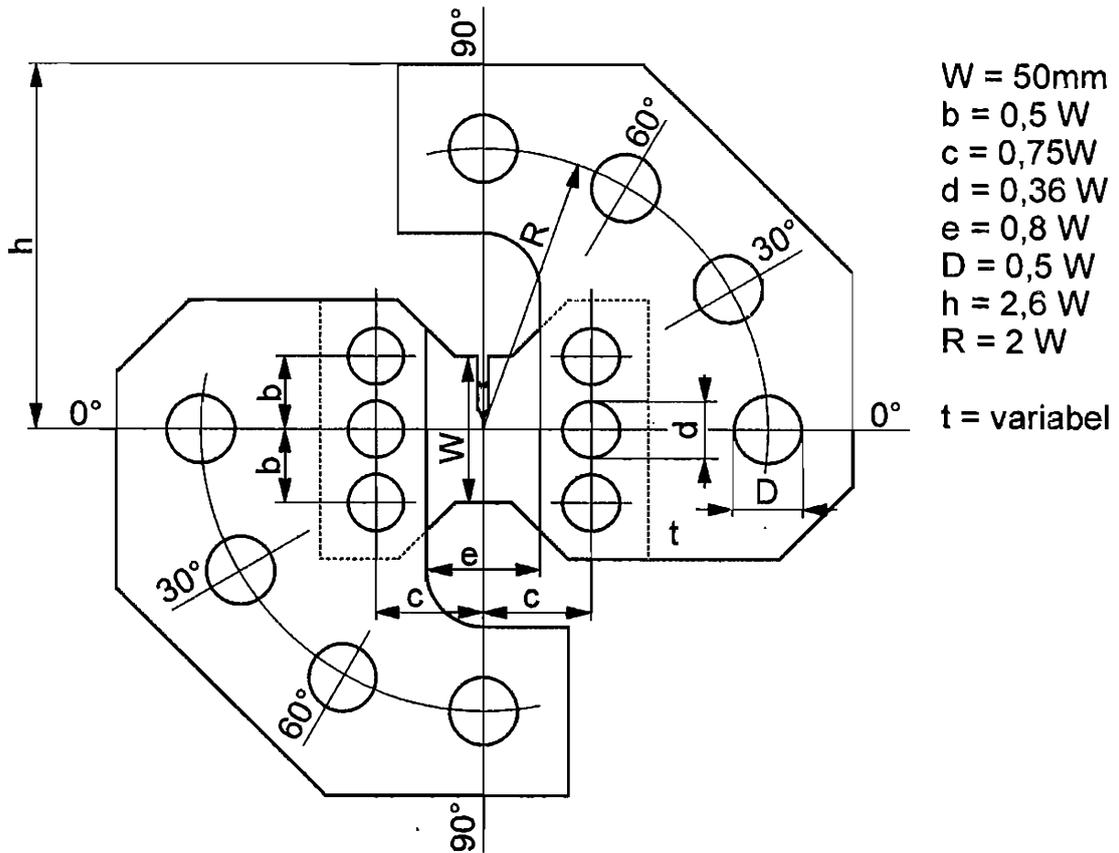


Bild 10.9: Geometrie der Probenhalterung zur Belastung der Proben ST mit Bemaßung

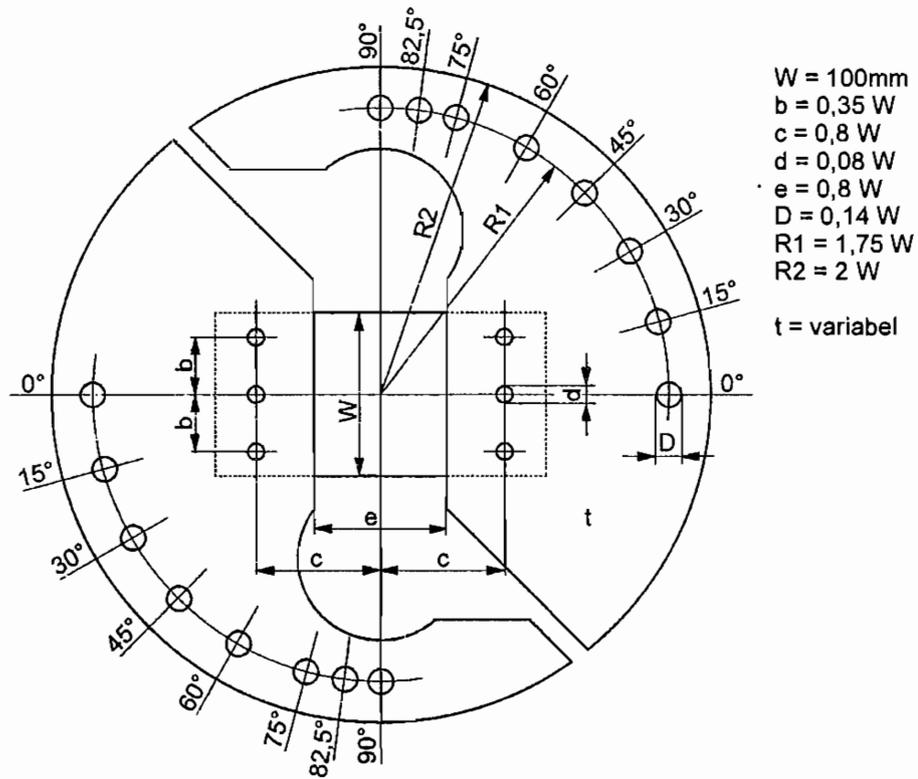


Bild 10.10: Geometrie der Probenhalterung zur Belastung der Proben K1 mit Bemaßung

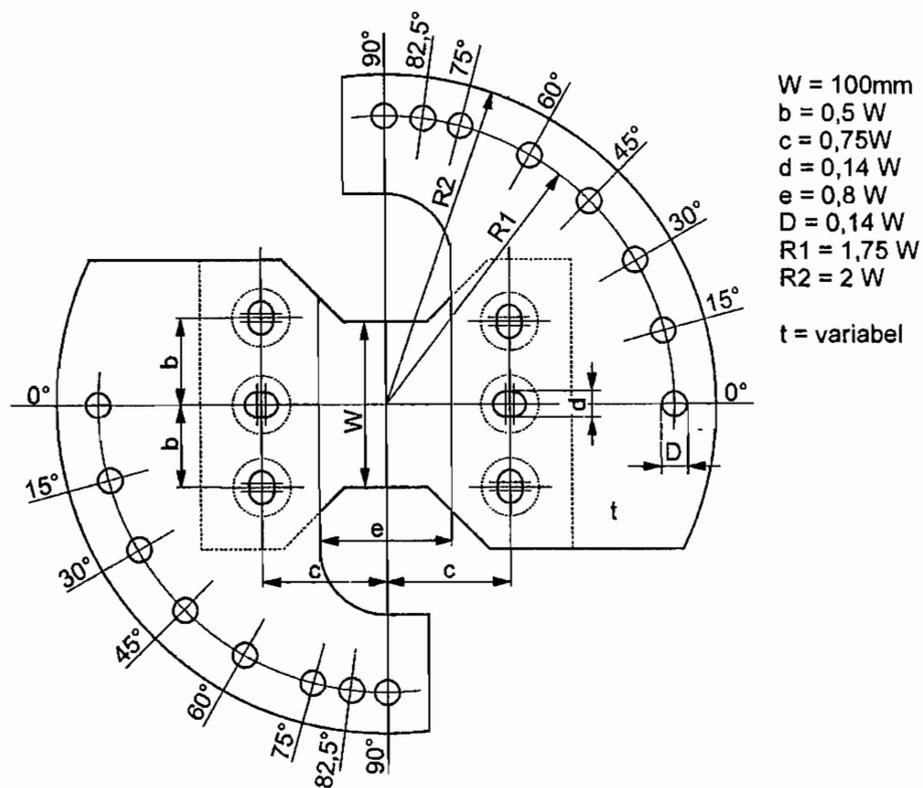


Bild 10.11: Geometrie der Probenhalterung zur Belastung der Proben K2 mit Bemaßung

10.2 FEM-Berechnung plastischer Zonen unter Berücksichtigung der Glieder höherer Ordnung und Sichtbarmachung plastischer Zonen

Die numerische Bestimmung der plastischen Zonen erfolgt ebenso wie die Berechnung des Zusammenhanges zwischen eingeleiteter Kraft und resultierenden Spannungsintensitätsfaktoren mit der Finite-Elemente-Methode (FEM). Die aufgestellten Hypothesen für die Mindestprobenbedingungen eines gültigen K_{IIc} -Tests (Gl. (5.4-5.5)) wurden aus Abschätzungen der Größe der plastischen Zonen um Rißspitzen abgeleitet, die nur den ersten Term der Rißspitzenspannungsgleichungen (Gl. (2.10-2.12)) berücksichtigen. Deren Gültigkeit beschränkt sich zunächst nur auf das absolute Rißspitzennahfeld und setzt Proben mit Berandungen im Unendlichen voraus. Bei Proben mit endlichen Abmessungen können die Glieder höherer Ordnung der Rißspitzenspannungsverteilung in praktisch relevanten Entfernungen von der Rißspitze einen signifikanten Einfluß haben und somit Gestalt und Größe der plastischen Rißspitzenzonen beeinflussen. Dieses Verhalten wird anhand systematischer FE-Rechnungen analysiert. Im Anschluß werden die Methoden vorgestellt, die zur Sichtbarmachung plastischer Zonen zum Einsatz kamen.

10.2.1 FEM-Analyse der plastischen Zonen

Die Bestimmung der tatsächlichen plastischen Zonen erfolgte mit dem FEM-Programm ABAQUS [49]. Damit wurden die im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Proben (s. Kap. 6 u. Anhang 10.1), die für die Bruchzähigkeitsuntersuchungen zur Verifizierung der aufgestellten Hypothesen (Gl. (5.4-5.5)) zum Einsatz kamen, modelliert und ihr Beanspruchungsverhalten analysiert. Die numerische Analyse der plastischen Zonen berücksichtigt prinzipbedingt den Einfluß der höheren Glieder der Spannungsverteilung um die Rißspitze. Die Berechnungen der plastischen Zonen erfolgte für linear-elastisches Werkstoffverhalten unter Berücksichtigung der Fließbedingungen nach von Mises und nach Tresca (s.a. [80] u. [90]). Es wurden sowohl Mode-II- als auch Mode-I-Belastungszustände untersucht.

In Bild 10.12 sind die Ergebnisse für die Analyse der Probenform A exemplarisch dargestellt. Es zeigt die Form und die Größe der plastischen Zonen auf Basis des Von-Mises-Fließkriteriums für Mode-I- und Mode-II-Belastung unter ebenen Spannungs- (ESZ) und ebenen Dehnungsbedingungen (EDZ). Die numerierten Linien repräsentieren unterschiedliche Vergleichsspannungswerte σ_v , die in diesem Fall mit 495 MPa die Fließspannung der verwendeten Aluminiumlegierung 7075 widerspiegeln. Die Berechnungen erfolgten aus Gründen der Vergleichbarkeit für konstante Spannungsintensitätsfaktorwerte von $K_I = K_{II} = 31 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$. Das Verhältnis von Rißlänge a zu Probenweite W betrug $a/W = 0,5$. Die Verwendung der Werkzeugstahldaten liefert identische Ergebnisse, da sich ein

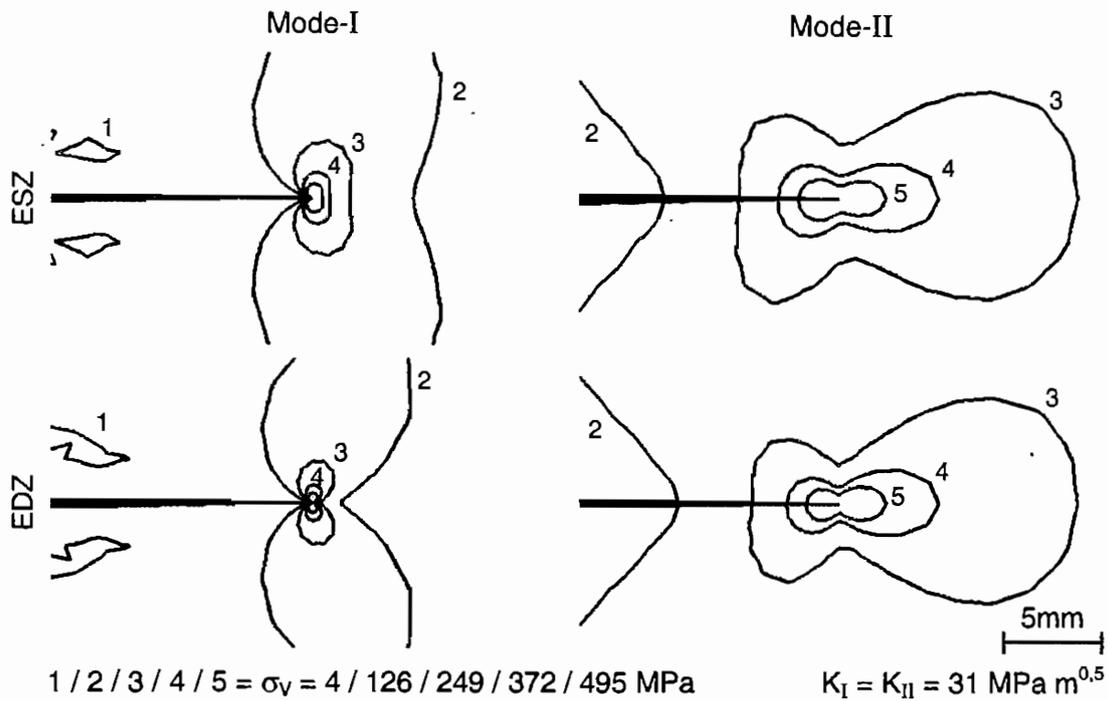


Bild 10.12: Plastische Rißspitzenzonen aus FE-Analyse für Probenform A

Ähnliches Verhältnis von Spannungsintensitätsfaktor zu Fließspannung ergibt und sich folglich die gleichen plastischen Zonen einstellen. Um den Vergleich mit den plastischen Zonen zu erleichtern, die den Hypothesen (Gl. (5.4-5.5)) zugrundeliegen, sind die bereits in den Bildern 2.4 und 2.5 gezeigten Rißspitzenzonen nochmals in Bild 10.13 zusammengefaßt.

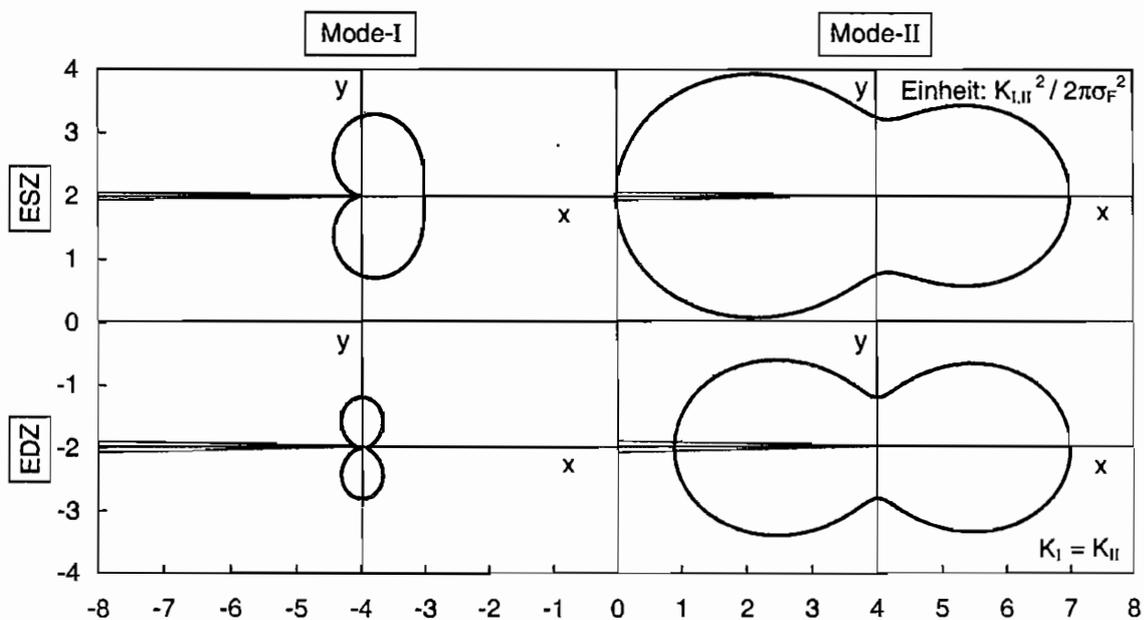


Bild 10.13: Plastische Rißspitzenzonen aus Spannungsnahfeldanalyse für Mode-I und Mode-II

Prinzipiell zeigt sich bei Betrachtung der Bilder 10.12 und 10.13 ein ähnliches Verhalten. Zum einen sind die plastischen Zonen unter Mode-II-Belastung größer als unter Mode-I-Belastung, zum anderen sind jedoch bei Mode-II die Differenzen in der Größe der plastischen Zonen unter den Bedingungen ebener Spannung (ESZ) und ebener Dehnung (EDZ) beträchtlich kleiner als bei Mode-I. Eine detaillierte Betrachtung offenbart allerdings den Einfluß der höheren Terme in Bild 10.12. Die geometrischen Formen der Rißspitzenzonen bei den modellierten Laborproben (Bild 10.12) unterscheiden sich von denen der Spannungsnahfeldbetrachtung (Bild 10.13). Das gilt sowohl für die plastischen Zonen unter Mode-I- als auch unter Mode-II-Belastung, jedoch primär für die Bereiche, in denen sich die Terme höherer Ordnung auswirken. Die Deformationen der plastischen Zonen unter Mode-I-Belastung werden in erster Linie durch den Einfluß des konstanten Termes der Spannungsverteilung hervorgerufen. Dieser Einfluß, der in Ligamentrichtung wirkenden Spannung σ_{0x} , wurde bereits in diversen Untersuchungen - insbesondere mit Hilfe der spannungsoptischen Methode - nachgewiesen (wenn auch zum Teil unter anderem Gesichtspunkt) (s. z.B. [86, 87, 42]) und führte zu der bereits angesprochenen Berücksichtigung als T-Spannung, die der Spannung σ_{0x} entspricht (s. Kap. 2). Detaillierte Untersuchungen der Mode-II-Belastungsbedingungen (s.a. [29]) zeigen, daß die Unterschiede im Vergleich zur Nahfeldlösung nicht durch die konstante Spannung σ_{0x} bestimmt werden, sondern durch den dritten und vierten Term, d.h. dem \sqrt{r} - und dem r -Term der Rißspitzenspannungsverteilung. Der \sqrt{r} -Term (b_3 in Gl. (2.10-2.12)) bewirkt eine Größenänderung der plastischen Zone in der Rißebeine. Während der Bereich auf der Ligamentseite deutlich gestreckt wird, staucht sich der rißseitige Teil zur Rißspitze hin. Der r -Term (b_4 in Gl. (2.10-2.12)) ruft eine Veränderung der plastischen Zone senkrecht zum Riß hervor. Er bewirkt primär eine Vergrößerung an den Enden der Rißspitzenzonen. Die Kombination der beiden Terme höherer Ordnung führt zu den Deformationen der plastischen Zonen unter Mode-II-Belastung.

Den zuvor beschriebenen Einfluß des \sqrt{r} - und des r -Terms (b_3 und b_4) verdeutlichen die Bilder 10.14 und 10.15 ein weiteres Mal. Während Bild 10.14 die numerisch berechneten Rißspitzenzonen für zwei Vergleichsspannungswerte σ_v unter Mode-II-Belastung bei ebenem Spannungszustand (ESZ) entsprechend Bild 10.12 zeigt, sind in Bild 10.15 die plastischen Zonen über die Beziehung (2.18) unter Berücksichtigung der Spannungsverteilung (2.10-2.12) inklusive des \sqrt{r} - und des r -Termes nachgebildet worden. Ein Vergleich zeigt die tatsächliche Übereinstimmung und damit den Effekt der höheren Glieder bei Mode-II-Belastung. Auf diese Weise wird auch deutlich, daß der zweite Term der Spannungsverteilung, die konstante Spannung σ_{0x} , sich unter Mode-II-Belastung kaum bzw. nur marginal auswirkt. Darin liegt auch die Begründung, daß z.B. Dalle Donne [53] sowie Hallbäck und Jönsson [88] in ihren Untersuchungen keinen Einfluß der T-Spannung bei

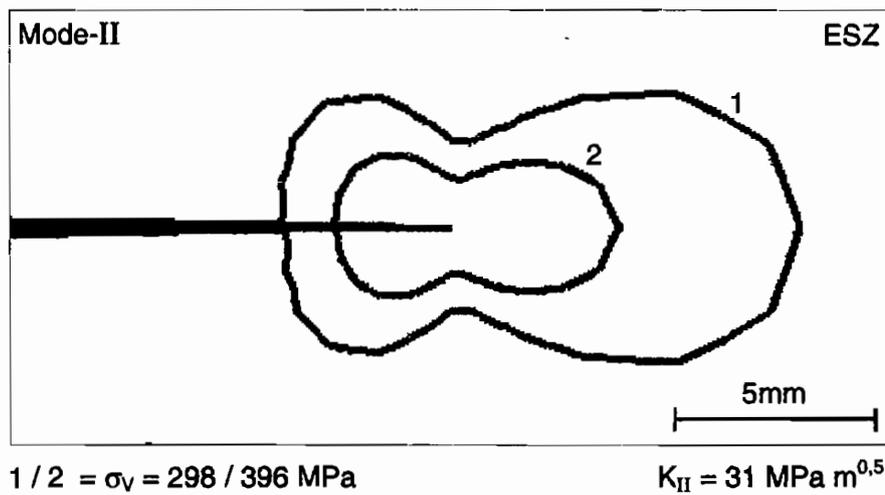


Bild 10.14: Plastische Rißspitzenzonen aus FE-Analyse für Probenform A, Mode-II (ESZ)

Mode-II-Beanspruchung nachweisen konnten. Der prinzipielle Einfluß der Glieder höherer Ordnung speziell unter Mode-II-Belastung wurde detailliert untersucht [29].

Der unterschiedliche Einfluß der Randbedingungen auf die Ausbildung der plastischen Zonen um die Rißspitze ist anschaulich mit Bild 10.16 verdeutlicht. Es zeigt exemplarisch die numerisch berechneten Rißspitzenzonen unter Mode-II-Belastung ($K_{II} = 31 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) bei ebenem Spannungszustand (ESZ) für unterschiedliche Rilngenverhltnisse a/W an

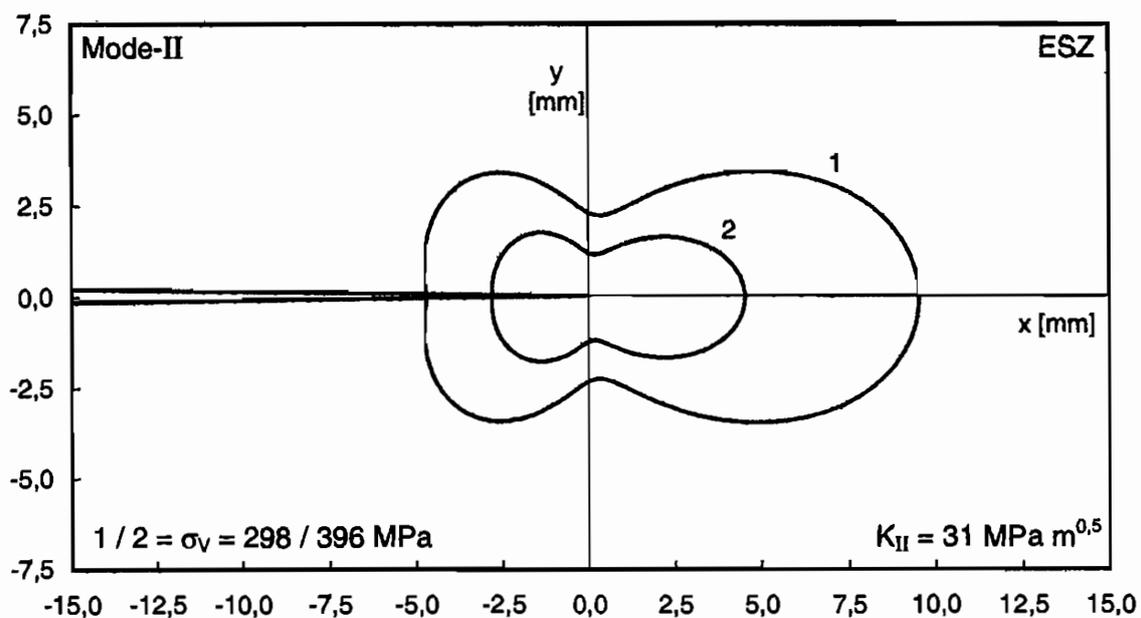


Bild 10.15: Plastische Rißspitzenzonen aus Spannungsfeldanalyse unter Bertcksichtigung Glieder höherer Ordnung (\sqrt{r} - und r -Term), Mode-II (ESZ)

Probenform A. Wie in den Abbildungen zuvor sind die plastischen Zonen auf der Basis des Von-Mises-Fließkriteriums bestimmt worden. Die numerierten Linien repräsentieren

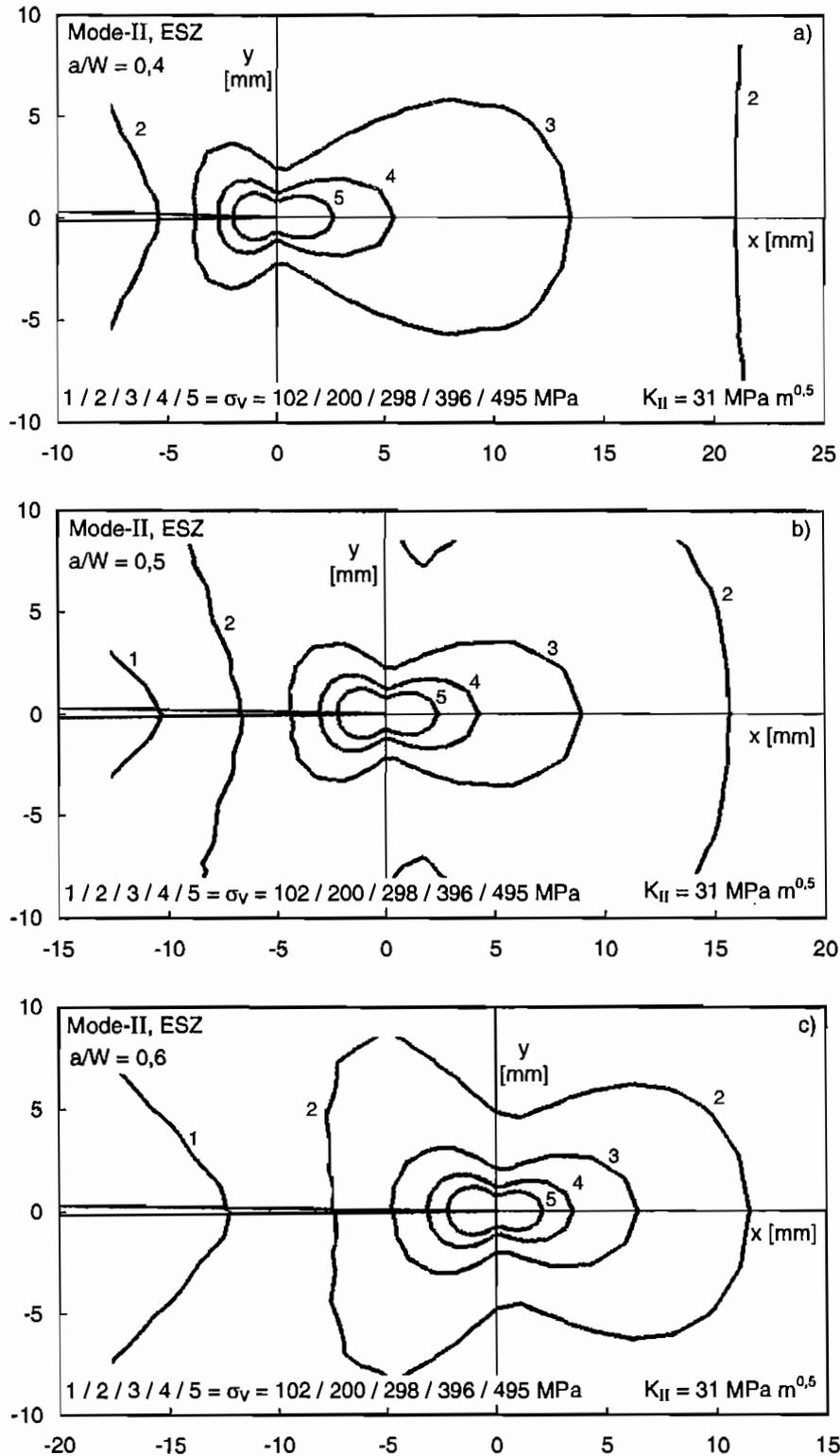


Bild 10.16: Einfluß höherer Terme auf die plastischen Rißspitzenzonen bei unterschiedlichen Anriverhltnissen a/W , Mode-II (ESZ), a) $a/W=0,4$ b) $a/W=0,5$ c) $a/W=0,6$

wiederum verschiedene Vergleichsspannungswerte σ_v , die mit 495 MPa der Fließspannung der verwendeten Aluminiumlegierung 7075 entsprachen. Bei Verwendung der Werkzeugstahlwerte gilt entsprechend das zuvor Gesagte. Die Betrachtung der unterschiedlichen Rißlängenverhältnisse zeigt, daß sich bei der kurzen Rißlänge ($a/W = 0,4$) der Einfluß der höheren Terme b_3 und b_4 am stärksten bemerkbar macht, während der Effekt hin zu größeren Rißlängen abnimmt. Dieses Verhalten ist verständlich, da sich die höheren Terme aufgrund der Nähe zur Probenberandung stärker auswirken müssen. Bei dem Verhältnis von $a/W = 0,6$ zeigt sich, daß selbst die Linien 3 und 4 noch annähernd mit der Nahfeldlösung aus Bild 10.13 übereinstimmen. Qualitativ identische Aussagen lassen sich bei ebenen Dehnungsbedingungen (EDZ) und für Mode-I-Belastungen treffen, wobei unter Zugbelastung der unterschiedliche Einfluß der höheren Glieder σ_{0x} , a_3 und a_4 zu beobachten ist.

Die Einflüsse der höheren Terme der Spannungsverteilung machen sich bei exakter Analyse erst in einem gewissen Abstand von der Rißspitze bemerkbar. Die inneren Rißspitzenzonen in Bild 10.12, die den Übergang von elastischem zu plastischem Verhalten charakterisieren (Linien 5 = $\sigma_v = 495$ MPa), stimmen in ihrer geometrischen Form mit den plastischen Zonen aus der Nahfeldlösung in Bild 10.13 überein und unterliegen damit nicht den Auswirkungen des Fernfeldes. Da das prinzipielle Aussehen der plastischen Zonen im Nahbereich um die Rißspitze bei Proben mit Berandungen im unendlichen und im endlichen gleich ist, wird

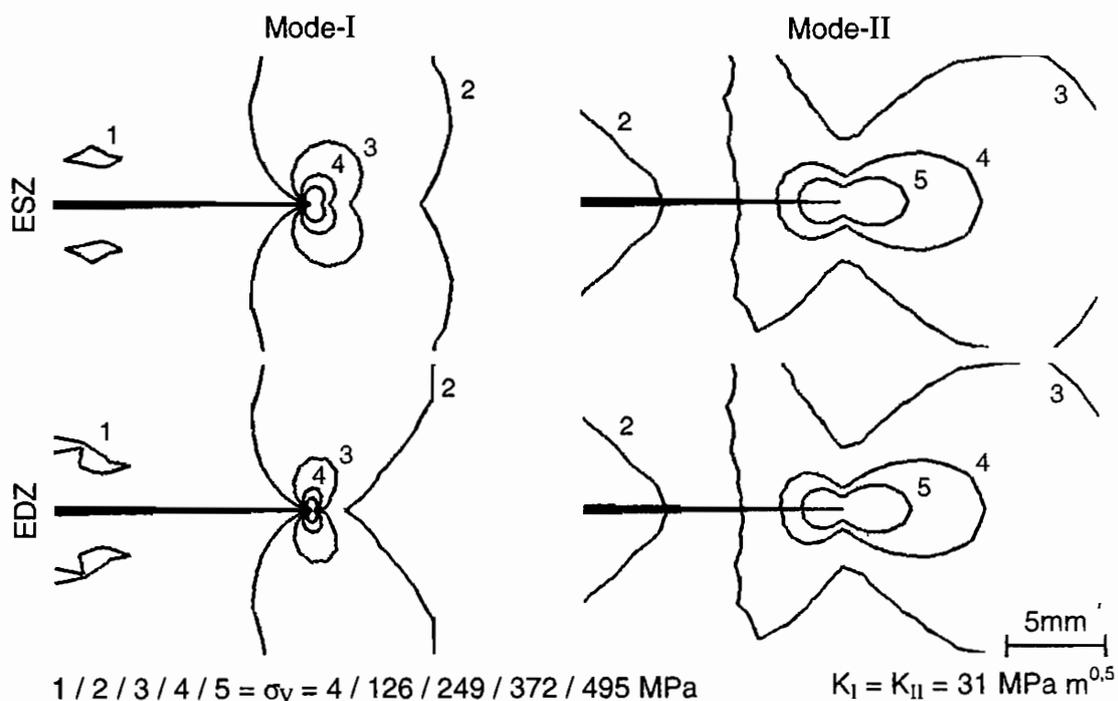


Bild 10.17: Plastische Rißspitzenzonen aus FE-Analyse nach Tresca für Probenform A

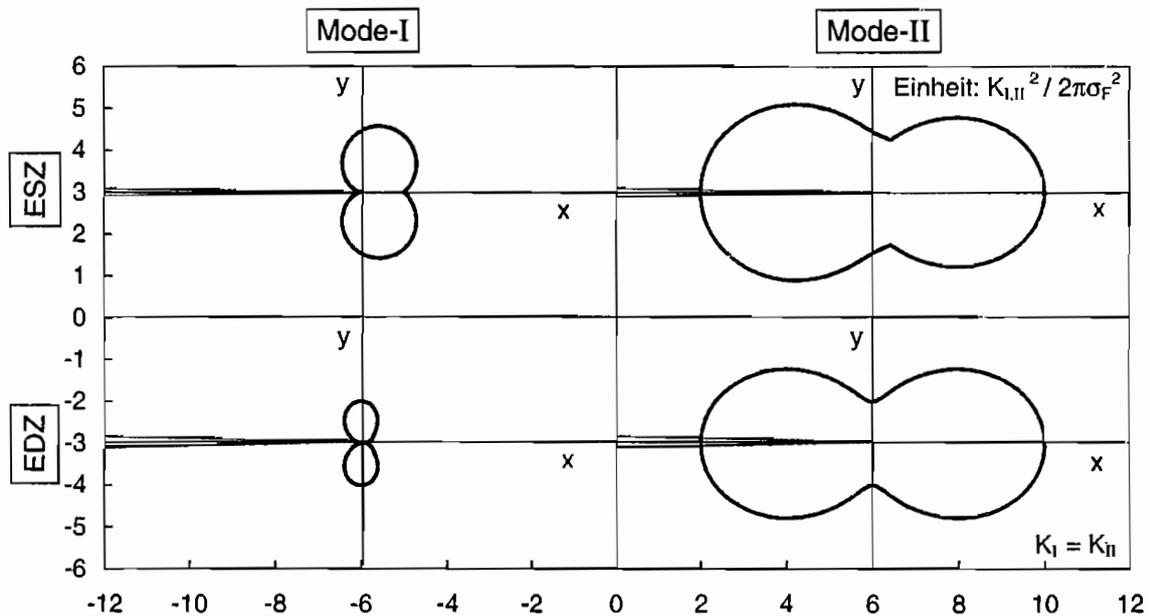


Bild 10.18: Plastische Rißspitzenzonen aus der Nahfeldanalyse nach Tresca für Mode-I und Mode-II

davon ausgegangen, daß die aufgestellten Hypothesen (Gl. (5.4-5.5)) gültige Approximationen für Laborproben mit endlichen Abmessungen darstellen.

Qualitativ die gleichen Ergebnisse wie die Analyse auf Basis des Fließkriteriums nach von Mises liefern die Berechnungen unter Berücksichtigung der Fließbedingungen nach Tresca. In den Bildern 10.17 und 10.18 sind die Ergebnisse der FE-Berechnung und der analytischen Nahfeldlösung gegenübergestellt. Die numerische Berechnung (Bild 10.17) zeigt die plastischen Rißspitzenzonen, die unter Verwendung von Probenform A bestimmt wurden. Spannungsintensitätsfaktorwerte K_I , K_{II} und Vergleichsspannungswerte σ_v entsprachen den Werten bei der Analyse nach von Mises (Bild 10.12). Der Vergleich der beiden Abbildungen zeigt dasselbe Verhalten wie bei der Betrachtung der plastischen Zonen um die Rißspitze nach von Mises.

Neben der Berechnung plastischer Zonen auf der Basis eines linear-elastischen Werkstoffverhaltens wurden ebenfalls elastisch-plastische Rechnungen durchgeführt [80]. Die Relativverhältnisse der plastischen Zonen entsprechen den linear-elastischen Berechnungen und die Form der plastischen Zonen stimmt prinzipiell mit den Ergebnissen überein, die bereits von anderen Autoren ermittelt wurden [91-92]. Berechnungen von Prendes et al. [93] für die verwendeten realen Probendimensionen bestätigen die Geometrie der plastischen Zonen. Das Aussehen der elastisch-plastisch berechneten plastischen Zonen stimmt

tendenziell mit den geometrischen Formen überein, die bei der Analyse des Einflusses der Glieder höherer Ordnung beobachtet wurden. Unter Mode-I-Belastung kommt es zu einer Neigung der plastischen Zonen in Ligamentrichtung, während unter Mode-II-Beanspruchung eine Streckung in Ligamentrichtung und eine Stauchung auf der Rißseite zu beobachten ist.

10.2.2 Sichtbarmachung plastischer Zonen

Einige Proben wurden bis zu einem definierten Spannungsintensitätsfaktor belastet und anschließend entlastet. Danach erfolgte die Visualisierung der plastischen Rißspitzenzonen mittels einer difusen Beleuchtung der Probenoberflächen. Bild 10.19 zeigt das Beispiel von Aluminiumproben der Form A, von denen eine unter Mode-I- und die andere unter Mode-II-Beanspruchung getestet wurde. Die Belastung der Proben erfolgte jeweils bis zum gleichen Wert des Spannungsintensitätsfaktors ($K_I = K_{II} = 22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$). Während der Lastaufbringung wurde darauf geachtet, daß beide Kraft-Rißöffnungs- bzw. Kraft-Rißverschiebungsschriebe den Bereich linear-elastischen Verhaltens nicht überschritten. Die charakteristischen plastischen Zonen, die an den Oberflächen der Proben durch entsprechende Beleuchtung sichtbar gemacht wurden, stimmen qualitativ mit den elastisch-plastischen Analysen überein. Die plastische Zone unter Mode-I-Belastung weist allerdings eine Form auf, die eher für den EDZ zutrifft, obwohl sich der Spannungszustand an der Probenoberfläche im allgemeinen treffender mit dem ESZ charakterisieren läßt. Dennoch

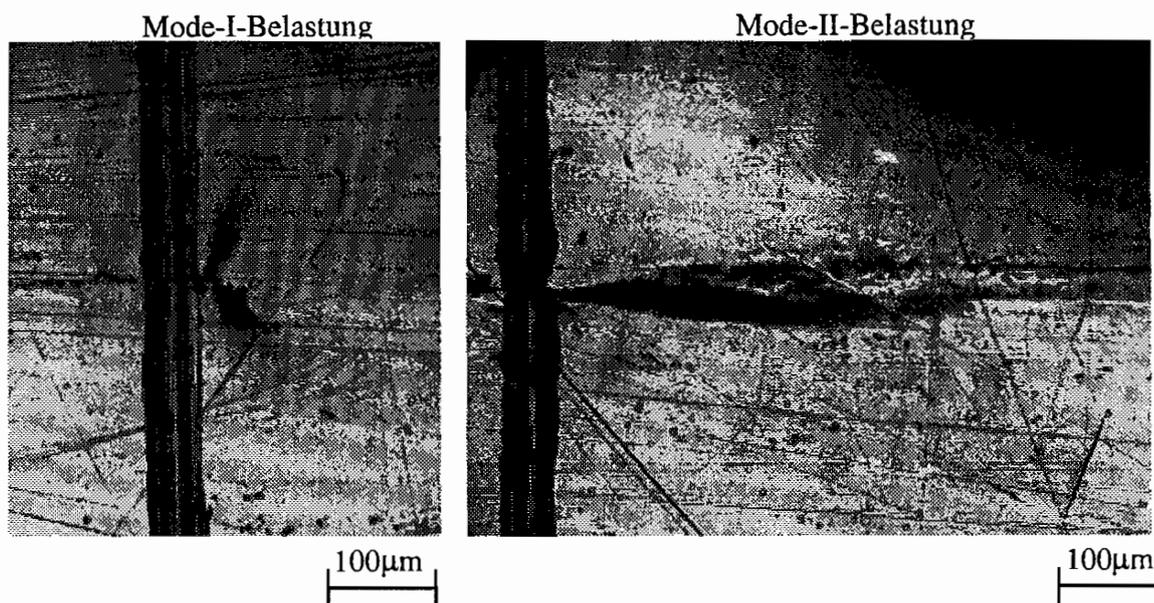


Bild 10.19: Plastisch deformierte Zonen an Proben aus der Aluminiumlegierung 7075 unter Mode-I- und unter Mode-II-Belastung ($K_I = K_{II} = 22 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$)

entspricht das Aussehen den Ergebnissen von Broek [5] an einer Al-Cu-Mg-Legierung und Dalle Donne [53] an der Aluminiumlegierung 2024-T3, die ebenfalls unter Zugbeanspruchung an den Oberflächen der getesteten Proben erzielt wurden. Bei reiner Scherbelastung bleibt die Verformung auf einen koplanar zum Riß verlaufenden Streifen begrenzt. Dieses Verhalten deckt sich mit den Beobachtungen von Dalle Donne [53] an der Aluminiumlegierung 2024-T3. Ein Vergleich der beiden Deformationsgebiete bestätigt die bereits getroffenen Aussagen (vgl. Kap. 5.1), daß unter gleichen Belastungsbedingungen ($K_I = K_{II}$) die plastische Zone unter Mode-II-Belastung deutlich größer ist als die entsprechende plastische Zone unter Mode-I-Belastung. Damit bestätigen die Untersuchungen die Richtigkeit der Grundlagen zu den in Kapitel 5.2 aufgestellten Hypothesen.

Neben der qualitativen Sichtbarmachung der plastischen Zonen an den Probenoberflächen wurde der Versuch unternommen, die plastisch deformierten Gebiete mit Hilfe einer Ätztechnik visuell darzustellen. Die metallographischen Untersuchungen^{10.1} an Proben der Aluminiumlegierung 7075 lieferten jedoch keine befriedigenden Ergebnisse. Bei der Sichtbarmachung plastisch verformter Zonen fand eine Methode Anwendung, bei der sich gleichmäßige geometrische Ätzfiguren bilden. Plastisch deformierte Bereiche lassen sich damit identifizieren. Die Ergebnisse der durchgeführten metallographischen Untersuchungen zeigen allerdings, daß die ermittelten Deformationsbereiche eher primären Verformungserscheinungen während des Riermdungsprozesses entsprechen als sekundären Deformationen bei der anschließenden Zug- bzw. Scherbeanspruchung. Die Ätzfiguren bilden sich im allgemeinen entlang des Ermüdungsanrisses, während an der Rißspitze keine Deformationsbereiche zu erkennen sind. Die Ergebnisse führen zu dem Schluß, daß sich diese spezielle Methode nicht für die Sichtbarmachung der plastischen Zonen um Rißspitzen eignet. Die prinzipielle Möglichkeit, plastische Zonen an Rißspitzen zu visualisieren, wurde für Proben unter Mode-I-Belastung u.a. von Hahn et al. [94-96] nachgewiesen. Sie verwendeten allerdings für ihre Untersuchungen eine andere Ätztechnik an einem dafür geeigneten Stahl.

^{10.1} Die metallographischen Untersuchungen wurden freundlicherweise vom Lehrstuhl für Metallkunde und Technologie der Technischen Universität Sofia, Bulgarien durchgeführt.

10.3 Spannungsoptische Untersuchungen zum Einfluß der Glieder höherer Ordnung und zur Absicherung der Analyse plastischer Zonen an Rißspitzen

Die Spannungsoptische Methode basiert auf der Sichtbarmachung von Hauptspannungsdifferenzen (s. Kap.3), die sich in Form von Isochromaten (Linien gleicher Hauptspannungsdifferenz) im Experiment analysieren lassen. Da es sich um ein Verfahren handelt, das Informationen über das Gesamtverhalten einer Struktur und somit auch über das Fernfeld um die Rißspitze liefert, besteht die Möglichkeit, die Einflüsse der höheren Glieder der Spannungsverteilung (2.10-2.12) zu untersuchen. Die Ermittlung der Größe und Form der plastischen Zonen basiert ebenfalls auf der Analyse der jeweils vorhandenen Hauptspannungsdifferenzen. Aufgrund dieser Tatsache ist es möglich, die Ergebnisse aus dem vorangegangenen Abschnitt (Kap.10.2) mit den durch spannungsoptische Untersuchungen gewonnenen Erkenntnissen zu vergleichen. Außerdem wird durch einen Größenvergleich von spannungsoptischen Isochromatenbildern bei Mode-I- und Mode-II-Belastung die Richtigkeit der Grundlagen zu der aufgestellten Hypothese in bezug auf die Probendimensionen in der Probenebene (Gl. (5.5)) untermauert (vgl. Kap. 5.2).

Bei der folgenden Analyse werden neben den Spannungsintensitätsfaktoren K_I und K_{II} (Nahfeldterme) die Einflüsse der höheren Glieder σ_{0x} , a_3 , a_4 , b_3 und b_4 (s. Gl. (2.10-2.13)) berücksichtigt. Der Effekt der \sqrt{r} - und r -Terme a_3 und a_4 wirkt sich auf die Mode-I-Belastung aus, während der Einfluß der \sqrt{r} - und r -Terme b_3 und b_4 sich - wie bereits im Abschnitt zuvor gezeigt - bei einer Mode-II-Beanspruchung bemerkbar macht. Die Wirkung der konstanten Spannung σ_{0x} tritt sowohl unter Mode-I- als auch unter Mode-II-Belastung auf, wobei ihr Effekt unter Zugbelastung deutlich größer ist.

Bei den experimentellen Untersuchungen kamen Proben der Form K1 und K2 (s. Kap. 10.1) zum Einsatz, die in Anlehnung an die Proben zur Untersuchung der Bruchzähigkeiten an der Aluminiumlegierung 7075 und dem Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 konzipiert wurden. Dabei entspricht Probenform K1 den Proben vom Typ A und Probenform K2 den Proben vom Typ B, G und ST. Als Probenwerkstoff wurde das Epoxidharz Araldit B verwendet, das sich durch seine sehr guten elastischen und optischen Eigenschaften auszeichnet. Araldit B ist hinsichtlich seines Einsatzes bei spannungsoptischen Untersuchungen umfassend analysiert worden und wird in der Literatur [38] als idealer Modellwerkstoff für spannungsoptische Versuche angegeben. Der Werkstoff zeigt eine gute Proportionalität zwischen den Spannungen bzw. Dehnungen und dem spannungsoptischen Effekt. Das eingesetzte Material hatte eine spannungsoptische Konstante von $S = 10,8 \text{ N/mm}$. Die Erfassung der Isochromatenverteilung in der Rißspitzenumgebung erfolgte in einem Zirkular-Polariskop mit monochromatischem Licht (Wellenlänge $\lambda = 589 \text{ nm}$) in Dunkelfeldanordnung (schema-

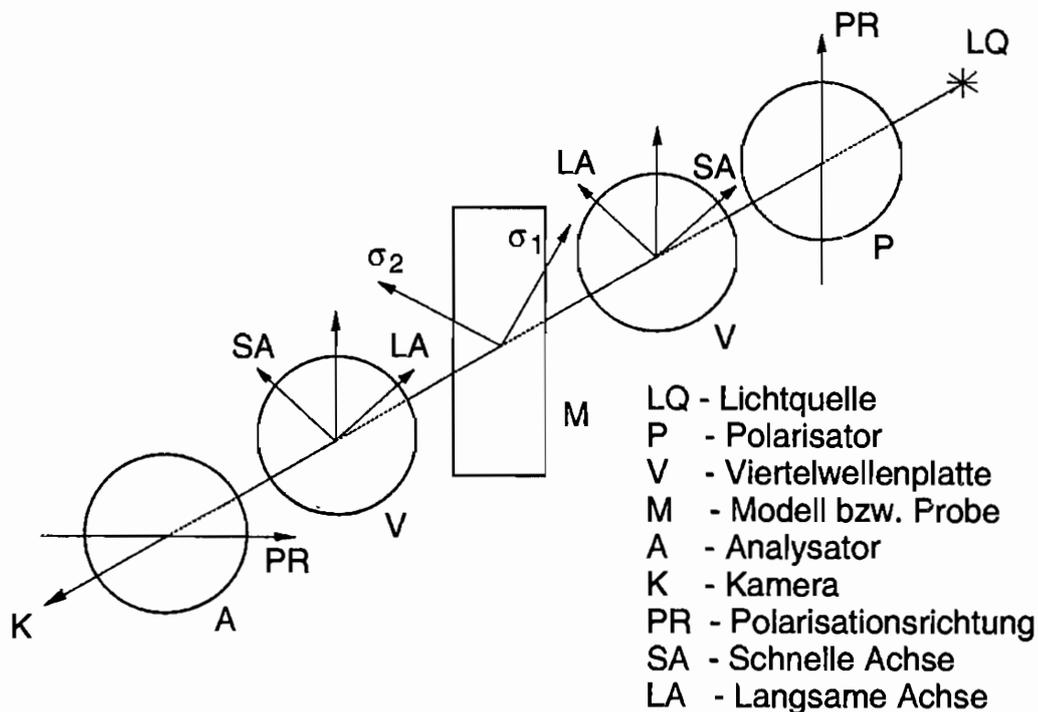


Bild 10.20: Spannungsoptischer Aufbau (schematisch), Zirkular-Polariscope in Dunkelfeldstellung

tischer Versuchsaufbau s. Bild 10.20). Um die erforderlichen Belastungen aufzubringen, stand eine servohydraulische Universalprüfmaschine zur Verfügung. Die Aufzeichnung der Isochromatenbilder wurde mit einer Kleinbildkamera durchgeführt.

10.3.1 Verhalten unter Mode-I-Belastung

In Kapitel 3 (Bild 3.3) wurde die Isochromatenverteilung an einer Reißspitze unter Mode-I-Belastung dargestellt, die sich aufgrund der Spannungsnahfeldgleichung (Gl. (2.3)) ergab. Die Isochromaten zeigen ein sowohl zur x - als auch zur y - Achse symmetrisches Verhalten. Bild 10.21 zeigt die experimentell bestimmten Isochromaten, die an einer Probe der Form K1 (Dicke $t=10\text{mm}$) unter Mode-I-Belastung ermittelt wurden. Die Probe besitzt anstatt eines scharfen Anrisses eine Bohrung von 1mm Durchmesser, um auf diese Weise höhere Belastungen aufbringen zu können und ein vorzeitiges Versagen zu verhindern. Diese Maßnahme hat allerdings keinen Einfluß auf die beobachtbaren Isochromaten, da das Spannungsfeld nur unwesentlich beeinflusst wird (s.a. [19, 89]). Die Isochromaten, die weiter von der Reißspitze entfernt sind (z.B. die Isochromaten der Ordnung $N = 2$ und 3), zeigen nur noch eine Symmetrie zur x - aber nicht mehr zur y -Achse. Diese Formänderung wird durch den Einfluß der Probenberandung hervorgerufen. Mit Hilfe der höheren Terme der Spannungsverteilung lassen sich die in Bild 10.21 gezeigten Auswirkungen nachbilden. In

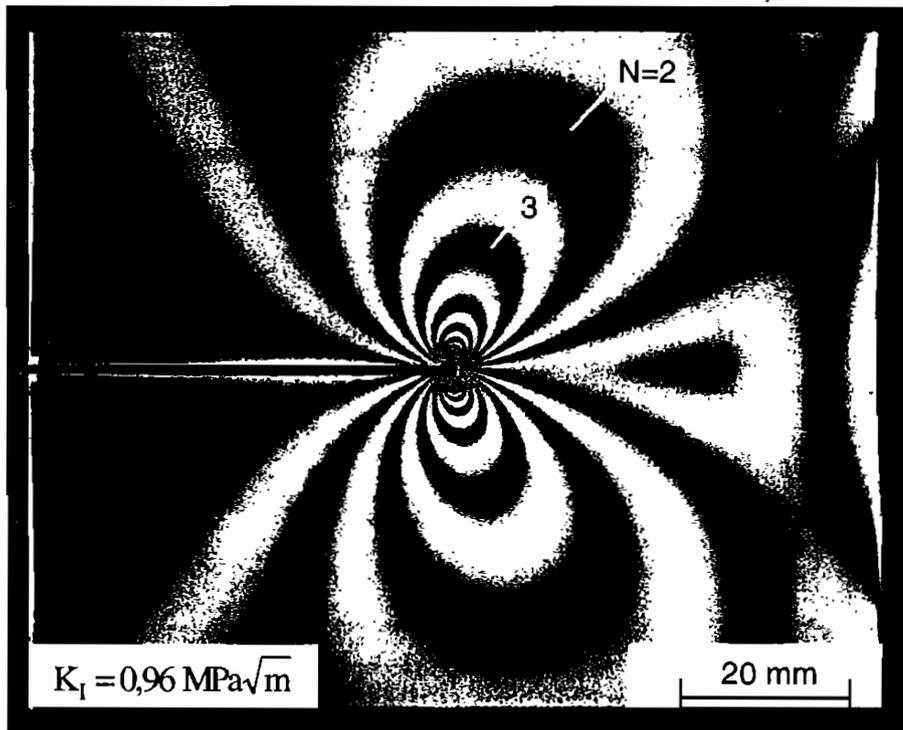


Bild 10.21: Isochromatenverteilung (experimentell) an einer Rißspitze unter Mode-I-Belastung (Araldit B, Probenform K1)

Bild 10.22 wurden dazu die Isochromaten der Ordnungen $N = 2$ bis 4 unter Berücksichtigung der höheren Glieder σ_{0x} , a_3 und a_4 generiert. Ein Vergleich der beiden Abbildungen zeigt, daß

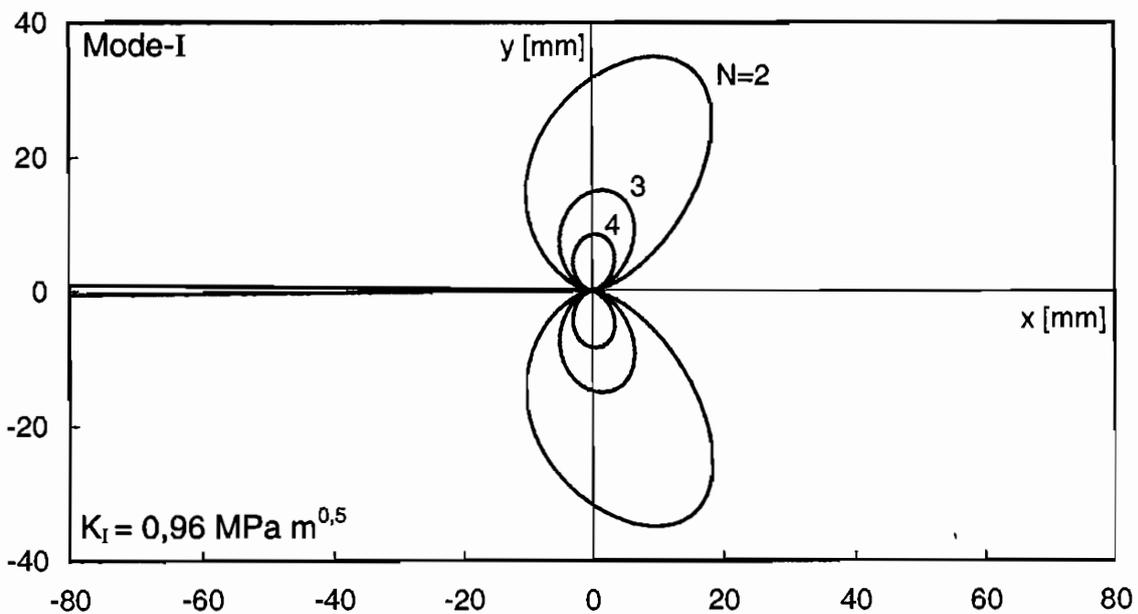


Bild 10.22: Nachbildung der Isochromatenverteilung um eine Rißspitze unter Mode-I-Belastung mit Hilfe der höheren Terme der Spannungsverteilung (σ_{0x} , a_3 und a_4)

dieses Vorgehen eine annähernd deckungsgleiche Nachbildung der experimentellen Isochromatenlinien ermöglicht. Eine detaillierte Beschreibung des Einflusses einzelner Parameter findet sich in den Arbeiten von Wallmichrath [29] und Hinz [28].

Bei der Analyse der Isochromaten, die ebenfalls unter Mode-I-Belastung an einer Probe der Form K2 (s. Kap. 10.1) untersucht wurden (s. Bild 10.23), lassen sich qualitativ die gleichen Aussagen in bezug auf den Einfluß der höheren Terme treffen, wie sie zuvor diskutiert wurden. Belastung ($K_I = 0,96 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) und Probendicke ($t=10\text{mm}$) entsprachen Probenform K1. Durch die unterschiedliche Geometrie ergeben sich entsprechend andere Randbedingungen, die die Form der Isochromaten beeinflussen. Diese geänderten Einflüsse lassen sich ebenfalls durch eine angepaßte Parameterwahl der höheren Terme (σ_{0x} , a_3 und a_4) nachbilden (s. [29]). Trotz der unterschiedlichen Probenformen zeigen die beiden Abbildungen Bild 10.21 und Bild 10.23 ein insgesamt einheitliches Verhalten.

10.3.2 Verhalten unter Mode-II-Belastung

Um den Einfluß einer Mode-II-Belastung auf die Isochromatenverteilung zu untersuchen, wurden Proben der Form K1 und K2 einer reinen Scherbelastung unterzogen. Es kamen dieselben Proben zum Einsatz, die bereits bei den Mode-I-Versuchen verwendet wurden. In Bild 10.24 ist die spannungsoptische Aufnahme aus der Umgebung der Rißspitze unter Mode-

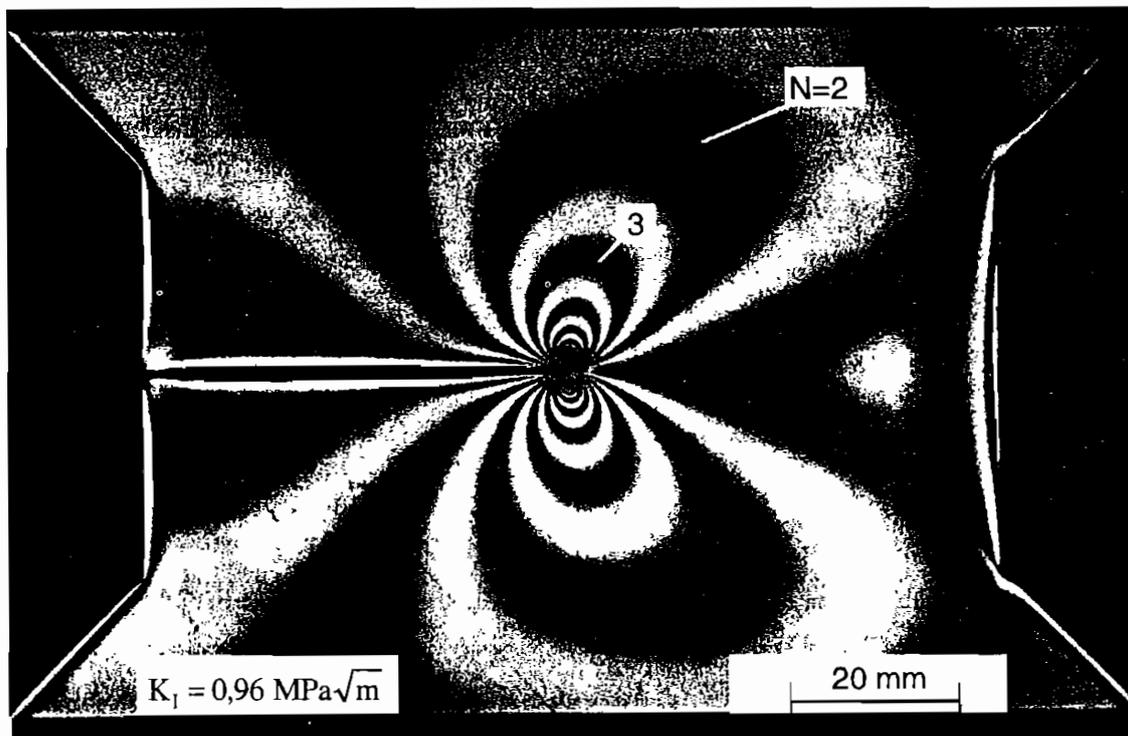


Bild 10.23: Isochromatenverteilung (experimentell) unter Mode-I-Belastung (Araldit B, Probenform K2)

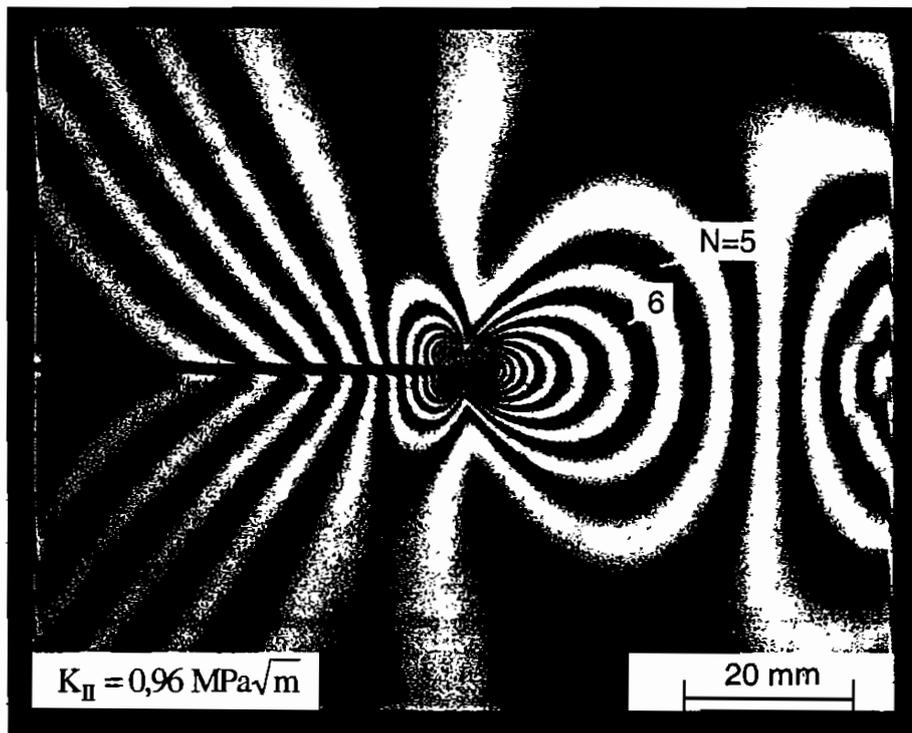


Bild 10.24: Spannungsoptische Aufnahme an Probenform K1 unter Mode-II-Belastung (Araldit B)

II-Belastung an Probe K1 dargestellt. Es kommt zu dem Verhalten, das bereits bei der Analyse der plastischen Zonen (s. Kap. 10.2) zu beobachten war. Im Vergleich zu den Isochromaten aus der Nahfeldlösung (s. Bild 3.4) zeigt sich ein deutlicher Einfluß der Probenberandung. Die Isochromaten werden in Ligamentrichtung gestreckt und vergrößert, während sie auf der Rißseite eine Stauchung erfahren. Die beschriebenen Veränderungen der Isochromatenschleifen treten um so deutlicher auf, je weiter die Isochromaten von der Rißspitze entfernt sind. Die Formänderungen lassen sich wie im Fall der plastischen Zonen mit dem Einfluß der höheren Terme der Spannungsverteilung (Gl. (2.10-2.12)) erklären. Der \sqrt{r} -Term (b_3) bewirkt die Vergrößerung und Streckung auf der Ligamentseite sowie die Stauchung auf der Rißseite. Der r -Term (b_4) beschreibt die Änderung in y -Richtung und die damit verbundene Abflachung bzw. teilweise auftretende Einschnürung der Isochromaten auf der Rißseite. Mit Hilfe dieser Terme lassen sich die in Bild 10.24 gezeigten Auswirkungen nachbilden. Dazu wurden die Isochromaten der Ordnungen $N = 5$ bis 7 unter Berücksichtigung der höheren Glieder b_3 und b_4 in Bild 10.25a generiert. Ein Vergleich beider Abbildungen ergibt eine gute Übereinstimmung von simulierter Isochromatenverteilung und spannungsoptischer Aufnahme. Lediglich die Stärke der Stauchung auf der Rißseite konnte bei der Nachbildung nicht ganz erreicht werden. Zur Verdeutlichung des Effektes der höheren Terme zeigt Bild 10.25b die Isochromatenverteilung für die Nahfeldlösung. Der Einfluß der einzelnen Parameter wurde detailliert in [29] untersucht.

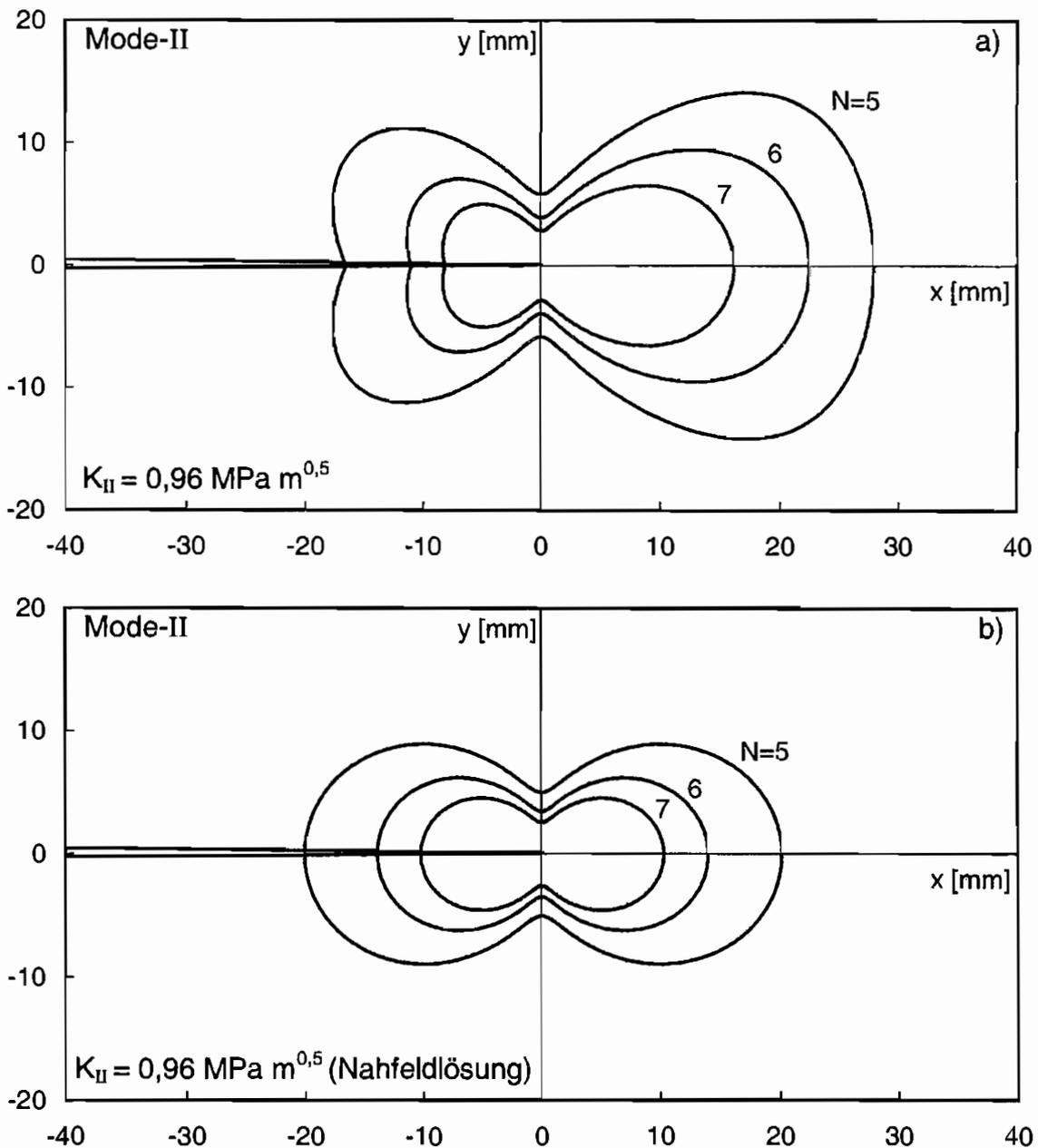


Bild 10.25: Nachbildung der Isochromatenverteilung um eine Rißspitze unter Mode-II-Belastung: a) Einfluß der höheren Terme b_3 und b_4 b) Nahfeldlösung

Den prinzipiellen Effekt einer konstanten Spannung σ_{0x} unter Mode-II-Belastungsbedingungen zeigt Bild 10.26a. Infolge einer Druckspannungsberlagerung kommt es zu einem Versatz der Isochromatenschleifen auf der Rißseite, d.h. die Isochromaten einer Ordnung N treffen nicht mehr aufeinander, sondern stoßen je nach Verhältnis und absoluter Größe von wirksamen Spannungsintensitätsfaktor K_{II} und überlagerter Spannung σ_{0x} an unterschiedlichen Stellen auf die Rißufer. Zum anderen läßt sich ein Aufrichten der

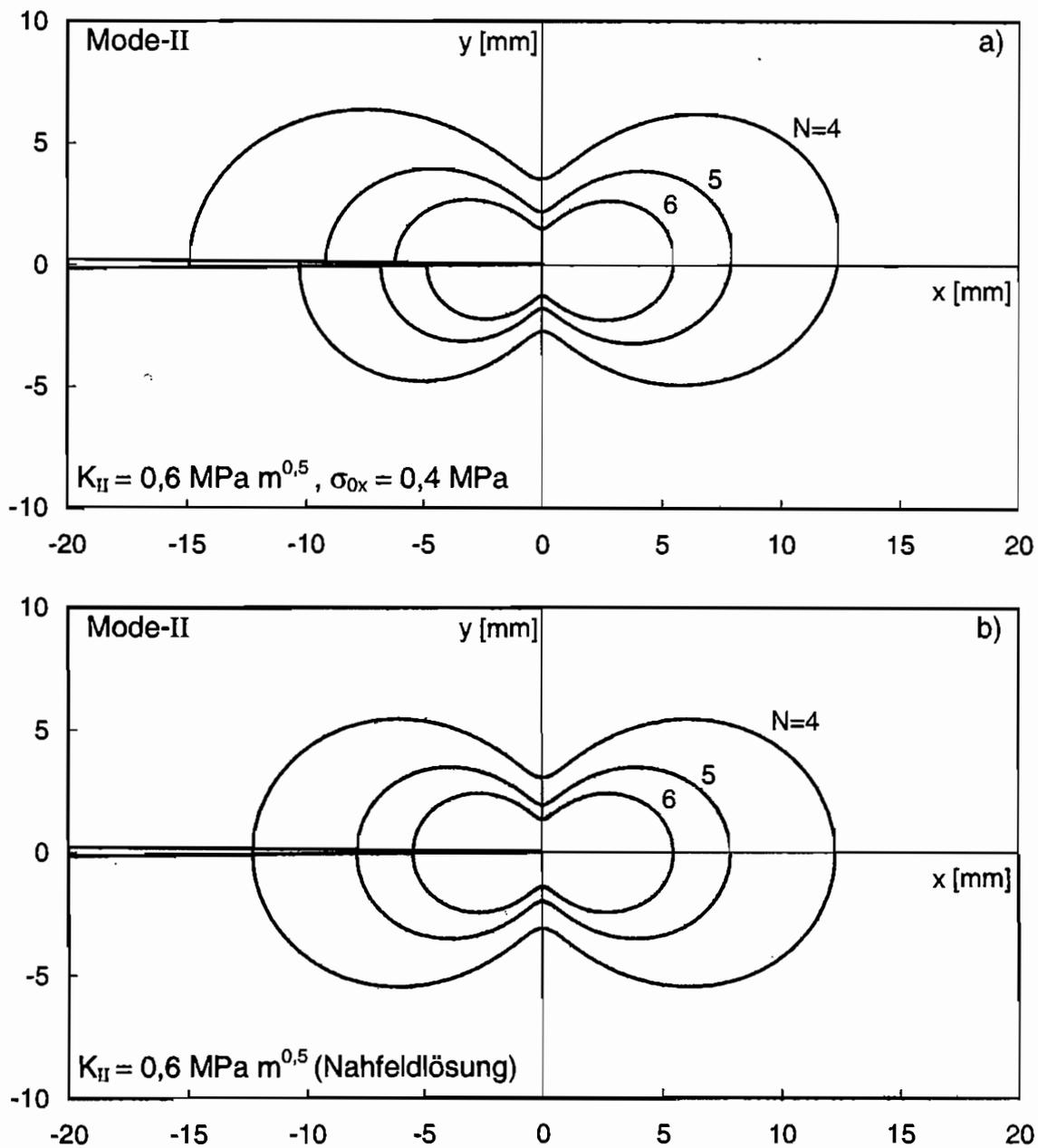


Bild 10.26: Simulation der Isochromatenverteilung um eine Rißspitze unter Mode-II-Belastung: a) Einfluß von σ_{0x} b) Nahfeldlösung

Isochromaten auf der Ligamentseite beobachten. Im ersten Fall bewegt sich das obere Ende der Isochromate von der Rißspitze weg, während das untere Ende zur Rißspitze hin verschoben wird. Dabei fällt die Vergrößerung oberhalb des Risses stärker aus, als die Verkleinerung auf dem unteren Rißufer. Zur Verdeutlichung enthält Bild 10.26 ebenfalls das Ergebnis der reinen Nahfeldsimulation.

Das zuvor beschriebene Verhalten wurde experimentell nachgewiesen. Bild 10.27 zeigt den Bereich um die Rißspitze der in Bild 10.24 gezeigten Proben der Form K1, die neben der Scherbelastung zusätzlich mit einer Druckbelastung in x-Richtung beaufschlagt wurde. Die Beanspruchungsgrößen waren $K_{II} = 0,6 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ und $\sigma_{0x} = 0,4 \text{ MPa}$. Deutlich läßt sich der zuvor beschriebene Effekt beobachten. Das untere Ende der Isochromate mit der Ordnung $N = 4$ trifft beinahe auf das obere Ende der Isochromate 5. Ordnung. Neben dem Einfluß der konstanten Spannung σ_{0x} wirken sich - wie bereits in Bild 10.24 gezeigt - die weiteren höheren Terme (b_3 und b_4) merklich aus.

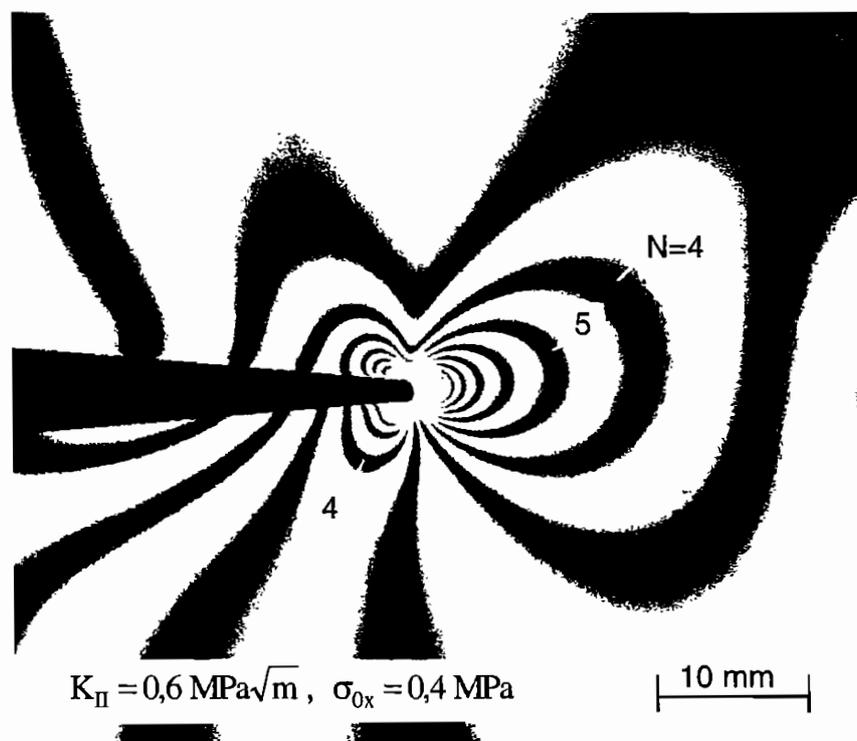


Bild 10.27: Spannungsoptische Aufnahme an einer Probe der Form K1 unter Mode-II-Belastung mit überlagerter Spannung σ_{0x} (Araldit B)

Die Analyse der Isochromaten an einer Probe der Form K2 unter Mode-II-Belastung (s. Bild 10.28) liefert qualitativ die gleichen Ergebnisse, wie sie bereits am Beispiel der Probe K1 diskutiert wurden. Belastung ($K_{II} = 0,96 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$) und Probendicke ($t = 10 \text{ mm}$) entsprechen den Bedingungen der Probenform K1. Es handelt sich um dieselbe Probe, die bereits bei den Mode-I-Untersuchungen zum Einsatz kam. Aufgrund der unterschiedlichen Geometrie wirken sich die Randbedingungen anders aus, als bei der Probenform K1 (s. Bild 10.24). Die Isochromaten sind auf der Ligamentseite stärker gestreckt. Insgesamt ergibt sich eine

geringere Stauchung. Neben den Einflüssen der höheren Terme b_3 und b_4 macht sich der Effekt einer konstanten Spannung σ_{0x} bemerkbar. Der auftretende Versatz der Isochromaten auf der Rißseite wird allerdings durch fertigungsbedingte Rißuferstörungen überlagert, die sich oftmals nicht vermeiden lassen. Im Nahbereich um die Rißspitze zeigen die beiden Probenformen K1 und K2 in den Abbildungen 10.24 und 10.28 ein insgesamt einheitliches Verhalten, so daß sich jeweils direkt an der Rißspitze identische Spannungs Konzentrationsverhältnisse einstellen. Lediglich bei der Bestimmung der Spannungsintensitätsfaktoren mit der spannungsoptischen Methode müssen die Einflüsse der höheren Glieder berücksichtigt werden. In diesem Fall ist es erforderlich, Verfahren zur Bestimmung der Spannungsintensitätsfaktoren heranzuziehen, die den Einfluß der höheren Glieder berücksichtigen (s. z.B. [44]), um gegebenenfalls die Güte der Auswertung mit einer anschließenden Simulation zu überprüfen.

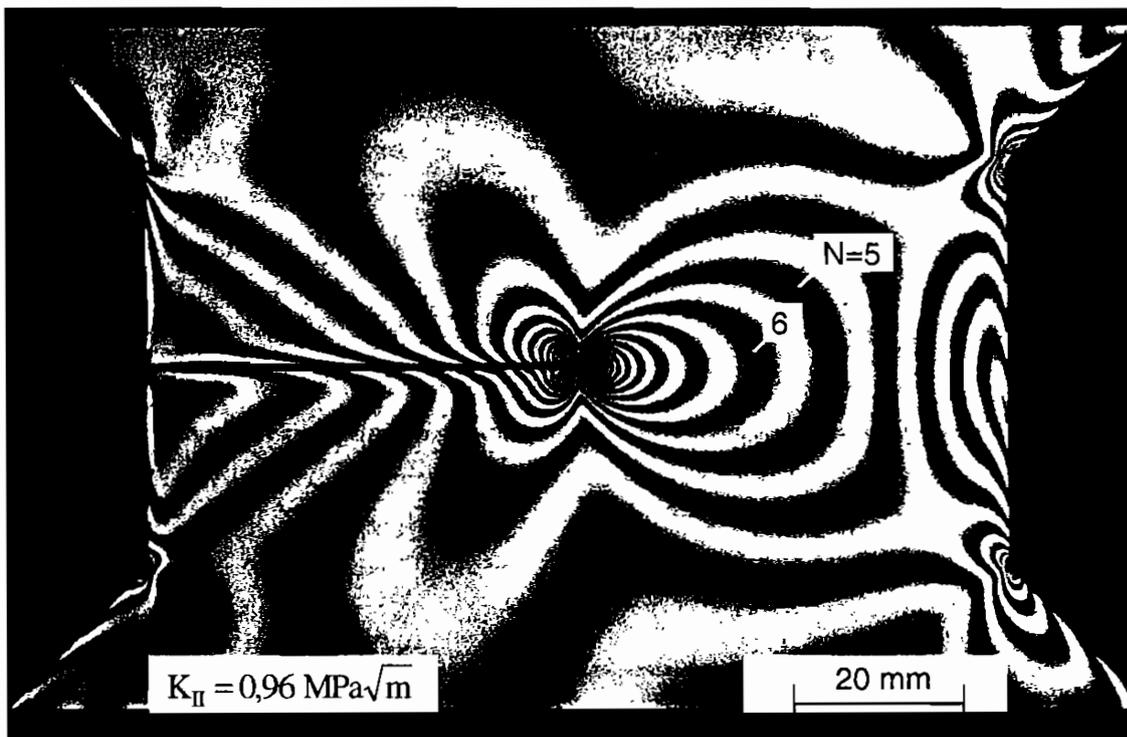


Bild 10.28: Spannungsoptische Aufnahme an einer Probe der Form K2 unter Mode-II-Belastung (Araldit B)

10.4 Rißgeschwindigkeitsmessungen

In Kapitel 7.4 wurde das unterschiedliche Bruchverhalten der Aluminiumlegierung 7075 und des Werkzeugstahls 90 MnCrV 8 beschrieben. Um zusätzliche Erklärungen für diese differierenden Werkstoffreaktionen zu finden, erfolgte an einigen Proben eine Geschwindigkeitsmessung der initiierten Risse. Dazu wurden die Proben mit Dehnungsmeßstreifen (DMS) in Richtung der Rißausbreitung bestückt. Es kamen DMS der Firma Hottinger Baldwin Meßtechnik vom Typ 0,6/120LY11 (Stahl) und 0,6/120LY13 (Aluminium) in Abhängigkeit des Probenwerkstoffes zum Einsatz. Bild 10.29 zeigt beispielhaft den Signalverlauf einer Mode-II belasteten Stahlprobe. Bei der Auswertung interessierte lediglich der zeitliche Verlauf, so daß die Dehnungsmeßstreifen nicht kalibriert wurden und die Signale in mV ausgegeben wurden. Jeweils drei Dehnungsmeßstreifen wurden auf einer Seite der verwendeten Proben appliziert. Wenn der Riß initiiert und an den Dehnungsmeßstreifen vorbei läuft, zeigt das aufgezeichnete DMS-Signal einen Dehnungsanstieg und einen anschließenden Abfall der Dehnung. Das Maximum kennzeichnet den Zeitpunkt zu dem der laufende Riß den DMS gerade passiert. Aus den Zeitdifferenzen zwischen den drei Dehnungsmaxima und den geometrischen Abständen der Dehnungsmeßstreifen läßt sich die mittlere Rißgeschwindigkeit mit der folgenden Beziehung bestimmen.

$$v_m = \frac{1}{2} \left(\frac{s_1}{\Delta t_1} + \frac{s_2}{\Delta t_2} \right) \quad (10.1)$$

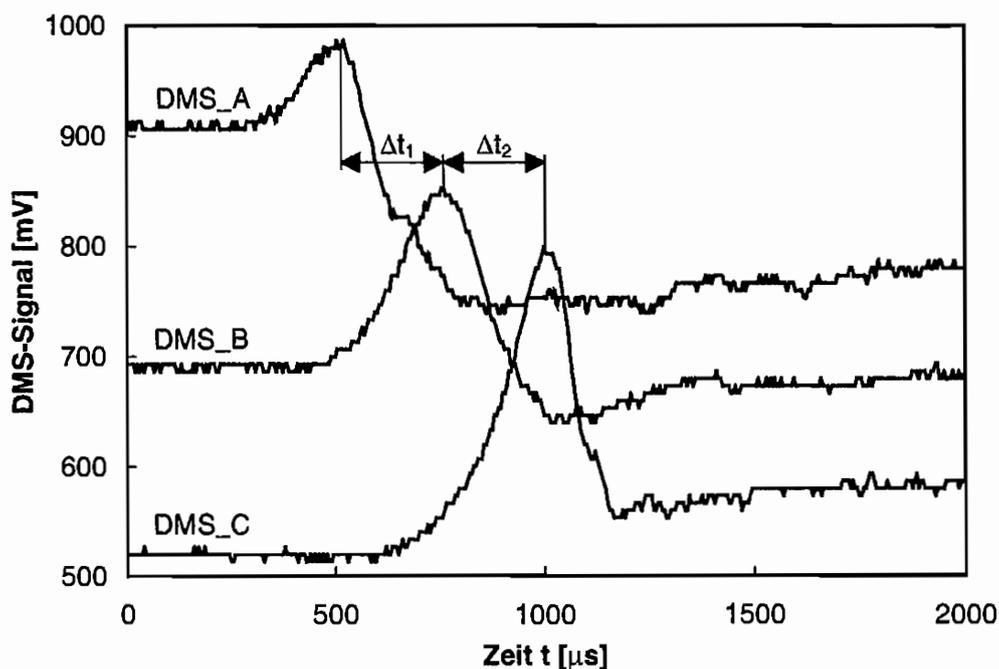


Bild 10.29: Verlauf der DMS-Signale an einer Mode-II belasteten Stahlprobe (Probe ST50_5.5, $T_A=570^\circ\text{C}$, Probenform ST, Probenlage TS)

Dabei bezeichnet s den jeweiligen Abstand zwischen den DMS und Δt die Zeitdifferenz zwischen den jeweiligen Dehnungsmaxima. Die genaue Anordnung der DMS und die Ergebnisse der Geschwindigkeitsmessung werden im folgenden getrennt für den Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 und die Aluminiumlegierung 7075 vorgestellt.

Es sei angemerkt, daß sich bei einer Rißinitiierung grundsätzlich Entlastungswellen in der Probe bzw. dem Bauteil ausbreiten. Sobald diese Wellen nach einer Reflexion an der Berandung wieder auf den laufenden Riß treffen, läßt sich keine allgemeingültige Aussage mehr über das Rißausbreitungsverhalten aufstellen. Da auf den Bruchoberflächen der getesteten Proben jedoch keine Arretierungsspuren beobachtet werden konnten, wird davon ausgegangen, daß die gemessenen Rißgeschwindigkeitswerte weitgehend unbeeinflusst von den Auswirkungen der Wellenreflexionen geblieben sind.

10.4.1 Ergebnisse des Werkzeugstahls 90 MnCrV 8

Je nach Belastungsfall erfolgte die Applikation der Dehnungsmeßstreifen in Richtung der erwarteten Rißausbreitung, d.h. bei Mode-I-Belastung koplanar zum Ausgangsriß und bei Mode-II-Belastung unter einem Winkel von $-70,5^\circ$ zum ursprünglichen Ligament (s. Kap. 7.4). Die Position der DMS für die beiden Belastungsarten ist in Bild 10.30 dargestellt. Bild 10.31 zeigt das Beispiel einer mit Dehnungsmeßstreifen applizierten Stahlprobe der Form ST, die unter Mode-II-Bedingungen gebrochen ist. Wie bereits in Kap. 7.4 angesprochen wurde, laufen die initiierten Risse unter allen Belastungsbedingungen als Zugbruch, d.h. als Mode-I-Bruch.

Die Ergebnisse der Rißgeschwindigkeitsmessungen für den Mode-I- und den Mode-II-Fall zeigt Bild 10.32. Es ist ein deutlicher Unterschied in der Höhe der ermittelten Geschwindigkeiten zu erkennen. Während unter Mode-I-Initiierungsbedingungen mittlere Rißgeschwindigkeiten v_m von ca. 200 m/s auftraten, konnten unter Mode-II-Belastung Geschwindigkeiten im Mittel von ca. 900 m/s registriert werden. Zwar lagen die kritischen Spannungsintensitätsfaktorwerte bei Rißinitiierung für die Mode-II-Belastungen um etwa 1,5 mal höher als bei den Mode-I-Versuchen, aber dennoch zeigt sich eindeutig, daß in der Umgebung einer Mode-II beanspruchten Rißspitze wesentlich mehr Energie gespeichert sein muß als an einer Rißspitze unter Mode-I-Belastung. Dieses Ergebnis stimmt mit der Analyse der Größe der plastischen Zonen und den Untersuchungen von Podleschny [19] überein, der unter der Voraussetzung identischer kritischer Spannungsintensitätsfaktorwerte bei Rißinitiierung für den Mode-II-Fall eine 2,5-3 mal höhere elastische Energie, die an der Rißspitze gespeichert ist, ermittelt hat als bei einer Mode-I-Belastung.

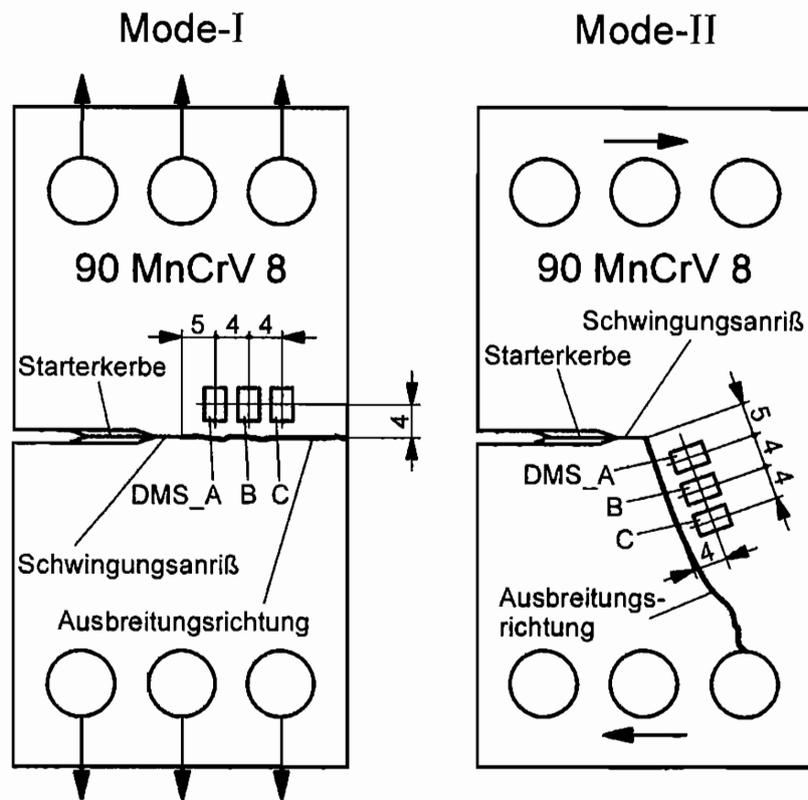


Bild 10.30: Anordnung der DMS bei Mode-I- und Mode-II-Belastung auf den verwendeten Stahlproben

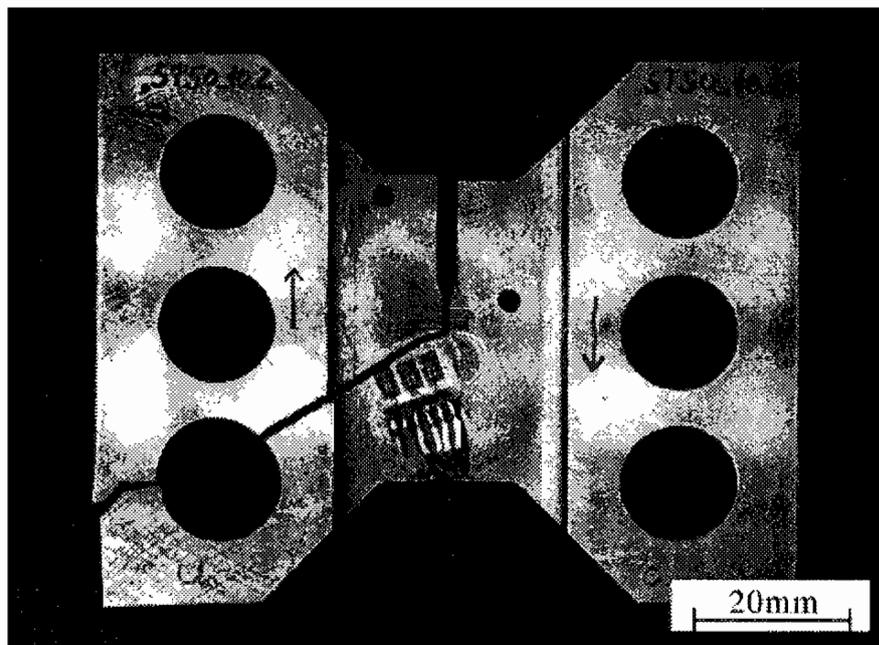


Bild 10.31: Stahlprobe der Form ST mit DMS zur Rißgeschwindigkeitsmessung appliziert, unter Mode-II-Belastung gebrochen (Probe ST50_10.2, $T_A=570^\circ\text{C}$, Probenlage TS)

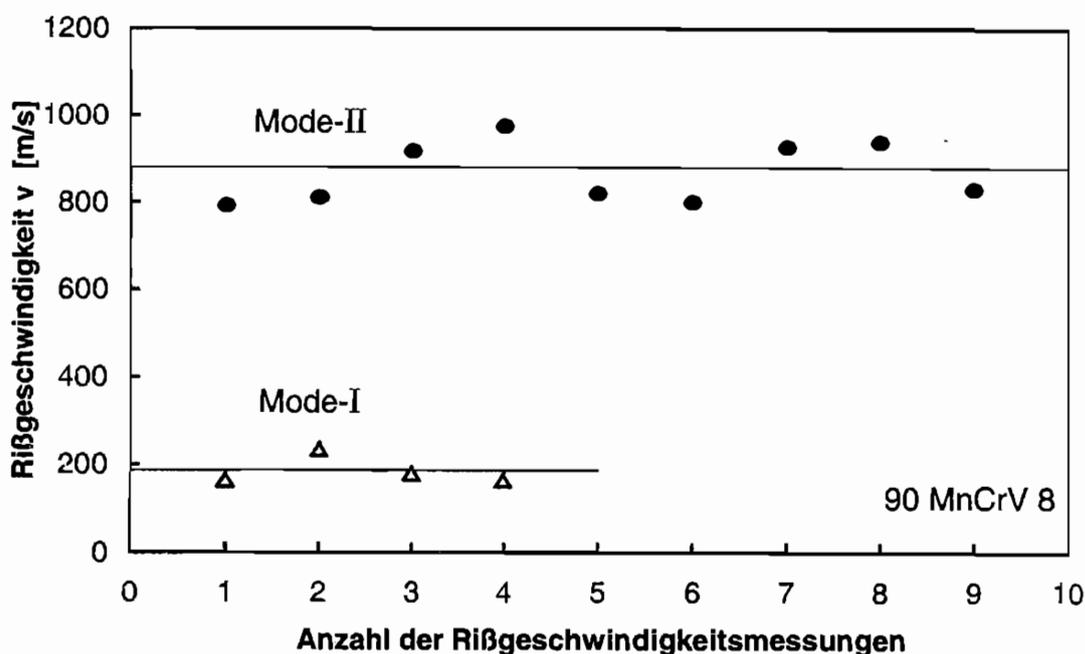


Bild 10.32: Rißgeschwindigkeiten für den Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 unter Mode-I- und Mode-II-Belastungsbedingungen

10.4.2 Ergebnisse der Aluminiumlegierung 7075

An den Proben aus der Aluminiumlegierung 7075 erfolgte die Applikation der DMS in allen Fällen in Verlängerung des Ausgangsrisses, da sich - wie bereits in Kapitel 7.4 erläutert - die Risse sowohl unter Mode-I- als auch unter Mode-II-Belastung koplanar zum Ausgangsriß ausbreiteten. Bild 10.33 zeigt die Lage der DMS für die beiden Beanspruchungsbedingungen. Die Meßgitter sind wie bei der Applikation auf den Stahlproben senkrecht zur erwarteten Rißausbreitungsrichtung orientiert. Die unter Mode-I-Bedingungen initiierten Risse liefen als Zugbruch, während sich die Mode-II belasteten Risse nach anfänglicher stabiler Schubrißerweiterung als Schubbruch bis zur Durchtrennung der Probe fortsetzten.

Die Ergebnisse der Rißgeschwindigkeitsmessungen unter Mode-I- und unter Mode-II-Belastungsbedingungen sind in Bild 10.34 dargestellt. Im Vergleich zu den Ergebnissen des Werkzeugstahls zeigt sich ein komplett anderes Verhalten. Obwohl die Wellenausbreitungsgeschwindigkeit von Stahl und Aluminium in etwa gleich groß ist (Longitudinalwellengeschwindigkeit $c_L \approx 5000 - 6000 \text{ m/s}$), liegen die Rißgeschwindigkeiten beim Aluminium unter Mode-I-Belastung um den Faktor 20 niedriger als bei den Stahlproben. Die gemittelte Rißgeschwindigkeit ergab sich zu ca. 8 m/s. Der Vergleich von Mode-I- mit Mode-II-Versuchen erscheint in diesem Fall nicht sinnvoll, da Zugbrüche mit Schubbrüchen

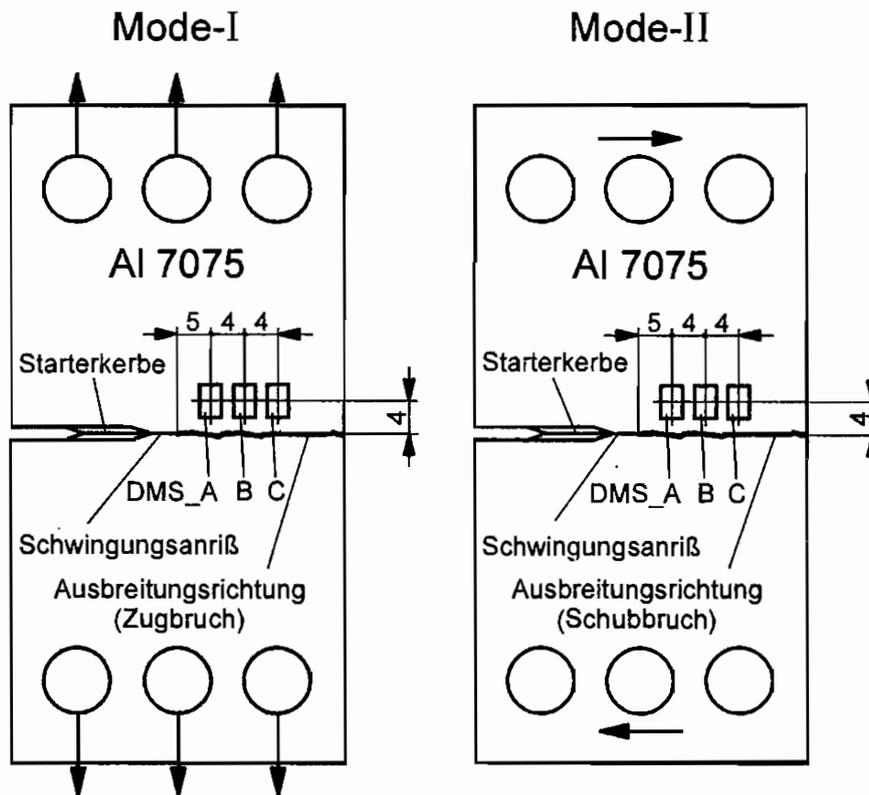


Bild 10.33: Anordnung der DMS bei Mode-I- und Mode-II-Belastung auf den verwendeten Aluminiumproben

verglichen würden. Es sei angemerkt, daß die Geschwindigkeitsmessungen unter Mode-II-Bedingungen nur bedingt aussagekräftig sind, da die Signale nicht eindeutig auszuwerten waren. Zum einen wurden die Messungen durch die stabile Rißerweiterung gestört, und zum anderen war die Lage der DMS für dieses Bruchverhalten nicht optimal gewählt. Zur Bestimmung der Geschwindigkeiten an Rissen, die als Schubbruch versagen, ist gegebenenfalls eine Verbesserung bzw. eine Neukonzeption der DMS-Anordnung erforderlich.

10.4.3 Bewertung der Rißgeschwindigkeitsmessungen

Die Ergebnisse der Rißgeschwindigkeitsmessungen haben gezeigt, daß der Werkzeugstahl 90 MnCrV 8 sich so verhält, wie es erwartet wurde. Die Rißgeschwindigkeiten unter Mode-II-Initiiierungsbedingungen liegen deutlich höher als bei Mode-I-Belastungen. Damit wird auch die Aussage unterstützt, die bei der Analyse der Bruchflächen getroffen wurde (s. Kap.7.4). Dort zeigten die Mode-II initiierten Risse eine gröbere, zerklüftetere Oberfläche als die Mode-I initiierten Risse. Bemerkenswert sind jedoch die Ergebnisse an der Aluminiumlegierung 7075. Zum einen zeigte sich unter Mode-II-Belastung ein Versagen als Schubbruch

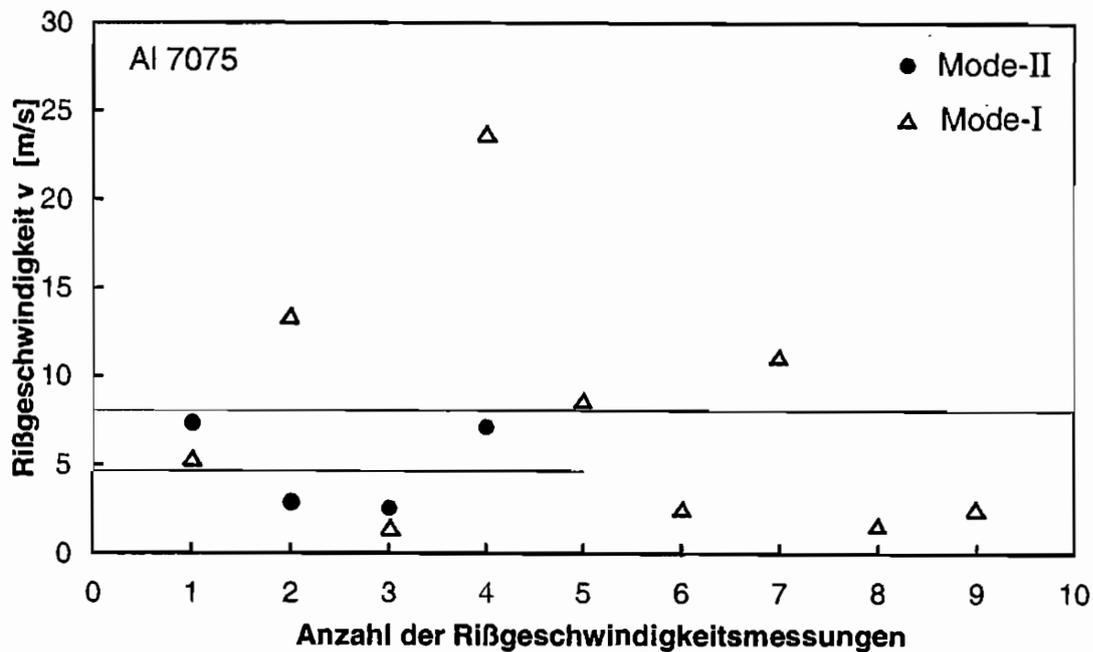


Bild 10.34: Rißgeschwindigkeiten für die Aluminiumlegierung 7075 bei Mode-I- und Mode-II-Belastungsbedingungen

(s. Kap.7.4), zum anderen lieferten sowohl die Mode-II- als auch die Mode-I-Rißgeschwindigkeitsmessungen extrem niedrige Geschwindigkeitswerte. Die Ergebnisse machen deutlich, daß die Aluminiumlegierung 7075 weder unter Mode-II- noch unter Mode-I-Belastung eine schnelle instabile Rißerweiterung zeigt. Eventuell kommt es bei der untersuchten Legierung unter allen Beanspruchungsbedingungen immer zu einer lediglich "quasi-stabilen" Rißverlängerung, die dann zu den besprochenen Brucherscheinungen führt. Es besteht noch erheblicher Forschungsbedarf, um das komplette Bruchverhalten dieser Aluminiumlegierung zu verstehen. Desweiteren ist bisher ungeklärt, ob sich auch an anderen Aluminiumlegierungen diese Werkstoffreaktionen beobachten lassen.

10.5 Tabellen der Versuchsproben

10.5.1 Versuchsdaten und Auswertung der Bruchzähigkeitsmessungen

Proben-Nr.	Mode	Proben-Form	Proben-Lage	Zustand / T _A [°C]	a _m [mm]	W [mm]	a/W	B [mm]	F _{max} [kN]	F _Q [kN]	F _{max} /F _Q	K _Q [MPam ^{0,5}]
ST50V4.2	I	A	TS	630	25,81	50,08	0,515	4,01	24,54	19,50	1,26	(80,68) ¹⁾
ST50V7.2	I	A	TS	570	25,69	50,11	0,513	7,00	22,81	22,81	1,00	53,41
ST50V8.1	I	A	TS	630	26,78	50,07	0,535	8,02	33,39	29,00	1,15	(65,42) ¹⁾
ST50V8.2	I	A	TS	630	25,46	50,09	0,508	8,02	42,25	42,10	1,00	84,42
ST50V2.1	II	A	TS	630	26,77	50,00	0,535	2,00	23,46	18,05	1,30	72,95
ST50V2.2	II	A	TS	630	25,33	49,98	0,507	2,09	26,30	18,70	1,41	67,75
ST50V2.3	II	A	TS	570	25,51	50,06	0,510	2,10	29,72	22,00	1,35	79,78
ST50V2.4	II	A	TS	570	25,30	50,12	0,505	2,14	31,18	22,52	1,38	79,21
ST50V3.1	II	A	TS	570	25,48	50,18	0,508	3,05	41,04	28,80	1,43	71,52
ST50V3.2	II	A	TS	570	25,04	50,20	0,499	3,02	38,00	29,31	1,30	71,99
ST50V4.1	II	A	TS	630	26,01	50,14	0,519	4,00	49,72	35,22	1,41	68,42
ST50V4.3	II	A	TS	600	26,11	50,13	0,521	3,99	48,08	34,00	1,41	66,54
ST50V4.4	II	A	TS	600	26,04	50,12	0,520	4,02	52,28	32,78	1,59	63,50
ST50V4.5	II	A	TS	570	26,40	50,15	0,526	3,99	35,60	35,60	1,00	70,55
ST50V4.6	II	A	TS	570	26,15	50,16	0,521	3,99	38,97	38,97	1,00	76,33
ST50V7.1	II	A	TS	570	25,46	50,14	0,508	6,90	83,50	62,10	1,34	(68,20) ²⁾

1) Proben haben Pop-in gezeigt

2) Bolzen in Halterung plastisch deformiert

Werkzeugstahl 90 MnCrV 8:

Proben-Nr.	Mode	Proben-Form	Proben-Lage	Zustand / T _A [°C]	a _n [mm]	W [mm]	a/W	B [mm]	F _{max} [kN]	F _Q [kN]	F _{max} /F _Q	K _Q [MPam ^{0,5}]
ST50 5.3	I	ST	TS	570	25,10	50,08	0,501	5,00	19,64	19,64	1,00	(59,28) ³⁾
ST50 5.4	I	ST	TS	570	25,24	50,15	0,503	4,99	21,40	21,40	1,00	(65,27) ³⁾
ST50 10.4	I	ST	TS	570	26,22	50,11	0,523	9,99	34,74	34,74	1,00	57,83
ST50 15.1	I	ST	TS	570	25,75	50,15	0,513	14,98	50,92	50,92	1,00	54,09
ST50 2.1	II	ST	TS	570	29,50	50,08	0,589	1,99	25,82	18,15	1,42	76,03
ST50 5.1	II	ST	TS	570	25,05	50,07	0,500	5,00	68,15	50,00	1,36	69,46
ST50 5.2	II	ST	TS	570	28,25	50,20	0,563	5,01	61,45	51,35	1,20	80,87
ST50 5.5	II	ST	TS	570	25,29	50,15	0,504	5,05	68,24	52,39	1,30	72,60
ST50 8.1	II	ST	TS	570	25,28	50,06	0,505	8,11	124,70	80,00	1,56	69,20
ST50 10.1	II	ST	TS	570	25,49	50,10	0,509	10,00	150,40	106,09	1,42	(74,98) ⁴⁾
ST50 10.2	II	ST	TS	570	25,47	50,12	0,508	10,02	120,64	103,87	1,16	73,16
ST50 10.3	II	ST	TS	570	25,36	50,11	0,506	10,02	129,84	103,23	1,26	72,40
ST50 12.1	II	ST	TS	570	26,52	50,10	0,529	12,10	169,12	135,22	1,25	(82,41) ⁴⁾
ST50 12.2	II	ST	TS	570	26,58	50,06	0,531	12,11	159,04	105,80	1,50	64,67

³⁾ Proben haben Schein-Pop-in gezeigt

⁴⁾ Proben wurden mehrfach belastet

Aluminium 7075:

Proben-Nr.	Mode	Proben-Form	Proben-Lage	Zustand / T _A [°C]	a _m [mm]	W [mm]	a/W	B [mm]	F _{max} [kN]	F _Q [kN]	F _{max} /F _Q	K _Q [MPam ^{0,5}]
A2.3	I	A	TL	T6	25,34	50,06	0,506	1,96	5,77	—	—	—
A2.6	I	A	TL	T6	25,10	50,04	0,502	1,98	6,24	—	—	—
A2.7	I	A	TL	T6	25,27	50,06	0,505	1,99	5,58	4,97	1,12	39,57
A5.1	I	A	TL	T6	25,59	50,05	0,511	5,01	11,54	—	—	—
A5.3	I	A	TL	T6	25,37	50,04	0,507	5,00	11,12	—	—	—
A5.4	I	A	TL	T6	25,50	50,01	0,510	5,00	11,10	8,73	1,27	28,30
A10.2	I	A	TL	T6	25,33	50,04	0,506	10,04	20,02	—	—	—
A10.4	I	A	TL	T6	25,98	50,05	0,519	10,02	18,59	—	—	—
AN10.2	I	A	TL	T6	25,81	50,04	0,516	10,03	18,17	17,56	1,03	29,11
AN16.1	I	A	TL	T6	26,09	49,99	0,522	15,99	25,44	—	—	—
AN16.2	I	A	TL	T6	25,98	50,07	0,519	16,01	26,54	—	—	—
AN16.3	I	A	TL	T6	26,26	50,04	0,525	15,98	25,09	23,92	1,05	25,90
AN2.1	II	A	TL	T6	25,15	50,11	0,502	2,00	12,60	9,11	1,38	34,06
AN2.2	II	A	TL	T6	25,32	50,12	0,505	2,07	13,09	9,00	1,45	32,76
AN2.3	II	A	TL	T6	25,52	50,05	0,510	2,05	12,63	8,45	1,49	31,41
AN2.4	II	A	TL	T6	25,06	50,11	0,500	2,00	12,54	8,22	1,53	30,61
AN5.1	II	A	TL	T6	25,66	50,10	0,512	4,99	31,40	21,04	1,49	32,29
AN5.2	II	A	TL	T6	25,32	50,07	0,506	5,00	32,03	22,17	1,44	33,46
AN5.3	II	A	TL	T6	25,39	50,04	0,507	5,03	31,75	21,39	1,48	32,33
AN5.4	II	A	TL	T6	25,47	50,06	0,509	4,96	31,36	19,81	1,58	30,36
AN10.1	II	A	TL	T6	25,82	50,04	0,516	10,01	63,10	38,72	1,63	29,90
AN10.3	II	A	TL	T6	25,86	50,08	0,516	10,02	63,00	37,40	1,68	(28,87 ⁴⁾)

⁴⁾ Proben wurden mehrfach belastet

Aluminium 7075:

Proben-Nr.	Mode	Proben-Form	Proben-Lage	Zustand/ T _A [°C]	a _m [mm]	W [mm]	a/W	B [mm]	F _{max} [kN]	F _Q [kN]	F _{max} /F _Q	K _Q ^{0,5} [MPam ^{0,5}]
ANS2.1	I	B	TL	T6	18,89	37,42	0,505	2,03	5,79	4,42	1,31	40,47
ANS2.2	I	B	TL	T6	18,85	37,53	0,502	2,01	5,36	4,59	1,17	41,92
ANS5.2	I	B	TL	T6	19,20	37,52	0,512	5,01	10,10	9,27	1,09	35,40
ANS5.4	I	B	TL	T6	19,06	37,51	0,508	5,03	10,99	9,63	1,14	36,06
ANS10.1	I	B	TL	T6	18,94	37,52	0,505	10,02	16,23	16,23	1,00	30,07
ANS10.4	I	B	TL	T6	18,89	37,50	0,504	10,03	14,91	14,91	1,00	27,47
ANS16.1	I	B	TL	T6	20,35	37,54	0,542	15,92	21,06	20,42	1,03	28,07
ANS2.3	II	B	TL	T6	18,97	37,49	0,506	2,04	9,64	6,23	1,55	27,07
ANS2.4	II	B	TL	T6	19,02	37,52	0,507	2,02	9,59	6,24	1,54	27,43
ANS2.5	II	B	TL	T6	19,00	37,59	0,505	2,01	9,87	5,41	1,82	23,80
ANS5.1	II	B	TL	T6	19,08	37,53	0,508	4,99	24,31	15,71	1,55	28,05
ANS5.3	II	B	TL	T6	19,37	37,52	0,516	4,99	24,06	15,19	1,58	27,63
ANS5.5	II	B	TL	T6	19,10	37,51	0,509	4,95	24,14	15,76	1,53	28,43
ANS10.2	II	B	TL	T6	19,10	37,53	0,509	10,04	49,68	32,21	1,54	28,63
ANS10.3	II	B	TL	T6	19,29	37,52	0,514	9,99	48,16	32,80	1,47	29,65
ANS10.5	II	B	TL	T6	19,00	37,45	0,507	10,07	48,92	32,44	1,51	28,66

Aluminium 7075:

Proben-Nr.	Mode	Proben-Form	Proben-Lage	Zustand / T_A [°C]	a_m [mm]	W [mm]	a/W	B [mm]	F_{max} [kN]	F_Q [kN]	F_{max}/F_Q	K_Q [MPam ^{0,5}]
ANL5.3	I	G	TL	T6	60,32	100,12	0,602	5,03	12,20	10,05	1,21	(35,27) ⁴⁾
ANL5.1	82,5°	G	TL	T6	50,23	100,12	0,502	5,05	63,20	35,82	1,76	36,97
ANL5.2	II	G	TL	T6	50,10	100,08	0,501	5,01	—	35,84	—	37,21
ANL5.3	82,5°	G	TL	T6	50,12	100,12	0,501	5,03	—	37,65	—	38,92
ANL5.4	82,5°	G	TL	T6	60,24	100,10	0,602	4,95	48,61	31,46	1,55	41,29
ANQ2.3	I	A	LT	T6	25,22	50,00	0,504	1,97	6,55	5,50	1,19	44,19
ANQ5.3	I	A	LT	T6	25,31	50,01	0,506	5,02	17,21	12,63	1,36	40,11
ANQ10.3	I	A	LT	T6	25,40	50,00	0,508	10,04	25,30	22,23	1,14	(35,60) ⁵⁾
ANQ10.5	I	A	LT	T6	24,86	50,00	0,497	10,02	26,94	22,18	1,21	(33,96) ⁵⁾
ANQ16.1	I	A	LT	T6	25,36	50,02	0,507	15,93	31,47	30,00	1,05	30,14
ANQ2.1	II	A	LT	T6	25,37	50,03	0,507	1,94	11,70	6,88	1,70	26,86
ANQ2.2	II	A	LT	T6	25,55	50,02	0,511	2,01	11,88	8,34	1,42	31,70
ANQ2.4	II	A	LT	T6	25,27	50,01	0,505	2,03	12,60	8,00	1,58	29,73
ANQ5.1	II	A	LT	T6	25,64	50,04	0,512	5,05	31,20	—	—	—
ANQ5.2	II	A	LT	T6	25,43	49,99	0,509	5,06	30,87	22,84	1,35	34,33
ANQ5.4	II	A	LT	T6	25,59	49,96	0,512	5,09	30,71	21,40	1,44	32,24
ANQ10.1	II	A	LT	T6	25,45	50,02	0,509	9,97	61,72	42,28	1,46	32,25
ANQ10.2	II	A	LT	T6	25,53	50,01	0,510	9,92	60,88	41,04	1,48	31,59
ANQ10.4	II	A	LT	T6	25,53	50,04	0,510	10,01	61,36	43,58	1,41	33,21

⁴⁾ Proben wurden mehrfach belastet

⁵⁾ F_{max}/F_Q nicht erfüllt nach ASTM E 399

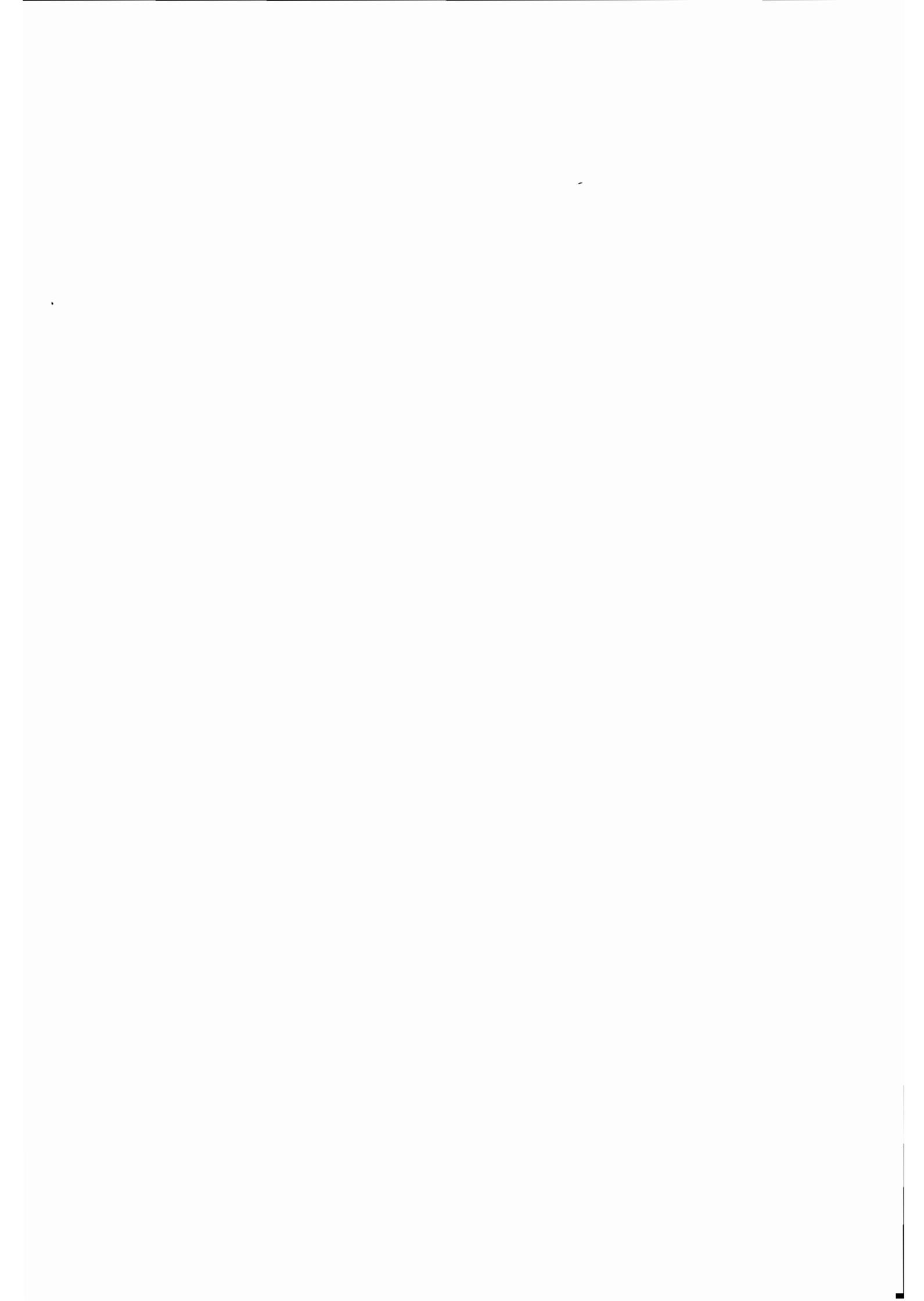
10.5.2 Versuchsdaten und Auswertung der Reißgeschwindigkeitsmessungen

Werkzeugstahl 90 MnCrV 8:

Proben-Nr.	Mode	Proben-Form	Proben-Lage	Zustand / T _A [°C]	B [mm]	v _m [m/s]	Bruchart
ST50V7.2	I	A	TS	570	7,00	157	Zugbruch
ST50V8.1	I	A	TS	630	8,02	160	Zugbruch
ST50V8.2	I	A	TS	630	8,02	229	Zugbruch
ST50_10.4	I	ST	TS	570	9,99	173	Zugbruch
ST50V2.4	II	A	TS	570	2,14	789	Zugbruch
ST50V3.1	II	A	TS	570	3,05	941	Zugbruch
ST50V7.1	II	A	TS	570	6,90	833	Zugbruch
ST50_5.1	II	ST	TS	570	5,00	917	Zugbruch
ST50_5.2	II	ST	TS	570	5,01	810	Zugbruch
ST50_5.5	II	ST	TS	570	5,05	800	Zugbruch
ST50_10.1	II	ST	TS	570	10,00	976	Zugbruch
ST50_10.2	II	ST	TS	570	10,02	820	Zugbruch
ST50_12.1	II	ST	TS	570	12,10	930	Zugbruch

Aluminium 7075:

Proben-Nr.	Mode	Proben-Form	Proben-Lage	Zustand / T _A [°C]	B [mm]	v _m [m/s]	Bruchart
ANS2.2	I	B	TL	T6	2,01	1,3	Zugbruch
ANS5.2	I	B	TL	T6	5,01	5,2	Zugbruch
ANS10.1	I	B	TL	T6	10,02	13,3	Zugbruch
AN16.3	I	A	TL	T6	15,98	23,7	Zugbruch
A2.7	I	A	TL	T6	1,99	2,4	Zugbruch
A5.4	I	A	TL	T6	5,00	8,5	Zugbruch
AN10.2	I	A	TL	T6	10,03	11,0	Zugbruch
H8	I	CT-Probe	TL	T6	20,37	2,5	Zugbruch
H9	I	CT-Probe	LT	T6	20,32	1,5	Zugbruch
AN5.2	II	A	TL	T6	5,00	7,2	Scherbruch
ANQ2.4	II	A	LT	T6	2,03	2,5	Scherbruch
ANQ5.4	II	A	LT	T6	5,09	2,7	Scherbruch
ANQ10.4	II	A	LT	T6	10,01	7,0	Scherbruch



Mitteilungen aus dem Institut für Mechanik

- Nr. 1 Theodor Lehmann:
Große elasto-plastische Formänderungen (Dezember 1976)
- Nr. 2 Bogdan Raniecki/Klaus Thermann:
Infinitesimal Thermoplasticity and Kinematics of Finite Elastic-Plastic Deformations. Basic Concepts (Juni 1978)
- Nr. 3 Wolfgang Krings:
Beitrag zur Finiten Element Methode bei linearem, viskoelastischem Stoffverhalten
Stoffverhalten (Januar 1976)
- Nr. 4 Burkhard Lücke:
Theoretische und experimentelle Untersuchungen der zyklischen elastoplastischen
Blechbiegung bei endlichen Verzerrungen (Januar 1976)
- Nr. 5 Knut Schwarze:
Einfluß von Querschnittsverformungen bei dünnwandigen Stäben mit stetig gekrümmter
Profilmittellinie (Februar 1976)
- Nr. 6 Hubert Sommer:
Ein Beitrag zur Theorie des ebenen elastischen Verzerrungszustandes bei endlichen
Formänderungen (Januar 1977)
- Nr. 7 H. Stumpf/F. J. Biehl:
Die Methode der orthogonalen Projektionen und ihre Anwendungen zur Berechnung
orthotroper Platten (März 1977)
- Nr. 8 Albert Meyers:
Ein Beitrag zum optimalen Entwurf von schnelllaufenden Zentrifugenschalen (April 1977)
- Nr. 9 Berend Fischer:
Zur zyklischen, elastoplastischen Beanspruchung eines dickwandigen Zylinders bei
endlichen Verzerrungen (April 1977)
- Nr. 10 Wojciech Pietraszkiewicz:
Introduction to the Non-Linear Theory of Shells (Mai 1977)
- Nr. 11 Wilfried Ullenboom:
Optimierung von Stäben unter nichtperiodischer dynamischer Belastung (Juni 1977)
- Nr. 12 Jürgen Güldenpfennig:
Anwendung eines Modells der Vielkristallplastizität auf ein Problem gekoppelter
elastoplastischer Wellen (Juli 1977)
- Nr. 13 Pawel Rafalski:
Minimum Principles in Plasticity (März 1978)
- Nr. 14 Peter Hilgers:
Der Einsatz eines Mikrorechners zur hybriden Optimierung und Schwingungsanalyse (Juli
1978)
- Nr. 15 Hans-Albert Lauert:
Optimierung von Stäben unter dynamischer periodischer Beanspruchung bei Beachtung
von Spannungsrestriktionen (August 1979)
- Nr. 16 Martin Fritz:
Berechnung der Auflagerkräfte und der Muskelkräfte des Menschen bei ebenen
Bewegungen aufgrund von kinematographischen Aufnahmen (Juli 1979)

- Nr. 17 H. Stumpf/F. J. Biehl:
Approximations and Error Estimates in Eigenvalue Problems of Elastic Systems with Application to Eigenvibrations of Orthotropic Plates (Dezember 1979)
- Nr. 18 Uwe Kohlberg:
Variational Principles and their Numerical Application to Geometrically Nonlinear v. Karman Plates (Juli 1979)
- Nr. 19 Heinz Antes:
Über Fehler und Möglichkeiten ihrer Abschätzung bei numerischen Berechnungen von Schalentragwerken (Januar 1980)
- Nr. 20 Czeslaw Wozniak:
Large Deformations of Elastic and Non-Elastic Plates, Shells and Rods (März 1980)
- Nr. 21 Maria K. Duszek:
Problems of Geometrically Non-Linear Theory of Plasticity (Juni 1980)
- Nr. 22 Burkhard von Bredow:
Optimierung von Stäben unter stochastischer Erregung (Dezember 1980)
- Nr. 23 Jürgen Preuss:
Optimaler Entwurf von Tragwerken mit Hilfe der Mehrzielmethode (Februar 1981)
- Nr. 24 Ekkehard Großmann:
Kovarianzanalyse mechanischer Zufallsschwingungen bei Darstellung der mehrfachkorrelierten Erregungen durch stochastische Differentialgleichungen (Februar 1981)
- Nr. 25 Dieter Weichert:
Variational Formulation and Solution of Boundary-Value Problems in the Theory of Plasticity and Application to Plate Problems (März 1981)
- Nr. 26 Wojciech Pietraszkiewicz:
On Consistent Approximations in the Geometrically Non-Linear Theory of Shells (Juni 1981)
- Nr. 27 Georg Zander:
Zur Bestimmung von Verzweigungslasten dünnwandiger Kreiszyylinder unter kombinierter Längs- und Torsionslast (September 1981)
- Nr. 28 Pawel Rafalski:
An Alternative Approach to the Elastic-Viscoplastic Initial-Boundary Value Problem (September 1981)
- Nr. 29 Heinrich Oeynhausen:
Verzweigungslasten elastoplastisch deformierter, dickwandiger Kreiszyylinder unter Innendruck und Axialkraft (November 1981)
- Nr. 30 F.-J. Biehl:
Zweiseitige Eingrenzung von Feldgrößen beim einseitigen Kontaktproblem (Dezember 1981)
- Nr. 31 Maria K. Duszek:
Foundations of the Non-Linear Plastic Shell Theory (Juni 1982)
- Nr. 32 Reinhard Piltner:
Spezielle finite Elemente mit Löchern, Ecken und Rissen unter Verwendung von analytischen Teillösungen (Juli 1982)

- Nr. 33 Petrisor Mazilu:
Variationsprinzip der Thermoplastizität
I. Wärmeausbreitung und Plastizität (Dezember 1982)
- Nr. 34 Helmut Stumpf:
Unified Operator Description, Nonlinear Buckling and Post-Buckling Analysis of Thin
Elastic Shells (Dezember 1982)
- Nr. 35 Bernd Kaempf:
Ein Exremal-Variationsprinzip für die instationäre Wärmeleitung mit einer Anwendung auf
thermoelastische Probleme unter Verwendung der finiten Elemente (März 1983)
- Nr. 36 Alfred Kraft:
Zum methodischen Entwurf mechanischer Systeme im Hinblick auf optimales
Schwingungsverhalten (Juli 1983)
- Nr. 37 Petrisor Mazilu:
Variationsprinzip der Thermoplastizität
II. Gekoppelte thermomechanische Prozesse (August 1983)
- Nr. 38 Klaus-Detlef Mickley:
Punktweise Eingrenzung von Feldgrößen in der Elastomechanik und ihre numerische
Realisierung mit Fundamental-Splinefunktionen (November 1983)
- Nr. 39 Lutz-Peter Nolte:
Beitrag zur Herleitung und vergleichende Untersuchung geometrisch nichtlinearer
Schalentheorien unter Berücksichtigung großer Rotationen (Dezember 1983)
- Nr. 40 Ulrich Blix:
Zur Berechnung der Einschnürung von Zugstäben unter Berücksichtigung thermischer
Einflüsse mit Hilfe der Finite-Element-Methode (Dezember 1983)
- Nr. 41 Peter Becker:
Zur Berechnung von Schallfeldern mit Elementmethoden (Februar 1984)
- Nr. 42 Diemar Bouchard:
Entwicklung und Anwendung eines an die Diskrete-Fourier-Transformation angepaßten
direkten Algorithmus zur Bestimmung der modalen Parameter linearer
Schwingungssysteme (Februar 1984)
- Nr. 43 Uwe Zdebel:
Theoretische und experimentelle Untersuchungen zu einem thermo-plastischen Stoffgesetz
(Dezember 1984)
- Nr. 44 Jan Kubik:
Thermodiffusion Flows in a Solid with a Dominant Constituent (April 1985)
- Nr.45 Horst J. Klepp:
Über die Gleichgewichtslagen und Gleichgewichtsbereiche nichtlinearer autonomer
Systeme (Juni 1985)
- Nr. 46 J. Makowsky/L.-P. Nolte/H. Stumpf:
Finite In-Plane Deformations of Flexible Rods - Insight into Nonlinear Shell Problems (Juli
1985)
- Nr. 47 Franz Karl Labisch:
Grundlagen einer Analyse mehrdeutiger Lösungen nichtlinearer Randwertprobleme der
Elastostatik mit Hilfe von Variationsverfahren (August 1985)
- Nr. 48 J. Chroscielewski/L.-P. Nolte:
Strategien zur Lösung nichtlinearer Probleme der Strukturmechanik und ihre modulare
Aufbereitung im Konzept MESY (Oktober 1985)

- Nr. 49 Karl-Heinz Bürger:
Gewichtsoptimierung rotationssymmetrischer Platten unter instationärer Erregung
(Dezember 1985)
- Nr. 50 Ulrich Schmid:
Zur Berechnung des plastischen Setzens von Schraubenfedern (Februar 1987)
- Nr. 51 Jörg Frischbier:
Theorie der Stoßbelastung ortotroper Platten und ihr experimentelle Überprüfung am
Beispiel einer unidirektional verstärkten CFK-Verbundplatte (März 1987)
- Nr. 52 W. Tampczynski:
Strain history effect in cyclic plasticity (Juli 1987)
- Nr. 53 Dieter Weichert:
Zum Problem geometrischer Nichtlinearitäten in der Plastizitätstheorie (Dezember 1987)
- Nr. 54 Heinz Antes/Thomas Meise/Thomas Wiebe:
Wellenausbreitung in akustischen Medien
Randelement-Prozeduren im 2-D Frequenzraum und im 3-D Zeitbereich (Januar 1988)
- Nr. 55 Wojciech Pietraszkiewicz:
Geometrically non-linear theories of thin elastic shells (März 1988)
- Nr. 56 Jerzy Makowski/Helmut Stumpf:
Finite strain theory of rods (April 1988)
- Nr. 57 Andreas Pape:
Zur Beschreibung des transienten und stationären Verfestigungsverhaltens von Stahl mit
Hilfe eines nichtlinearen Grenzflächenmodells (Mai 1988)
- Nr. 58 Johannes Groß-Weege:
Zum Einspielverhalten von Flächentragwerken (Juni 1988)
- Nr. 59 Peihua LIU:
Optimierung von Kreisplatten unter dynamischer nicht rotationssymmetrischer Last (Juli
1988)
- Nr. 60 Reinhard Schmidt:
Die Anwendung von Zustandsbeobachtern zur Schwingungsüberwachung und
Schadensfrüherkennung auf mechanische Konstruktionen (August 1988)
- Nr. 61 Martin Pitzer:
Vergleich einiger FE-Formulierungen auf der Basis eines inelastischen Stoffgesetzes (Juli
1988)
- Nr. 62 Jerzy Makowski/Helmut Stumpf:
Geometric structure of fully nonlinear and linearized Cosserat type shell theory (Dezember
1988)
- Nr. 63 O. T. Bruhns:
Große plastische Formänderungen - Bad Honnef 1988 (Januar 1989)
- Nr. 64 Khanh Chau Le/Helmut Stumpf/Dieter Weichert:
Variational principles of fracture mechanics (Juli 1989)
- Nr. 65 Guido Obermüller:
Ein Beitrag zur Strukturoptimierung unter stochastischen Lasten (Juni 1989)

- Nr. 66 Herbert Diehl:
Ein Materialmodell zur Berechnung von Hochgeschwindigkeitsdeformationen metallischer Werkstoffe unter besonderer Berücksichtigung der Schädigung durch Scherbänder (Juni 1989)
- Nr. 67 Michael Geis:
Zur Berechnung ebener, elastodynamischer Rißprobleme mit der Randelementmethode (November 1989)
- Nr. 68 Günter Renker:
Zur Identifikation nichtlinearer struktureller Systeme (November 1989)
- Nr. 69 Berthold Schieck:
Große elastische Dehnungen in Schalen aus hyperelastischen inkompressiblen Materialien (November 1989)
- Nr. 70 Frank Szepan:
Ein elastisch-viskoplastisches Stoffgesetz zur Beschreibung großer Formänderungen unter Berücksichtigung der thermomechanischen Kopplung (Dezember 1989)
- Nr. 71 Christian Scholz:
Ein Beitrag zur Gestaltoptimierung druckbelasteter Rotationsschalen (Dezember 1989)
- Nr. 72 J. Badur/H. Stumpf:
On the influence of E. and F. Cosserat on modern continuum mechanics and field theory (Dezember 1989)
- Nr. 73 Werner Fornefeld:
Zur Parameteridentifikation und Berechnung von Hochgeschwindigkeitsdeformationen metallischer Werkstoffe anhand eines Kontinuums-Damage-Modells (Januar 1990)
- Nr. 74 J. Saczuk/H. Stumpf:
On statical shakedown theorems for non-linear problems (April 1990)
- Nr. 75 Andreas Feldmüller:
Ein thermoplastisches Stoffgesetz isotrop geschädigter Kontinua (April 1991)
- Nr. 76 Ulfert Rott:
Ein neues Konzept zur Berechnung viskoplastischer Strukturen (April 1991)
- Nr. 77 Thomas Heinrich Pingel:
Beitrag zur Herleitung und numerischen Realisierung eines mathematischen Modells der menschlichen Wirbelsäule (Juli 1991)
- Nr. 78 O. T. Bruhns:
Große plastische Formänderungen - Bad Honnef 1991 (Dezember 1991)
- Nr. 79 J. Makowski/J. Chroscielewski/H. Stumpf:
Computational Analysis of Shells Undergoing Large Elastic Deformation
Part I: Theoretical Foundations
- Nr. 80 J. Chroscielewski/J. Makowski/H. Stumpf:
Computational Analysis of Shells Undergoing Large Elastic Deformation
Part II: Finite Element Implementation
- Nr. 81 R. H. Frania/H. Waller:
Entwicklung und Anwendung spezieller finiter Elemente für Kerbspannungsprobleme im Maschinenbau (Mai 1992)
- Nr. 82 B. Bischoff-Beiermann:
Zur selbstkonsistenten Berechnung von Eigenspannungen in polykristallinem Eis unter Berücksichtigung der Monokristallanisotropie (Juli 1992)

- Nr. 83 J. Pohé:
Ein Beitrag zur Stoffgesetzentwicklung für polykristallines Eis (Februar 1993)
- Nr. 84 U. Kikillus:
Ein Beitrag zum zyklischen Kriechverhalten von Ck 15 (Mai 1993)
- Nr. 85 T. Guo:
Untersuchung des singulären Rißspitzenfeldes bei stationärem Rißwachstum in verfestigendem Material (Juni 1993)
- Nr. 86 Achim Menne:
Identifikation der dynamischen Eigenschaften von hydrodynamischen Wandlern (Januar 1994)
- Nr. 87 Uwe Folchert:
Identifikation der dynamischen Eigenschaften Hydrodynamischer Kopplungen (Januar 1994)
- Nr. 88 Jörg Körber:
Ein verallgemeinertes Finite-Element-Verfahren mit asymptotischer Stabilisierung angewendet auf viskoplastische Materialmodelle (April 1994)
- Nr. 89 Peer Schieße:
ein Beitrag zur Berechnung des Deformationsverhaltens anisotrop geschädigter Kontinua unter Berücksichtigung der thermoplastischen Kopplung (April 1994)
- Nr. 90 Egbert Schopphoff:
Dreidimensionale mechanische Analyse der menschlichen Wirbelsäule (Juli 1994)
- Nr. 91 Christoph Beerens:
Zur Modellierung nichtlinearer Dämpfungsphänomene in der Strukturmechanik (Juli 1994)
- Nr. 92 K. C. Le/H. Stumpf:
Finite elastoplasticity with microstructure (November 1994)
- Nr. 93 O. T. Bruhns:
Große plastische Formänderungen - Bad Honnef 1994 (Dezember 1994)
- Nr. 94 Armin Lenzen:
Untersuchung von dynamischen Systemen mit der Singulärwertzerlegung - Erfassung von Strukturveränderungen (Dezember 1994)
- Nr. 95 J. Makowski/H. Stumpf:
Mechanics of Irregular Shell Structures (Dezember 1994)
- Nr. 96 J. Chroscielewski/J. Makowski/H. Stumpf:
Finite Elements for Irregular Nonlinear Shells (Dezember 1994)
- Nr. 97 W. Krings/A. Lenzen/u. a.:
Festschrift zum 60. Geburtstag von Heinz Waller (Februar 1995)
- Nr. 98 Ralf Podleschny:
Untersuchung zum Instabilitätsverhalten scherbeanspruchter Risse (April 1995)
- Nr. 99 Bernd Westerhoff:
Eine Untersuchung zum geschwindigkeitsabhängigen Verhalten von Stahl (Juli 1995)
- Nr. 100 Marc Mittelbach:
Simulation des Deformations- und Schädigungsverhaltens beim Stoßversuch mit einem Kontinuums-Damage-Modell (Dezember 1995)

- Nr. 101 Ulrich Hoppe:
Über grundlegende Konzepte der nichtlinearen Kontinuumsmechanik und Schalentheorie
(Mai 1996)
- Nr. 102 Marcus Otto:
Erweiterung des Kaustikenverfahrens zur Analyse räumlicher Spannungskonzentrationen
(Juni 1996)
- Nr. 103 Horst Lanzerath:
Zur Modalanalyse unter Verwendung der Randelementemethode
(Juli 1996)
- Nr. 104 Andreas Wichtmann
Entwicklung eines thermodynamisch konsistenten Stoffgesetzes zur Beschreibung der
Reckalterung (August 1996)
- Nr. 105 Bjarne Fosså
Ein Beitrag zur Fließflächenmessung bei vorgedehnten Stoffen (Oktober 1996)
- Nr. 106 Khanh Cha Le:
Kontinuumsmechanisches Modellieren von Medien mit veränderlicher Mikrostruktur
(Dezember 1996)
- Nr. 107 Holger Behrens:
Nichtlineare Modellierung und Identifikation hydrodynamischer Kupplungen mit allge-
meinen diskreten Modellansätzen (Januar 1997)
- Nr. 108 Johannes Moosheimer:
Gesteuerte Schwingungsdämpfung mit Elektrorheologischen Fluiden (Juli 1997)
- Nr. 109 Dirk Klaus Anding:
Zur simultanen Bestimmung materialabhängiger Koeffizienten inelastischer Stoffgesetze
(Oktober 1997)
- Nr. 110 Stephan Weng:
Ein Evolutionsmodell zur mechanischen Analyse biologischer Strukturen
(Dezember 1997)
- Nr. 111 Michael Straßberger:
Aktive Schallreduktion durch digitale Zustandsregelung der Strukturschwingungen mit
Hilfe piezo-keramischer Aktoren (Dezember 1997)
- Nr. 112 Hans-Jörg Becker:
Simulation des Deformationsverhaltens polykristallinen Eisens auf der Basis eines
monokristallinen Stoffgesetzes (Dezember 1997)
- Nr. 113 Thomas Nerzak:
Modellierung und Simulation der Ausbreitung adiabatischer Scherbänder in metallischen
Werkstoffen bei Hochgeschwindigkeitsdeformationen (Dezember 1997)
- Nr. 114 O. T. Bruhns:
Große plastische Formänderungen (März 1998)
- Nr. 115 Jan Steinhausen:
Die Beschreibung der Dynamik von Antriebssträngen durch Black-Box-Modelle
hydrodynamischer Kupplungen (August 1998)
- Nr. 116 Thomas Pandorf:
Experimentelle und numerische Untersuchungen zur Kerbspitzenbeanspruchung bei
schlagbelasteten Biegeproben (August 1998)

- Nr. 117 Claus Oberste-Brandenburg:
Ein Materialmodell zur Beschreibung der Austenit-Martensit Phasentransformation unter Berücksichtigung der transformationsinduzierten Plastizität (Juni 1999)
- Nr. 118 Michael Märtens:
Regelung mechanischer Strukturen mit Hilfe piezokeramischer Stapelaktoren (Dezember 1999)
- Nr. 119 Dirk Kamarys:
Detektion von Systemveränderungen durch neue Identifikationsverfahren in der experimentellen Modalanalyse (Dezember 1999)
- Nr. 120 Wolfgang Hiese
Gültigkeitskriterien zur Bestimmung von Scherbruchzähigkeiten (Januar 2000)
- Nr. 121 Peter Jaschke
Mathematische Modellierung des Betriebsverhaltens hydrodynamischer Kupplungen mit hybriden Modellansätzen (Februar 2000)
- Nr. 122 Stefan Müller
Zum Einsatz von semi-aktiven Aktoren zur optimalen Schwingungsreduktion in Tragwerken (Februar 2000)

**Mitteilungen aus dem Institut für Mechanik
RUHR-UNIVERSITÄT BOCHUM
Nr. 120**