

Mechanische Werkstoffprüfung – klassische Verfahren und neue Entwicklungen

Vorlesung Abt. IID/SS02

Dozent: Dr. H.J. Schindler
schindler@mat-tec.ch

TEIL I: BRUCHMECHANISCHE ZÄHIGKEITSPRÜFUNG

1. Einleitung

1.1. Ablauf eines Bruchs

Ein Bruch eines Bauteils aus einer Ingenieurkonstruktion ist nur in seltenen Fällen allein auf eine mechanische Überbelastung bzw. eine Unterdimensionierung zurückzuführen. Vielmehr ist er im Allgemeinen das Resultat verschiedener sequentiell ablaufender Schädigungsprozesse, die eine gewisse Zeit dauern, oft Jahre oder Jahrzehnte, manchmal aber auch nur Tage oder Wochen. Der allgemeine Ablauf eines Bruchs ist in Fig. 1.1 gezeigt: In einer ersten Phase ist die Materialschädigung durch die Umgebungsbedingungen oder die Beanspruchung im allgemeinen noch globaler Natur, wie beispielsweise flächenhafter Korrosionsabtrag, globale Materialermüdung oder übermässige plastische Deformation. Viele dieser Schädigungsprozesse tendieren nach einem bestimmten Schädigungsgrad zur Lokalisierung, d.h. sie konzentrieren sich auf die Zonen, die schon am stärksten geschädigt sind. Damit beginnt die Phase der Rissbildung, in deren weiterem Verlauf sich meistens einer der oft zahlreichen Risskeime als Hauptriss herausbildet, an dessen Spitze dann die weitere Schädigung beschleunigt abläuft.

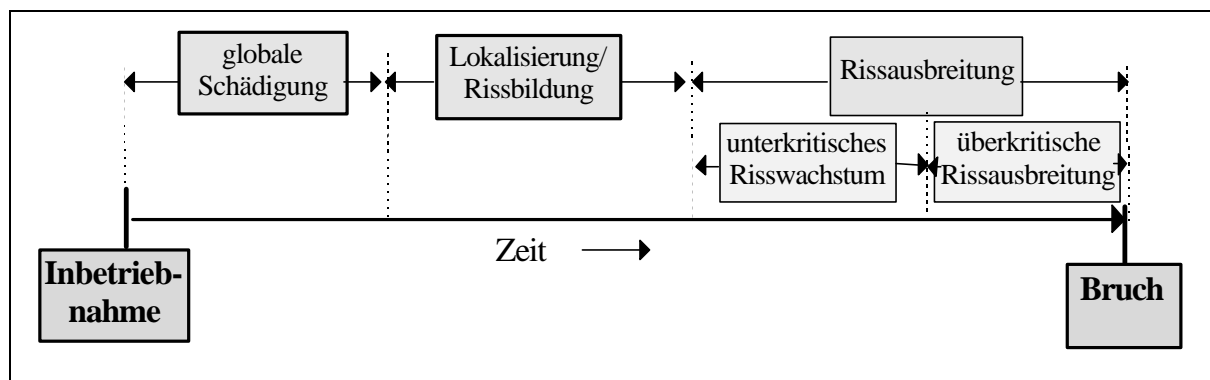


Fig. 1.1: Allgemeiner zeitlicher Ablauf des Bruchs eines Bauteils

Darauf folgt die Phase der Rissausbreitung (Fig. 1.2). Anfänglich bedarf es - neben der mechanischen Belastung des Materials an der Risspitze durch konzentrierte Spannungen und Dehnungen - noch zusätzlicher nicht-mechanischer Schädigungsprozesse wie Korrosion, Kriechen und/oder Ermüdung, um den Riss wachsen zu lassen. Diese Phase nennt man das unterkritische Risswachstum. Mit zunehmender Risstiefe (und entsprechend abnehmendem Restquerschnitt) steigt die mechanische Beanspruchung des Risses, wodurch das Risswachstum beschleunigt wird. Bei einer gewissen Risslänge ist die kritische mechanische Rissbeanspruchung erreicht, d.h. der Riss breitet sich nun allein infolge der lokalen mechanischen Beanspruchung aus. Hierbei können entweder die Spannungen (spannungsinduzierte Rissausbreitung) oder die plastischen Dehnungen

(dehnungsinduzierte Rissausbreitung) massgebend sein. Wegen der unterschiedlichen Bruchverläufe ist in dieser Phase noch die Unterscheidung zwischen stabiler und instabiler Rissausbreitung von praktischer Bedeutung. Überkritisch-instabile Risse breiten sich unkontrolliert aus und führen zum plötzlichen, schlagartigen Versagen des Bauteils, während sich überkritisch-stabile Risse nur bei einer weiteren Laststeigerung, "lastkontrolliert", ausbreiten, so dass eine gewisse Tragfähigkeit des betroffenen Bauteils bis zuletzt noch erhalten bleibt. Überkritisch-stabile Rissysteme findet man im Allgemeinen nur bei verschiebungskontrollierter Belastung.

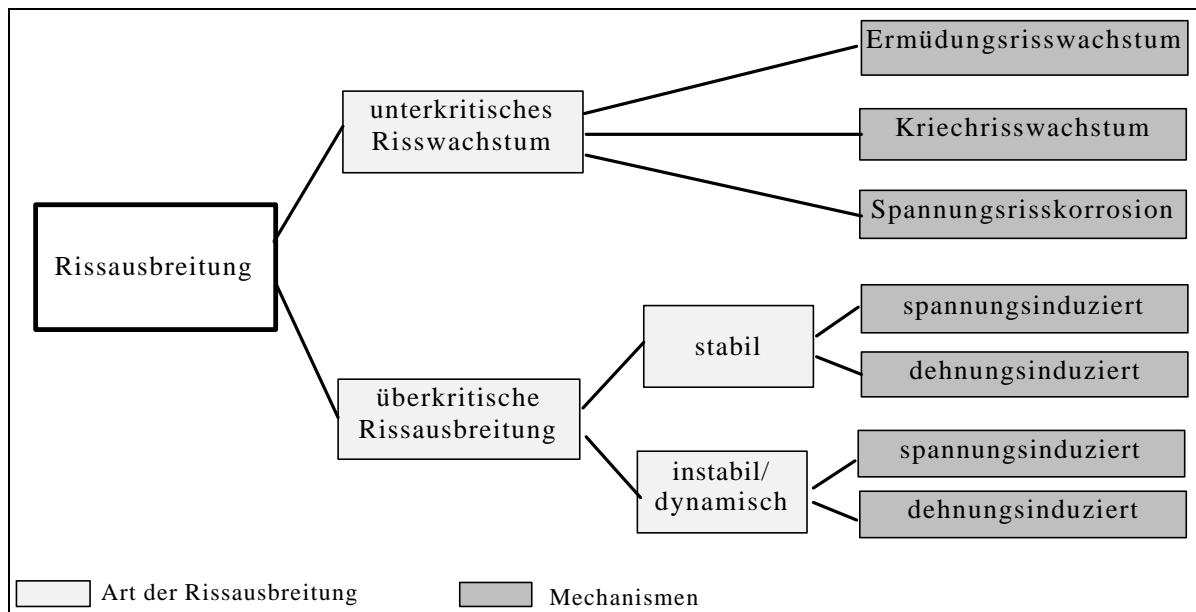


Fig. 1.2: Einteilung der Rissausbreitungsprozesse in Arten und Mechanismen

In der Phase der Rissausbreitung versagen die Berechnungsmethoden der klassischen Festigkeitslehre und Ermüdungsberechnung. Als Instrument zur theoretischen Behandlung dieser Phase wurde die Bruchmechanik entwickelt.

1.2. Grundproblematik scharf gekerbter oder rissbehafteter Körper

Ein Riss stellt den Grenzfall einer „unendlich“ scharfen Kerbe dar. Eine kerbförmige geometrische Störung der Oberflächenform eines Festkörpers erzeugt eine lokale Spannungskonzentration. Gemäss der Kerbspannungslehre ergibt sich im Kerbgrund, eine Spannung von

$$\sigma_K = \alpha_K \cdot \sigma_N \quad (1.1)$$

wobei α_K den elastischen Kerbfaktor und σ_N die Netto-Spannung im gekerbten Querschnitt bezeichnet (Fig. 1.3). Der Kerbfaktor ist für verschiedene Geometrien bekannt und hängt im Wesentlichen von der Kerbtiefe a und dem Kerbradius ρ ab. Für scharfe Kerben ($\rho \ll a$) gilt die Proportionalität

$$\alpha_K \propto \frac{1}{\sqrt{r}} \quad (1.2)$$

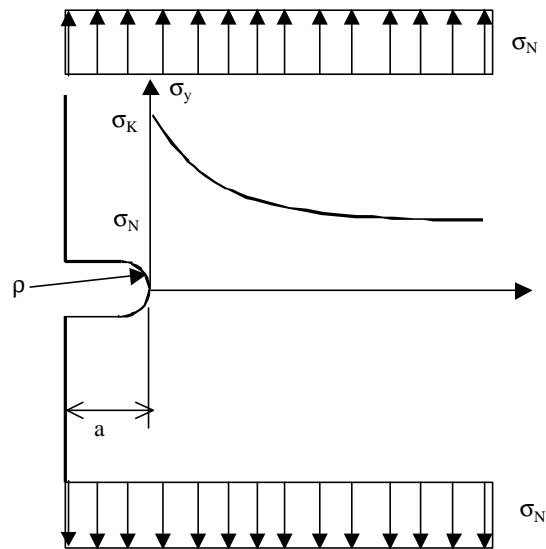


Fig. 1.3. Schematische Darstellung der Spannungskonzentration an einer Kerbe.

Aus (1.2) ist ersichtlich, dass σ_K für $\rho \rightarrow 0$. Das heisst, dass die Spannungen in jedem Fall in den nichtlinearen Bereich des materialgesetztes kommen und damit die elastische Theorie, auf der (1.1) basiert, ihre Gültigkeit verliert. Gemäss einer semi-empirischen Erweiterung der Kerbspannungslehre für nichtlineares Materialverhalten gilt näherungsweise

$$\mathbf{s}_K = \mathbf{a}_{Ks} \cdot \mathbf{s}_N \tag{1.3a}$$

$$\mathbf{e}_K = \mathbf{a}_{Ke} \cdot \frac{\mathbf{s}_N}{E} \tag{1.3b}$$

wobei

$$\mathbf{a}_{Ks} \cdot \mathbf{a}_{Ke} = \mathbf{a}_K^2 \tag{1.3c}$$

Darin bezeichnet ϵ_K die lokale Dehnung im Kerbgrund. Aus (1.2) und (1.3) lässt sich erkennen, dass für $\rho \rightarrow 0$ bei begrenzter maximaler Spannung $\epsilon_K \rightarrow \infty$ strebt. Damit ist die Linearisierung der kinematischen Zusammenhänge zwischen Verschiebungen und Dehnungen nicht mehr zulässig. Auch stellen sich lokal relativ grosse Verschiebungen ein, die dazu führen, dass ρ abhängig von der äusseren Belastung σ_N , die Problemstellung also geometrisch nichtlinear wird. Die ausgeprägten Dehnungsgradienten führen zu lastabhängiger lokaler Mehrachsigkeit. Neben diesen mehrfachen Nichtlinearitäten können sich bei gewissen Werkstoffen zusätzliche Phänomene der dehnungsinduzierten Anisotropie und lokalen Schädigung durch Poren- oder Mikrorissbildung einstellen. Problemstellungen mit einer derartigen Kumulation von Nichtlinearen Phänomenen und weiteren Erschwernissen der theoretischen Beschreibung lässt sich mit den herkömmlichen Methoden der Festigkeitslehre nicht mehr mit vertretbarem Aufwand theoretisch erfassen, weder analytisch noch numerisch. Die Zone, in der die komplexen Bruchprozesse ablaufen, ist somit theoretisch im Detail nicht beschreibbar.

1.3. Logische Struktur der Bruchmechanik

Problemstellungen der im vorhergehenden Kapitel geschilderten Art analytisch zu beschreiben ist die Aufgabe der Bruchmechanik. Sie stellt die theoretische Verbindung her zwischen den lokalen Bruchprozessen, die letztlich für das Versagen verantwortlich sind, und den globalen Systemgrößen wie äussere Belastung und makroskopische Bauteilgeometrie, die aus praktischer Sicht vor allem interessieren. Die dazu benötigte logische Struktur lässt sich als Gebäude darstellen, das die globalen Systemgrößen (Bauteilform, äussere Kräfte, Verschiebungen) auf dem komplexen, vielfältigen und im Detail nur unvollständig bekannten "Baugrund" des lokalen Versagensverhaltens des Materials abstützt (Fig. 1.4). Das Fundament dieses Turms bildet die Hypothese, dass sich die Bruchprozesszone in der Nähe einer Risspitze weitgehend "autonom" verhält. Diese weitgehend auf physikalischer Intuition gründende Hypothese lässt sich mit mikro-mechanischen Modellrechnungen bestätigen. Sie besagt, dass die mikro-mechanischen Abläufe eines Risswachstums nicht wesentlich von bauteilspezifischen Parameter (Bauteilform, Rissgrösse, Lastarten) beeinflusst werden, sondern einem bestimmten, materialspezifischen Muster folgen, das sich nur nach den lokalen Gegebenheiten an der Risspitze richtet.

Die Tragstruktur des Turms enthält drei Zwischenebenen: Die untere besteht aus lokalen Rissbeanspruchungsparametern, die in der Lage sind, die komplexen mikro-mechanischen Prozesse der Rissausbreitung pauschal zu charakterisieren und das Rissverhalten zu kontrollieren, also beispielsweise darüber entscheiden, ob ein Riss stabil ist oder wächst, und wie schnell er allenfalls wächst. Aufgrund der Hypothese der Autonomie der Rissprozesszone kann davon ausgegangen werden, dass diese Parameter übertragbar sind, d.h. dass sich Risse im gleichen Material bei gleichem Wert des betrachteten Parameters gleich verhalten. Somit lässt sich aufgrund des Verhaltens eines Risses in einer Laborprobe auf das Verhalten eines Risses in einem Bauteil schliessen. Die mittlere Zwischenebene wird aus den globalen Rissbeanspruchungsparametern gebildet. Dies sind Parameter, die ebenfalls den Beanspruchungszustand eines Risses charakterisieren und dabei einerseits mit den lokalen Parametern, andererseits auch mit den globalen Systemgrößen in fester mathematischer Verbindung stehen. Zwischen dieser Ebene und der obersten Plattform liegt die Ebene der Beanspruchungsparameter der ungerissenen Struktur, also Spannungen und Dehnungen, die mit der klassischen Festigkeitslehre zu berechnen sind. Stabilisiert wird dieser Turm durch theoretische und experimentell abgesicherte Beziehungen zwischen den verschiedenen Ebenen.

Dieses theoretische Gebäude der Bruchmechanik ermöglicht es, mit angemessenem Aufwand die lokalen mikromechanischen Vorgänge an der Risspitze und die globalen Systemgrößen, also den äusseren Lasten und der Bauteilform, miteinander in Beziehung zu bringen. Rissprobleme lassen sich dadurch auf dem Niveau der globalen Parameter behandeln, ein Abstieg in die Tiefen des lokalen Bruchverhaltens erübrigt sich in den meisten praktischen Fällen. Eine ingenieurmässige bruchmechanische Analyse spielt sich im allgemeinen denn auch auf den obersten drei Etagen dieses theoretischen Gebäudes ab.

Bemerkenswerterweise ist dank der Bruchmechanik die Phase der Rissausbreitung nun sogar besser theoretisch beschreibbar und damit zur deterministischen Berechnung besser geeignet als die vorausgehende Phase der Rissbildung, die stark von zufälligen lokalen Gegebenheiten bestimmt wird und der deshalb praktisch nur mit statistischen und empirischen Methoden beizukommen ist. In der Bruchmechanik macht man deshalb aus der Not insofern eine Tugend, als man postuliert, dass an der kritischen Stelle eines Bauteils immer ein Riss vorhanden sein kann und deshalb im Sicherheitsnachweis zu berücksichtigen ist. Dies kann ein real festgestellter oder ein im Sinn eines "Worst-Case"-Szenarios anzunehmender hypothetischer Riss sein, beispielsweise der grösstmögliche, der bei der Materialkontrolle übersehen worden sein könnte. Der Sicherheitsnachweis für das Bauteil besteht sodann darin, theoretisch oder allenfalls experimentell

zu zeigen, dass dieser Riss innerhalb der Auslegungs-Lebensdauer bzw. innerhalb der vorgesehenen Inspektionsintervalle des Bauteils nicht zum katastrophalen Bruch anwachsen kann.

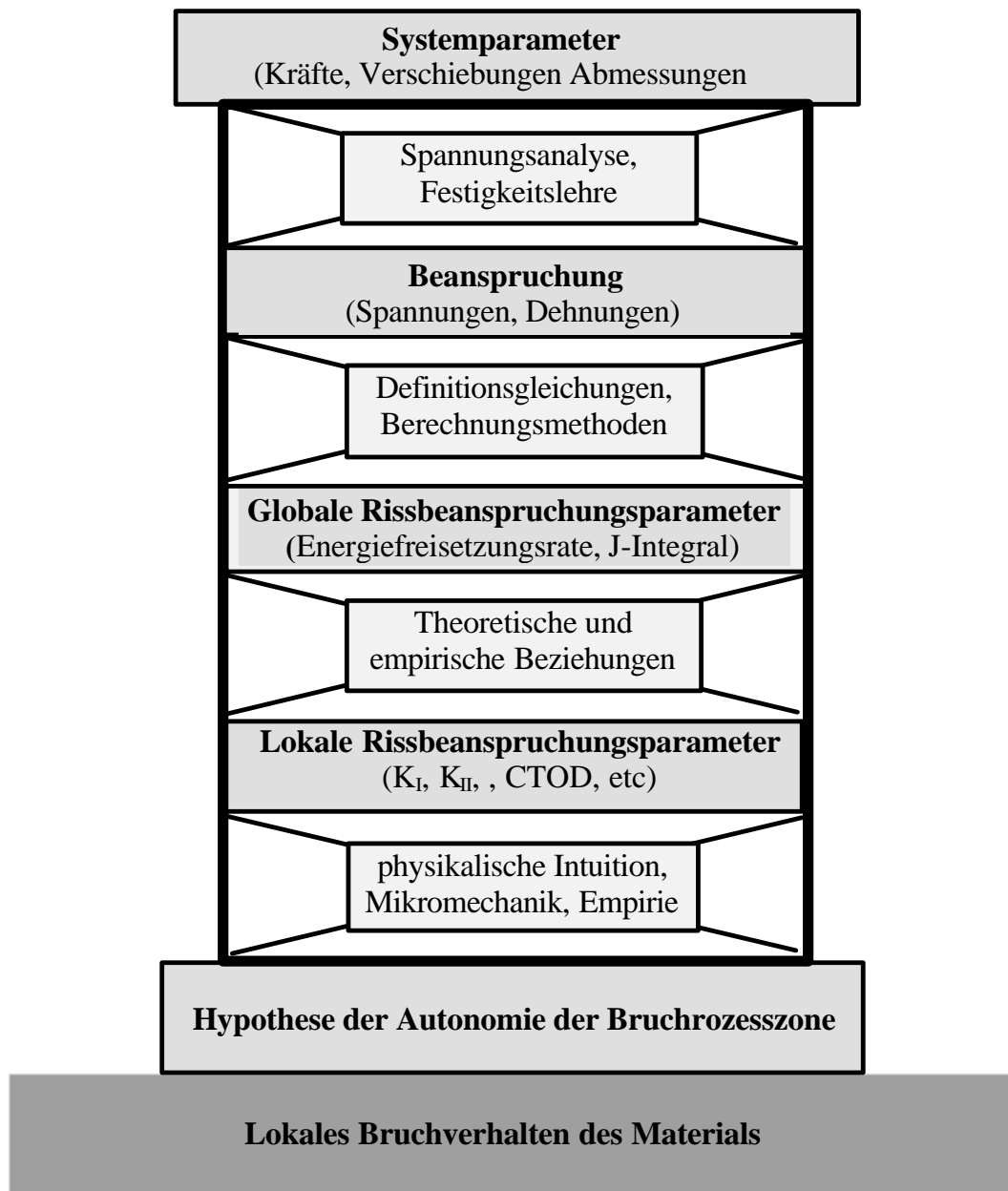


Fig. 1.4: Logische Struktur der Bruchmechanik

2. Elemente der technischen Bruchmechanik

In diesem Abschnitt werden die wichtigsten bruchmechanischen Parameter definiert und kurz charakterisiert. Für eine detaillierte Herleitung wird auf die Vorlesung „Grundlagen der Bruchmechanik“ des Autors verwiesen.

2.1. Lokale Rissbeanspruchungsparameter

2.1.1 Spannungsintensitätsfaktor

Es lässt sich zeigen, dass die Verteilung der Spannungen in der Nähe der Risspitze für alle Riss- und Bauteilformen die gleiche ist. Nur die Stärke dieses Spannungsfelds richtet sich nach den speziellen Gegebenheiten des betrachteten Systems, also nach der Belastung, Form und Grösse des Bauteils. Beispielsweise der Verlauf der y -Spannungen auf der x -Achse (Rissrichtung) folgt immer der Beziehung

$$\mathbf{s}_y(x, y=0) = \frac{K_I}{\sqrt{2\mathbf{p} \cdot x}} \quad (2.1)$$

wobei x den Abstand von der Risspitze bezeichnet (vgl. Fig. 2.1). Der Faktor K_I , der von der globalen Belastung und Geometrie des Bauteils sowie der Rissgeometrie abhängt, wird als Spannungsintensitätsfaktor (SIF) bezeichnet. Beispielsweise für den in Fig. 2.2 betrachteten Randriss der Länge a in einer grösseren Scheibe gilt

$$K_I = 1.12 \cdot \mathbf{s} \cdot \sqrt{\mathbf{p}a} \quad (2.2)$$

Für andere Bauteil- und Rissgeometrien, wie in Fig. 2.1 als schematisches Beispiel eines Risses in einer beliebigen Scheibe gezeigt, lässt sich K_I allgemein als

$$K_I = \frac{F}{B} \cdot \sqrt{\mathbf{p}a} \cdot Y(a, \text{Geometrie}) \quad (2.3)$$

angeben. Hierbei bezeichnet F die als Einzelkraft angenommene Belastung, B die Dicke der Scheibe und $Y(a)$ eine von der Form und der Risstiefe a abhängige, dimensionslose Funktion. Der SIF für ein bestimmtes Rissystem lässt sich mit verschiedenen Methoden der numerischen Spannungsanalyse, beispielsweise mit der Methode der Finiten Elemente (FEM), berechnen, indem er aus den numerisch berechneten Spannungen durch Vergleich mit (1.3) identifiziert wird. Für eine Vielzahl typischer Riss- und Bauteilgeometrien findet man Lösungen für K_I (bzw. für $Y(a)$) in verschiedenen Handbüchern¹. Für die in der bruchmechanischen Materialprüfung am häufigsten verwendeten Proben finden sich einfache Näherungsformeln für K_I in Tab. 1.1.

¹ Handbücher für Spannungsintensitätsfaktoren:

- H. Tada, et al., «The Stress Analysis of Cracks Handbook», Del Research Corporation, Hellertown, Pennsylvania, 1973
- G.C. Sih, «Handbook of Stress-Intensity Factors», Lehigh University, Bethlehem, Pennsylvania, 1973

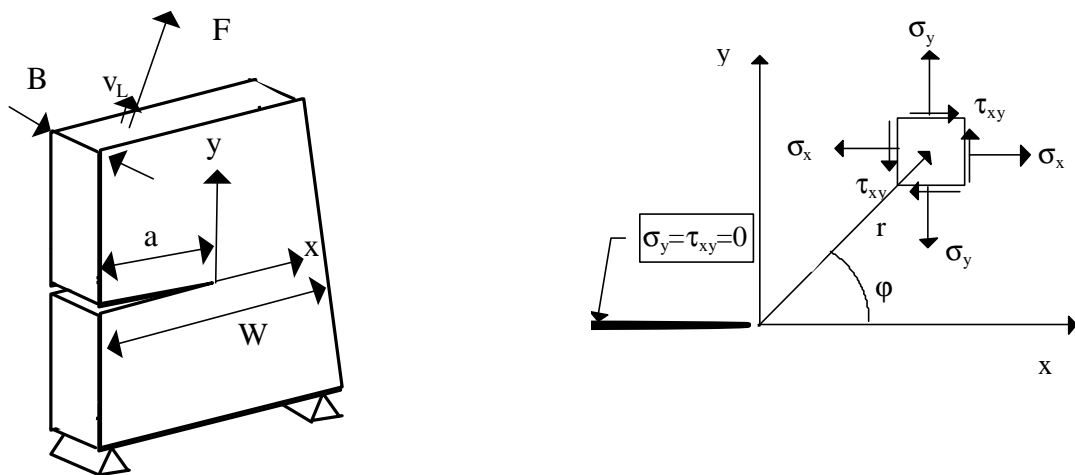


Fig. 2.1: Allgemeiner Körper mit Riss der Länge a unter einer beliebigen Kraft F (links) und lokale Darstellung der Spannungen in der Nähe einer Rissspitze (rechts)

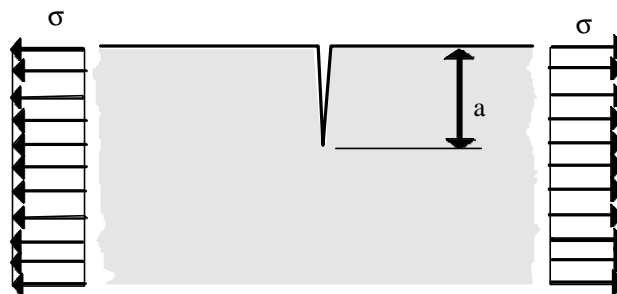


Fig. 2.2: Randriss in einer grösseren Scheibe unter einachsiger Spannung

K_I beschreibt lediglich den bezüglich der Rissfläche symmetrischen Anteil des lokalen Spannungsfelds ("Modus I" nach Fig. 2.3). Analoge Spannung-Teilfelder ergeben sich auch für den verbleibenden antisymmetrischen Teil der Beanspruchung ("Modus II") sowie den nicht-ebenen Schub („Modus III“). Dieser tritt auf, wenn das Bauteil im Querschnitt, der den Riss enthält (Schnitt $y=0$), auch eine Schubbeanspruchung zu übertragen hat. Der Kürze und Einfachheit halber wird im Folgenden nur der Belastungsmodus I betrachtet. Hinsichtlich Anwendungen auf die Berechnung des Risswachstums stellt dies nur eine geringe Beschränkung der Allgemeinheit dar, da sich bei praktisch allen Mechanismen des Risswachstums der wachsende Riss so orientiert, dass sich an der Rissspitze ein Spannungsfeld von praktisch reinem Modus I bildet. Auch hinsichtlich der Rissstabilität ist im Allgemeinen eine Modus-I-Situation die massgebende.

-
- D.P. Rooke, D.J. Cartwright, «Compendium of Stress-Intensity Factors», Her Majesty's Stationery Office, London, 1974
 - Y. Murakami, et al., Stress Intensity Factors Handbook, Pergamon Press, 1987

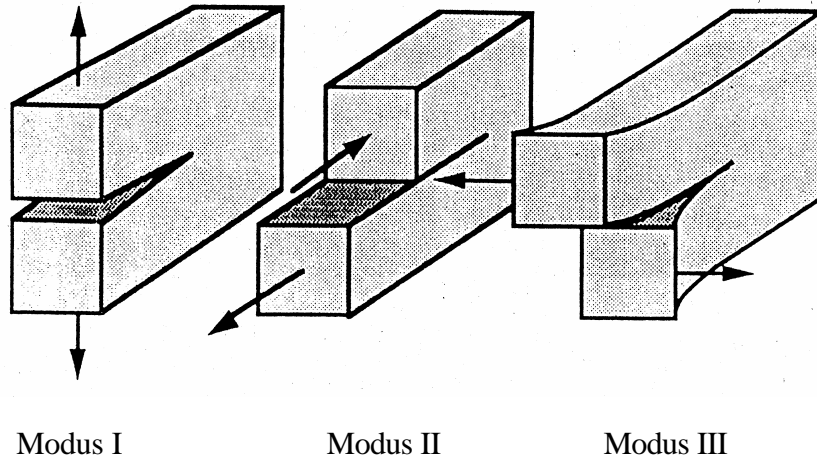


Fig. 2.3: Schematische Darstellung der drei Rissbeanspruchungsarten Modus I (symmetrische Rissöffnung), Modus II (Schub parallel zur Rissebene) und Modus III (Schub parallel zur Rissfront)

2.1.2. Plastische Zone

Die in (2.2) und (2.3) erkennbare Singularität der Spannungen an der Rissspitze (d.h. für $x \rightarrow 0$) sind auf das idealisierte Rissmodell mit punktförmiger Risspitze und ideal linear-elastischem Materialverhalten zurückzuführen. Ein realer Werkstoff reagiert auf solche Spannungsspitzen aber immer mit nichtlinearen Dehnungen, sei es in Form von plastischen Dehnungen (bei duktilen Werkstoffen) oder der Bildung von Mikrorissen (bei spröden Werkstoffen). In der Umgebung der Risspitze stellt sich jedenfalls eine Zone der Länge r_p ein, in der solche nichtlineare, bleibende Dehnungen auftreten ("plastische Zone", Fig. 2.4). Von der relativen Grösse dieser plastischen Zone hängt es ab, ob die Theorie der LEBM anwendbar ist oder nicht. Die Ausdehnung der plastischen Zone in Rissrichtung lässt sich mit guter Genauigkeit mit der Formel

$$r_p = \frac{P}{8} \left(\frac{K_I}{m \cdot R_p} \right)^2 \quad (2.4)$$

abschätzen. Hierin ist $m \cdot R_p$ als eine in der plastischen Zone wirkende mittlere Spannung zu interpretieren. Deren Wert hängt massgeblich von der Streckgrenze R_p und der Mehrachsigkeit, die sich im Faktor m niederschlägt, ab. Grobe Werte für m sind etwa

$$m = \begin{cases} \frac{R_{p0.2} + R_m}{2 \cdot R_p} & \text{für ESZ (d.h. } B < r_p) \\ 1.5 \cdot \frac{R_{p0.2} + R_m}{2 \cdot R_p} & \text{für EVZ (d.h. } B \gg r_p) \end{cases} \quad (2.5)$$

Ebener Spannungszustand (ESZ) liegt vor, wenn die Dicke B der Probe kleiner als r_p ist, ebener Verschiebungszustand (EVZ) für $B \gg r_p$.

Wie in Fig. 2.4 schematisch gezeigt hängt die Form der plastischen Zone von der Dicke der rissbehafteten Scheibe ab: Bei dünnen Scheiben (ESZ) ist sie von länglicher, bei dicken (EVZ) von fischschwanzförmiger Form.

Je nach Grösse der plastischen Zone im Vergleich zur Bauteilgrösse oder Risslänge spricht man von linear-elastischer Bruchmechanik (LEBM) oder elastisch-plastischer Bruchmechanik (EPBM). LEBM herrscht vor, wenn $r_p \ll a, W$, EPBM, wenn die plastische Zone so gross ist, dass dies nicht gilt.

2.1.3. Aufweitung der Risspitze (CTOD)

Die Bildung einer plastischen Zone ist mit einer gewissen plastischen (bleibenden) Aufweitung der Risspitze (siehe Fig. 2.4) verbunden. Die in Fig. 2.4 mit δ bezeichnete Rissöffnung ist deshalb ein wichtiger Parameter zur Charakterisierung der Rissbeanspruchung. So setzen beispielsweise duktile Reissvorgänge an der Risspitze bei einem bestimmten, materialabhängigen Wert δ_i ein.

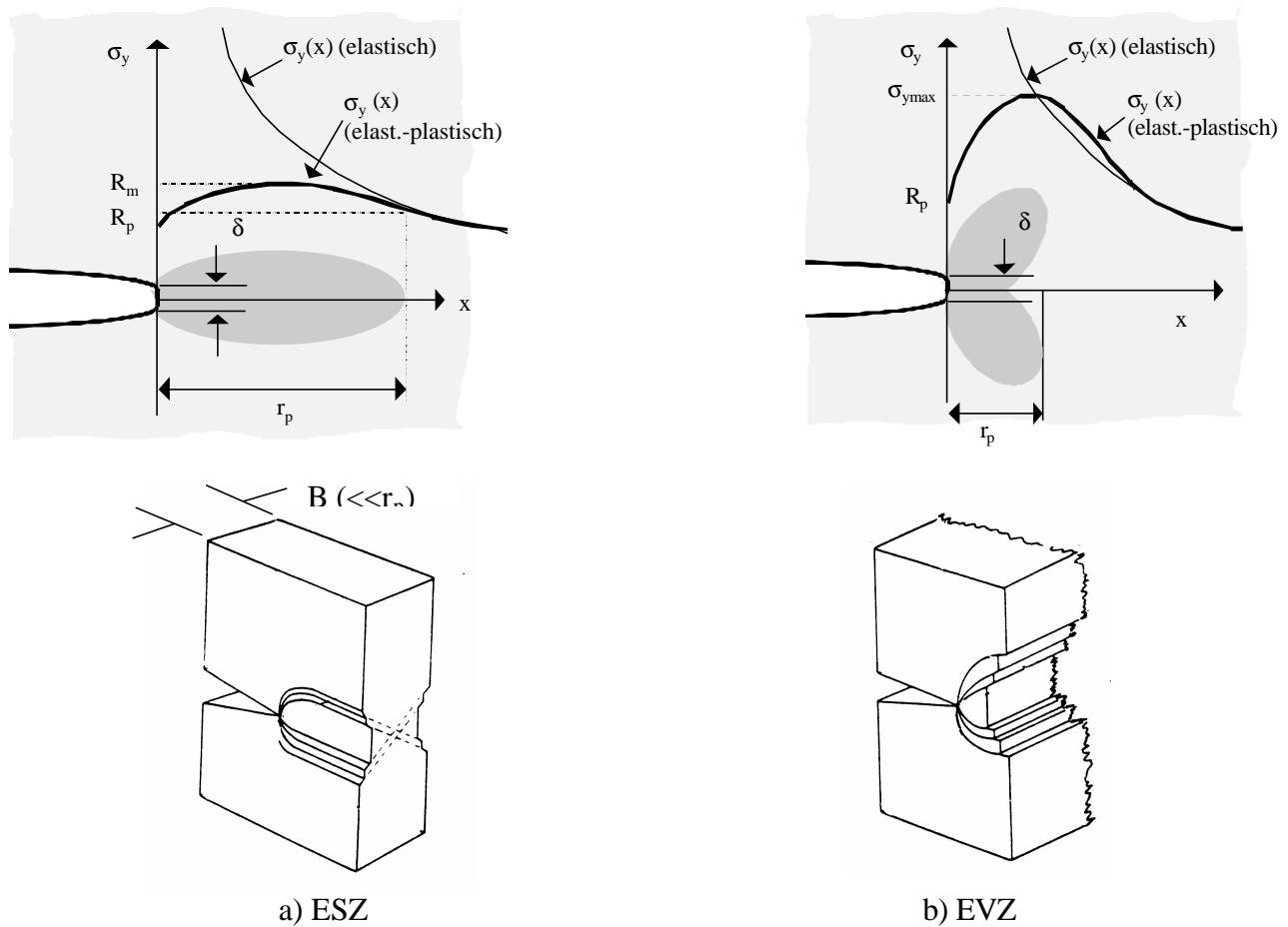


Fig. 2.4: Schematische Darstellung der Spannungsverteilung und der Rissöffnung δ (oben) sowie der plastischen Gleitlinien in der plastischen Zone unter ESZ (a) und EVZ (b).

Sofern die plastische Zone im Vergleich zu der Risslänge oder zum Restquerschnitt verschwindend klein ist, was praktisch etwa für

$$r_p < a/40 \text{ bzw. } < (W-a)/40 \quad (2.6)$$

wird δ vom Spannungsintensitätsfaktor K_I bestimmt. Der entsprechende Zusammenhang lautet

$$d \cong \frac{K_I^2 \cdot (1-n^2)}{E \cdot m \cdot R_p} \quad (2.7)$$

Die mathematisch exakten Beziehungen (2.4) und (2.7) machen verständlich, dass K_I auch bei lokalem plastischem Fließen, durch welches wie in Fig. 2.4 dargestellt die elastische Spannungsverteilung stark umgelagert wird, die Rissbeanspruchung dennoch charakterisiert, so dass K_I seine Gültigkeit als Rissbeanspruchungsparameter beibehält. Dies gilt allerdings nur für lokales plastisches Fließen, bei dem die Bedingung (2.6) erfüllt ist. Für grössere plastische Zonen bis zum vollplastischen Zustand ist δ analog aus dem J-Integral (siehe Abschnitt 2.2.2) zu berechnen:

$$d \cong \frac{J}{m \cdot R_p} \quad (2.8)$$

2.2. Globale Rissbeanspruchungsparameter

2.2.1 Energiefreisetzungsrates

Schon 1920 hat Griffith erkannt, dass die Rissstabilität in einem spröden Werkstoff nicht von der Höhe der lokalen Spannungen (die wie in Abschnitt 2.2 gezeigt, ohnehin über alle Grenzen ansteigen) abhängen kann, sondern vielmehr eine Frage der globalen Energiebilanz ist². Dazu betrachte man einen linear-elastischen, 2-dimensionalen Festkörper, der einen Riss der Länge a enthält (Fig. 2.1). Der Einfachheit halber wird angenommen, dass die äussere Last nur aus einer Einzelkraft F (bzw. der Verschiebung v_L des Kraftangriffspunkts in Krafrichtung) besteht (Fig. 2.1). Für diesen Körper lassen sich die elastisch gespeicherte Energie W_{el} folgend angeben:

$$W_{el} = F \cdot v_L(a)/2 \quad (2.9)$$

Bei einer Rissverlängerung um Δa unter konstant gehaltener Verschiebung nimmt die Kraft F_0 auf F_0' und damit W_{el} um ΔW_{el} ab (Fig. 2.5). Die pro Einheitsrisslänge freisetzbare Energie, die sogenannte Energiefreisetzungsrates G , ist als

$$G := - \frac{1}{B} \frac{dW_{el}}{da} \quad (2.10)$$

definiert und wird auch als „Risserweiterungskraft“ bezeichnet. Wie dieser Name sagt, quantifiziert G die „rissantreibende“ Wirkung des Systems.

Der Rissausbreitung entgegen wirkt der Materialwiderstand gegen das Reißen, nämlich die zur Bildung der neuen Rissflächen bzw. zur Trennung der entsprechenden Festkörperbindungen benötigte Energie G_R . Sie stellt dimensionsmässig eine Energiemenge pro Bruchfläche dar und charakterisiert

² A.A. Griffith, "The Phenomena of rupture and flow in solids", Philosophical Transactions of the Royal Soc. of London, Vol. A221, 1920, 163-193

den Materialwiderstand gegen Reissen. (In der Literatur wird anstelle von G_R meistens die sogenannte effektive Oberflächenenergie $\gamma_e (= G_R/2)$ betrachtet, die als Energie pro neu erzeugte Bruchfläche definiert ist.) Wird bei der Rissverlängerung mehr Energie freigesetzt als das Material zur Bildung der neuen Rissflächen benötigt (Auftrennung der entsprechenden Bindungen, lokale nichtlineare Verformungen), kann sich der Riss selbständig ausbreiten. Das Kriterium für eine selbständige Rissausbreitung (Rissstabilitätskriterium) lautet damit

$$G \geq G_R \quad (2.11)$$

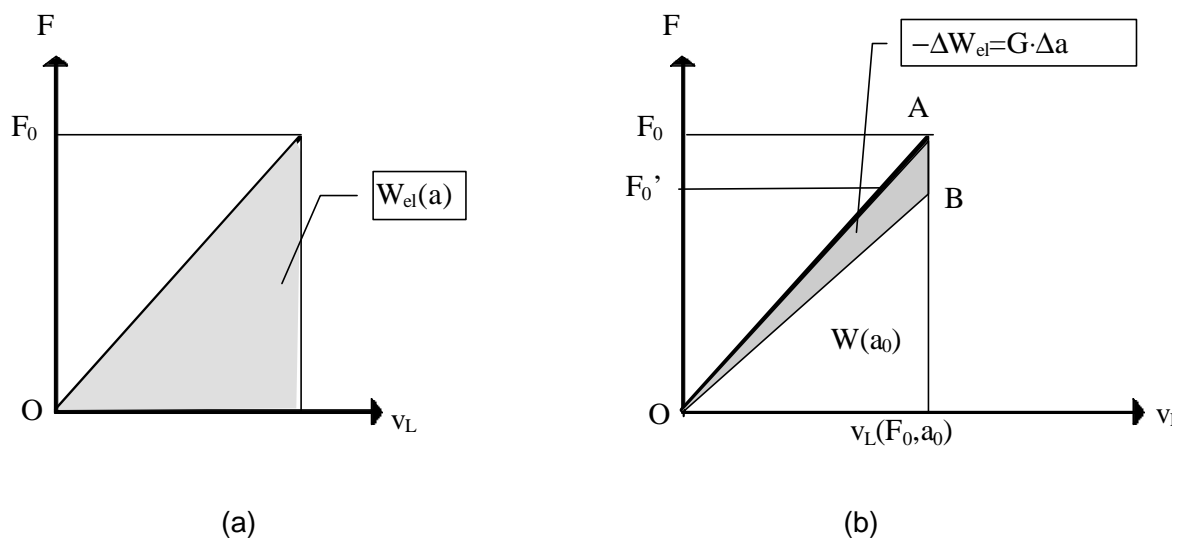


Fig. 2.5: Graphische Darstellung der elastischen Dehnungsenergie W_{el} im Kraft-Verschiebungsdiagramm eines elastischen Körpers allgemein (a) und bei einer Rissverlängerung um Δa (b).

Im Rahmen der LEBM und Modus I Rissen gilt zwischen G und K_I folgender Zusammenhang:

$$G = \frac{K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} \quad (2.12)$$

2.2.2. J-Integral

Rice³ und Cherepanov⁴ haben unabhängig voneinander gefunden, dass das Linienintegral

$$J = \int_{\Gamma} (U dy - \underline{T} \cdot \underline{n} \cdot \frac{\nabla u}{\nabla x} \cdot ds) \quad (2.13)$$

das längs eines Integrationswegs Γ , der auf der einen Rissflanke beginnt und auf der andern endet (Fig. 2.6), einen bestimmten Wert einnimmt, der insbesondere unabhängig vom Integrationsweg ist.

³ J.R. Rice, A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks, J. APPLIED MECHANICS 35, 379-386

⁴ G.P.J. Cherepanov, "Crack propagation in continuous media", Applied Mathematics and Mechanics, 31, 1967, 503

Dabei bezeichnen U die spezifische Deformationsenergie, \underline{T} den Spannungstensor, \underline{n} den äusseren Normalenvektor auf Γ und \underline{u} den Verschiebungsvektor.

Mit diesem wegunabhängigen Integral J lassen sich die äusseren Systemparameter und die lokalen Feldgrössen in der Nähe der Risspitze miteinander in Verbindung bringen. Der Wert von J enthält somit offensichtlich Informationen über den Beanspruchungszustand des Risses. Die Wegunabhängigkeit von J gilt nicht nur für linear-elastisches, sondern auch für nicht-linearelastisches und damit - so lange keine Entlastungsvorgänge im von Γ umschlossenen Gebiet auftreten - auch für elastisch-plastisches Materialverhalten.

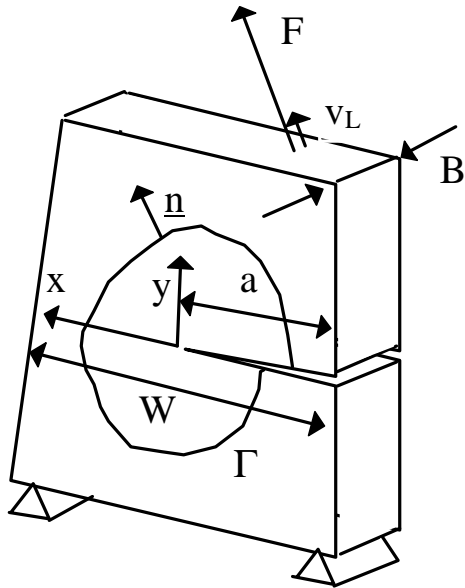


Fig. 2.6: Rissbehafteter Körper mit beliebigem Integrationsweg zur Berechnung von J .

J lässt sich in einen elastischen und einen plastischen Anteil aufspalten, wobei der elastische identisch mit G ist, d.h

$$J = J_{el} + J_p = G + J_p \quad (2.14)$$

Im Fall kleiner elastischer Zone (LEBM) gilt zwischen J und K_I der Zusammenhang

$$J = \frac{K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} \quad (2.15)$$

Oft ist es zweckmässig, das J -Integral in der Form

$$J_p = \frac{\mathbf{h}(a) \cdot W_p}{B \cdot b_0} \quad (2.16)$$

darzustellen, wobei W_p die gesamte plastisch dissipierte Deformationsenergie und η einen von der Bauteilgeometrie und der Risstiefe abhängigen, dimensionslosen Faktor bezeichnet. Der geometrieabhängige Faktor $\zeta(a)$ ist für verschiedenen Rissgeometrien bekannt, namentlich für die gebräuchlichen bruchmechanischen Probenformen (vgl. Abschnitt 4).

Aufgrund seiner Wegunabhängigkeit und seiner Konsistenz mit G im elastischen Bereich ist das J -Integral dazu prädestiniert, lokale Beanspruchungen in der Nähe der Risspitze mit den globalen Lastgrößen sowohl bei linearem, nichtlinear-elastischem als auch elastisch-plastischem Materialverhalten miteinander in Beziehung zu bringen. Von zentraler Bedeutung ist hierbei die Beziehung zur Rissöffnung δ (Gleichung (2.8)).

2.3. Beziehungen zwischen den Rissbeanspruchungsparametern

Da alle in den vorhergehenden Abschnitten diskutierten Parameter gewisse Aspekte der Rissbeanspruchung beschreiben, müssen sie angesichts der in Abschnitt 1 postulierten Autonomie der Bruchprozesszone miteinander in Beziehung stehen. Die entsprechenden mathematischen Beziehungen, die in Tabelle 2.1 zusammengestellt sind, ermöglichen die Berechnung lokaler Beanspruchungszustände aus den globalen Systemparametern und bilden damit das Grundskelett der Tragstruktur des in Fig. 1.3 gezeigten theoretischen Gebäudes. Aus praktischen Gründen hat es sich eingebürgert, zwischen linear-elastischer und elastisch-plastischer Bruchmechanik zu unterscheiden.

Bruchmechanismus	Grad der Plastizität	primäre Parameter	Rissparameter			
			K_I	δ	G	J
spannungs-induziert	LEBM	$G =$	$\frac{K_I^2}{E'}$	$m \cdot R_p \cdot \delta$	G	J
dehnungs-induziert	LEBM	$\delta =$	$\frac{K_I^2}{m \cdot E' \cdot R_p}$	δ	$\frac{G}{m \cdot R_p}$	$\frac{J}{m \cdot R_p}$
dehnungs-induziert	EPBM	$\delta =$	-	δ	-	$\frac{J}{m \cdot R_p}$

Tabelle 2.1: Zusammenstellung der in der LEBM und der EPBM anwendbaren Beziehungen zur Umrechnung der Rissbeanspruchungsparameter K_I , δ , G und J (siehe Tab. 2.1 für m ; $E' = E$ für ESZ und $E' = E/(1-\nu^2)$ für EVZ)

3. Risswiderstand

3.1. Bruchmechanismen an der Rissspitze

Bei der Betrachtung lokaler Deformations- und Bruchvorgänge ist zweckmässig, zwischen den zwei fundamentalen Bruchmechanismen zu unterscheiden: spannungsinduzierte und dehnungsinduzierte Rissausbreitung. Eine spannungsinduzierte Rissausbreitung tritt ein, wenn die lokalen Spannungen das zur Überwindung der Festkörperbindungen notwendige Mass überschreiten und vom System genügend elastische Energie zur spontanen Rissausbreitung gemäss (2.11) freigesetzt werden kann. Prädestiniert für spannungsinduzierte Brüche – auch „Spaltbrüche“ genannt – sind vor allem nicht-duktiler Materialien wie Keramik oder Beton. Bei elastisch-plastischen Materialien werden die lokalen Spannungen durch lokales plastisches Fliessen soweit abgebaut werden, dass sie zur Auslösung eines spannungsinduzierten Bruchs nicht mehr ausreichen (vgl. Fig. 2.4). In diesem Fall erfolgt die Rissausbreitung dann, wenn an der Rissspitze das plastische Verformungsvermögen des Materials erschöpft ist. Diesen Rissausbreitungsmechanismus, der in Fig. 3.1 (b) schematisch gezeigt ist, nennt man duktilen Reissen. Auch gemischte Formen – also duktile und inhomogenen Werkstoffen, z.B. bei faserverstärkten Kunststoffen, sind auch Mischformen dieser beiden prinzipiellen Brucharten möglich.

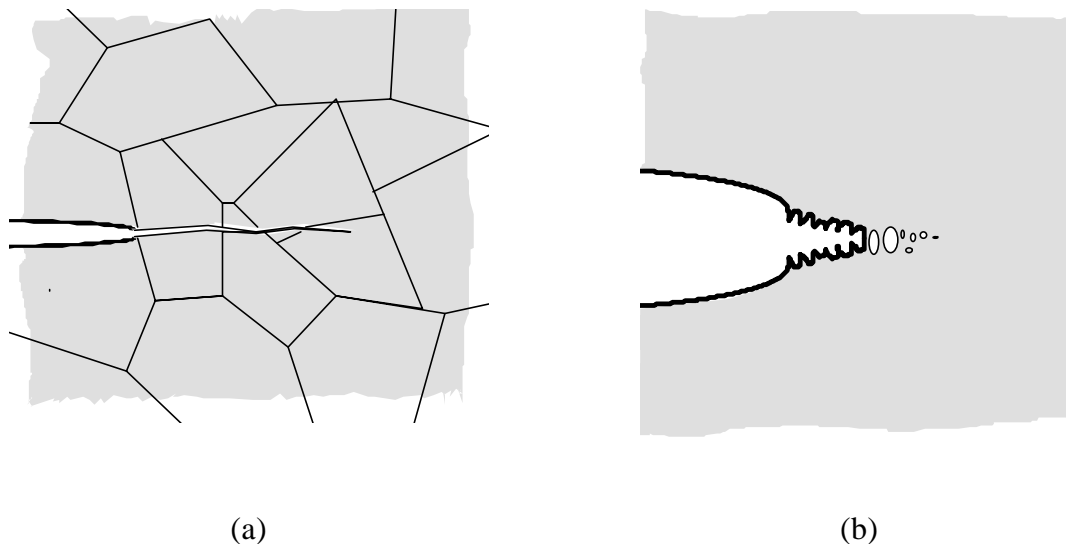


Fig. 3.1: Schematische Darstellung der spannungsinduzierten bzw. dehnungsinduzierten Rissausbreitung

- (a) Spaltbruch mit geringfügigem vorgängigem Blunting*
- (b) duktilen Reissen durch Bildung, Wachstum und Vereinigung von Hohlräumen in der Prozesszone*

Diesen Unterschieden der Bruchprozesse entsprechend sind auch unterschiedliche Parameter zur Charakterisierung des Risswiderstands geeignet: Im Fall des Spaltbruchs ist die kritische Energiefreisetzungsrate (vgl. Abschnitt 2.2.1) als der primäre, "natürliche" Parameter zu betrachten, im Fall des duktilen Reissens die kritische Rissöffnung δ (Abschnitt 2.1.3). Im Folgenden wird gezeigt, wie sich mit diesen Parametern das Rissverhalten berechnen lässt.

3.2. Duktile Reissen

Voraussetzung für duktile Reissen ist, dass die lokalen Spannungen durch plastische Dehnungen so weit abgebaut werden, dass sie zur Auslösung eines Spaltbruchs (vgl. nächster Abschnitt) nicht mehr genügen. Diese Fähigkeit zu lokalem Fliessen bei unverminderter lokaler Festigkeit ist ein zentraler Bestandteil dessen, was als "Zähigkeit" eines Werkstoffs bezeichnet wird. Durch die lokal grossen Dehnungen wird die Rissspitze zudem tendenziell ausgerundet, was die Spannungsspitze weiter reduziert (Lastbereich F_1 - F_2 nach Fig. 2.8). Dieses sogenannte "Blunting" ist infolge der Volumenkonstanz des plastisch fliessenden Materials auch mit einer gewissen, meistens aber vernachlässigbaren Rissverlängerung (Grössenordnung $\Delta a = \delta/2$) verbunden. Bei einer bestimmten, materialabhängigen Aufweitung δ_i , der sogenannten Rissinitiierung, beginnt das Material in der sogenannten Prozesszone (die innerhalb der plastischen Zone unmittelbar vor der Rissspitze liegt) unter den hohen Dehnungen und der Mehrachsigkeit des lokalen Spannungszustandes nach dem in Fig. 3.1(b) skizzierten duktilen Schädigungsmechanismus - Bildung, Wachstum und Vereinigung von Hohlräumen - zu reissen. Dadurch ergibt sich eine V-förmige Form des wachsenden Risses (Fig. 3.2).

Generell ist zur duktilen Rissverlängerung, wie auch aus den schematischen Darstellungen in Fig. 3.1.b und Fig. 3.2 entnommen werden kann, eine im Vergleich zu spannungsinduzierten Brüchen relativ grosse Rissaufweitung nötig. Dies bedingt grössere Verschiebungen im ganzen Querschnitt, die im Allgemeinen - bei kleineren Proben oder Bauteilen - nur bei einem voll-plastischen Verhalten des Restquerschnitts möglich ist. Deshalb erfolgt das duktile Reissen bei technischen Werkstoffen meistens auf dem Lastniveau der plastischen Grenzlast des Restquerschnitts. Bei grösseren Bauteilen kann die plastische Zone auch beim Einsetzen des duktilen Reissens noch vollständig von elastischem Material umgeben sein, so dass trotz dehnungsinduziertem Bruchmechanismus ein makroskopisch sprödes Verhalten des Bauteils auftritt. Man spricht in diesem Zusammenhang von "contained yielding", d.h. in einer von elastischem Material umgebenen plastischen Zone, die entsprechend hohe Dehnungsbehinderungen und Mehrachsigkeit des lokalen Spannungszustandes aufweist. Die Grösse eines Bauteils oder einer Probe ist deshalb ein entscheidender Faktor im Bruchverhalten.

Wenn die an der Stelle der ursprünglichen Rissspitze auftretende Rissöffnung (die z.B. experimentell gemessen oder aus den globalen Parametern gem. Tabelle 2.1 berechnet werden kann) in Funktion der entsprechenden Rissverlängerung Δa aufgetragen wird, ergibt sich die δ_R -Kurve (die sogenannte CTOD-Widerstandskurve). Diese Kurve beschreibt somit den Reisswiderstand des Materials und stellt eine Materialcharakteristik (Fig. 3.3.a). Bis zum Einsetzen der Reissvorgänge bei $\delta = \delta_i$ weist sie aus geometrischen Gründen eine Steigung von etwa $s_1=2$ auf. Anschliessend nimmt die Neigung der Kurve kontinuierlich mit der Rissverlängerung ab. In dieser Phase lässt sich der Verlauf der δ_R -Kurve durch ein Potenzgesetz der Form

$$d_R(Da) = C_d \cdot Da^n \quad (3.1)$$

approximieren. Da δ_i relativ schwierig genau zu definieren und zu messen ist, wird an seiner Stelle meistens einer der in Fig. 3.3.a definierten technischen Initiierungswerte δ_0 , $\delta_{0.2}$ oder $\delta_{0.2BI}$ bestimmt und in Berechnungen verwendet. Im folgenden wird für die Initiierungskennwerte dieses Typs die Sammelbezeichnung δ_{it} gebraucht.

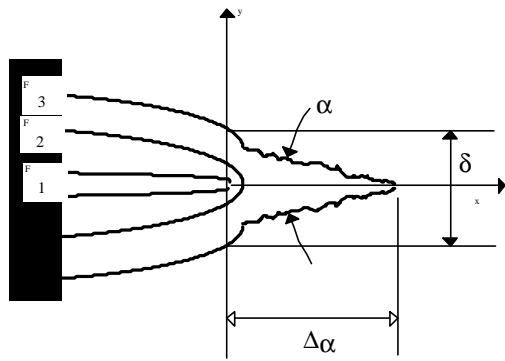


Fig. 3.2: Veränderung der Rissspitzengeometrie bei zunehmender Belastung $F_1 < F_2 < F_3$.

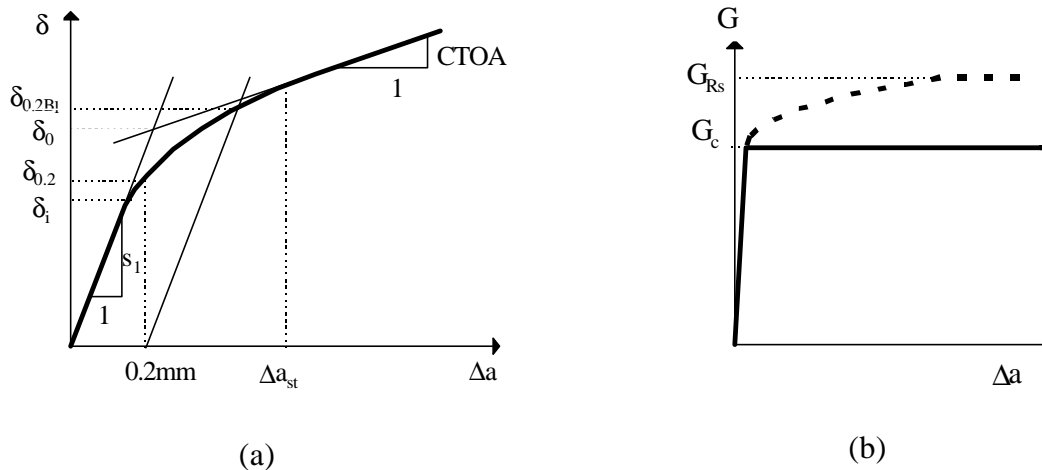


Fig. 3.3: Risswiderstand in Funktion der Rissspitzenverlängerung Δa ("R-Kurven"):

(a) δ_R -Kurve zur Charakterisierung des Widerstands gegen duktilen Bruch;

(b) G_R -Kurve im Fall von Spaltbruch (ausgezogene Linie: idealer Spaltbruch; gestrichelte Linie: spannungsinduziertes Risswachstum in nicht-duktilen, grobkörnigen Werkstoffen)

Die auf der Hypothese der Autonomie der Prozesszone basierende Annahme, dass $\delta_R(\Delta a)$ eine bedingungslos übertragbare Werkstoffcharakteristik darstellt, musste in den letzten Jahren aufgrund verschiedener ihr widersprechender experimenteller Ergebnisse relativiert werden. Man weiß heute, dass die δ_R -Kurve in oft nicht zu vernachlässigender Weise vom Mehrachsigenitätsgrad des lokalen Spannungszustands („Constraints“) abhängt. Eine Übertragung der $\delta_R(\Delta a)$ - Kurve von einer Laborprobe auf ein Bauteil ist nur dann ohne weiteres zulässig, wenn in der Probe hinsichtlich der Constraints vergleichbare herrschen wie im Bauteil oder ungünstigere Bedingungen. Aus diesem Grund werden in der Materialprüfung im allgemeinen solche Proben verwendet, die möglichst hohe Constraints aufweisen, so dass eine Verwendung der ermittelten Kennwerte auf ein Bauteil konservativ ist (Abschnitt 4).

3.3. Spannungsinduzierte Rissausbreitung

In nicht-duktilen Werkstoffen ist eine überelastische lokale Dehnung mit Schädigung und Verlust der lokalen Festigkeit verbunden. Die Rissausbreitung erfolgt durch eine spontane Trennung der Festkörperbindungen entlang einer bestimmten Fläche (i.A. derjenigen mit den schwächsten

Bindungen) vor der Risspitze. Je nach Werkstoff verläuft sie transkristallin (entlang von geeigneten Spaltflächen bei kristallinen Materialien wie Metalle) als sogenannter "Spaltbruch", interkristallin (entlang der Korngrenzen bei körnigen Materialien wie Keramik oder Beton) oder entlang von flächenhaften Imperfektionen (z.B. bei flachgewalzten nichtmetallischen Einschlüsse in Stählen) verlaufen.

Hohe lokale Spannungen allein genügen noch nicht für eine spontane, selbständige Rissausbreitung. Sie tritt erst dann ein, wenn auch die energetische Bedingung (2.15) dazu erfüllt ist. Die Energiefreisetzungsrates G ist somit als der „natürliche“ Parameter zur Charakterisierung des „Rissantriebs“ bei spannungsinduzierter Rissausbreitung zu betrachten. Damit bietet sich entsprechend die erforderliche minimale („kritische“) Energiefreisetzungsrates G_C bzw. $G_R(\Delta a)$ zur Charakterisierung des Spaltbruchwiderstands eines Werkstoffs an.

Als Widerstandskurve (analog der Risswiderstandskurve $\delta_R(\Delta a)$ (3.1) im duktilen Fall) dargestellt, bildet der Risswiderstand $G_R(\Delta a)$ im Idealfall der spannungsinduzierten Rissausbreitung eine horizontale Linie bei $G_R=G_C$ (Fig. 2.12b). Dies ist in spröden amorphen oder feinkörnigen nicht-duktilen Materialien (z.B. Glas, feinkörnige, Keramik) der Fall. Grobkörnige oder faserverstärkte nicht-duktilen Werkstoffe (z.B. Beton, grobkörnige Keramik) können trotz spannungsinduzierten Bruchvorgängen ein "R-Kurven Verhalten", d.h. eine gewisse Zunahme des Risswiderstands G_R mit zunehmender Rissverlängerung Δa zeigen. Dies ist auf lokale nicht-lineare Vorgänge wie ungleichmässige und lokal unebene Rissverlängerung, auf die Bildung einer ausgeprägten Mikrorisszone oder auf ungebrochene Ligamente auf der Rissfläche zurückzuführen. Im Unterschied zu duktilem Reißen erreicht G_R aber nach einer gewissen Rissverlängerung einen Sättigungswert G_{R_s} .

3.4. Zäh-spröd-Übergang

Bei kristallinen elastisch-plastischen Werkstoffen prinzipiell beide Rissausbreitungsmechanismen – Spaltbrüche und duktilen Reißen - möglich. Namentlich bei ferritischen Baustählen ist bei einem bestimmten kritischen Wert von δ , der stark temperaturabhängig ist, ein Umschlagen vom anfänglich stabilem duktilen Reißen in instabilen Spaltbruch möglich (zäh-spröd-Übergang). Ein Beispiel ist in Fig. 3.1 gezeigt. Welcher Mechanismus auftritt hängt von den vorliegenden Beanspruchungsbedingungen des betrachteten Bauteils ab, vor allem von der Temperatur, der Beanspruchungsgeschwindigkeit und der Mehrachsigkeit (Bauteildicke und -grösse, Risstiefe, u.a.). Aus praktischer Sicht ist der meistens spontan und schnell ablaufende Spaltbruch „Sprödbruch“ viel gefährlicher als der meistens stabil verlaufende und damit harmlosere duktile Bruch. Von spezieller praktischer Bedeutung sind in dieser Hinsicht die ferritischen Stähle, wo in Gegenwart eines Risses – speziell bei erhöhter Beanspruchungsgeschwindigkeit - der Übergang vom zähen zum spröden Verhalten in der Nähe der Raumtemperatur oder erfolgen kann. Es ist eine der Aufgaben einer bruchmechanischen Analyse, die massgebende Versagensart eines elastisch-plastischen Bauteils zu prognostizieren.

3.5. Bruchzähigkeit

Als Bruchzähigkeit bezeichnet man den Risswiderstand gegen Reißen allgemein. Es hat sich aber eingebürgert, anstelle der primären Parameter G (Spaltbruch) und δ (duktiler Bruch über die Beziehungen gemäss Tabelle 2.1 den Risswiderstand in K_I (in der linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM)) oder J (in der elastisch-plastischen Bruchmechanik (EPBM)) auszudrücken.

3.5.1. Linear-elastische Bruchmechanik

In der linear-elastischen Bruchmechanik tritt das R-Kurven-Verhalten des Risswiderstands kaum in Erscheinung, so dass es genügt, den kritischen Spannungsintensitätsfaktor K_c als Kennwert der Bruchzähigkeit zu betrachten – unabhängig davon, ob es sich um spannungs- oder dehnungsinduzierte Rissausbreitung handelt. Das Rissstabilitätskriterium lautet entsprechend

$$K_I < K_c \quad (3.2)$$

lautet. K_c lässt sich experimentell bestimmen, indem ein Probekörper, der einen Riss enthält, bis zum Bruch belastet wird. K_c ist dabei der im Moment der Rissinstabilität vorliegende Wert von K_I (siehe Kapitel 4)

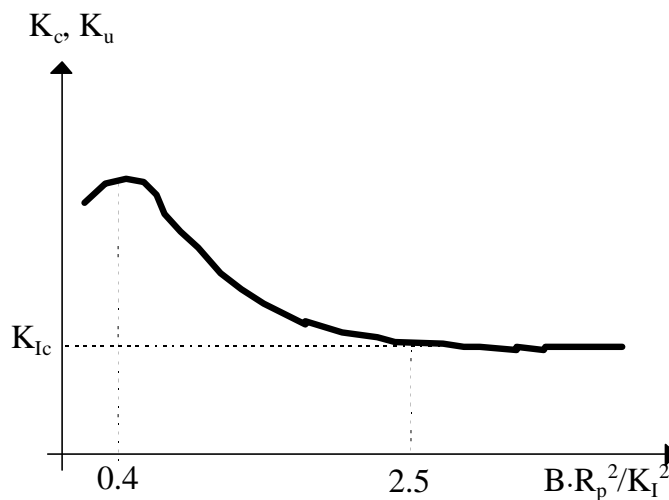


Fig. 3.4: Abhängigkeit des kritischen SIF von der Probendicke; Definition der Bruchzähigkeit unter EVZ, K_{Ic}

Bei elastisch-plastischen Werkstoffen und duktiler Rissausbreitung hängt K_c nicht nur vom Werkstoff, sondern auch der Dicke der verwendeten Probe bzw. des betrachteten Bauteils ab. An den seitlichen Rändern der Probe, wo ein ebener Spannungszustand (ESZ) herrscht, dominieren Schub-Verzerrungen, die zu energieabsorbierenden Scherlippen auf den Bruchflächen führen, während unter dem im Probeninneren vorherrschenden ebenen Verformungszustand (EVZ) eher normalflächige Brüche erzeugt werden, die im allgemeinen mit weniger Energiedissipation verbunden sind. Daraus ergibt sich der in Fig. 3. 4 qualitativ gezeigte allgemeine Verlauf von K_c in Abhängigkeit der Probendicke: Der Materialwiderstand gegen Reissen nimmt nach dem schon bei einer relativ geringen Scheibendicke auftretenden Maximum mit zunehmender Proben- bzw. Bauteildicke B asymptotisch gegen den Tiefstwert K_{Ic} ab. Diesen praktisch für Probendicken von $B > B_{EVZ}$ gültigen tiefsten Reisswiderstand des Werkstoffs nennt man die „Bruchzähigkeit im ebenen Verschiebungszustand“ (Plane strain fracture toughness“). Die charakteristischen Dicken B_{ESZ} und B_{EVZ} hängen von der Grösse der plastischen Zone r_p ab und lassen sich etwa folgendermassen quantifizieren: $B_{ESZ} \approx r_p$ und $B_{EVZ} \approx 2.5 \cdot (K_{Ic} / R_p \cdot 0.2)^2$ (vgl. Abschnitt 4).

3.5.2. Elastisch-plastische Bruchmechanik

In der EPBM stellt sich im Allgemeinen stabiles, duktiles Risswachstum nach Abschnitt 3.2 ein. Es ist üblich, anstelle der δ -R- Kurve über die Beziehung (2.8) die J-R-Kurve als Risswiderstand zu betrachten und experimentell zu bestimmen. Auf der J-R-Kurve wird der Kennwerte J_{Ic} (der dem in Fig. 3.3a definierten Wert $\delta_{0,2BI}$ entspricht) als Bruchzähigkeit bestimmt. Wie dies experimentell erfolgt, ist in Abschnitt 4 und den entsprechenden Normen gezeigt. Als Rissstabilitätskriterium wird dann

$$J < J_{Ic} \quad (3.3)$$

bzw. im Fall grösserer Bauteile

$$K_I < K_{Jc} \quad (3.4)$$

verwendet, wobei

$$K_{Jc} = \sqrt{\frac{E \cdot J_{Ic}}{1 - \nu^2}} \quad (3.5)$$

den mittels (2.15) aus J_{Ic} umgerechneten, äquivalenten kritischen Spannungsintensitätsfaktor bezeichnet.

4. Bruchmechanische Zähigkeitsprüfung

4.1. Allgemeines

Bei den bruchmechanischen Zähigkeitsprüfungen geht es grundsätzlich darum, die Werte der in Kapitel 2 und 3 definierten Bruchzähigkeitskennwerte, meistens K_{Ic} bzw. J_{Ic} , experimentell zu ermitteln, bei welchen eine Rissausbreitung einsetzt. Zu diesem Zweck muss eine Probe, die einen Anriss enthält, bis zu der für die Rissverlängerung notwendigen Kraft belastet und die entsprechenden Rissbeanspruchungsparameter für diese Belastung ermittelt werden. Im folgenden wird auf einige grundsätzliche Aspekte und Probleme dieser Prüfungen eingegangen. Für die genauen Berechnungsformeln und Versuchsvorschriften wird auf die jeweils angeführten Normen verwiesen.

Probenform: Grundsätzlich ist jede Probe geeignet, die

- eine bestimmte Mindestgrösse und -dicke zur Gewährleistung einer genügenden Mehrachsigkeit des Spannungszustands (EVZ im Bereich der Risspitze) aufweist
- mit einem Riss (normalerweise einem durch wiederholte Belastung erzeugten Ermüdungsriss, bei Kunststoffen gelegentlich auch) genügender Tiefe versehen werden kann
- eine Modus-I-Belastung durch eine Einzelkraft F erlaubt.
- die theoretische Lösung für $K_I(a,F)$ bzw. $J(a, F)$ (vorzugsweise in der Form (2.19)) bekannt ist.

Am zweckmässigsten sind Proben und Lastanordnungen, die den angerissenen Querschnitt im Wesentlichen auf Biegung beanspruchen, weil

- relativ kleine Prüfkräfte zur Risserweiterung nötig sind
- relativ grosse Verschiebungen am Kraftangriffspunkt entstehen
- sich K_I bzw. J relativ einfach und zuverlässig berechnen lässt
- günstige (konservative) Bedingungen bezüglich der lokalen Mehrachsigkeit vorliegen.

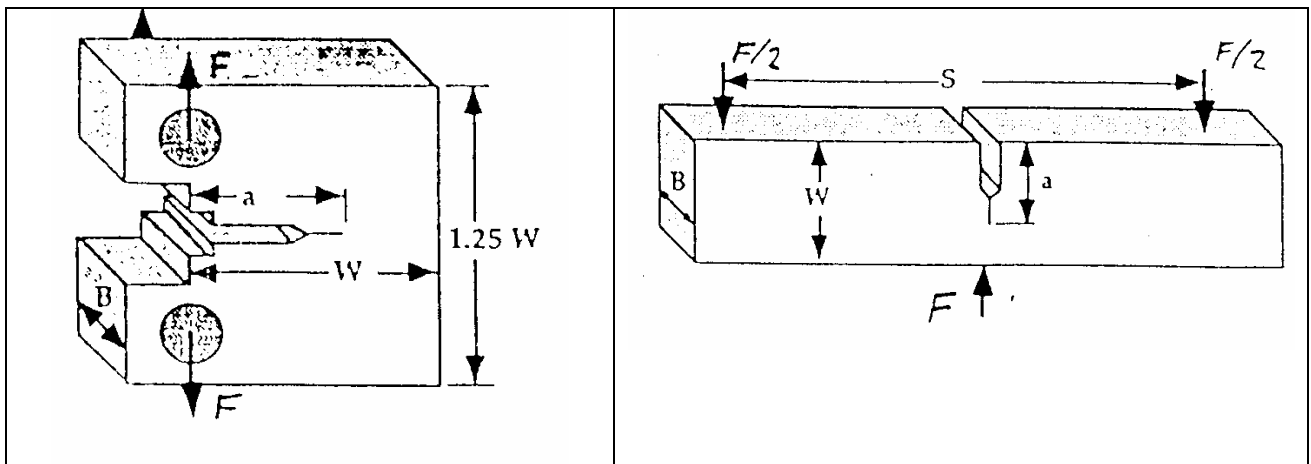
Gebräuchlich sind vor allem die in Fig. 4.1 gezeigten Kompaktzugproben (CT-Proben) und 3-Punkt-Biegeproben (3PB-Proben). Die benötigten Rissbeanspruchungsparameter lassen sich nach den in Tab. 4.1 gezeigten Näherungslösungen berechnen. Je nach Form des zu prüfenden Materials könne aber auch andere Probenformen vorteilhaft sein, z.B. runde CT-Proben (DCT-Proben), C-förmige Proben oder Rundzugproben. Diese Proben, deren Ligament vorwiegend auf Biegung beansprucht ist, weisen bei Risstiefen $a > 0.4W$ die absolut höchstmöglichen In-Plane-Constraints auf (vgl. Abschnitt 2.7) und bürgen deshalb für konservative Bruchzähigkeiten

4.2. Prüfmaschinen und Messeinrichtung

Bruchmechanische Versuche mit den gezeigten Proben können auf Universal-Zugprüfmaschinen durchgeführt werden. Die Lasteinleitung bei den CT- Proben erfolgt über zwei Bolzen, die von zwei speziellen gabelförmigen Zugelementen, die mit der Zugmaschine verbunden sind, belastet werden. Gemessen werden muss die Kraft in Funktion der relativen Verschiebung der Lastangriffspunkte, v_L . Diese Verschiebung wird am besten als die Aufweitung des Risses in der Lastebene gemessen. Dazu eignet sich ein spezieller, gabelförmiger Weggeber, der in die Kerbe eingeführt werden kann, ein sogenannter Clip-Gage.

Bei der 3- oder 4-Punkt Biegeprobe erfolgt die Lastaufbringung im Druck-Modus einer Universal-Prüfmaschine; über einen Stempel mit zylindrischer Oberfläche, dessen Radius genügend gross sein muss, um plastischen Eindrücke auf der Rückseite der Probe zu vermeiden. Gemessen wird die Kraft F in Funktion der Durchbiegung v_L . Auch wenn sie zur Bestimmung von J_c oder K_{Ic} nicht unbedingt

nötig ist, empfiehlt sich auch hier eine Messung der Rissöffnung am Probenrand mit einem Clip-gage der gleichen Art wie bei den CT-Proben.



CT-Probe

3PB-Probe

Fig. 4.1: Empfohlene Probenformen für bruchmechanische Prüfungen

	CT-Probe	3PB-Probe
K_I	$K_I = \frac{F}{B \cdot (W - a)^{3/2}} \cdot (1.46a + 2.51W)$	$K_I = \frac{0.92 \cdot F \cdot S}{B \cdot (W - a)^{1.5}}$
$\eta(a)$	$h(a) = 2 + 0.522 \cdot \left(1 - \frac{a}{W}\right)$	$h(a) = 2$

Tab. 4.1: Formeln zur approximativen Berechnung von K_I (für genauere Lösungen vgl. Abschnitt 4.7) und $h(a)$ (vgl. (2.19)) für die in Fig. 4.1 gezeigten Probenformen (für $a > W/3$).

Bei der 3- oder 4-Punkt Biegeprobe erfolgt die Lastaufbringung im Druck-Modus einer Universal-Prüfmaschine; über einen Stempel mit zylindrischer Oberfläche, dessen Radius genügend gross sein muss, um plastischen Eindrücke auf der Rückseite der Probe zu vermeiden. Gemessen wird die Kraft F in Funktion der Durchbiegung v_L . Auch wenn sie zur Bestimmung von J_c oder K_{Ic} nicht unbedingt nötig ist, empfiehlt sich auch hier eine Messung der Rissöffnung am Probenrand mit einem Clip-Gage der gleichen Art wie bei den CT-Proben.

4.3. Auswertung

4.3.1. Allgemeines

Als Grundlage für die Auswertung dient das Last-Verschiebungsdiagramm $F(v_L)$. Die Form dieses Diagramms hängt von der Zähigkeit des Werkstoffs, der Probengröße und der Stabilität der Rissausbreitung ab: je nachdem erfolgt die Rissverlängerung stabil oder instabil (D.h. mit oder ohne steilem Abfall der Kraft-Weg-Kurve), und ist mit mehr oder weniger plastischer Verformung der Probe verbunden. Bezüglich der Art der Auswertung und der zu bestimmenden Kennwerte unterscheidet man die in Fig. 4.2 gezeigten und im folgenden kurz beschriebenen Grundtypen :

Typ A: Riss-Instabilität ohne nennenswerte plastische Verformung. In der Folge kann entweder ein vollständiger Bruch (Fall a oder ein Rissstopp, gegebenenfalls mit anschließender erneuter Lastzunahme (sog. "Pop-in", punktierte Linie) eintreten.
Kennwert: **K_{Ic} (Bruchzähigkeit)**

Typ B: Riss-Instabilität nach vorgängiger plastischer Deformation, aber praktisch ohne ($<0.2\text{mm}$) stabile Rissverlängerung.
Kennwerte: **J_c oder d_c** (kritisches J-Integral bzw. CTOD)

Typ C: stabile, duktile Rissverlängerung.
Kennwerte: **$J_{0.2BI}$ oder $d_{0.2BI}$** (technischer Initiierungswert von J bzw. CTOD); **J-R-Kurve oder d-R-Kurven** (J bzw. d in Funktion der Rissverlängerung)

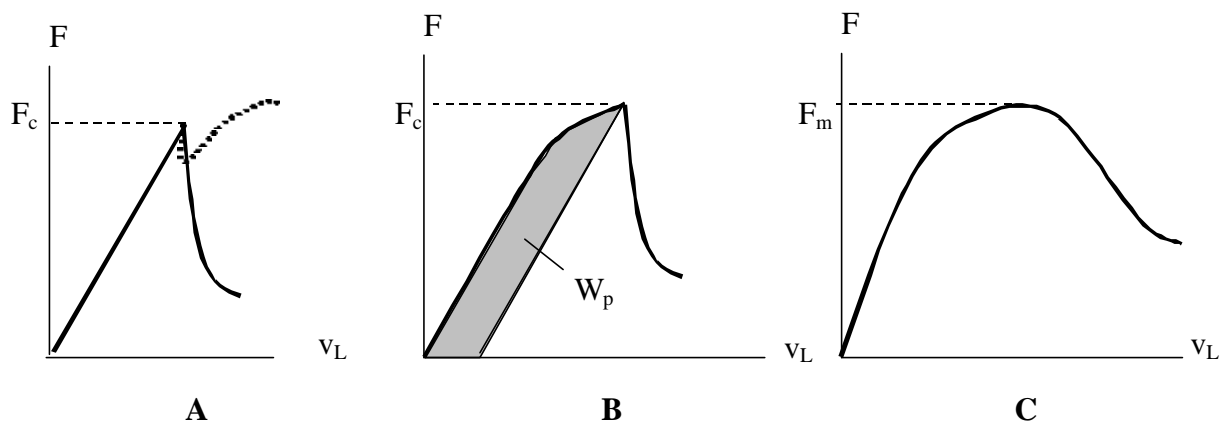


Fig. 4.2: Grundtypen A (gestrichelte Linie: Variante mit "Pop-in"), B und C von Kraft-Weg-Diagrammen

Die Art der Auswertung der Diagramme und die zu ermittelnden Kennwerte richten sich, wie im folgenden gezeigt, nach diesem globalen Verhalten. Entsprechend sind auch unterschiedliche Prüfnormen beizuziehen.

4.3.2 Bruchzähigkeit K_{Ic}

Für den Diagrammtyp A gemäss Fig. 4.2 kann ein im wesentlichen elastisches Verhalten und damit die Gültigkeit der LEBM angenommen werden. Der Steilabfall der Kraft bei $F=F_c$ lässt die kritische Belastung, die den Wert von K_I bestimmt, deutlich erkennen, so dass daraus der entsprechende kritische SIF K_Q als

$$K_Q = K_I(F = F_u) \quad (4.1)$$

berechnet werden kann. Mit diesem Wert muss anschliessend abgeklärt werden, ob die Grössenbedingungen für die Anwendung der LEBM (siehe Abschnitt 2.6.2) erfüllt waren. In den Normen etabliert hat sich zu dieser Beurteilung das Kriterium

$$B, W - a > 2.5 \cdot \left(\frac{K_{IQ}}{R_{p0.2}} \right)^2 \quad (4.2)$$

Sind diese und die weiteren in den unten angegebenen Normen vorgegebenen Anforderungen erfüllt, wird K_{IQ} als die Bruchzähigkeit K_{Ic} bezeichnet.

Bei Strukturwerkstoffen und üblichen Probengrössen lässt sich die Grössenbedingung oftmals nicht erfüllen, so dass der Versuch nicht nach der LEBM auswertbar ist. In diesen Fällen muss eine Auswertung nach EPBM, wie sie im folgenden beschrieben ist, durchgeführt werden.

Normen:

- *American Society for Testing and Materials (ASTM): "Plane Strain Fracture Toughness Testing", ASTM E 399 - 93 (1993)*
- *International Standardisation Organisation (ISO) "Unified Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness", Draft International Standard ISO/DIS 12135, Dez. 1998*
- *American Society for Testing and Materials (ASTM): "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", ASTM E 1820 - 96 (1996)*

4.3.3. Kritisches J-Integral J_c

Bei Typ B gemäss Fig. 4.2 geht es darum, das J-Integral im Moment der Instabilität (plötzlicher Lastabfall) zu bestimmen. Zur Berechnung von J unter einer bestimmten Belastung eignet sich die Formeln (2.18) und (2.19). Die erforderliche plastische Deformationsenergie W_p erhält man als die schraffierte Fläche unter dem Kraft-Weg-Diagramm (siehe Fig. 4.2 B).

Wie schon weiter oben erwähnt, ist J_c von der Probengrösse, insbesondere von der Dicke, abhängig. Deswegen ist der so ermittelte J_c -Wert keine echte Materialkonstante, sondern nur dann auf Bauteile übertragbar, wenn das Bauteil etwa die gleiche Dicke aufweist wie die Probe. Der Kennwert ist deshalb mit der Angabe der Dicke zu versehen, z.B. $J_c(25)$ im Fall eines kritischen J-Werts, der bei einer Probendicke von 25mm bestimmt wurde.

Normen:

- *International Standardisation Organisation (ISO)* "Unified Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness", Draft International Standard ISO/DIS 12135, Dez. 1998
- *American Society for Testing and Materials (ASTM)*: "Standard Test Method for J-Integral Characterization of Fracture Toughness ", ASTM E 1737 - 96 (1996)
- *American Society for Testing and Materials (ASTM)*: "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", ASTM E 1820 - 96 (1996)

4.3.4. J-R-Kurve und technischer Initiierungswert $J_{0,2/BI}$

Bei Typ C nach Fig. 4.2 erfolgt entweder kein instabiles Risswachstum, das sich in einem Knick im Kraft-Verschiebungs-Diagramm bemerkbar machen würde, oder es setzt erst nach einer längeren Phase eines duktilen, stabilen Reissens ein. Vielmehr wird der Riss bei zunehmender Belastung zuerst geöffnet, was schon mit einer gewissen geringen Rissverlängerung verbunden ist (Blunting-Phase). Bei einem gewissen Wert $J=J_i$ setzt erst der eigentliche duktile Reissprozess ein. Man bezeichnet diesen Moment als Rissinitiierung. Da dieser Übergang vom Blunting zum Reissen nicht abrupt ist, sondern vielmehr kontinuierlich und nicht gleichzeitig über die ganze Dicke der Probe erfolgt, macht er sich im F-s-Diagramm kaum bemerkbar. Weil der Riss sich schon von Beginn der Lastaufbringung an sich wegen der plastischen Rissöffnung etwas verlängert, bedarf es einer exakten Definition der technischen Rissinitiierung.

Die experimentelle Erfassung des technischen Initiierungswerts auf dem Kraft-Weg-Diagramm stellt die Hauptschwierigkeit dieser Versuche dar. Im allgemeinen wird zu diesem Zweck zuerst J als Funktion der entstehenden stabilen Rissverlängerung Δa aufgetragen ("J-R-Kurve", Fig. 4.3). Schneidet man diese Kurve mit der um 0.2 mm verschobenen Blunting-Linie, erhält man den technischen Initiierungswert $J_{0,2/BI}$. Physikalisch bedeutet dieser Wert, dass unter der entsprechenden Belastung eine Rissverlängerung von 0.2 mm durch Reissen erfolgt. Da die Blunting-Linie, die den näherungsweise linearen Zusammenhang zwischen Rissverlängerung und Rissöffnung beschreibt, experimentell relativ schwierig zu erhalten ist, wird die entsprechende Gerade in den Normen vorgegeben, wobei jedoch keine Übereinstimmung herrscht: Nach ASTM E 1820 durch $J=2R_p$ ("Blunting-Linie"), nach ESIS-P2 durch $J=(3 - 4)R_p$ und nach dem ISO-Normentwurf $J=3.75R_m$.

Zur Messung der für die J-R-Kurve benötigten Rissverlängerung Δa unterscheidet man zwischen den sogenannten Einproben- und Mehrprobenmethoden. Bei letzteren werden eine Anzahl gleicher Proben unterschiedlich hoch belastet und wieder entlastet, so dass unterschiedlich lange Rissverlängerungen erzielt werden. Die erzielten Rissverlängerungen Δa lassen sich nach der Entlastung und anschliessendem vollständigen Aufbrechen der Probe optisch auf der Bruchfläche messen. Dadurch erhält man unterschiedliche Δa und damit einige Punkte der J- Δa -Kurve. Wegen des grossen Probenbedarfs und der entsprechend hohen Kosten werden oft aber Einprobentechniken zur Messung von Δa bevorzugt. Am weitesten verbreitet ist hierbei das "Teilentlastungsverfahren" (Beispiel siehe Fig. 4.3). Dieses Verfahren basiert auf der Eigenschaft elastischer rissbehafteter Körper, dass die Steifigkeit, also die Steigung der Kraft-Verschiebungskurve im elastischen Bereich, mit zunehmender Risslänge abnimmt. Wird die Probe nach einer gewissen Rissverlängerung entlastet, ist die Steigung der Entlastungsgeraden kleiner als die der anfänglichen elastischen Geraden. Aus dem Steifigkeitsunterschied lässt sich die dazugehörige Rissverlängerung berechnen. Entsprechende Formeln finden sich in den oben angegebenen Normen. Solche Entlastungen lassen sich während eines Versuchs beliebig oft durchführen, so dass man aus einer Probe beliebig viele

Punkte des $J-\Delta a$ - Diagramms erhält. Eine weitere Einprobenmethode ist das Potentialverfahren, bei welchem ausgenutzt wird, dass der sich verlängernde Riss den elektrischen Widerstand der Probe erhöht. Über eine entsprechende Korrelationsfunktion kann die momentane Risslänge ermittelt werden.

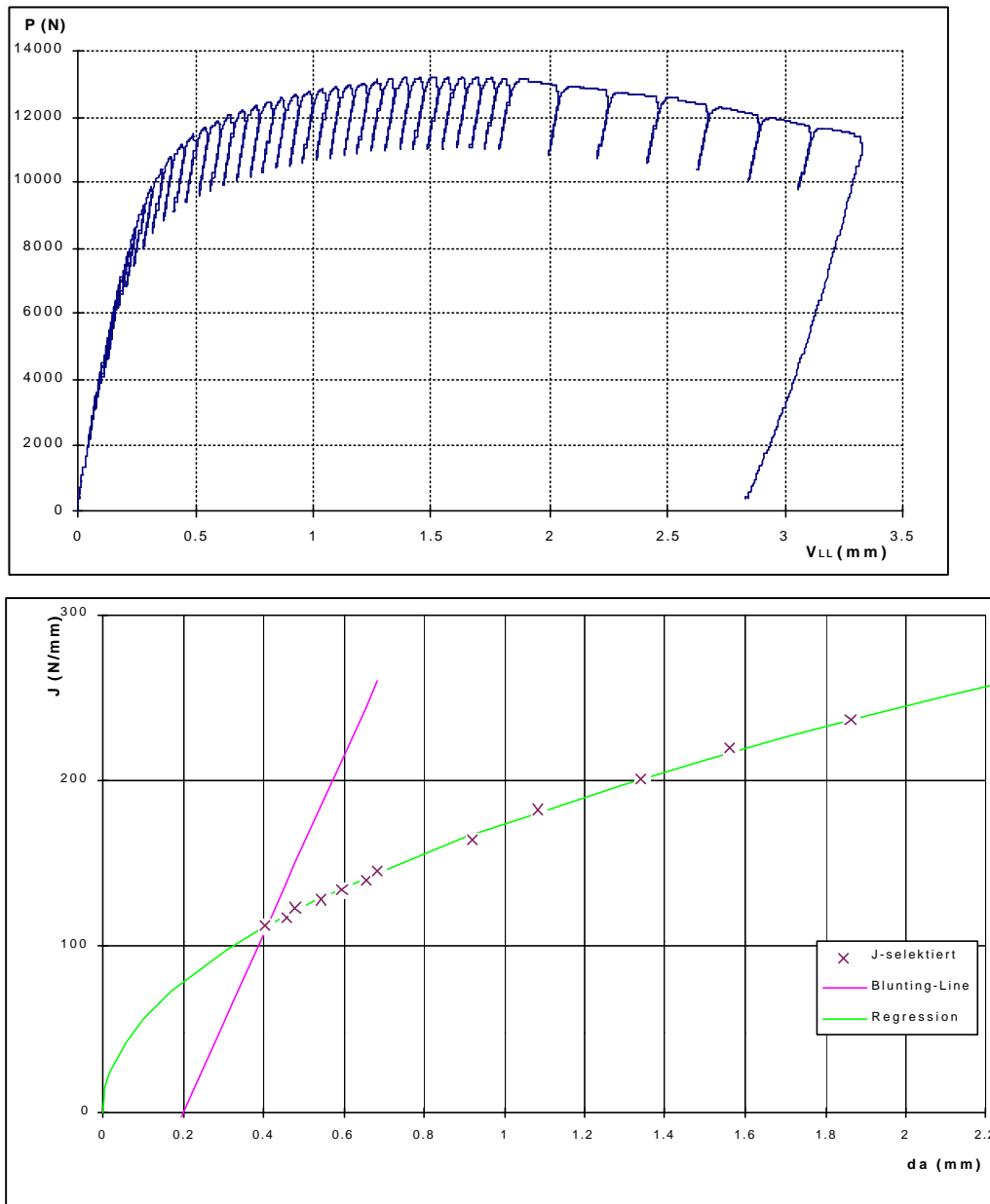


Fig. 4.3: Beispiel eines Kraft-Weg-Diagramms einer J-Prüfung mit dem Teilentlastungsverfahren (oben) und daraus ermittelte J-R-Kurve mit Blunting Linie (unten) (Werkstoff: Bronze, $R_p=210$ N/mm², $R_m = 470$ N/mm²)

Bedingungen für "gültige" $J_{0.2/BI}$ - Werte: Auch bei der J-Integralprüfung müssen bestimmte Größenbedingungen, die jedoch weit weniger restriktiv sind als jene der K_{IC} -Prüfung, erfüllt sein. Zur Gewährleistung von EVZ im Bereich der Risspitze müssen namentlich die Kriterien

$$B > 25 J_{0.2/BI}/R_{p0.2} \text{ und } W-a > 25 J_{0.2/BI}/R_{p0.2} \quad (4.3)$$

erfüllt sein. Ist dies der Fall, wird $J_{0.2/BI}$ nach den ASTM-Normen als J_{Ic} bezeichnet.

Aus einem gültigen J_{Ic} -Wert wird üblicherweise die Bruchzähigkeit

$$K_{Ic} = (E \cdot J_{Ic})^{0.5} \quad (4.4)$$

bestimmt, die mit K_{Ic} vergleichbar ist

Normen:

- *ASTM: "Standard Test Method for J_{Ic} , A Measure of Fracture Toughness", ASTM-Standard E 813 - 87, 1987*
 - *European Structural Integrity Society (ESIS): ESIS Procedure for Determining the Fracture Behaviour of Materials, ESIS P2-92, (1992)*
 - *International Standardisation Organisation (ISO) "Unified Method of test for the determination of quasistatic fracture toughness", Draft International Standard ISO/DIS 12135, Dez. 1998*
 - *American Society for Testing and Materials (ASTM): "Standard Test Method for J-Integral Characterization of Fracture Toughness ", ASTM E 1737 - 96 (1996)*
- American Society for Testing and Materials (ASTM): "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", ASTM E 1820 - 96 (1996)*

4.4. Approximation von K_{Ic} von Stählen im spröd-zäh-Übergangsbereich

Im Bereich des zäh-spröd-Übergangs (englisch Ductile-to-brittle transition, BDTT, Bereich B gem. Fig. 4.4) ist die Bestimmung von K_{Ic} problematisch, da in diesem Bereich die statistische Streuung und die Abhängigkeit von der Probengrösse ausgeprägter ist als in den übrigen Zähigkeitsbereichen A, B1 und C. Andererseits ist dieser Bereich oft der relevanteste bezüglich der Bauteilsicherheit. Es ist deshalb hilfreich und vereinfacht die experimentelle Bestimmung, den Verlauf von K_{Ic} in Abhängigkeit der Temperatur durch die folgende semi-empirische Kurve anzunähern, die für ferritische Baustähle mit $R_p < 900$ für Proben der Dicke $B=25$ mm im Spaltbruchbereich gilt:

$$K_{Ic} = 30 + 70 \cdot \exp[0.019 \cdot (T - T_{100})] \quad (4.5)$$

Hierbei bezeichnet T_{100} die Temperatur, bei der $K_{Ic}=100 \text{ MPam}^{1/2}$ beträgt. Zur Bestimmung von T_{100} ist im Prinzip nur ein einziger Versuch im Bereich $50 - 100 \text{ MPam}^{1/2}$ notwendig. Die normgerechte Bestimmung⁵, die auch eine statistische Auswertung erlaubt, erfordert mindestens 6 Proben bei einer bestimmten Temperatur im Bereich $T_{100}-50^\circ < T < T_{100}+50^\circ$. Die Grössenbedingung für gültige K_{Ic} -Werte lautet nach ASTM E 1921:

$$K_{Ic \text{ limit}} = \sqrt{\frac{E \cdot b_0 \cdot R_p}{30}} \quad (4.6)$$

⁵ ASTM E 1921-97 „Standard Test Method for Determination of Reference Temperature T_0

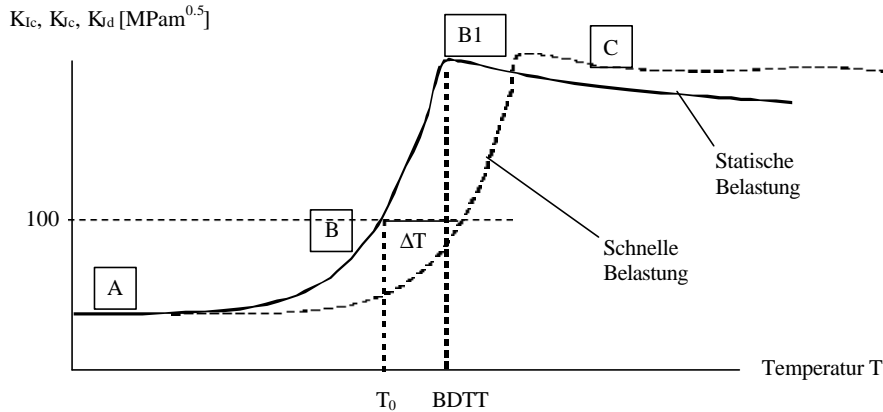


Fig. 4.4: Zähigkeitsbereiche von Baustahl: A: Tieflage, B: Unterer Übergangsbereich, B1: Oberer Übergangsbereich; C: Hochlage (vgl. Fig. 4.2 für entsprechende Diagramm-Typen)

4.5. Rissöffnung CTOD

Eine direkte Messung der kritischen Rissöffnung (CTOD) δ_c an der Risspitze ist naturgemäss schwierig. In den angeführten Normen sind indirekte Methoden beschrieben, die es erlauben, technische Werte dieses Parameters relativ einfach zu bestimmen. Damit kann diese Prüfung in verschiedenen Fällen sogar einfacher und zweckmässiger als die Bestimmung des J-Integrals sein. Zur Bestimmung von CTOD am geeignetsten sind 3-Punkt-Biegeproben (3PB-Proben; vgl. Figur C.1). Gemessen wird die Rissöffnung (mittels eines Clip-gage) am Probenrand (Crack Mouth Opening Displacement (CMOD)) v_g als Funktion der Last F . Die elastische Komponente von δ ergibt sich nach (2.10a) aus K_I . Der plastische Anteil der Rissöffnung wird näherungsweise aus dem plastischen Anteil von CMOD unter der Annahme einer Starrkörper-Bewegung der beiden Rissflanken mit einem Rotationszentrum im Abstand $0.44(W-a)$ von der Risspitze rechnerisch ermittelt. Damit ergibt sich folgende Berechnungsformel:

$$d = \frac{K_I^2(F)(1-n^2)}{2R_{p02} E} + \frac{0.44(W-a_0)v_g(F)}{0.44(W-a_0)+a_0} \quad (4.7)$$

Normen:

- *British Standard Institution (BSI): ~'Methods for crack opening displacement (COD) testing', BSI-Standard BS 5762 (1979)*
- *ASTM: "Standard Test Method for Crack tip opening displacement fracture toughness testing", ASTM E 1290-93 (1993)*
- *American Society for Testing and Materials (ASTM): "Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness", ASTM E 1820 - 96 (1996)*

4.6. Ermittlung der Bruchzähigkeit unter erhöhter Belastungsgeschwindigkeit

Im Betrieb sind Bauteile oft höheren Beanspruchungsgeschwindigkeiten oder gar Schlägen ausgesetzt. Weil an einer Risspitze nicht nur die Spannungen und Dehnungen, sondern auch die Dehngeschwindigkeit stark überhöht ist, reagieren vor allem rissbehaftete Bauteile empfindlich auf die Beanspruchungsgeschwindigkeit. Deshalb kann die Bruchzähigkeit unter erhöhter Beanspruchungsgeschwindigkeit deutlich von den unter Normbedingungen gemessenen quasistatischen Werten abweichen. Man spricht in diesem Zusammenhang von "Schlagzähigkeit" oder "dynamischer" Zähigkeit. Zur Kennzeichnung der entsprechenden Parameter werden oft die Bezeichnungen K_{Id} bzw. J_{Id} verwendet. Gegenwärtig bestehen allerdings noch keine international anerkannten Normen für entsprechende Versuche.

Die Bestimmung der dynamischen Zähigkeit erfolgt, analog zu der in Abschnitt 4.3 beschriebenen statischen Bruchzähigkeit, aus dem Kraft-Verschiebungs-Diagramm. Praktisch gesehen ergeben sich jedoch daraus, dass die Kräfte, Verschiebungen und insbesondere die Rissverlängerung unter erhöhter Beanspruchungsgeschwindigkeit schwieriger zu messen sind, einige zusätzliche Probleme. Als für dynamische Versuche speziell geeignet haben sich vor allem Schlagbiegeversuche an angeschwungenen (d.h. durch zyklische Beanspruchung angerissenen) 3PB-Proben erwiesen, insbesondere angeschwungene Kerbschlagproben, die sich mit einem instrumentierten Kerbschlaghammer prüfen lassen. Die resultierenden Kraft-Weg-Kurven sehen qualitativ wie in Fig. 4.5 gezeigt aus.

In der Tieflage (Bereich A nach Fig. 4.5) kann die Auswertung nach Abschnitt 4.3.2 erfolgen. Die Schwierigkeit besteht hier lediglich darin, dass die Lastspitze von einer je nach Schlaggeschwindigkeit mehr oder weniger ausgeprägten elastischen Schwingung überlagert ist. Bei der Auswertung ist die Amplitude dieser Schwingung von der Lastspitze in Abzug zu bringen. Oft ist es zweckmässig, durch eine entsprechende Reduktion der Schlaggeschwindigkeit dafür zu sorgen, dass bis zum Bruch mindestens drei Oszillationen stattgefunden haben.

Im unteren Übergangsbereich (Bereich B1 nach Fig. 4.5) ist die Zähigkeit einer grossen Streuung unterworfen und ausgeprägt von der Probenform und -grösse abhängig. Eine direkte Übertragung auf Bauteile ist nur dann gerechtfertigt, wenn dessen Dicke kleiner als die der Probe (d.h. 10mm) ist.

Im oberen Übergangsbereich (Bereich B2) und in der Hochlage (Bereich C) ist analog der statischen Prüfung ein technischer Initiierungswert aufgrund der J-R-Kurve zu bestimmen. Weil die in Kap. 4.3.4 vorgestellten Einprobentechniken unter Schlagbeanspruchung nicht anwendbar sind, kommt zur Ermittlung der J-R-Kurve nur eine der Mehrprobentechniken zur Bestimmung der J-R-Kurve in Frage. Diese erfordert die Erzeugung einer Serie von unvollständigen Brüchen mit unterschiedlicher Rissverlängerung Δa . Hierzu verwendet man meistens entweder einen Stop-Block (Stoppen des Pendelhammers während des Bruchs der Probe mittels eines variierbaren Anschlages) oder die Low-Blow Methode (Verwendung einer limitierten Schlagenergie, so dass kein vollständiger Bruch möglich ist, sondern der Riss nach einer gewissen Verlängerung Δa stecken bleibt). Zurzeit laufen auch verschiedene Forschungsanstrengungen mit dem Ziel, den Moment der Rissinitiierung mit Hilfe theoretischer Zusammenhänge experimentell einfacher zu bestimmen. Für weitere Informationen wird auf die Literatur verwiesen⁶.

⁶ W. Böhme and H.J. Schindler, Application of Single Specimen Methods on Instrumented Charpy Tests: Results of DVM Round Robin Exercises, in: ASTM STP 1380, American Soc. For Testing and Materials, West Conshohocken, PA., 2000,

Richtlinien:

- *Hauptabteilung für die Sicherheit der Kernanlagen, "Proposed Method for Instrumented Impact Testing of Pre-Cracked Charpy Specimens", HSK AN 425, Rev. 3, Final Draft, 2002*
- *European Structural Integrity Society, TC5, "Proposed Standard Method for Instrumented Pre-Cracked Charpy Impact testing of Steel", TC5- Draft 10, 2000*

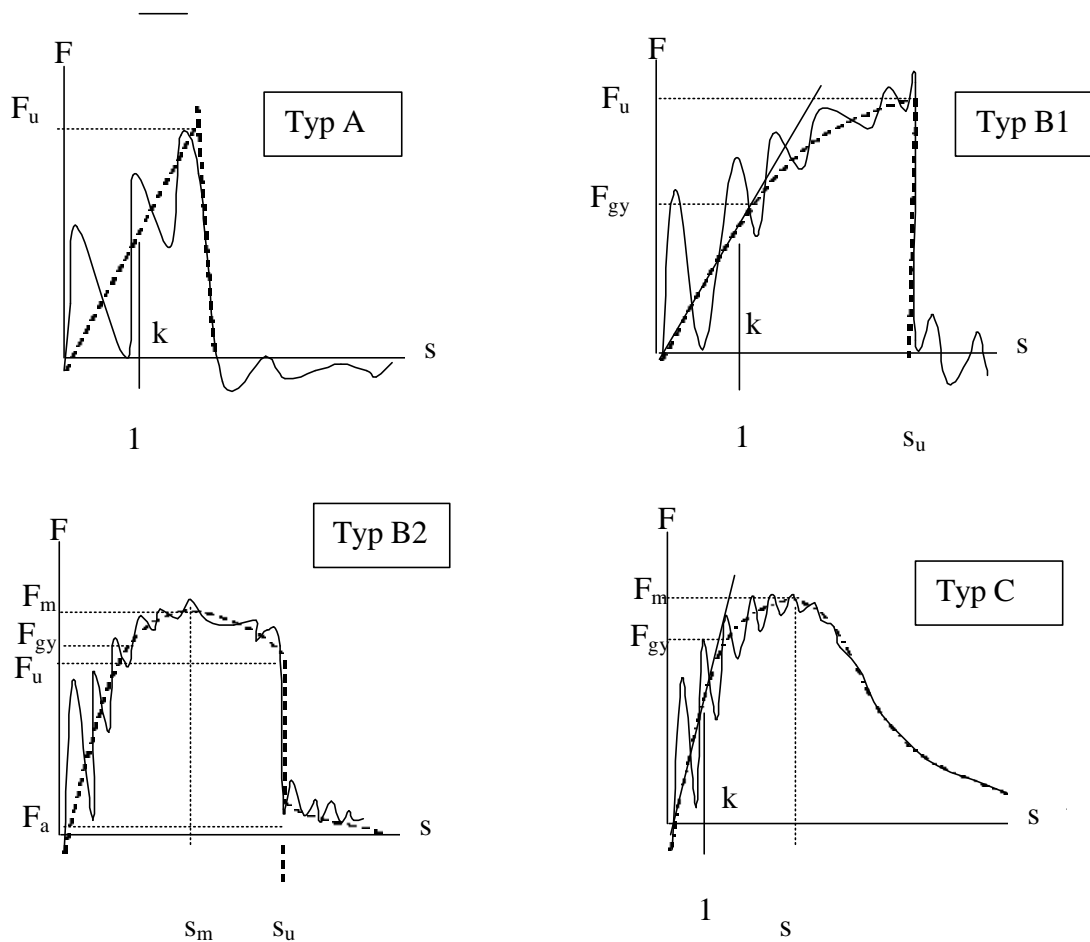


Fig. 4.5: Typische Kraft-Weg-Diagramme bei Schlagbiegeversuchen in den in Fig. 4.4 definierten Zähigkeitsbereichen