

1

Bruchmechanisches Verhalten unter quasistatischer und dynamischer Beanspruchung

L. Krüger, P. Trubitz und S. Henschel

1.1

Einleitung

Im allgemeinen Maschinenbau werden Konstruktionen zunächst nach klassischen Festigkeitskriterien ausgelegt. Abbildung 1.1 zeigt an einer auf Zug beanspruchten Komponente, dass in einer Beanspruchungsanalyse die wirkenden Spannungen (Beanspruchung: vorhandene Spannung σ_{vorh}) ermittelt werden. Durch die experimentell zu bestimmenden Werkstoffkennwerte wird die Beanspruchbarkeit (zulässige Spannung σ_{zul}) charakterisiert. Für das gewählte Beispiel eines glatten, allmählich auf Zug beanspruchten Bauteils ergibt sich die Beanspruchungsgröße als $\sigma_{\text{vorh}} = F/A$.

Die Bewertung bezüglich der Sicherheit des Bauteils, sich nicht plastisch zu verformen oder zu brechen, erfolgt über einen Vergleich der Beanspruchungsgröße mit der experimentell zu ermittelnden Beanspruchbarkeit. Mit $\sigma_{\text{vorh}} \leq \sigma_{\text{zul}}$ ist der Festigkeitsnachweis erbracht.

Sind plastische Verformungen (Bauteildeformationen) unzulässig, dienen die Streckgrenze R_e oder die 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ als Werkstoffkennwert. Ist eine plastische Verformung zulässig und nur der Bruch des Bauteils auszuschließen, wird die Zugfestigkeit R_m herangezogen.

In der Praxis kann es jedoch zur Abweichung von den im Beispiel dargestellten idealisierten Beanspruchungsbedingungen kommen.

Lokale Überlastungen durch

- Fehler in der Lastannahme,
- Eigenspannungen,
- stoß- bzw. schlagartige Beanspruchungen oder
- Kerben und Risse

sind oft nicht auszuschließen. In der Folge kann die vorhandene Spannung deutlich höher als zunächst angenommen sein, wenn sich beispielsweise Last- und Ei-

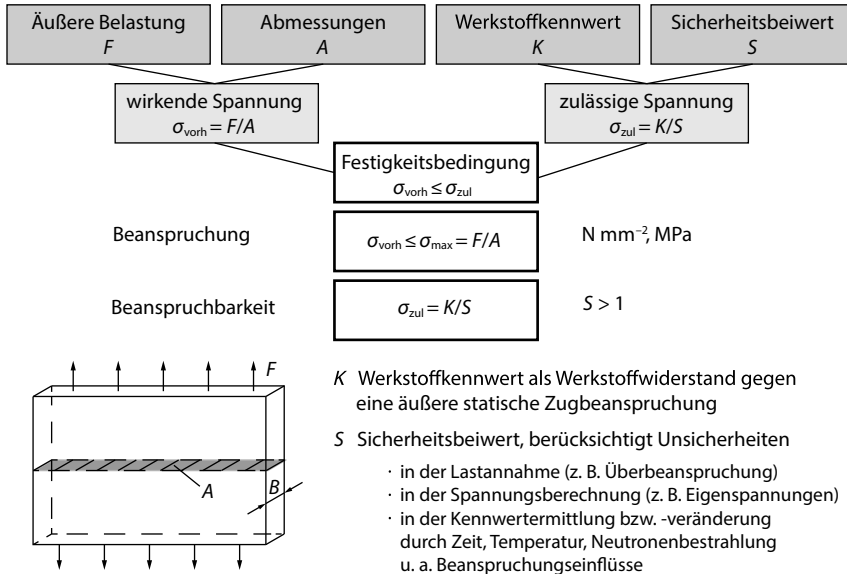


Abb. 1.1 Ablaufschema für die Festigkeitsberechnung am Beispiel einer quasistatisch zugbeanspruchten Komponente.

genspannungen überlagern. Weiterhin können Spannungsspitzen existieren, welche die berechneten und als homogen angenommenen vorhandenen Spannungen deutlich übersteigen.

Die im Nennspannungsnachweis übliche Forderung nach einem homogenen beanspruchten Querschnitt stimmt weiterhin oft nicht mit der Realität überein. In Bauteilen treten u. a. Lunker, Poren, Einschlüsse, Seigerungen oder Risse auf. Die Risse können durch die Fertigung (z. B. Schweiß-, Härte-, Schleif- oder Warmrisse) oder betriebsbedingt (z. B. Ermüdung oder Korrosion) entstehen. Dadurch erhöht sich die Kerbwirkung und es treten Spannungsspitzen auf. Die Frage ist, wie der Werkstoff auf diese Überbeanspruchungen reagiert.

Eine besondere Gefahr für das Bauteil geht von Sprödbrüchen aus. Durch die Behinderung der Werkstoffplastifizierung ist der Abbau der Spannungskonzentrationen durch plastische Verformung stark eingeschränkt. Es treten meist verformungsarme Trennbrüche auf. Die instabile Rissausbreitung findet in Bruchteilen von Sekunden statt. In Tab. 1.1 sind Einflussgrößen, deren Wirkung und entsprechende Werkstoffaspekte zusammengefasst.

Der Bewertung der Zähigkeit kommt eine große Bedeutung zu. Unter Zähigkeit wird die Fähigkeit des Werkstoffes verstanden, unter sprödbruchfördernden Beanspruchungen des Bauteils die Überbeanspruchungen (Spannungsspitzen) durch örtliche plastische Verformung abzubauen.

Typische Prüfverfahren zur Bewertung der Zähigkeit kombinieren mehrere sprödbruchfördernde Bedingungen. Dementsprechend werden für das *Übergangstemperaturkonzept* im Kerbschlagbiegeversuch (engl. Charpy pendulum

Tab. 1.1 Sprödbbruchfördernde Bedingungen.

Einflussgrößen	Wirkungsweise	Werkstoffaspekte
Konstruktive Gestaltung	Dehnungsbehinderung (engl. constraint) durch Kerben oder große Bauteilquerschnitte (mehrachsigter Spannungszustand)	Streckgrenze R_e ↑ bzw. 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ ↑
Fertigung	Oberflächenfehler und Anrisse durch Schweißen, Härten, Schleifen, Ausbildung komplexer Eigenspannungszustände	Kerbwirkung ↑
Beanspruchungsbedingungen	schlagartige Krafteinwirkung, mehrachsiger Spannungszustand	Streckgrenze R_e ↑ bzw. 0,2 %-Dehngrenze $R_{p0,2}$ ↑
Umgebungsbedingungen	tiefe Temperaturen, Spannungsrissskorrosion, Neutronenversprödung	$T \downarrow \rightarrow R_e \uparrow$ bzw. $R_{p0,2} \uparrow$, Kerbwirkung ↑, Elektrolytwirkung
Werkstoffgefüge	Grobkorn, Ausscheidungen an Korngrenzen, Alterung, Verunreinigungen, nichtmetallische Einschlüsse	Verformbarkeit ↓

impact test) [1] zur Bestimmung der Übergangstemperatur T_t (Temperatur beim Übergang vom (duktilen) Verformungsbruch zum Sprödbbruch; früher als $T_{\dot{U}}$ bezeichnet) mehrere gekerbte Proben bei unterschiedlichen Prüftemperaturen schlagartig beansprucht und die verbrauchte Schlagenergie (z. B. KV , KU) bestimmt. Kennwerte des Kerbschlagbiegeversuchs sind Bestandteil sehr vieler Normen bzw. Materialdatenblätter. Sie dienen für bestimmte Werkstoffzustände als Qualitätskriterium, welche sich im praktischen Einsatzfall bereits bewährt haben. Der entscheidende Nachteil dieses Prüfverfahrens ist, dass die Kennwerte (z. B. KV , KV - T -Kurve, T_t) nicht zur Bauteilauslegung herangezogen werden können, da alle Ergebnisse nur für die jeweiligen Prüfbedingungen (Probengröße, Beanspruchungsgeschwindigkeit, Kerbung, Temperatur) gültig sind.

Mit der Einführung des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs [2] erhält man über die globale Energiebetrachtung hinausgehend detailliertere Informationen zum Versagenshergang. Aus dem gemessenen Kraft-Durchbiegungs-Verlauf lassen sich charakteristische Werte für das Verformungs- und Schädigungsverhalten (z. B. die Fließkraft F_{gy} , die Kräfte für die Initiierung F_{iu} und Arretierung F_a des Spaltbruches) entnehmen (Abb. 1.2). Wie schon beim nicht instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch sind diese Kennwerte nicht zur Bauteilauslegung geeignet.

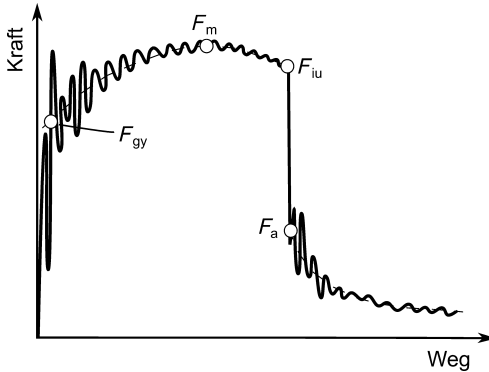


Abb. 1.2 Kraft-Durchbiegungs-Kurve (schematisch) und kennzeichnende Kräfte des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs.

Um die Übertragbarkeit der Ergebnisse einer dynamischen Beanspruchung auf Bauteile zu ermöglichen, werden im *Grenztemperaturkonzept* Proben in Bauteildicke mit scharfen Kerben verwendet. Durch die Analyse des temperaturabhängigen Verhaltens werden Grenztemperaturen (z. B. gegen *Risseinleitung/-auslösung* bzw. *Rissauffang*, s. Tab. 1.2) ermittelt. Weit verbreitet ist u. a. der Fallgewichtsversuch nach Batelle (engl. drop weight tear test, DWTT) [3], bei dem eine Risseinleitungstemperatur T_i (i = Initiierung) ermittelt wird. Aus dem Bruchbild der gekerbten Biegeprobe (Dicke 8–20 mm) wird die (Grenz)Temperatur $T_{50\%}^G$ oder $T_{85\%}^G$ ermittelt, bei welcher der nichtkristalline Bruchanteil 50 % bzw. 85 % beträgt.

Prüfverfahren basierend auf dem Rissauffangkonzept (z. B. Fallgewichtsversuch nach Pellini sowie Robertson-Test) dienen der Ermittlung einer Grenztemperatur, bei der ein sich instabil ausbreitender Riss gestoppt wird. Im Fallgewichtsversuch nach Pellini (engl. drop weight test, DWT) [4, 5] wird eine 13–25 mm dicke Drei-Punkt-Biegeprobe schlagartig bis zur 0,2 %-Dehngrenze durchgebogen. Auf der Zugseite befindet sich eine gekerbte spröde Einlagenschweißraupe, in der unter schlagartiger Belastung ein Spröbruch ausgelöst wird. Als Grenztemperatur (engl. nil-ductility transition temperature, NDT-Temperatur) gilt die Prüftemperatur, bei der die Probe den sich instabil ausbreitenden Riss nicht auffangen konnte, während bei zwei weiteren Proben und um 5 K höherer Prüftemperatur in beiden Fällen der Riss aufgefangen wird. Die NDT-Temperatur kann über die Temperaturabhängigkeit der im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch bestimmten Rissauffangkraft F_a abgeschätzt werden [6, 7].

In einer Variante des Robertson-Versuches [8–10] wird ausgehend von einem unterkühlten Bereich ein instabil wachsender Riss in einer unter Zugspannung stehenden Platte ausgelöst. Da die Gegenseite der Platte erwärmt ist, läuft der Riss in Bereiche mit zunehmender Plastizität. Es wird die Temperatur (Crack Arrest Temperature, CAT) ermittelt, bei welcher der Riss gestoppt wird.

Die Grenztemperaturen dienen zur Abschätzung einer minimalen Einsatztemperatur rissfreier Bauteile. Es kann jedoch keine Auslegung von Bauteilen mit

Tab. 1.2 Varianten des Grenztemperaturkonzepts.

Rissauslöskonzept	Rissauffangkzept
Bewertung der Sprödbrechtsicherheit durch Vermeidung der instabilen Rissausbreitung	Vermögen des Werkstoffes, einen sich mit hoher Geschwindigkeit im Bauteil instabil ausbreitenden Riss vor der Zerstörung aufzufangen
<i>DWTT (Drop Weight Tear Test)</i>	<i>DWT (Drop Weight Test, Pellini-Versuch)</i>
<ul style="list-style-type: none"> • Grenztemperaturen $T_{50\%}^G, T_{85\%}^G$ • Bewertung des Rissausbreitungswiderstandes von Grobblechen, Schmiedestücken und Schweißverbindungen 	<ul style="list-style-type: none"> • Nil-Ductility Transition (NDT)-Temperatur
	<i>Robertson-Test</i>
	<ul style="list-style-type: none"> • Crack Arrest Temperature (CAT) (Rissauffangtemperatur)

rissartigen Fehlern bei dynamischer Beanspruchung durchgeführt werden. Diese Zielstellung verfolgt die Bruchmechanik bei dynamischer Beanspruchung.

Sowohl das Übergangs- als auch das Grenztemperaturkonzept erlauben keine Bauteilauslegung, da Bruchvorgänge festigkeits- und zähigkeitskontrolliert ablaufen.

Während die klassische Vorgehensweise des Festigkeitsnachweises den tragenden Querschnitt als homogen (d. h. fehlerfrei ohne Poren, Lunker, Risse etc.) annimmt, treten in der Praxis Fehler in Form von Rissen bzw. rissähnlichen Spannungskonzentrationsstellen (engl. stress raisers) auf, welche oftmals den Ausgangspunkt für das Werkstoff- bzw. Bauteilversagen darstellen.

Diese Fehler können bereits bei der Fertigung entstehen, werden jedoch nicht gefunden, da sie in der Fehlergröße unterhalb der Nachweisgrenze der zerstörungsfreien Prüfverfahren liegen. Eine weitere Möglichkeit ist, dass sich rissartige Defektstellen erst während der Verwendung des Bauteils unter Wirkung korrosiver, thermischer und/oder zyklischer Beanspruchungen bilden.

Durch die Bruchmechanik soll die Bruchsicherheit von Bauteilen (Bauteilintegrität) unter Einbeziehung von Rissen oder rissähnlichen Spannungskonzentrationsstellen gewährleistet werden (Abb. 1.3).

Es besteht ein quantitativer Zusammenhang zwischen

- der Belastung des Bauteils bzw. der Bauteilbeanspruchung,
- der Größe eines Risses oder einer rissartigen Spannungskonzentrationsstelle und
- der Werkstoffkenngröße, definiert als Werkstoffwiderstand gegen Risseinleitung oder Rissausbreitung.

Die Bewertung des Werkstoffwiderstandes gegen Risseinleitung bzw. Rissinitiation und Rissausbreitung kann unter statischer, dynamischer (schlagartiger) und zyklischer Beanspruchung erfolgen. Das Vermögen des Werkstoffes, einen

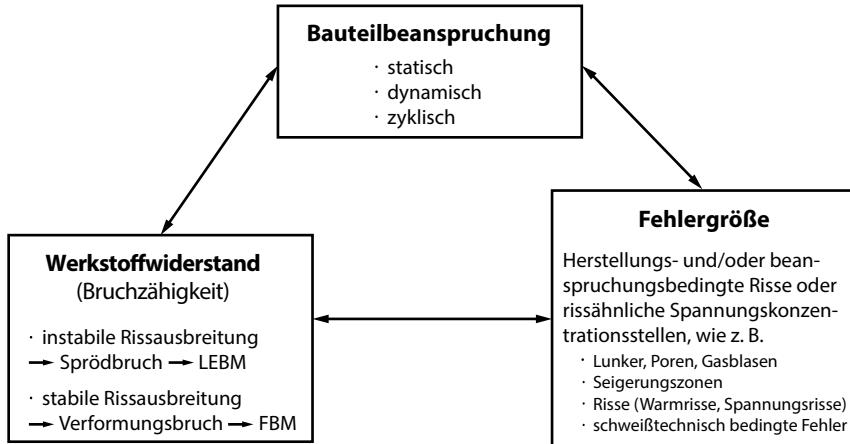


Abb. 1.3 Prinzip des bruchmechanischen Sicherheitskonzeptes. „Das bruchmechanische Dreieck“, LEBM – linear-elastische Bruchmechanik, FBM – Fließbruchmechanik (modifiziert nach [11]).

Riss aufzufangen (auch Rissarretierung, engl. crack arrest), kann unter statischen und dynamischen Beanspruchungen geprüft werden.

Dadurch eröffnen sich für die Bruchmechanik die folgenden Anwendungsgebiete:

- Bruchmechanische Bauteilauslegung unter Einbeziehung zulässiger, nicht vermeidbarer Rissgrößen oder rissähnlicher Spannungskonzentrationsstellen. Die zulässige Spannung σ_{zul} wird über die Bruchzähigkeit bestimmt.
- Bruchmechanische Nachrechnung konventionell ausgelegter Bauteile. Bewertung der Bruchsicherheit und Lebensdauer bei Annahme möglicher Risse oder rissartiger Spannungskonzentrationsstellen. Die sichere, d. h. zulässige Fehlergröße a_{zul} wird ermittelt.
- Analyse von Schadensfällen und Ableitung von Maßnahmen für die zukünftige Schadensverhütung.
- Werkstoffentwicklung und -optimierung.

1.2

Grundlagen

In Abhängigkeit von dem Vermögen des Werkstoffes, lokale Spannungsüberhöhungen durch plastische Verformungen abbauen zu können und der Größe der sich ausbildenden plastischen Zone in der Umgebung der Risspitze existieren unterschiedliche Konzepte der Bruchmechanik. Üblicherweise wird in die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM), die LEBM mit Kleinbereichsfließen und die Fließbruchmechanik (FBM) unterschieden. Bei Versagen eines rissbehafteten

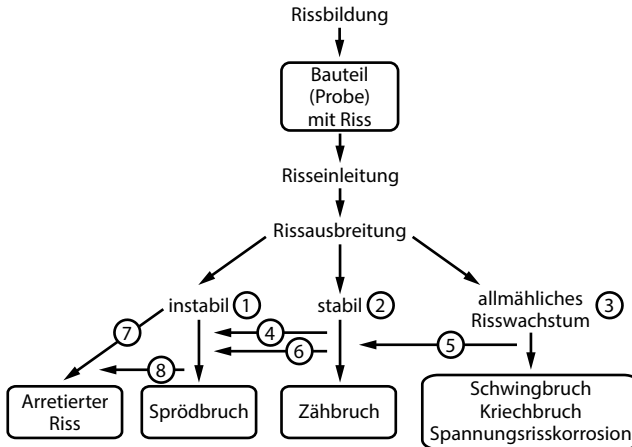


Abb. 1.4 Möglichkeiten der Rissausbreitung (nach [10]).

Bauteils durch plastische Instabilität kann die Bruchsicherheit mithilfe der plastischen Grenzlast abgeschätzt werden. Weitere Konzepte beschreiben den Rissfortschritt aufgrund zyklischer, thermischer und/oder korrosiver Beanspruchung. In der Bruchdynamik werden Beanspruchungssituationen, in denen Risse bei sehr hohen Belastungsraten initiiert werden, sowie das Ausbreitungs- und das Aufgangverhalten schnell wachsender Risse betrachtet.

In Abb. 1.4 sind unterschiedliche Möglichkeiten der Rissausbreitung und sich ergebende Versagenswege schematisch dargestellt [10]. Neben den drei Grundvarianten des instabilen ①, stabilen ② und allmählichen ③ Risswachstums sind auch Wechsel im Rissausbreitungsmechanismus möglich.

Beispielsweise kann ein sich zunächst stabil ausbreitender Riss beim Erreichen einer kritischen Rissgröße in die instabile Rissausbreitung und schließlich in den finalen Spröbruch übergehen (②-④-①). In einem anderen Fall wird der sich zwischenzeitlich instabil ausbreitende Riss aufgefangen bzw. arretiert (②-④-①-⑧).

1.2.1

Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik

In der *linear-elastischen Bruchmechanik (LEBM)* stehen zwei Konzepte zur Beschreibung des Werkstoffverhaltens vor der Risspitze zur Verfügung:

- Spannungsverteilung vor der Risspitze (Spannungsintensitätskonzept) und
- Energiebilanz bei der Rissausbreitung (Energiekonzept).

Zur bruchmechanischen Bewertung hochfester und dabei relativ spröder Konstruktionswerkstoffe hat sich in der Praxis das Spannungsintensitätskonzept, auch *K*-Konzept genannt, durchgesetzt, welches nachfolgend näher erläutert wird.

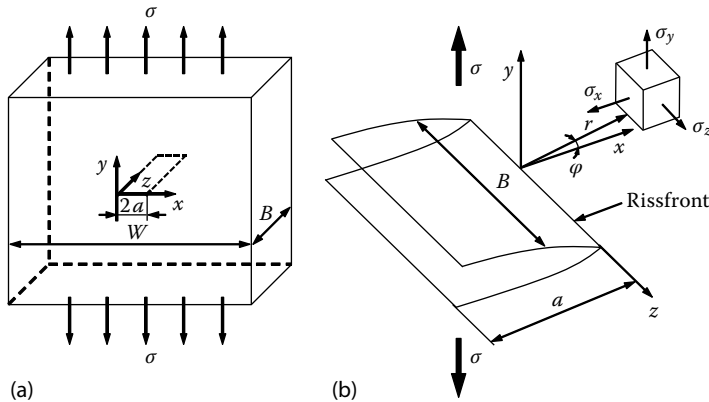


Abb. 1.5 Innenriss im Zugspannungsfeld gemäß dem Rissmodell von Griffith. (a) Unendlich ausgedehnte Platte mit durchgehendem Mittelriss; (b) Volumenelement mit Spannungskomponenten an der Risspitze (modifiziert nach [10]).

Tab. 1.3 Einfluss der Proben- bzw. Bauteildicke B auf die Spannungs- und Dehnungsverteilung vor der Risspitze.

$B \uparrow$: Ebener Dehnungszustand (EDZ)	$B \downarrow$: Ebener Spannungszustand (ESZ)
$\varepsilon_z = 0$, $\sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y)$ (ν – Poisson’sche Konstante)	$\sigma_z = 0$, $\varepsilon_z = -\nu/(E(\sigma_x + \sigma_y))$, (E – Elastizitätsmodul) Williams-Irwin-Gleichung [12]: bei $\varphi = 0$: $\sigma_x = \sigma_y = \sigma\sqrt{\pi a}/\sqrt{2\pi r}$

Die Ausbildung eines mehrachsigen Spannungszustandes vor der Risspitze in einer zugbeanspruchten Platte wird von der Verformungsbehinderung in z -Richtung in Abhängigkeit von der Plattendicke bzw. Bauteildicke B bestimmt (Abb. 1.5).

In dünnen Platten bzw. dünnwandigen Bauteilen wird die Dehnung in z -Richtung nicht oder nur geringfügig behindert. Es wirkt der ebene Spannungszustand (ESZ).

In dicken Platten bzw. dickwandigen Bauteilen wird die Dehnung in z -Richtung behindert und ein dreiachsiger Spannungszustand erzeugt. Folglich liegt der ebene Dehnungszustand (EDZ) vor (Tab. 1.3). Der Betrag von σ_z hängt von der Verformungsbehinderung in z -Richtung ab.

Für einen homogenen, isotropen und gleichmäßig zugbeanspruchten Körper, welcher einen durchgehenden Innenriss der Länge $2a$ aufweist (Abb. 1.5), wird das an der Risspitze vorhandene Spannungsfeld unter den Voraussetzungen eines linear-elastischen Werkstoffverhaltens und $r \ll a < B$, W mit der von Wes-

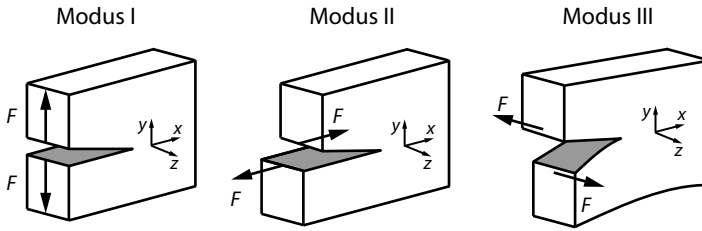


Abb. 1.6 Drei grundlegende Beanspruchungsarten eines Risses (Rissöffnungsmodi): Modus I (einfache Rissöffnung), Modus II (Längsscherung), Modus III (Querscherrung) (modifiziert nach [10]).

tergaard [13] vorgeschlagenen Spannungsfunktion beschrieben:

$$\sigma_{ij} = \frac{K}{\sqrt{2\pi r}} f_{ij}(\varphi). \quad (1.1)$$

σ_{ij} sind die Spannungen in einem durch die Polarkoordinaten r und φ festgelegten Volumenelement vor der Risspitze. Demzufolge steigen die Spannungen mit Annäherung an die Risspitze proportional zu $r^{-1/2}$ an und erreichen für den Fall $r \rightarrow 0$ einen unendlich hohen Wert (= Singularität des Spannungszustandes). Die Abhängigkeit von φ wird durch die dimensionslosen Funktionen f_{ij} wiedergegeben.

Nach Irwin [14] liegt für eine im Vergleich zur Rissgröße unendlich große Platte mit elastischem Werkstoffverhalten Sprödbruchgefahr vor, wenn ein kritischer Wert erreicht bzw. überschritten wird. Darauf basierend wird der Betrag der Spannungskomponenten σ_x und σ_y vor der Risspitze durch den *Spannungsintensitätsfaktor* K beschrieben:

$$K = \sigma \sqrt{\pi a}. \quad (1.2)$$

Bestimmt von der Lage des Risses zur Beanspruchungsrichtung und der möglichen Relativbewegung der Rissoberflächen werden drei Rissöffnungsmodi bzw. die Spannungsintensitätsfaktoren K_I , K_{II} und K_{III} unterschieden (Abb. 1.6).

Modus I stellt die häufigste Beanspruchungsart dar. Er umfasst alle Normalbeanspruchungen, welche ein symmetrisches Öffnen des Risses bewirken. Es ist zudem der gefährlichste Versagensfall, sodass in der Praxis oft zunächst das Risswiderstandsverhalten unter diesen Bedingungen untersucht wird. Treten die grundlegenden Rissbeanspruchungsarten in Kombination auf, so wird dies mit *Mixed-Mode-Beanspruchung* bezeichnet.

Für *endlich ausgedehnte* Platten bzw. Bauteilgeometrien, die dem Rissöffnungsmodus I unterliegen, berechnet sich der Spannungsintensitätsfaktor K_I wie folgt:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot f. \quad (1.3)$$

K_I ist die bruchmechanische Beanspruchungsgröße, welche die Beanspruchung des Werkstoffes vor der Risspitze charakterisiert. σ und a charakterisieren die

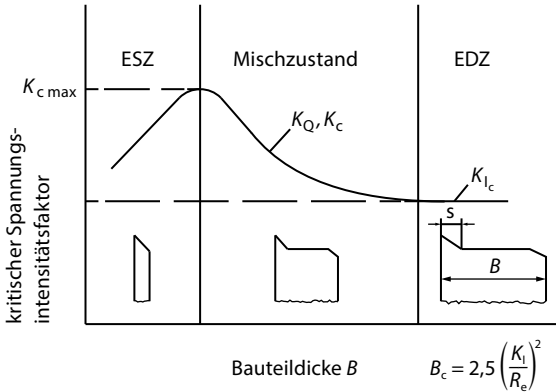


Abb. 1.7 Einfluss der Platten- bzw. Bauteildicke B auf den kritischen Spannungsintensitätsfaktor K_c für den Rissöffnungsmodus I, schematische Veränderung des Versagensbildes in Abhängigkeit von B mit Übergang vom Scherbruch (ESZ) zum Normalspannungsbruch (EDZ); s kennzeichnet die Breite der Scherlippen (modifiziert nach [10]).

wirkende Spannung, bezogen auf den ungeschwächten Querschnitt sowie die Risslänge. Der Geometriefaktor f ist eine Korrekturfunktion und berücksichtigt die Rissform, die Rissart sowie die Bauteilgeometrie (abhängig vom (a/W) -Verhältnis).

Die K -Faktoren sind abhängig von der Rissöffnungsart und können mithilfe von elastizitätstheoretischen und numerischen Verfahren sowie experimentellen Methoden ermittelt werden. Eine Zusammenfassung von K -Lösungen für zahlreiche Beanspruchungssituationen wird in Nachschlagewerken gegeben [15, 16].

Zur Bewertung der Sicherheit gegen Bruch eines mechanisch beanspruchten, rissbehafteten Bauteils wird die berechnete Beanspruchungsgröße K_I mit dem experimentell bestimmten bruchmechanischen Werkstoffkennwert K_{Ic} (auch als kritischer Spannungsintensitätsfaktor oder Bruchzähigkeit bezeichnet) verglichen:

$$K_I = \sigma \sqrt{\pi a} \cdot f \begin{cases} \geq K_{Ic} & \rightarrow \text{Sprödbbruch} \\ < K_{Ic} & \rightarrow \text{Sprödbrechtsicherheit bei statischer Beanspruchung.} \end{cases} \quad (1.4)$$

Die Bruchzähigkeit K_Q bzw. K_c ist im K -Konzept bei Wirkung des ebenen Spannungszustandes (ESZ) oder bei Mischzuständen aus ESZ und ebenem Dehnungszustand (EDZ) von der Platten- bzw. Bauteildicke B abhängig (Abb. 1.7). Erst beim Erreichen bzw. Überschreiten einer vom Werkstoff abhängigen Mindestbauteildicke B_c stellt sich der untere Grenzwert K_{Ic} (geometrieunabhängig) ein und die Bedingungen des EDZ sind erfüllt.

Für zahlreiche hochfeste und dennoch duktile Werkstoffe, wie sie im Kraftwerks-, Stahl- und Maschinenbau eingesetzt werden, findet vor der beanspruchten Risspitze Kleinbereichsfließen (engl. small scale yielding) statt. Die Größe der plastischen Zone r_{pl} bildet sich über die Plattendicke B aufgrund der Wirkung

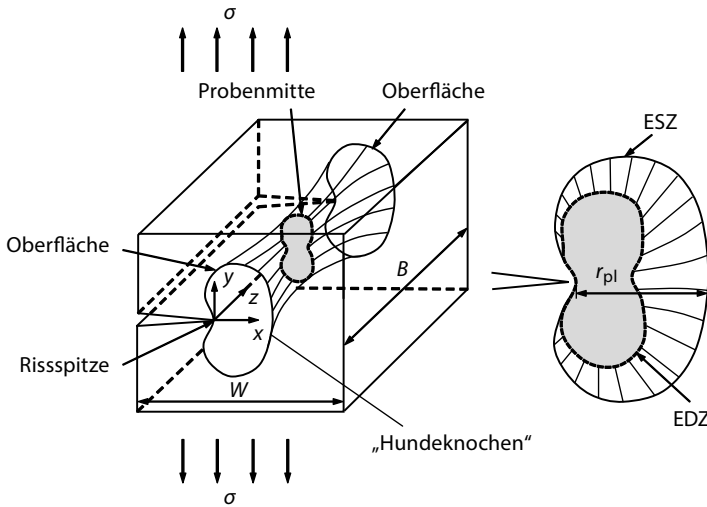


Abb. 1.8 Modell der plastischen Zone beim Kleinbereichsfließen in einem dickwandigen Bauteil (modifiziert nach [17, 18]).

des ebenen Spannungszustandes (ESZ) an der Oberfläche und des ebenen Dehnungszustandes (EDZ) in der Probenmitte aus. Folglich ähnelt die Form der plastischen Zone einem „Hundeknochen“, beschrieben durch das gleichnamige „Dog-bone-model“ (Abb. 1.8). 3D-FEM-Berechnungen haben jedoch gezeigt, dass die tatsächliche Form und Größe der plastischen Zone von dieser Modellvorstellung abweichen [10].

Mit Kenntnis der Streckgrenze R_e bzw. der 0,2%-Dehngrenze $R_{p0,2}$ und der Poisson'schen Konstante ν des Werkstoffes lässt sich die Größe der plastischen Zone im Ligament abschätzen [10]:

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2 \quad (1.5)$$

für den ebenen Spannungszustand (ESZ) und

$$r_{pl} = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{R_e} \right)^2 \cdot (1 - 2\nu)^2 \quad (1.6)$$

für den ebenen Dehnungszustand (EDZ).

Demnach ergibt sich die effektive Risslänge a_{eff} aus der Ausgangsrisslänge a_0 und dem Radius der plastischen Zone r_{pl} :

$$a_{eff} = a_0 + r_{pl} \quad (1.7)$$

Unter der Voraussetzung, dass die plastische Zone im Vergleich zu den Bauteildimensionen deutlich kleiner ist (d. h. $r_{pl} \ll W, B$), berechnet sich der effektive Spannungsintensitätsfaktor im Rissöffnungsmodus I, $K_{I,eff}$, wie folgt:

$$K_{I,eff} = \sigma \sqrt{\pi a_{eff}} \cdot f \left(\frac{a_{eff}}{W} \right) \quad (1.8)$$

Die Erweiterung der LEBM auf das Kleinbereichsfließen setzt voraus, dass die Vorgänge in der plastischen Zone eindeutig von der umgebenden K -dominierten Region bestimmt werden.

1.2.2

Konzepte der Fließbruchmechanik

Sind die Forderungen nach Kleinheit der plastischen Zone vor der Rissspitze nicht mehr erfüllt, tritt ein sich über mehrere Stadien erstreckendes duktiles Bruchverhalten ein. Dies wird mit der *Fließbruchmechanik (FBM)* beschrieben. In metallischen Werkstoffen werden Gleitvorgänge in der plastischen Zone beobachtet, die zu einer Abstumpfung und Vorwölbung der Rissspitze, dem „crack tip blunting“, und der Ausbildung der sog. Stretchzone, der Bildung von Poren bzw. Hohlräumen und deren Zusammenschluss führen, ehe die eigentliche stabile Rissausbreitung einsetzt (Abb. 1.9). Bei hochzähnen Stählen kann die Ausbildung von Mehrfachstretchzonen beobachtet werden.

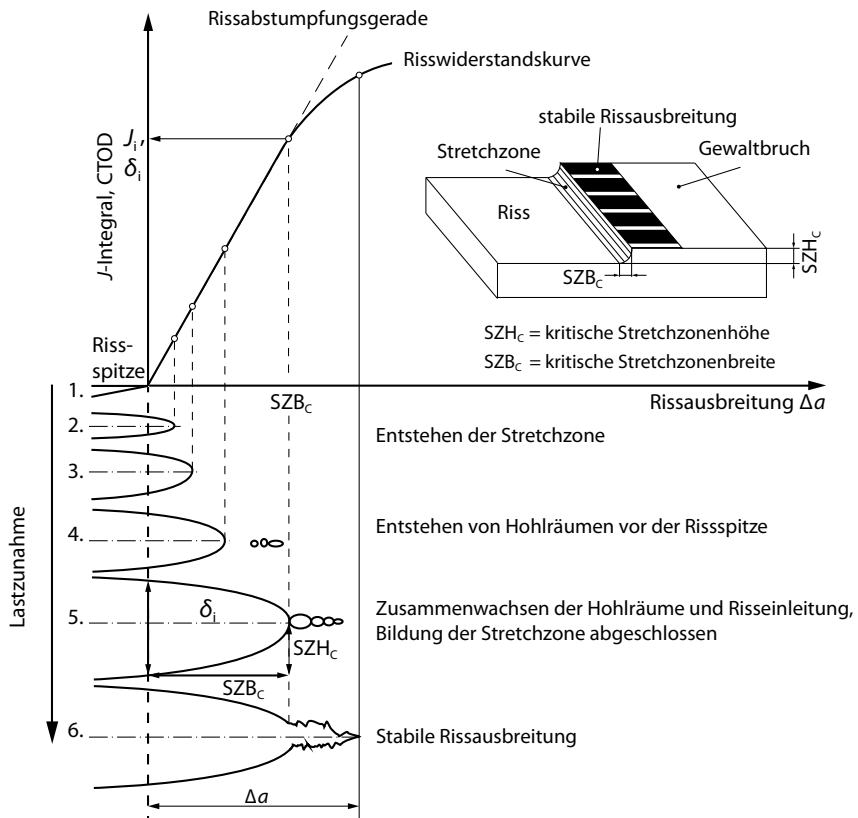


Abb. 1.9 Risswiderstandskurve mit den Veränderungen an der Rissspitze sowie schematische Darstellung der Stretchzone an der Rissspitze (modifiziert nach [10]).

Das duktile Werkstoffverhalten und die ablaufenden Schädigungsmechanismen werden in den fließbruchmechanischen Konzepten *CTOD*- und *J-Integral-Konzept* sowie bei der entsprechenden Kennwertbestimmung berücksichtigt.

Das von Wells [19] entwickelte *CTOD* (engl. crack tip opening displacement)-Konzept definiert eine Risspitzenöffnung δ nach dem Dugdale-Modell:

$$\delta = \frac{8R_e a}{\pi E} \ln \sec \left(\frac{\pi \sigma}{2 R_e} \right) \quad (1.9)$$

mit der Streckgrenze R_e .

Approximiert nach $\sigma/R_e < 0,6$ gilt

$$\delta = \frac{\pi \sigma^2 a}{ER_e} . \quad (1.10)$$

Das Bruchsicherheitskriterium ist erfüllt, wenn $\delta_{\text{Bauteil}} < \delta_c$ gilt. δ_c ist der experimentell zu ermittelnde Werkstoffwiderstand und entspricht dem Beginn der stabilen Rissausbreitung bei duktilem Werkstoffverhalten. δ_c wird auch als kritische Risspitzenöffnung bezeichnet.

Zur Erweiterung der Fließbruchmechanik und zur Abbildung eines nichtlinear-elastischen Werkstoffverhaltens führten Cherepanov [20] und Rice [21] das energiebasierte *J-Integral-Konzept* ein. Das *J-Integral* dient analog zum Spannungsintensitätsfaktor K der linear-elastischen Bruchmechanik als wesentlicher Kennwert zur Beschreibung des Spannungs- und Verschiebungsfeldes an der Risspitze. Diese Beschreibung erfolgt weitgehend unabhängig vom Integrationsweg, sodass auch größere Fließbereiche vor der Risspitze betrachtet werden können. Das *J-Integral* charakterisiert dabei die Änderung der potenziellen Energie bzw. Formänderungsenergie dU vor der sich bildenden Rissfläche $dA = B \cdot da$ [22] bzw. vereinfacht bei einer Rissverlängerung da [21] (engl. strain energy).

$$J = -\frac{dU}{dA} = -\frac{1}{B} \frac{dU}{da} \quad (1.11)$$

Nach Rice, Paris und Merkle [23] gilt als Näherungslösung:

$$J = \eta \frac{U}{B(W - a_0)} . \quad (1.12)$$

η ist von der Probengeometrie und der Belastungsart abhängig.

Da die Vorgänge in Umgebung der plastischen Zone nun von einer *J*-dominanten Region bestimmt werden, lautet das Bruchsicherheitskriterium $J_{\text{Bauteil}} < J_c$. Hierbei charakterisiert J_c den experimentell zu ermittelnden Werkstoffwiderstand gegen Risseinleitung bzw. den Beginn der stabilen Rissausbreitung bei duktilem Werkstoffverhalten.

Ausgehend von einer kleinen plastischen Zone um die Risspitze und einer reinen Modus I-Banspruchung gelten die Zusammenhänge [10]:

$$J_I = \frac{K_I^2}{E} \quad (1.13)$$

für den ESZ und

$$J_I = \frac{K_I^2(1 - \nu^2)}{E} \quad (1.14)$$

für den EDZ.

1.2.3

Bruchzähigkeitsverhalten im spröd-duktilen Übergangsbereich – das Master-Curve-Konzept

Für Stähle mit kubisch-raumzentriertem Gittertyp ist ein ausgeprägtes Übergangverhalten der Kerbschlagarbeit und der Bruchzähigkeit mit der Prüftemperatur bekannt. In der Tieflage findet spaltflächige Rissausbreitung und in der Hochlage duktile Rissausbreitung statt. Im unteren spröd-duktilen Übergangsbereich versagt der Werkstoff nach unterschiedlichen Beträgen der Plastifizierung des Ligamentes ($W - a_0$). Im oberen Übergangsbereich wirken beide Bruchmechanismen. Zunächst bildet sich eine plastische Zone aus und nach einer duktilen Rissinitiierung sowie stabilem Rissfortschritt setzt der instabile Spaltbruch ein. Dieser Übergangsbereich ist durch eine deutlich höhere Streuung der Zähigkeitskennwerte gekennzeichnet.

In der Tieflage tritt Spaltbruch auf und die Bruchzähigkeit K_{Ic} des Werkstoffes wird üblicherweise nach entsprechenden Prüfnormen wie z. B. der ASTM E399 [24] bestimmt. Die Einleitung der spaltflächigen Rissausbreitung ist ein spannungskontrollierter Prozess. Lokale Spannungen und Dehnungen führen zu einem Aufstau von Versetzungen an Korngrenzen oder Karbiden, sodass sich ein gebildeter Mikroriss mit hoher Geschwindigkeit ausbreitet. Weiterhin wird in der Tieflage der Spaltbruch an *mehreren* Schwachstellen des Gefüges initiiert. Mit zunehmender Temperatur sind größere, *einzelne* Schwachstellen im Werkstoff für die Auslösung eines Spaltbruches notwendig [25] (Abb. 1.10).

Da technische Werkstoffe immer Gefügeinhomogenitäten aufweisen, werden die Initiierung des Spaltbruches und der makroskopische Spröbruch als statistischer Prozess betrachtet, der aus einem *Weakest-Link-Modell* und einem statisti-

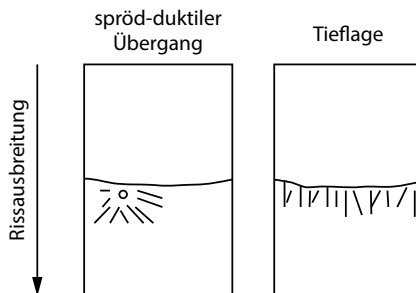


Abb. 1.10 Typische Bruchflächen von angerissenen Proben mit Unterschieden im Bruchverhalten (modifiziert nach [25]).

schen Probengrößeneffekt besteht [25]. Weakest-Link bedeutet im übertragenen Sinn, dass das „schwächste Glied in der Kette“, die Gefügeschwachstelle, versagt. Sie ist in der Regel der Auslöser für die Bildung von Mikrorissen, welche sich instabil ausbreiten und damit zum Strukturversagen beitragen können. Da Gefügeschwachstellen im Ligament stochastisch verteilt vorliegen, wird ein im Vergleich zur Hoch- oder Tieflage breiteres Streuband der Bruchzähigkeit beobachtet. Die Bruchzähigkeit der Probe ist umso geringer, je näher sich die Gefügeschwachstelle vor der Rissfront befindet.

Weiterhin wird das Streuband durch die Länge der Rissfront und damit durch die Probendicke beeinflusst. Je länger die Rissfront ist, umso höher ist die Wahrscheinlichkeit, dass versagensauslösende Gefügeschwachstellen in unmittelbarer Umgebung der Rissfront vorliegen. Daher ist der Risswiderstand von dicken Querschnitten geringer als von dünnen Proben. Weiterhin weisen größere Querschnitte ein schmaleres Streuband auf. Im Bereich der Tieflage tritt dieser Effekt nicht auf [25, 26].

Im unteren Übergangsbereich tritt das Versagen durch Spaltbruch ein, wenn das lokale Spannungsmaximum auf eine Gefügeschwachstelle trifft. Da diese Schwachstellen stochastisch verteilt vorliegen, sind unterschiedliche Energiebeiträge zur spaltflächigen Rissinitiierung erforderlich. Im oberen spröduktilen Übergangsbereich ist der energetische Beitrag der duktilen Rissausbreitung zu berücksichtigen.

Es ist zu beachten, dass die aktuell gültige Prüfnorm ASTM E399 [24] nicht für die Bestimmung der Bruchzähigkeit von ferritischen Stählen im spröduktilen Übergang vorgesehen ist, da die Bruchzähigkeit von dem beschriebenen stochastischen Einfluss der Länge der Rissfront beeinflusst wird.

Auf der Grundlage dieser Überlegungen wurde das auf Wallin [27] zurückgehende *Master-Curve-Konzept (MC)* entwickelt. Es liefert eine Beschreibung für die Streuungen der Bruchzähigkeit, den Größeneffekt sowie die Temperaturabhängigkeit für den Übergangsbereich und den unteren spröduktilen Bereich der Bruchzähigkeit [25]. Nach Wallin kann der Risswiderstand für ferritische Stähle mit Streckgrenzen zwischen 275 und 825 MPa im unteren spröduktilen Übergangsbereich für quasistatische Beanspruchungen in globaler probabilistischer Form modelliert werden [25, 27–29]. Unter dem Begriff der ferritischen Stähle werden Kohlenstoffstähle, niedrig legierte und höher legierte Stähle mit den typischen Gefügeständen Bainit, angelassener Bainit, angelassener Martensit sowie Ferrit und Perlit zusammengefasst [30].

Das MC-Konzept hat den Vorteil, dass die Kennwertermittlung auch an kleineren Proben erfolgen kann. Dies ist beispielsweise für die Charakterisierung der Bruchzähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle von großer Bedeutung, da hier nur begrenzte Probenvolumina zur Verfügung stehen [26].

Gemäß ASTM E1921 [30] umfasst das Master-Curve-Konzept:

- die Ermittlung der Versagenswahrscheinlichkeit P_f von Proben durch Spaltbruch,

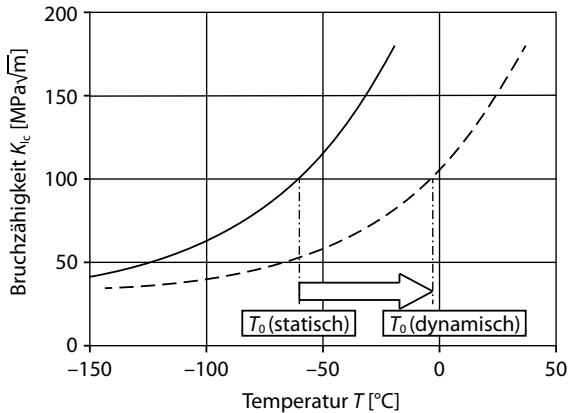


Abb. 1.11 Schematische Darstellung der Master-Curve und des Einflusses der Belastungsrate auf die Referenztemperatur T_0 .

- die Vorhersage des Einflusses der Probengröße auf die Versagenswahrscheinlichkeit und die Umrechnung der Bruchzähigkeit auf eine Probendicke von 1 T ($1\text{ T} = 1\text{ inch} = 25,4\text{ mm}$) und
- die Bestimmung des Temperatureinflusses auf die Versagenswahrscheinlichkeit.

Nach diesem Prinzip wird aus den ermittelten Bruchzähigkeitswerten eine Referenztemperatur T_0 als Bezugsgröße eines universellen Bruchzähigkeits-Temperatur-Verlaufes bestimmt (Abb. 1.11). Diesbezüglich wird T_0 zum Justieren von Bruchzähigkeitskurven für definierte Bruchwahrscheinlichkeiten auf der Temperaturachse verwendet.

Das Master-Curve-Konzept ist auf dynamische Beanspruchungen sowie duktile Gusseisenwerkstoffe erweiterbar (vgl. [31–35]).

1.2.4

Bruchmechanisches Verhalten unter hohen Beanspruchungsraten

Ist die Bruchsicherheit von Werkstoffen, Maschinen und Konstruktionen zu bewerten, welche sehr hohen Beanspruchungsraten ausgesetzt sein können, sind die Aspekte der Bruchdynamik zu beachten. Zu derartig dynamischen Beanspruchungen zählen u. a. der Beschuss von Panzerungen, das Verhalten von Werkstoffen und Baugruppen bei Sprengstoffattentaten, Crashbeanspruchungen, Verladeunfälle von Transportbehältern, Explosionen in Druckbehältern und Pipelines sowie Thermoschockbeanspruchungen. Diese Kurzzeitbelastungen führen zu Bruchprozessen im Bereich einiger Milli- bis Mikrosekunden und sehr hohen Raten der Risspitzenbeanspruchung (Tab. 1.4).

Bei der bruchmechanischen Werkstoffcharakterisierung unter dynamischer Beanspruchung ist eine Beanspruchungsgeschwindigkeit einzustellen, die der des Bauteils mit realem oder hypothetischem Riss entspricht. Der Grad der Dynamik

Tab. 1.4 Bereich der Beanspruchungsraten und Rissinitiierungszeiten (nach [36]).

	Beanspruchungsrate \dot{K}_I in $\text{MPa}\sqrt{\text{m}}\text{s}^{-1}$	Zeit bis zum Bruch in μs
Quasistatische Prüfmaschinen	1	$> 10^6$
Fallwerke	10^4	~ 100
Split Hopkinson-Pressure-Bar	10^4 – 10^6	~ 50 – 100
Projektil-Impakt	10^4 – 10^8	1–100
Explosionen	10^5	1–20
Elektromagnetische Belastungseinrichtungen	10^5	10–100

ergibt sich nicht aus der Geschwindigkeit der äußeren Beanspruchung (z. B. 5 m/s für die Auftreffgeschwindigkeit eines Pendelhammers auf eine Probe), sondern aus der bruchmechanischen Beanspruchungsgröße (z. B. $\dot{K} = dK/dt$) vor der Risspitze bei der Belastung.

So wird beispielsweise zum Nachweis der Dichtheit und Integrität der Transport- und Lagerbehälter für radioaktive Stoffe bei einer auslegungsbestimmenden Unfallbeanspruchung gefordert, dass im Falle eines umfassenden bruchmechanischen Sicherheitsnachweises die erforderlichen bruchmechanischen Kennwerte bei der höchsten zu erwartenden Belastungsgeschwindigkeit sowie der geringsten Einsatztemperatur zu ermitteln sind. Die Beanspruchungsbedingungen beziehen sich dabei auf reale Unfallsituationen oder Belastungsversuche an Prototypen [37]. Unter dynamischer Beanspruchung werden hier Dehnraten von $\dot{\epsilon} > 0,1 \text{ s}^{-1}$ verstanden, was bei Großproben-Stoßbiegeversuchen zu Beanspruchungsraten von $\dot{K}_I \approx 10^4 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}\text{s}^{-1}$ führte.

Hinsichtlich des Werkstoffwiderstandes gegen schlag- oder stoßartige Beanspruchung wird in dynamische Risseinleitungs- und Rissausbreitungsvorgänge unterschieden. Der Widerstand des Werkstoffes gegenüber Risseinleitung ist von der Beanspruchungsrate abhängig. Weiterhin kann ein sich instabil, d. h. mit mehreren Hundert Metern pro Sekunde ausbreitender Riss vom Werkstoff gestoppt werden, was als Rissauffangen bezeichnet wird.

Rissinitiierung bei hohen Beanspruchungsraten, schnell laufende Risse und das Auffangen eines sich schnell ausbreitenden Risses sind Kurzzeitprozesse, bei denen das beanspruchungsrateabhängige Werkstoffverhalten berücksichtigt werden muss. Dazu gehört, dass die Spannungen und Verformungen sowie deren Verteilung bei dynamischer Beanspruchung zeitabhängig sind und kein quasistatisches Kräftegleichgewicht existiert. Ähnlich wie bei den dehnratenabhängigen Fließspannungen wird das Bruchzähigkeitsverhalten von der Beanspruchungsrate beeinflusst. Ferritische Stähle neigen beispielsweise zu einer Geschwindigkeitsversprödung.

Die Risspitzenbeanspruchungsparameter sind zeitabhängig und können mit dem dynamischen Spannungsintensitätsfaktor $K_I^{\text{dyn}}(t)$ beschrieben werden. Häu-

fig wird beobachtet, dass sie um das statische Gleichgewicht oszillieren. Die Schwingungsformen und Amplituden werden von den geometrischen Bedingungen und der Belastungssituation beeinflusst.

1.3

Experimentelle Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte

1.3.1

Probenformen, Probenvorbereitung

Sowohl für die Bestimmung bruchmechanischer Kennwerte in der linear-elastischen Bruchmechanik als auch in der Fließbruchmechanik wählt man bei der Auswahl der Proben und deren Vorbereitung eine einheitliche Vorgehensweise.

Für die Ermittlung des Werkstoffkennwertes Bruchzähigkeit werden zumeist die Normen ASTM E399 [24], ASTM E1820 [38] sowie ISO 12135 [39] verwendet.

Folgende vier Probengeometrien haben sich in der Laborpraxis bewährt (s. auch Abb. 1.12–1.14):

- *Drei-Punkt-Biegeprobe* (SE(B), engl. single-edge notched bending, Abb. 1.12)
- *Kompakt-Zugprobe* (C(T), engl. compact tension, Abb. 1.13 und Abb. 1.14)
- *C-förmige Probe* (u. a. in Anlehnung an dickwandige Hochdruckzylinder [40])
- *Rund-Kompakt-Zugprobe* (DC(T), engl. disk-shaped compact tension)

Die SE(B)-Probe ist am einfachsten zu fertigen und wird oft auch für die Schweißnahtprüfung verwendet.

In der Fließbruchmechanik werden häufig seitengekerbte Proben mit einer Kerbtiefe von jeweils 10 % der Probenbreite geprüft. Die damit verbundene Verformungsbehinderung führt zu einer gleichmäßigeren Ausbreitung der Rissfront bei stabilem Risswachstum. Das Einbringen der Seitenkerben hat erst nach der Ermüdungsriss erzeugung zu erfolgen.

Die genormten Versuche erfordern die Prüfung angerissener Proben. Um diesen Anriss zu erzeugen, wird ausgehend von einem durch Fräsen, Sägen oder Erodieren eingebrachten Kerb eine zyklische Beanspruchung z. B. mit einem Lastverhältnis R im Zugschwellbereich aufgebracht und im Kerbgrund ein Riss initiiert,

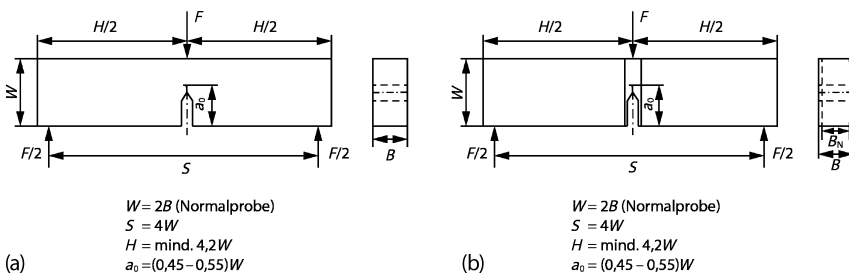
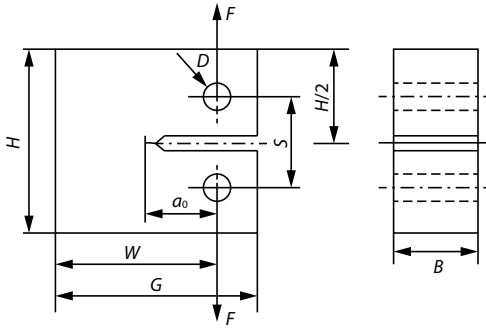
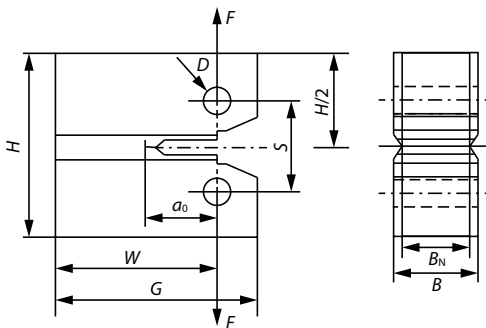


Abb. 1.12 Drei-Punkt-Proben (SE(B)): (a) ohne und (b) mit Seitenkerben.



$$\begin{aligned}
 W &= 2B \text{ (Normalprobe)} \\
 S &= 0,55W \\
 H &= 1,2W \\
 a_0 &= (0,45-0,55)W \\
 D &= \varnothing 0,25W \\
 G &= 1,25W
 \end{aligned}$$

Abb. 1.13 Kompakt-Zugprobe (C(T)).



$$\begin{aligned}
 W &= 2B \text{ (Normalprobe)} \\
 S &= 0,55W \\
 H &= 1,2W \\
 a_0 &= (0,45-0,55)W \\
 D &= \varnothing 0,25W \\
 G &= 1,25W
 \end{aligned}$$

Abb. 1.14 Stepped-notch-Kompakt-Zugprobe (C(T)) mit Seitenkerben.

s. Gleichung 1.15.

$$R = \frac{F_{\min}}{F_{\max}} = \frac{K_{\min}}{K_{\max}} \leq 0,1 \quad (1.15)$$

Bei der Erzeugung des Ermüdungsrisses ist zu beachten, dass eine zu hohe Maximalkraft unzulässige plastische Verformungen um die Risspitze und damit keinen scharfen Anriss ergibt. Daher wird die Maximalkraft der Schwingbelastung

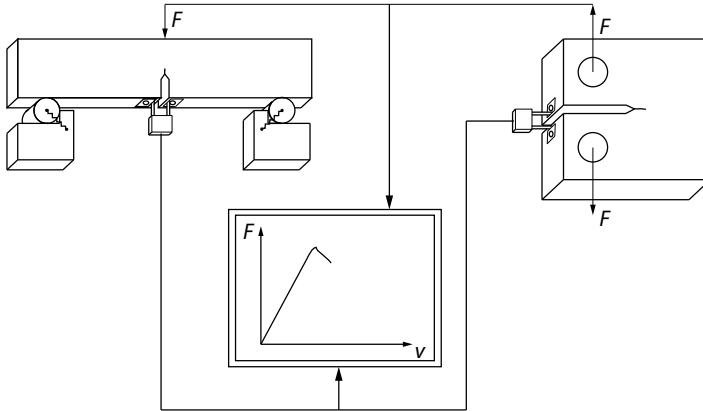


Abb. 1.15 Prüfanordnung für Untersuchungen nach dem K -Konzept an einer SE(B)-Probe (a) bzw. einer C(T)-Probe (b) zur Aufnahme von Kraft-Kerbaufweitungs (F - V)-Verläufen (modifiziert nach [10]).

(bzw. der maximale Spannungsintensitätsfaktor $K_{f_{\max}}$) bei der Ermüdungsrisserzeugung limitiert.

Üblicherweise erfolgt nach der Anrisserzeugung eine gezielte Lastabsenkung in mehreren Stufen, bis die Maximalkraft $F_{f_{\max}}$ schließlich einen über den E -Modul bzw. die Fließkraft F_{ys} bestimmbaren Grenzwert, Gleichung 1.16, erreicht und diesen nicht überschreitet.

$$F_{f_{\max}} \leq \min \begin{cases} 0,6F_{ys} \\ \text{aus } \frac{K_{f_{\max}}}{E} \leq 1,5 \times 10^{-4} \sqrt{m} \text{ abzuleiten} \end{cases} \quad (1.16)$$

In jeder Laststufe muss abgesichert sein, dass der Ermüdungsriß die plastische Zone der vorherigen Laststufe durchlaufen hat. Die Länge des Ermüdungsrissses ist so einzustellen, dass eine definierte Ausgangsriszlänge a_0 (Summe aus Kerbtiefe und Ermüdungsriszlänge) vorliegt und außerdem eine Mindestlänge vorhanden ist, um die Rissspitzenbelastung außerhalb des Kerbspannungsfeldes zu realisieren.

1.3.2

Quasistatische Beanspruchung

1.3.2.1 Versuchsdurchführung

Der eigentliche Bruchmechanikversuch erfolgt weggeregelt unter langsamer, d. h. quasistatischer, Beanspruchung an tief gekerbten Proben ($a_0/W \approx 0,5$). Bei Untersuchungen nach dem K -Konzept werden die Kraft F sowie mithilfe eines Clip on-Aufnehmers (engl. clip gage) die Kerböffnung V gemessen (Abb. 1.15).

Falls Messungen nach dem J -Integral-Konzept durchgeführt werden, muss bei SE(B)-Proben zusätzlich die Probendurchbiegung f aufgenommen und im

Fall von C(T)-Proben der Clip-on-Aufnehmer unter Verwendung sogenannter „stepped-notch“-C(T)-Proben (Abb. 1.14) in Kraftwirkungslinie angekoppelt werden.

1.3.2.2 Kennwertermittlung nach dem Konzept der linear-elastischen Bruchmechanik

Aus den Kraft-Kerbaufweitungs-Kurven wird die Kraft F_Q im Moment der instabilen Rissausbreitung und aus der Bruchfläche die Ausgangsrisslänge a_0 bestimmt. Abbildung 1.16 zeigt für unterschiedliches Werkstoffverhalten typische F - V -Kurven.

Das Werkstoffverhalten nach *Kurventyp 1* steht für nahezu linear-elastisches Verhalten. Beim Erreichen der Maximalkraft tritt der instabile Bruch der Probe ein.

Im *Kurventyp 2* findet man schon vor dem instabilen Bruch der Probe bei der Maximalkraft F_{\max} eine lokale instabile Rissausbreitung (pop-in), die aber wieder aufgefangen wird.

Der *Kurventyp 3* zeigt schon einen deutlich nichtlinearen Verlauf infolge einer plastischen Verformung und eventuell einer beginnenden stabilen Rissausbreitung, bevor das instabile Versagen bei der Maximalkraft einsetzt. In diesem Fall wird eine Tangente an die Kurve angelegt (Linie 0–A) und der Schnittpunkt einer um 5% geringer geneigten Geraden (0–B) mit der Kurve bestimmt ($F_{5\%}$). An diesem Punkt sollte die stabile Rissausbreitung noch vernachlässigbar sein.

Mit dem Wert für die Risslänge a_0 und der Kraft $F = F_Q$ wird der Spannungsinzidenzsfaktor beim Beginn der instabilen Rissausbreitung, $K_Q = K_I$ berechnet.

Für SE(B)-Proben unter Drei-Punkt-Biegebeanspruchung gilt:

$$K_I = \frac{S}{W} \frac{F}{\sqrt{B \cdot B_N \cdot W}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (1.17)$$

mit der Dicke B_N einer seitengekerbten Probe im Kerbquerschnitt (Nettodicke) und der Spannweite bzw. dem Auflagerabstand S . Bei Proben ohne Seitenkerb gilt $B_N = B$.

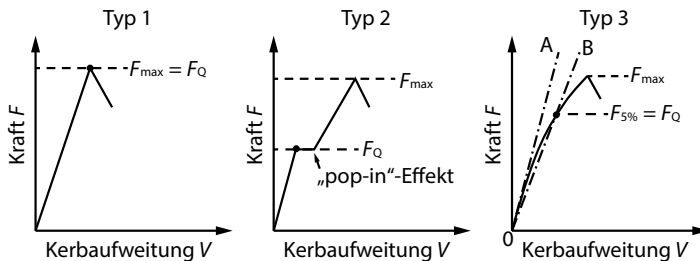


Abb. 1.16 Typische Kraft-Kerbaufweitungs-Verläufe und deren Auswertung, einschließlich der Ermittlung der kritischen Kraft F_Q (modifiziert nach [10]).

Der Geometriefaktor für SE(B)-Proben bei Drei-Punkt-Biegung beträgt [24]:

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{3\left(\frac{a_0}{W}\right)^{0,5} \cdot \left\{ 1,99 - \left(\frac{a_0}{W}\right) \left(1 - \frac{a_0}{W}\right) \left[2,15 - 3,93\left(\frac{a_0}{W}\right) + 2,7\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 \right] \right\}}{2 \left[1 + 2\left(\frac{a_0}{W}\right) \right] \left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}}. \quad (1.18)$$

Für C(T)-Proben gilt:

$$K_I = \frac{F}{\sqrt{B \cdot B_N \cdot W}} f\left(\frac{a_0}{W}\right). \quad (1.19)$$

Der Geometriefaktor für C(T)-Proben berechnet sich nach [24] mit

$$f\left(\frac{a_0}{W}\right) = \frac{\left(2 + \frac{a_0}{W}\right) \cdot \left[0,886 + 4,64\left(\frac{a_0}{W}\right) - 13,32\left(\frac{a_0}{W}\right)^2 + 14,72\left(\frac{a_0}{W}\right)^3 - 5,6\left(\frac{a_0}{W}\right)^4 \right]}{\left(1 - \frac{a_0}{W}\right)^{1,5}}. \quad (1.20)$$

Um die Geometrieunabhängigkeit zu gewährleisten und die Bruchzähigkeit K_{Ic} als unteren Grenzwert für den Widerstand gegen instabile Rissausbreitung bestimmen zu können, muss der ebene Dehnungszustand vorliegen.

Sind alle Gültigkeitskriterien gemäß Gleichungen 1.21–1.23

$$\left\{ \begin{array}{c} B \\ a_0 \\ W - a_0 \end{array} \right\} \geq 2,5 \left(\frac{K_Q}{R_{p0,2}} \right)^2, \quad (1.21)$$

$$\frac{F_{\max}}{F_Q} \leq 1,1 \quad \text{und} \quad (1.22)$$

$$K_{f_{\max}} \leq 0,6 \cdot K_Q \cdot \frac{(R_{p0,2})_{\text{Ermüdung}}}{(R_{p0,2})_{\text{Test}}} \quad (1.23)$$

erfüllt, wird der gemessene K_Q -Wert als Bruchzähigkeit K_{Ic} bezeichnet. Um die Prüfung mit einem hinreichend spitzen Anriss durchzuführen, darf am Ende der Ermüdungsriss erzeugung der maximale K -Wert $K_{f_{\max}}$ den in Gleichung 1.23 ausgewiesenen Wert nicht überschritten haben. In Gleichung 1.23 wird außerdem die zulässige Ausbildung plastischer Zonen bei der Ermüdungsriss erzeugung und beim Test berücksichtigt, indem die entsprechenden 0,2 %-Dehngrenzen ins Verhältnis gesetzt werden.

Falls eines der Gültigkeitskriterien nicht erfüllt ist, kann kein K_{Ic} -Wert ermittelt werden und die Untersuchungen sind unter Verwendung von dickeren Proben zu wiederholen.

1.3.2.3 Kennwertermittlung nach den Konzepten der Fließbruchmechanik

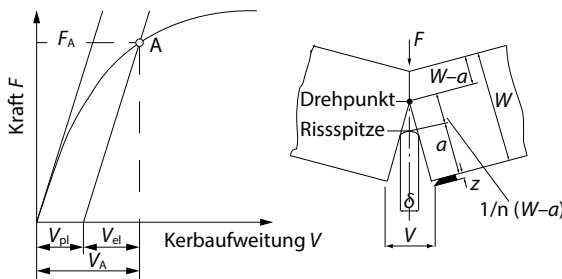
Treten vor der Risspitze unzulässige plastische Verformungen oder stabiles Risswachstum auf, so verliert das Konzept der LEBM seine Gültigkeit und die Bewertung der Werkstoffe erfolgt nach dem Prinzip der Fließbruchmechanik (FBM). Es werden Risswiderstandskurven aufgenommen.

Als Risswiderstandskurve (R -Kurve) wird der Zusammenhang zwischen einem monoton ansteigenden elastisch-plastischen Rissfeldparameter (J -Integral bzw. Risspitzenöffnungsverschiebung CTOD) und der fortschreitenden stabilen, d. h. unter ständiger Energiezufuhr verlaufenden, Rissverlängerung verstanden. Der Beginn des stabilen Rissfortschritts erfolgt beim kritischen Wert des Rissfeldparameters und wird mit Risseinleitungs- oder Rissinitiierungszähigkeit (Index i) bezeichnet. Er ist von der verwendeten Probengeometrie unabhängig, sodass eine Übertragbarkeit auf das Bauteilverhalten gegeben ist.

Zur Ermittlung des Rissfeldparameters CTOD werden Kraft-Kerbaufweitungs-Kurven aufgenommen (Versuchsaufbau, s. Abb. 1.15). Der CTOD-Wert δ setzt sich aus einem elastischen δ_{el} und einem plastischen Anteil δ_{pl} zusammen (Gleichung 1.24) und berechnet sich aus der Kerbaufweitung V für den Punkt A in Abb. 1.17 unter Zugrundelegung der Geometrie der Rissöffnung als

$$\delta = \delta_{el} + \delta_{pl} = \frac{K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)}{2 \cdot R_{p0,2} \cdot E} + \frac{V_{pl}}{1 + n \cdot \frac{(a_0+z)}{(W-a_0)}} \tag{1.24}$$

Die Strecke $1/n(W - a_0)$ ergibt sich aus der Annahme eines in der Probe vor der Risspitze liegenden Rotationspunktes, welcher sich aus der linearen Extrapolation des geradlinigen Teils der Rissflanken darstellen lässt. Mit $n = 2,5$ als



- V_A Gesamtkerbaufweitung im Pkt. A
- V_{el} elastischer Anteil
- V_p plastischer Anteil

Abb. 1.17 Kraft-Kerbaufweitungs-Diagramm sowie Bestimmung der Kerbaufweitung V .

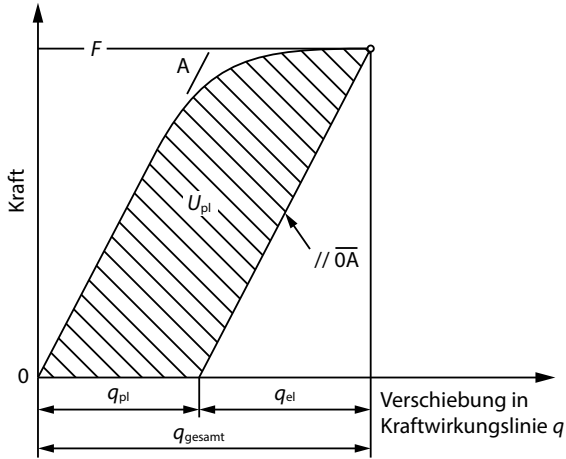


Abb. 1.18 Schematische Darstellung des Kraft-Verschiebungs-Diagramms sowie Bestimmung des J -Integrals (nach ISO 12135 [39]).

Abstand des angenommenen Risses vom Drehpunkt gilt

$$\delta = \frac{K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)}{2 \cdot R_{p0,2} \cdot E} + \frac{0,6 \cdot \Delta a + 0,4 \cdot (W - a_0)}{0,6 \cdot (a_0 + a) + 0,4 \cdot W + z} \cdot V_{pl} \quad (1.25)$$

Der elastische Anteil wird ausgehend von der Kraft F über die entsprechende K -Formel (Gleichung 1.17) berechnet.

Zur Bestimmung des Rissfeldparameters J -Integral werden Kraft-Verschiebungs-Kurven aufgenommen (Abb. 1.18). Die Verschiebung ist in Kraftwirkungslinie zu messen (bei SE(B)-Proben als Durchbiegung, bei „stepped notch“ C(T)-Proben als Kerböffnung COD).

Das J -Integral wird als Summe aus dem elastischen und dem plastischen Anteil berechnet:

$$J = J_{el} + J_{pl} = \frac{K_I^2 \cdot (1 - \nu^2)}{E} + J_{pl} \quad (1.26)$$

mit

$$J_{pl} = \frac{\eta_{pl} \cdot U_{pl}}{B_N \cdot (W - a_0)} \cdot \left[1 - \frac{(0,75 \cdot \eta_{pl} - 1) \Delta a}{W - a_0} \right] \quad (1.27)$$

und

$$\eta_{pl} = \eta = \begin{cases} 2 & \text{bei SE(B)-Proben} \\ 2 + 0,522 \cdot \left(1 - \frac{a_0}{W} \right) & \text{bei stepped notch C(T)-Proben.} \end{cases} \quad (1.28)$$

Der elastische Anteil wird (wie beim CTOD-Konzept) ausgehend von der Kraft F über die entsprechende K -Formel (Gleichung 1.17 bzw. 1.19) berechnet. Nach

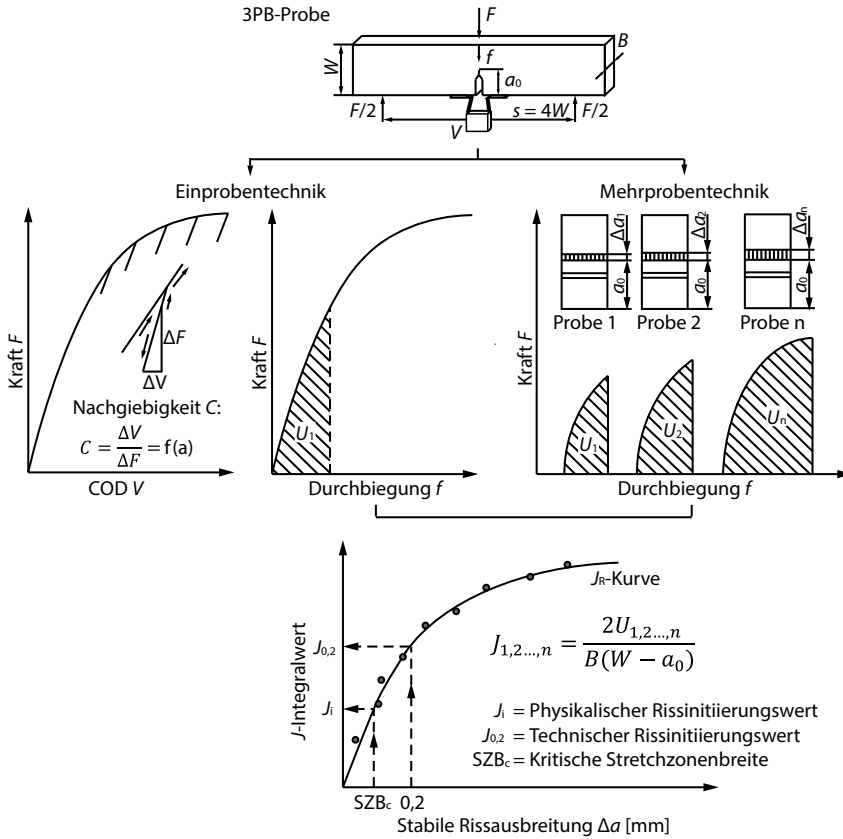


Abb. 1.19 Bestimmung der Risswiderstandskurve nach der Einproben- und Mehrproben-technik sowie Definition der physikalischen und technischen Rissinitierungswerte bei SE(B)-Proben.

ESIS P2 [41] werden die elastischen und plastischen Anteile nicht getrennt betrachtet, sondern das J -Integral wird über die Gesamtfläche U unter der Kraft-Verschiebungs-Kurve (Gleichung 1.29) berechnet (s. auch Abb. 1.19).

$$J = \frac{\eta \cdot U}{B_N \cdot (W - a_0)} \cdot \left[1 - \frac{(0,75 \cdot \eta - 1) \cdot \Delta a}{W - a_0} \right] \quad (1.29)$$

Für η ist die Beziehung nach Gleichung 1.28 zu verwenden.

Die Aufnahme von Risswiderstandskurven kann nach der *Einproben-* und der *Mehrprobentechnik* erfolgen und wird am Beispiel der in Abb. 1.19 dargestellten J_R -Risswiderstandskurve bei vereinfachter Berechnung des J -Integrals nach Gleichung 1.29 veranschaulicht.

Die Anwendung der *Einprobentechnik*, nach welcher mindestens 2 bis 3 Proben zu prüfen sind, setzt eine deutlich von der stabilen Rissausbreitung Δa abhängige Messgröße voraus. Dazu kommen überwiegend das *Teilentlastungsverfahren*

oder die *Elektropotenzialmethode* bzw. beide Varianten in Kombination zum Einsatz.

Das in Abb. 1.19 dargestellte Prinzip des Teillastungsverfahrens basiert auf der Zunahme der elastischen Nachgiebigkeit (engl. compliance) C der angerissenen Probe mit zunehmendem Rissfortschritt. Durch die schrittweisen Be- und Teillastungsvorgänge der Probe bei relativen Teillastungsbeträgen zwischen 10 und 20 % der aktuellen Kraft F treten kurze Abschnitte linearer F - V -Kurven auf. Aus dem Anstieg der entsprechenden Teillastungsgeraden erfolgt die Berechnung der bei dieser Belastung vorliegenden Risslänge a sowie der stabilen Rissverlängerung Δa . Das dazugehörige J -Integral wird mittels numerischer Integration der Kraft-Durchbiegungs-Kurve bis zum Beginn der jeweiligen Teillastung berechnet.

Die Mehrprobentechnik setzt eine ausreichende Anzahl von mindestens 6–8 Proben mit nahezu gleichen a_0/W -Verhältnissen voraus. Diese Proben werden unterschiedlich stark belastet, sodass variierende Beträge des stabilen Rissfortschrittes erzeugt werden. Für jede beanspruchte Probe berechnet sich das J -Integral aus der geleisteten Arbeit U (Abb. 1.19). Zu deren Berechnung werden der gesamte Flächeninhalt unter der Kraft-Durchbiegungs-Kurve (SE(B)-Proben) bzw. der Kraft-Kerbaufweitungs-Kurve („stepped-notch“-C(T)-Proben) verwendet.

Die Darstellung der nach beiden Techniken ermittelten elastisch-plastischen Rissfeldparameter (J -Integral, J , bzw. Rissspitzenöffnungsverschiebung (CTOD), δ) in Abhängigkeit von der stabilen Rissverlängerung Δa führt zur J_R - bzw. δ_R -Risswiderstandskurve (Abb. 1.20). Bei einer nachfolgenden Auswertung sind nur die Messpunkte heranzuziehen, deren stabile Rissverlängerung einen Maximalbetrag Δa_{\max} nicht überschritten hat, s. Gleichung 1.30.

$$\Delta a_{\max} = 0,25 \cdot (W - a_0) \quad (1.30)$$

In der ISO 12135 [39] wird für das J -Integral-Konzept die Grenze auf $\Delta a_{\max} = 0,10 \cdot (W - a_0)$ beschränkt!

Mindestens sechs gleichmäßig über den zulässigen Δa -Bereich verteilte Messpunkte werden an die (in der jeweiligen Norm festgelegte) mathematische Modellfunktion angepasst und je nach Prüfnorm der physikalische sowie der technische Rissinitiierungswert abgeleitet. Abbildung 1.20 zeigt schematisch die Vorgehensweise für die Auswertung nach ISO 12135 [39].

Die Rissspitzenabstumpfung wird über die *construction line*, CL (auch als *blunting line*, BL bezeichnet) gemäß Gleichung 1.31 bzw. Gleichung 1.32 beschrieben.

$$\delta = 1,87 \cdot \frac{R_m}{R_{p0,2}} \cdot \Delta a \quad (1.31)$$

$$J = 3,75 \cdot R_m \cdot \Delta a \quad (1.32)$$

Der physikalische Rissinitiierungswert δ_i bzw. J_i ergibt sich aus dem an der Bruchfläche im Rasterelektronenmikroskop gemessenen Betrag der kritischen Stretchzonenbreite SZB_c . Da die Bruchflächenanalysen sehr aufwendig und oftmals auch

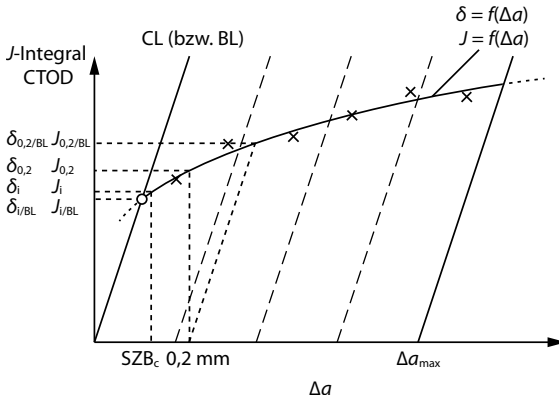


Abb. 1.20 J_R - bzw. δ_R -Risswiderstandskurve mit Kennzeichnung der bruchmechanischen Kennwerte (schematisch).

sehr kompliziert sind, wird als Näherungslösung für den physikalischen Rissinitiierungswert der Schnittpunkt der „blunting line“, BL mit der Risswiderstandskurve ($\delta_{i/BL}$ bzw. $J_{i/BL}$) verwendet. Im Gegensatz dazu werden die technischen Rissinitiierungswerte bei einem definierten Betrag stabiler Rissverlängerung (z. B. $\delta_{0,2}$ und $J_{0,2}$ bei $\Delta a = 0,2$ mm) ermittelt.

Je nach Auswertnorm bzw. verwendetem Regelwerk sind erhebliche Unterschiede in den bestimmten Rissinitiierungswerten möglich.

1.3.2.4 Bestimmung der Referenztemperatur T_0 nach dem Master-Curve-Konzept

Die Bestimmung der *Referenztemperatur* T_0 (Temperatur, bei welcher der Werkstoff eine Bruchzähigkeit von $100 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ aufweist) lässt sich nach der *Eintemperatur-* und der *Mehrtemperaturmethode* realisieren (nach ASTM E1921-13a [30]). Nachfolgend wird ausschließlich auf die Eintemperaturmethode eingegangen.

Zunächst sind bruchmechanische Experimente in einem Temperaturbereich durchzuführen, bei dem spaltflächige Rissausbreitung oder Pop-in-Effekte während der Beanspruchung erwartet werden. Anschließend erfolgt die Auswertung der entsprechenden Kraft-Durchbiegungs-Verläufe (Abb. 1.21).

Der J -Integralwert bei Instabilität J_c wird aus dem elastischen und plastischen Anteil des J -Integrals bestimmt (vgl. Gleichung 1.26) und in den entsprechenden Spannungsintensitätsfaktor K_{J_c} umgerechnet.

$$K_{J_c} = \sqrt{J_c \frac{E}{1 - \nu^2}} \quad (1.33)$$

Die Grenze der für die Bestimmung der Master-Curve-Referenztemperatur T_0 gültigen Bruchzähigkeitswerte $K_{J_c(\text{limit})}$ bei geringfügigem plastischen Fließen be-

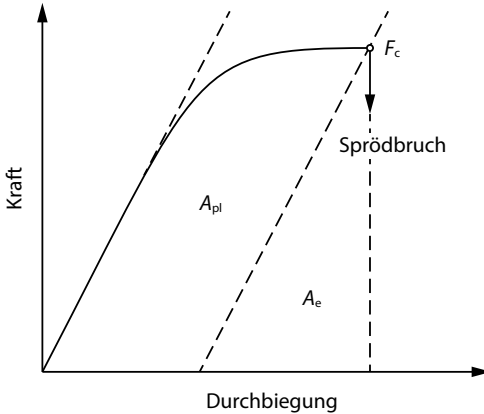


Abb. 1.21 Typischer Kraft-Durchbiegungs-Verlauf (ohne Pop-in-Effekt).

rechnet sich aus Gleichung 1.34

$$K_{J_c(\text{limit})} = \sqrt{\frac{E \cdot R_{p0,2} \cdot (W - a_0)}{M(1 - \nu^2)}} \quad (1.34)$$

mit dem Deformationslimit ($M = 30$, nach ASTM E1921 [30]).

Wenn einzelne Bruchzähigkeitswerte diese Grenze überschreiten, so soll die ermittelte Bruchzähigkeit $K_{J_c} = K_{J_c(\text{limit})}$ gesetzt werden und als „zensierter Wert“ in die Bestimmung der Referenztemperatur T_0 einfließen.

Die kumulative Versagenswahrscheinlichkeit P_f folgt einer dreiparametrischen Weibullverteilung auf der Grundlage der aus dem J -Integral berechneten Bruchzähigkeit K_{J_c} als Materialparameter.

Für die Ermittlung des Kennwertes $P_f(K_{J_c})$ von Proben, die durch Spaltbruch versagten, wird in der Weibullverteilung ein freier Parameter K_0 verwendet.

$$P_f(K_{J_c}) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{K_{J_c} - K_{\min}}{K_0 - K_{\min}} \right)^m \right] \quad (1.35)$$

mit dem Schwellenwertparameter K_{\min} (engl. threshold fracture toughness; theoretische untere Grenze der Bruchzähigkeit, $K_{\min} = 20 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$), dem Skalenparameter K_0 (normierte Bruchzähigkeit, engl. scale parameter) und dem Formparameter m (Anstieg der Linie im Weibulldiagramm, $m = 4$).

Nachfolgend wird die Bruchzähigkeit auf eine Probendicke von 1 T (1 T = 25,4 mm) umgerechnet.

$$K_{J_c(1T)} = K_{\min} + [K_{J_c(X)} - K_{\min}] \left(\frac{B_X}{B_{1T}} \right)^{1/4} \quad (1.36)$$

mit der Dicke der geprüften Probe B_X (Seitenkerben werden nicht berücksichtigt), der Dicke der Probe B_{1T} , auf welche normiert wird, der Bruchzähigkeit einer Probe $K_{J_c(X)}$ mit der Dicke X und der Bruchzähigkeit der Probe $K_{J_c(1T)}$ mit der Dicke $B = 1 \text{ T}$.

Es schließt sich die Bestimmung des Skalenparameters K_0 an. Entweder werden die Bruchzähigkeitswerte von allen geprüften Proben ($N =$ Probenanzahl) oder die Bruchzähigkeitswerte (r), welche den Gültigkeitskriterien nach ASTM E1921 [30] entsprechen, verwendet. Je nach Prüftemperaturbereich werden mindestens 6 gültige $K_{J_c(i)}$ -Werte benötigt.

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{J_c(i)} - K_{\min})^4}{N} \right]^{1/4} + K_{\min} \quad (1.37)$$

oder

$$K_0 = \left[\sum_{i=1}^N \frac{(K_{J_c(i)} - K_{\min})^4}{r} \right]^{1/4} + K_{\min} \quad (1.38)$$

Danach wird die mittlere Bruchzähigkeit $K_{J_c(\text{med})}$ (bei einer Versagenswahrscheinlichkeit $P_f(K_{J_c}) = 50\%$) aus K_0 berechnet.

$$K_{J_c(\text{med})} = K_{\min} + (K_0 - K_{\min})[\ln(2)]^{1/4} \quad (1.39)$$

Die vorläufige Referenztemperatur T_{0Q} ergibt sich aus der folgenden Gleichung:

$$T_{0Q} = T - \left(\frac{1}{0,019} \right) \ln \left(\frac{K_{J_c(\text{med})} - 30}{70} \right). \quad (1.40)$$

Für den Fall, dass die in der ASTM E1921 [30] näher spezifizierten Randbedingungen vollständig erfüllt wurden, gilt $T_{0Q} = T_0$. Die Temperaturabhängigkeit der mittleren Bruchzähigkeit $K_{J_c(\text{med})}$ von Proben der Dicke 1 T wird mit Gleichung 1.41 numerisch beschrieben (Abb. 1.22)

$$K_{J_c(\text{med})} = 30 + 70 \cdot \exp[0,019 \cdot (T - T_0)], \quad (1.41)$$

wobei T_0 die Referenztemperatur in °C bei $K_{J_c(\text{med})} = 100 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ beschreibt.

1.3.3

Dynamische Beanspruchung

1.3.3.1 Versuchseinrichtungen

Während für geringe und mittlere Beanspruchungsraten servohydraulische Prüfeinrichtungen eingesetzt werden können, sind zur Messung des Werkstoffwiderstandes gegen Risseinleitung und Rissausbreitung bei $\dot{K}_I \geq 10^4 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}} \text{ s}^{-1}$ oft Sonderprüfeinrichtungen, wie instrumentierte Fallwerke oder Pendelschlagwerke sowie für sehr hohe Beanspruchungsraten ($\dot{K}_I = 10^4 - 10^6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}} \text{ s}^{-1}$) Split-Hopkinson-Pressure-Bar-Aufbauten oder Gasdruckbeschleunigungsanlagen im Einsatz (Tab. 1.4).

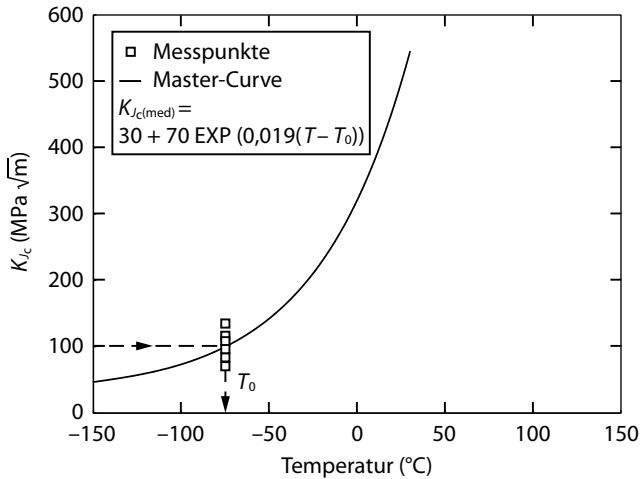


Abb. 1.22 Schematische Darstellung der Master-Curve und der Lage von T_0 (modifiziert nach [30]).

1.3.3.2 Anforderungen an die Versuchseinrichtungen und Instrumentierung

An die Prüfeinrichtungen werden im Vergleich zur Prüfung bei quasistatischer Beanspruchung spezielle Anforderungen gestellt, welche in der ASTM E1820 [38] (insbesondere Abschnitte A13, A14 und A17) sowie im Entwurf 26 des ESIS TC5 [42] aufgeführt werden.

Verallgemeinernd können die speziellen Anforderungen bei dynamischer Beanspruchung wie folgt zusammengefasst werden:

- Anpassung der Messverfahren (Kraft, ggf. auch Verformung) an die Besonderheiten unter dynamischer Beanspruchung und statische Kalibrierung der Messketten,
- Aufnahme von (möglichst schwingungsarmen) Kraft-Zeit- sowie Verformungs-Zeit-Verläufen mit hinreichend hoher Datendichte,
- Beachtung spezieller Randbedingungen zur Überprüfung und Auswertung der Kraft-Verformungs-Kurve, um z. B. den linearen Anstieg der Kurve zu definieren. Die aus dem Versuch ableitbare elastische Nachgiebigkeit muss mit einer Genauigkeit von $\pm 10\%$ mit dem theoretisch berechneten Wert übereinstimmen. Die Oszillationen der Kraft-Verformungs-Kurve sollten in einem Streubereich von $\pm 10\%$ der Gerade liegen. Anderenfalls sind Maßnahmen zur Dämpfung bzw. eine Verringerung der Beanspruchungsgeschwindigkeit notwendig [38].

In Tab. 1.5 werden ausgewählte Anforderungen bei der bruchmechanischen Prüfung unter dynamischer Beanspruchung auf der Grundlage der entsprechenden Normen bzw. Prüfeempfehlungen [2, 38, 42, 43] aufgelistet. Eine kritische Bewertung der Methoden zur Kraft- und Verformungsmessung bei dynamischen Bruchmechanikversuchen wurde von Baer [44, 45] durchgeführt.

Tab. 1.5 Ausgewählte Anforderungen an die Prüfeinrichtungen zur Durchführung dynamischer Bruchmechanik-Versuche.

	ASTM E1820 (A13) [38]	ASTM E1820 (A14) [38]	ASTM E1820 (A17) [38]	ESIS TC5, Draft 26 [42]
Bruchmechanik-Konzept	LEBM	FBM	LEBM und FBM (in Abhängigkeit vom Versagensverhalten)	
Prüfeinrichtung	schnelle Servohydraulik	schnelle Servohydraulik, Fallwerk	instrumentiertes Pendelschlagwerk (bevorzugt), mit variabler Pendelpositionierung; instrumentierte Fallwerke u. a. Prüfeinrichtungen	Servohydraulische Prüfmaschinen u. a. Prüfeinrichtungen
Probenformen	C(T), SE(B)		Charpy-Probe mit Ermüdungsanriss (Seitenkerben empfohlen)	
Kraftmessung	Prüfmaschine	DMS an Probe, ggf. mit Weichmetall-Dämpfungsfolien zur Verringerung des Beschleunigungsimpulses	DMS-Instrumentierung an der Finne (u. a. m.)	DMS-Instrumentierung an der Finne des Pendelschlagwerkes
Verformungsmessung	COD-Clip	spezielle hochfrequente Messaufnehmer für Messung der Lastlinienverschiebung (DMS, optisch, kapazitiv)	berechnet aus Kraft-Zeit-Verlauf (zweifache Integration der Kurve)	
Messpunktzahl	mind. 1000 bis P_Q	abhängig von der Versuchszeit t_Q , (Taktung mind. $t_Q/50$)	mind. 8000 (nach ASTM E2298 [43])	mind. 2000 für eine Messdauer von 8 ms (nach DIN EN ISO 14556 [2])
Versuchsdauer	$\geq 1 \text{ ms}$	minimale Versuchsdauer t_W abhängig von der effektiven Probenmasse und Probensteifigkeit	Minimale Versuchsdauer t_W abhängig von der effektiven Probenmasse und Probensteifigkeit; keine Auswertung, wenn $t_f < t_W$	Wenn $t_f < 5\tau$, dann Auswertung mit der <i>Schlagreaktionskurve</i>
Beanspruchungsrate	$> 2,75 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}} \text{ s}^{-1}$	$> \frac{P_m}{0,1 \text{ min}}$ mit $P_m = \begin{cases} \frac{0,5B \cdot (W-a_0)^2 \cdot R_{p0,2}}{S} & \text{für SE(B)} \\ \frac{0,4B \cdot (W-a_0)^2 \cdot R_{p0,2}}{2W+a_0} & \text{für C(T)} \end{cases}$	abhängig von der ausgewählten Fallhöhe	
für Risswiderstandskurve: Begrenzung der maximalen Verformung und des Risswachstums	nicht notwendig	Stop-block-Test bzw. Maschinensteuerung über Rampe mit Halte- bzw. Rechteckfunktion	Low-blow-Methode sowie Stop-block-Test	

Unter Instrumentierung wird eine Möglichkeit verstanden, die Kraft während der schlagartigen Beanspruchung der Probe zu messen. Dazu ist für mittlere Beanspruchungsraten der Einsatz von piezoelektrischen Aufnehmern wie Bariumtitanat (BaTiO_3) möglich. Für hohe Belastungsgeschwindigkeiten werden überwiegend Dehnungsmessstreifen (DMS) eingesetzt. Diese werden an sich ausschließlich elastisch verformenden Bereichen (z. B. Prüfstempel, Schlagfinne, Bruchmechanikprobe) appliziert. Mittels des Hooke'schen Gesetzes wird auf die wirkende Kraft geschlossen. Voraussetzungen für eine hohe Signalqualität sind u. a. eine hohe Fertigungsqualität der Proben, deren Justierung zur Belastungseinrichtung, die Vermeidung von versuchstechnisch bedingten Trägheitseffekten sowie eine hohe Empfindlichkeit der Messkette (s. Kapitel 6, Dynamische Werkstoffprüfung).

Das Material des Kraftmessgliedes ist in Abhängigkeit des zugrunde liegenden Untersuchungswerkstoffes auszuwählen. Zur Prüfung von mittel- bis hochfesten Stählen und Gusseisenwerkstoffen ist i. A. die Verwendung von höchstfesten Stählen, wie Maraging-Stählen (z. B. X2NiCoMo18-8-5), als Prüfstempel- bzw. Schlagfinnenwerkstoff ausreichend. Soll das bruchmechanische Verhalten von Kunststoffen, u. a. Epoxidharz Araldit B, oder von hochfesten und spröden Keramiken wie Al_2O_3 oder $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{ZrO}_2$ untersucht werden, haben sich Alternativwerkstoffe wie Kunststoffe, Titan-, Aluminium- sowie Magnesiumlegierungen für das Kraftmessglied bewährt. Der im Vergleich zum Stahl geringere E -Modul ermöglicht die Messung deutlich größerer Dehnungen. Zudem können auch kleine Schlagenergien ($< 1 \text{ J}$) zuverlässig bestimmt werden [46].

1.3.3.3 Vermeidung versuchstechnisch bedingter Trägheitseffekte

Im Vergleich zu den unter quasistatischer Beanspruchung gemessenen Kraftwerten weisen die unter schlagartiger Beanspruchung aufgenommenen Signale oft erhebliche Schwingungen auf, welche eine Weiterverarbeitung und Auswertung zunächst erschweren oder gar verhindern. Die Ursache beruht oft auf der Lasteinleitung in die Probe.

Der erforderliche Kraftschluss von Maschine – Probe – Maschine wird erst im Verlauf des Belastungs- und Messvorganges hergestellt. Folglich wird das Anfangsstadium von Einschwingvorgängen mit wechselnden Kontaktverlusten zwischen Probe und Hammerfinne bzw. Probe und Widerlager überlagert. Weiterhin werden bei schlagartiger Beanspruchung Spannungswellen erzeugt, die im System Probe – Hammer zumeist reflektiert und als zusätzliche (Stör-)Signale vom DMS registriert werden. Bei Pendelschlagwerken lassen sich störende Schwingungen durch eine steife Bauweise und Hammerkonstruktion mit reibungsarmer Pendellagerung reduzieren. Insbesondere werden dadurch eine hohe Steifigkeit in Schlagrichtung und eine bessere Konzentration der Pendelmasse im Schlagpunkt realisiert.

1.3.3.4 Versuchsdurchführung

Die Versuchsdurchführung und -auswertung ist nach dem Werkstoffverhalten in linear-elastisches (LEBM) und elastisch-plastisches (FMB) Verhalten zu unterscheiden.

Bei der LEBM sind die Beanspruchungszeiten t_f bis zum Bruch der Probe relativ kurz und das Kraftsignal ist stärker von Schwingungen überlagert (Abb. 1.23).

Die Zeit t_f vom Beginn der Belastung bis zum Erreichen der Bruchkraft F_{cd} soll mindestens das Drei- bis Fünffache der Schwingdauer τ der Probe betragen [47]. Das ist die erforderliche Zeit für die Einstellung eines *quasistatischen Beanspruchungszustandes* in der Probe. In diesem Fall erfolgt die Kennwertermittlung anhand der in Abschnitt 1.3.2.2 angegebenen Berechnungsvorschrift.

Die Periodendauer der Schwingungen bei Verwendung einer SE(B)-Probe kann entweder nach Gleichung 1.42 berechnet oder direkt aus dem zeitlichen Signalverlauf der jeweiligen Messung entnommen werden.

$$\tau = \frac{1,68 \cdot [S \cdot W \cdot E \cdot B \cdot C_S]^{1/2}}{C_0} \quad (1.42)$$

mit der Probennachgiebigkeit C_S und der Longitudinalwellengeschwindigkeit C_0 , welche für Stahl mit $C_0 = 5,1 \times 10^6 \text{ mm s}^{-1}$ angegeben werden kann.

Der dynamische Spannungsintensitätsfaktor bei Drei-Punkt-Biegung ergibt sich aus

$$K_1^{\text{dyn}}(t) = \frac{S \cdot F(t)}{W \sqrt{B \cdot B_N \cdot W}} \cdot f\left(\frac{a_0}{W}\right), \quad t > 3\tau \quad (1.43)$$

mit dem Geometriefaktor $f(a_0/W)$ nach Gleichung 1.18.

Durch die Variation der Fallhöhe h_1 eines Pendelhammers bzw. Fallwerkes kann t_f beeinflusst werden. Indem h_1 verringert wird, reduziert sich die Schlaggeschwindigkeit, sodass höhere Werte für t_f realisiert werden.

Für die Bruchmechanikprüfung von Stahl mit ISO-V-Proben (mit Riss) muss t_f je nach Prüfempfehlung mindestens 51–100 μs betragen, um die Forderung nach einem quasistatischen Beanspruchungszustand bei Versagen zu erfüllen.

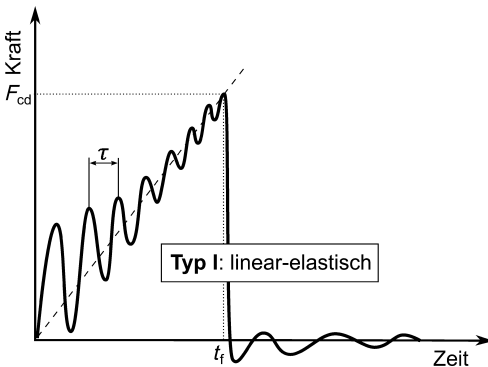


Abb. 1.23 Typischer Kraft-Zeit-Verlauf bei linear-elastischem Verhalten (schematisch).

Liegt elastisch-plastisches Werkstoffverhalten (FBM) vor, so wird das Kriterium $t_f \geq 3-5\tau$ in der Mehrzahl der Fälle erfüllt. Bei der Aufnahme dynamischer Risswiderstandskurven kommt bevorzugt das J -Integral-Konzept nach der *Mehrprobenmethode* zum Einsatz. Zur Einstellung unterschiedlicher Beträge der stabilen Rissausbreitung Δa werden folgende Prüfmethoden verwendet:

- die *Stop-block-Technik*, bei der die Probenverformung durch spezielle Widerlager begrenzt wird, und
- die *Low-blow-Technik*, bei der die Schlagenergie von Probe zu Probe, z. B. über die sukzessive Veränderung der Fallhöhe des Prüfgewichtes (Fallwerk) oder des Pendelhammers (Pendelschlagwerk), variiert wird. Die aufgebrachte Energie führt zur Rissinitiierung und zum stabilen Risswachstum, ohne dass es zum Bruch der Probe kommt.

1.3.3.5 Kennwertbestimmung

Dynamische Bruchzähigkeit K_{Id} Die Bestimmung der dynamischen Bruchzähigkeit K_{Id} erfolgt bei Einhaltung der beschriebenen Gültigkeitskriterien (Gleichung 1.21–1.23) und Prüfvoraussetzungen (Tab. 1.5) in Anlehnung an die quasistatischen Beanspruchungsfälle (Abschnitt 1.3.2.2). Aus dem Kraft-Zeit-Verlauf (Abb. 1.23) bzw. einem vergleichbaren Kraft-Verformungs-Verlauf wird die kritische Kraft F_{cd} entnommen und der Kennwert K_Q in Abhängigkeit von der Probenform berechnet. Werden alle Gültigkeitskriterien erfüllt, so entspricht dieser Spannungsintensitätsfaktor der dynamischen Bruchzähigkeit K_{Id} .

Initiierungspunkt der stabilen Rissausbreitung Die Detektion des Beginns der stabilen Rissausbreitung kann über Nahfeld-Dehnungsmessstreifen (DMS in der Nähe der Riss Spitze), Rissmessfolien, mithilfe der Methode der akustischen Emission (Schallemissionsanalyse) sowie mittels optischer Systeme wie Hochgeschwindigkeitskameras oder Laserwegmesssysteme erfolgen. Unter Beachtung der entsprechenden Prüfbedingungen (s. Abschnitt 1.3.3.2) und Einhaltung der Gültigkeitskriterien entspricht die Versuchsauswertung der bei quasistatischer Beanspruchung (s. Abschnitt 1.3.2.2).

Der Prüfaufbau für die Versuche an C(T)-Proben im Fallwerk gemäß ASTM E1820 [38] ist schematisch in Abb. 1.24 dargestellt. Dabei ist die Probe zwischen der Traverse und dem Joch eingehängt. Die Krallen des Fallgewichts trifft auf das Joch, wodurch der Kerb der C(T)-Probe aufgeweitet wird.

Nachfolgend werden die Versuchsergebnisse der bruchmechanischen Untersuchungen am Vergütungsstahl G42CrMoS4 vorgestellt.

Zur Bestimmung des dynamischen Widerstandes gegen Rissinitiierung bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten eignet sich die Mehrprobenmethode. Die zwei grundsätzlichen Versuchsmethoden (Stop-block- und Low-blow-Technik) lassen sich mithilfe des zuvor beschriebenen Prüfaufbaus umsetzen. Bei der Stop-block-Technik ist die kinetische Energie des Fallgewichts beim Auftreffen auf das Joch um ein Vielfaches größer als die während des Versuchs verbrauchte Energie. Um ein definiertes Risswachstum zu erreichen, wird die Verschiebung

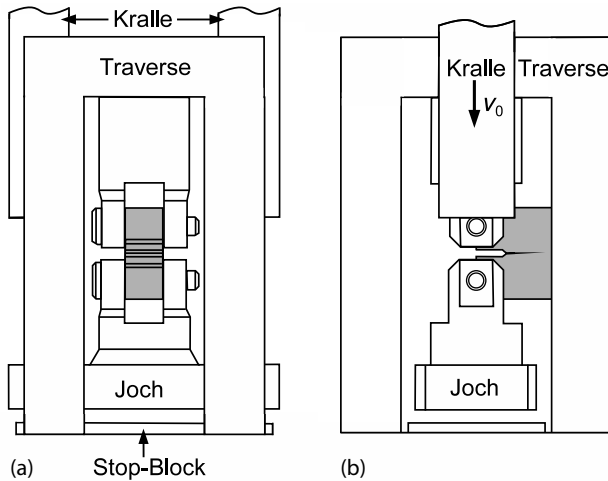


Abb. 1.24 Schematische Darstellung des Prüfaufbaus mit C(T)-Probe (grau). (a) Frontalansicht; (b) Seitenansicht. Der Abstand zwischen Joch und Stop-Block kann variiert werden.

des Jochs daraufhin begrenzt. Auf der Grundlage der Low-blow-Technik wird durch eine systematische Verringerung der Fallhöhe gerade so viel Energie bereitgestellt, dass ein minimaler Rissfortschritt eingeleitet wird. Da das Fallgewicht nach der Probenbelastung zurückfedert, muss dieses vor einem erneuten Auftreffen auf das Joch (u. a. über ein Bremssystem) gestoppt werden.

Aufgrund des hohen Probenbedarfs zur Bestimmung der dynamischen Risswiderstandskurve durch die beschriebenen Methoden kann die Einprobentechnik zur Bestimmung des dynamischen Widerstandes gegen Rissinitiierung eine Alternative darstellen. Nach dem Vorschlag von Rintamaa und Zimmermann [48] lässt sich der Zeitpunkt der Rissinitiierung aus dem zeitlichen Verlauf der Kerbaufweitung ableiten. Die Messanordnung ist schematisch in Abb. 1.25 dargestellt.

Die Messung der Kerbaufweitung kann aufgrund der schlagartigen Lasteinleitung nur berührungslos erfolgen. Dafür wird die relative Verschiebung von zwei Lasermesspunkten an der oberen bzw. unteren Probenhälfte ermittelt (Abb. 1.25). Da das Lasermessprinzip auf einer geschwindigkeitsabhängigen Interferenz beruht, wird die Kerbaufweitung COD aus der Relativgeschwindigkeit des oberen (v_o) und unteren Messpunktes (v_u) ermittelt:

$$\text{COD} = x_u - x_o = \int (v_u - v_o) dt . \quad (1.44)$$

Die Geschwindigkeit des unteren Messpunktes ergibt sich aus der Geschwindigkeitskomponente in Strahlrichtung:

$$v_u = \frac{v_{\text{Strahl}}}{\cos \alpha} . \quad (1.45)$$

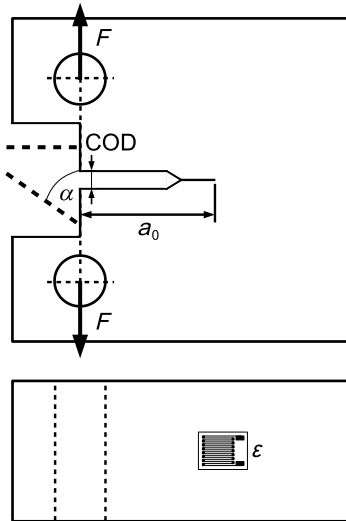


Abb. 1.25 Schematische Darstellung des Messprinzips zur Bestimmung der Kerbaufweitung COD und der Kraft F als Funktion der Dehnung ε , Lasermesspunkte befinden sich in der Kraftwirkungslinie.

Weitere Möglichkeiten zur Ermittlung der Rissinitiation bieten die Verwendung von Dehnungsmessstreifen oder die optische Bestimmung von Verzerrungsgradienten in der Nähe der Rissspitze [49].

Die Kraft in der Probe wird dabei bevorzugt an sich rein elastisch verformenden Probenteilen durch folgenden Zusammenhang bestimmt:

$$F = K^* \cdot \varepsilon = K^* \cdot \frac{U_B}{U_A} \frac{4}{k_{\text{DMS}} \cdot N \cdot V} \quad (1.46)$$

mit der Speisespannung U_A , der Ausgangsspannung U_B , dem k -Faktor des DMS k_{DMS} , der Anzahl der aktiven DMS N und dem Verstärkungsfaktor V . Der Kalibrierfaktor K^* wird separat ermittelt.

Eine weitere Alternative der Kraftmessung besteht in der Instrumentierung des oberen Probenhalters, da sich dieser während des Versuchs ebenfalls nur elastisch verformt. Hierfür ist ebenso eine Kalibrierung notwendig. Bei der Konstruktion des oberen Probenhalters ist zu beachten, dass dieser einen ausreichend langen zylindrischen Bereich aufweist. Andernfalls kann es aufgrund von Spannungskonzentrationen zu nichtlinearen Kalibrierkurven kommen. Da sich diese Messstelle relativ weit von der Probe entfernt befindet, ist mit einer geringeren Signalqualität durch überlagerte Schwingungen zu rechnen. Diese werden durch die Trägheit des Probenhalters hervorgerufen. Abbildung 1.26 zeigt die Kraft und die Verschiebung der Messpunkte während des Versuchs als Funktion der Zeit.

Die Geschwindigkeit der unteren Probenhälfte ist aufgrund der festen Einspannung deutlich größer als die der oberen Probenhälfte. Verschiebungen der oberen Probenhälfte werden durch die begrenzte Steifigkeit der Traverse und durch Vi-

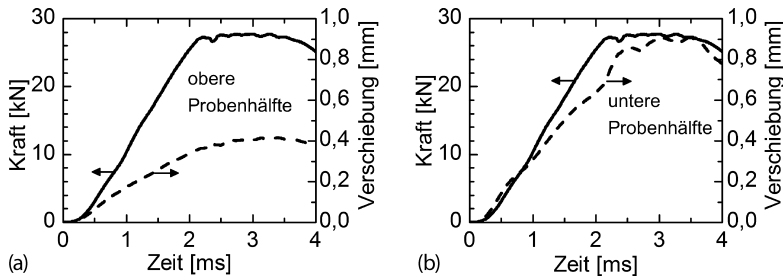


Abb. 1.26 Kraft- und Verschiebungs-Zeit-Verläufe des (a) oberen und (b) unteren Lasermesspunktes während der dynamischen Beanspruchung des Stahles G42CrMoS4 + QT bei $-40\text{ }^{\circ}\text{C}$.

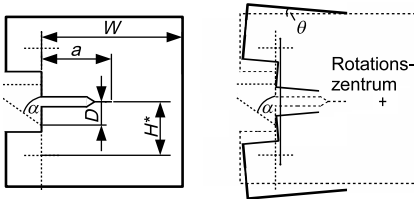


Abb. 1.27 Veranschaulichung der Probenrotation während der Beanspruchung mit Angabe der entsprechenden Winkel und Abstände, basierend auf einem festen Rotationszentrum; die Lastangriffslinien von geöffneter und ungeöffneter Probe sind in der Realität identisch.

brationen verursacht. Aufgrund der Rotation der Probe ist für die Berechnung der eingebrachten Energie eine Korrektur der gemessenen Kerbaufweitung notwendig. Eine risslängenabhängige Korrekturprozedur ist in der ASTM E1820 [38] aufgeführt. Die lasergestützte Kerbaufweitungsmessung bedingt aufgrund des von der Probenbewegung entkoppelten Messsystems jedoch eine andere Korrektur. Demnach wird die Geschwindigkeit des Messpunktes auf der unteren (beweglichen) Probenhälfte in Strahlrichtung gemessen. Einerseits verkleinert sich durch die Rotation der Winkel α um den Rotationswinkel θ . Andererseits bewegt sich der Messpunkt in Richtung Laserquelle. Dieser Zusammenhang wird in Abb. 1.27 verdeutlicht.

Die Änderungen der Winkel und der Abstandsverhältnisse sind von der momentan vorhandenen Risslänge a abhängig. Der Abstand des Rotationszentrums R von der Lastangriffslinie beträgt nach ASTM E1820 [38]:

$$R = \frac{W - a}{2} . \quad (1.47)$$

Da hier nur die Rissinitiation betrachtet werden soll, wird in Gleichung 1.47 die Anrisslänge a_0 anstelle von a verwendet. Eine Verlängerung der Anrisslänge um die Stretchzonenbreite SZB_c wird hier aufgrund von $a_0 \gg SZB_c$ vernachlässigt. Da die Lage der Lastangriffslinie während des Versuchs nicht geändert wird, ist die relative Verschiebung des unteren Messpunktes in Richtung Laserquelle entscheidend, vgl. Abb. 1.27a. Diese Verschiebung kann unter Beachtung des anfänglichen Winkels α und des Abstandes des Lasermesspunktes D von der Rissfläche

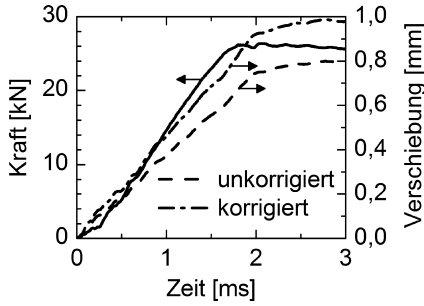


Abb. 1.28 Kraft- und Verschiebungs-Zeit-Verläufe der unteren Probenhälfte; die korrigierte Verschiebung ist hier aufgrund der Rotation ca. 19% größer als die unkorrigierte Verschiebung (Fallwerksversuch bei 20°C).

mit Gleichung 1.48 beschrieben werden.

$$\Delta_{\text{Strahl}} \approx (H^* - D + x_o) \frac{\tan \theta}{\sin \alpha} \quad (1.48)$$

Die Verschiebung der beweglichen Probenhälfte x_u ergibt sich aus den vom Messsystem in Strahlrichtung erfassten Verschiebungen x_{Strahl} und Δ_{Strahl} :

$$x_u = \frac{x_{\text{Strahl}} - \Delta_{\text{Strahl}}}{\cos(\alpha - \theta)}. \quad (1.49)$$

Da das hier für die obere Probenhälfte verwendete Messsystem nur für Verschiebungen senkrecht zur Strahlrichtung empfindlich ist, erfolgt nur eine Rotations-, aber keine Verschiebungskorrektur:

$$x_o = x_{\text{Strahl}} \cos \theta. \quad (1.50)$$

Der aktuelle Rotationswinkel θ ist dabei aus der aktuell gemessenen Kerbaufweitung $d_m = x_u - x_o$ zu bestimmen [38]:

$$\theta = \sin^{-1} \left(\frac{\frac{d_m}{2} + D}{\sqrt{D^2 + R^2}} \right) - \tan^{-1} \left(\frac{D}{R} \right). \quad (1.51)$$

Die Korrektur der Verschiebung der oberen Probenhälfte kann bei Rotationswinkeln $\theta < 5^\circ$ vernachlässigt werden. Je nach Steifigkeit der Probenaufhängung muss die Verschiebung der beweglichen Probenhälfte um ca. 20% nach oben korrigiert werden. Abbildung 1.28 zeigt korrigierte und unkorrigierte Verläufe der Verschiebung der oberen bzw. unteren Probenhälfte.

Der Rissinitiierungszeitpunkt wird aus dem zeitlichen Verlauf der Kerbaufweitung in Bezug zur wirkenden Kraft bestimmt (Abb. 1.29).

Aufgrund der Trägheit der Probe und geringer Toleranzen bei der Ausrichtung der Probe im oberen und unteren Probenhalter können Oszillationen in den Verschiebungssignalen auftreten, welche die exakte Bestimmung der Kerbaufweitung

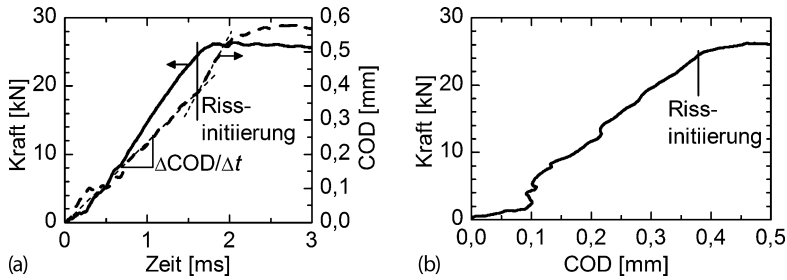


Abb. 1.29 (a) Kraft und Kerbaufweitung COD als Funktionen der Zeit und (b) Kraft-Kerbaufweigungs-Diagramm des Stahles G42CrMoS4 (+QT); ein plötzlicher Anstieg von $\Delta\text{COD}/\Delta t$ dient zur Detektion der Rissinitiiierung.

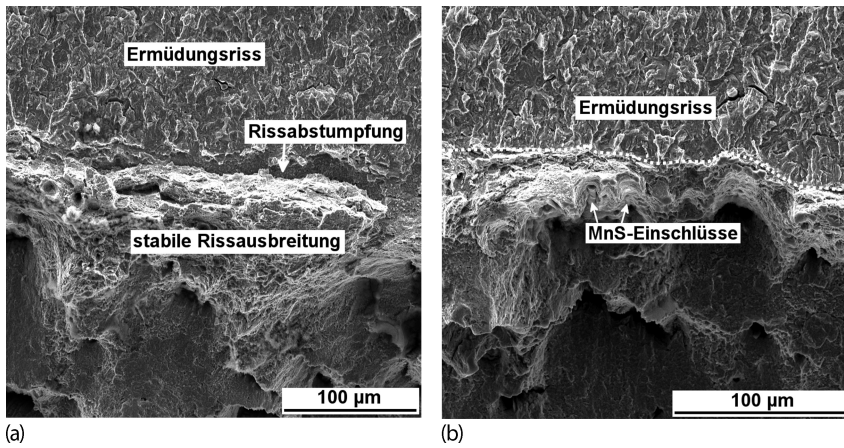


Abb. 1.30 (a) Bruchfläche des Stahles G42CrMoS4 (+QT) nach bruchmechanischer Prüfung unter schlagartiger Beanspruchung ($K_I = 10^5 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}} \text{ s}^{-1}$, 20°C); (b) Stretchzone ist je nach Anteil von nichtmetallischen Einschlüssen unterschiedlich stark ausgeprägt.

COD erschweren. Deutlich zu erkennen ist jedoch ein Anstieg der Kerböffnungsgeschwindigkeit $\Delta\text{COD}/\Delta t$. Zu diesem Zeitpunkt verhält sich die Kraft noch nahezu proportional zur Kerbaufweitung. Erst danach kommt es zu einer ausgeprägten Nichtlinearität der Kraft-Kerbaufweigungs-Kurve. Details der erzeugten Bruchfläche sind in Abb. 1.30 dargestellt.

Abbildung 1.30a verdeutlicht die Ausbildung einer Stretchzone durch die Abstumpfung des eingeschwungenen Ermüdungsrisse. Langgestreckte MnS-Einschlüsse führen im Werkstoff G42CrMoS4 (+QT) zu einer Rissinitiiierung mit wesentlich kleinerer Stretchzone (Abb. 1.30b). Der je nach lokaler Einschlusskonzentration vorhandene Widerstand gegen Rissinitiiierung bzw. Rissausbildung äußert sich durch eine ungleichmäßig ausgebildete stabile Rissverlängerung. Abbildung 1.31 zeigt eine derartig lokal voreilende Rissfront.

Die lokale Absenkung des Risswiderstands kann durch die als Spannungskonzentrationsstellen wirkenden nichtmetallischen Einschlüsse erklärt werden. Zu-

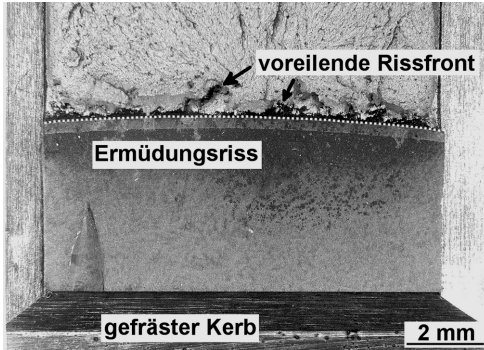


Abb. 1.31 Ungleichmäßige stabile Rissausbreitung im Stahl G42CrMoS4 (+QT) unter schlagartiger Beanspruchung ($K_I = 10^5 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}} \text{ s}^{-1}$, 20°C) aufgrund von lokal unterschiedlichen MnS-Konzentrationen.

dem ist der Grad der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes in der Mitte der Probe aufgrund der Behinderung der Querkontraktion besonders hoch. Daher ist der Effekt des Voreilens in der Nähe der Probenoberfläche kaum nachweisbar.

Dadurch, dass lokal eine frühzeitigere Rissinitiierung eingeleitet wird, sollte die Rissinitiierung je nach Gehalt an nichtmetallischen Einschlüssen nicht durch einen genauen Zeitpunkt, sondern vielmehr durch ein (sehr kurzes) Zeitintervall beschrieben werden. Dieses wird im COD-Zeit-Verlauf in Abb. 1.29a anhand eines leicht abgerundeten Übergangsbereiches ersichtlich.

Dynamische bruchmechanische Kennwerte bei lokaler Instabilität Elastisch-plastisches Verhalten in Verbindung mit lokaler Instabilität (pop-in) äußert sich in einem plötzlichen Kraftabfall (Abb. 1.32).

Aus den Kraft-Weg-Kurven können die charakteristischen Kenngrößen (Kräfte F_{Qd} , F_S und plastische Arbeit $U_{pl,d}$) ermittelt und damit die dynamischen bruchmechanischen Kenngrößen J_{cd} (bei $\Delta a < 0,2 \text{ mm}$) bzw. J_{ucd} ($\Delta a > 0,2 \text{ mm}$) nach dem J -Integral-Konzept berechnet werden.

An einem Beispiel soll die Ermittlung von dynamischen bruchmechanischen Kennwerten bei lokaler Instabilität demonstriert werden.

Der Radstahl R7 wurde mit dem Ziel der Aufnahme einer dynamischen Risswiderstandskurve in Anlehnung an die zuvor vorgestellten Grundlagen geprüft. Die dynamische bruchmechanische Prüfung erfolgte an Charpy-Proben mit Ermüdungsanriss nach der Mehrprobenmethode in einem instrumentierten Pendelschlagwerk. Durch Variation des Fallwinkels wurden unterschiedliche Ausgangsenergien eingestellt (Low-blow-Technik), die bei der Schlagbeanspruchung zur stabilen Rissausbreitung führten. Aus dem Kraft-Zeit-Verlauf wurde der Kraft-(Hammer-)Weg-Verlauf abgeleitet. Das dynamische J -Integral wurde aus der Fläche unter der Kraft-Weg-Kurve gemäß ESIS P2-92 [41] bestimmt.

Tabelle 1.6 zeigt die mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes. Der Elastizitätsmodul E wurde mittels Ultraschall-Geschwindigkeitsmessung bestimmt.

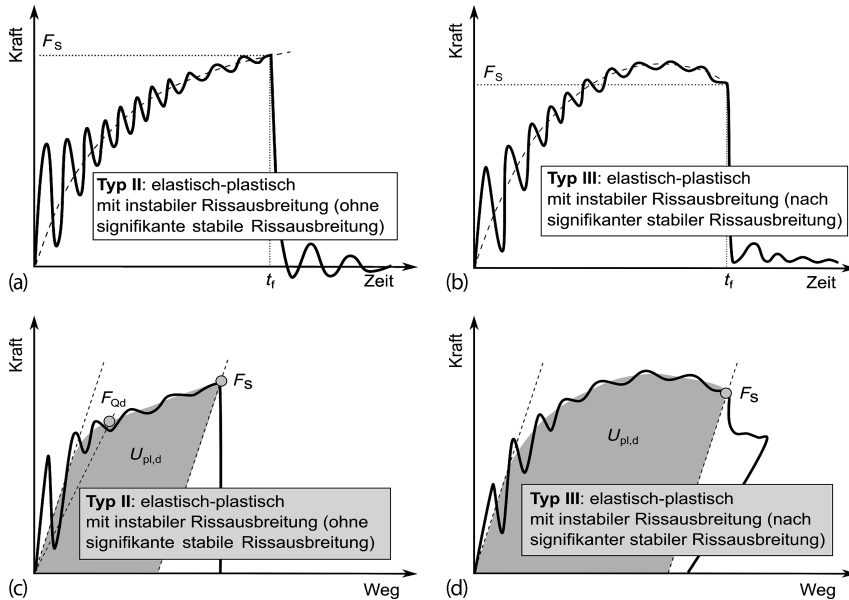


Abb. 1.32 Schematische Kraft-Zeit- (a,b) sowie Kraft-Weg-Verläufe (c,d) im Low-blow-Versuch bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten mit lokaler Instabilität.

Tab. 1.6 Mechanische Eigenschaften von Radstahl R7 unter quasistatischer Beanspruchung bei Raumtemperatur ($R_{eH/L}$ – obere/unter Streckgrenze, A_g – Gleichmaßdehnung, A – Bruchdehnung, Z – Brucheinschnürung).

Werkstoff	R_{eH} [MPa]	R_{eL} [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Z [%]	E [GPa]
Radstahl R7	546	526	860	9,1	18,0	48,0	211

Der Radstahl R7 wies ein ferritisch-perlitisches Gefüge auf (Abb. 1.33). Bei dynamischer Beanspruchung zeigte er, ausgehend von einer geringen Rissspitzenabstumpfung, nur ein sehr schwach ausgeprägtes stabiles Risswachstum mit den typischen Erscheinungen eines Verformungsbruches (Abb. 1.34a), der dann sofort als instabile Rissausbreitung in Form von pop-in endete (Abb. 1.34b).

Der stabile Rissfortschritt lag unter 0,2 mm. Ein derartiges Versagensverhalten wird durch einen kritischen dynamischen J -Integralwert J_{cd} charakterisiert. Dessen Mittelwert ist gegeben mit $J_{cd} = 39 \text{ kJ m}^{-2}$. Da das Dickenkriterium nach formeller Umrechnung in den Spannungsintensitätsfaktor K erfüllt wurde ($B \geq B_c$), konnte der J_{cd} -Wert als geometriunabhängig bewertet werden.

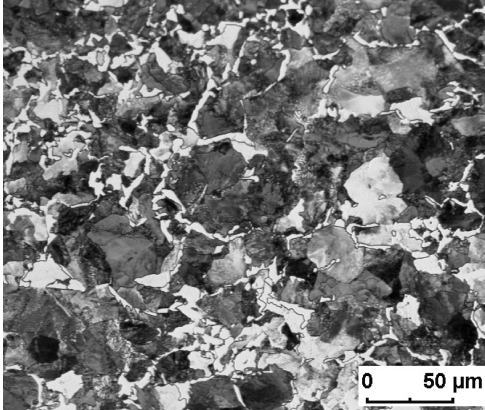
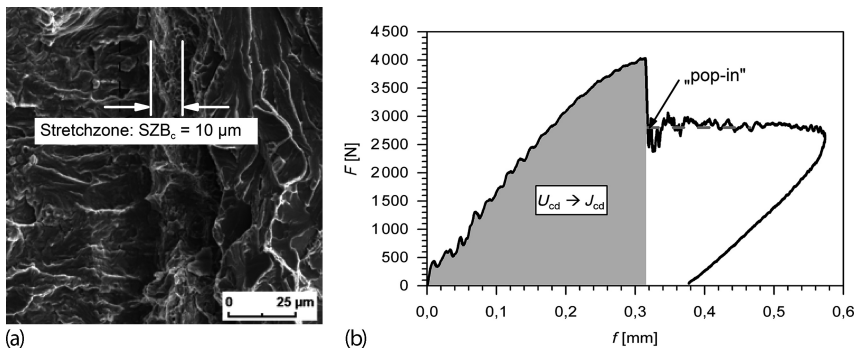


Abb. 1.33 Gefügeaufnahme des Radstahls R7.

Abb. 1.34 (a) Bruchfläche im Übergangsbereich Ermüdungsriß (links), stabile Rissausbreitung (rechts) und (b) charakteristischer F - f -Verlauf für den Radstahl R7.

Risswiderstandskurven bei stabiler Rissausbreitung Aus dem Kraft-Lastangriffspunktverschiebungs-Verlauf bei stabiler Rissausbreitung (Abb. 1.35) werden als charakteristische Kenngrößen die Kraft F_S bzw. die plastische Arbeit $U_{pl,d}$ entnommen und die dynamischen bruchmechanischen Kenngrößen, wie im Abschnitt 1.3.2.3 beschrieben, nach dem J -Integral-Konzept gemäß der jeweiligen Prüfnorm berechnet.

Ausgehend von der Kraft-Weg-Kurve erfolgt die Berechnung des J -Integrals (mit Ausnahme von ESIS-P2-92 [41]) getrennt über die plastische Arbeit $U_{pl,d}$ (auch mit A_{pl} bezeichnet) sowie die elastische Verzerrung über die J - K -Korrelation u. a. unter Verwendung der Risstiefe a und der Kraft F_S bei Entlastungsbeginn (Gleichung 1.26 im Abschnitt 1.3.2.3).

Aus den J_d - Δa -Wertepaaren wird die dynamische Risswiderstandskurve (J_d - Δa -Kurve) aufgestellt und daraus physikalische (J_{id}) sowie technische Rissinitierungswerte ($J_{0,2d/BL}$ bzw. $J_{0,2d}$) abgeleitet.

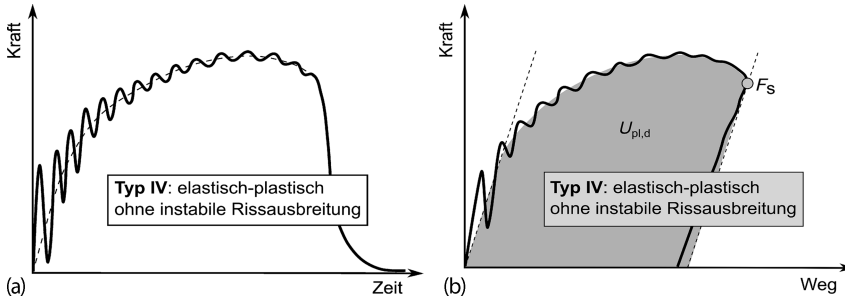


Abb. 1.35 Schematischer Kraft-Zeit- (a) sowie Kraft-Weg-Verlauf (b) im Low-blow-Versuch bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten ohne instabile Rissausbreitung.

Folgende Aspekte müssen bei der Datenauswertung und Kennwertableitung beachtet werden:

- Ermittlung und Angabe der Beanspruchungsrate \dot{K}_I , um den Geschwindigkeitseinfluss auf die Kennwerte zu charakterisieren. Dazu wird aus der Kraft-Zeit-Kurve der Anstieg im elastischen Bereich \dot{F} bestimmt und anstelle der Kraft F in Gleichung 1.17 (Abschnitt 1.3.2.2) eingesetzt:

$$\dot{K}_I = \frac{S}{W} \frac{\dot{F}}{\sqrt{B \cdot B_N \cdot W}} f\left(\frac{a_0}{W}\right) \quad (1.52)$$

- Verwendung dynamischer Festigkeitswerte ($R_{p0,2d}$ bzw. R_{md}) bei der Auswertung bruchmechanischer Versuche. Die im Zugversuch einzustellende Dehngeschwindigkeit kann in Anlehnung an die Analyse von Irwin [50] und die nachträgliche Modifikation von Shoemaker [51] mit

$$\dot{\varepsilon} = 2\sqrt{3} \frac{R_{p0,2}}{Et} = 2\sqrt{3} \frac{R_{p0,2}}{K \cdot E} \cdot \dot{K}_I \quad (1.53)$$

bzw. nach Gleichung 1.54 [42] mit

$$\dot{\varepsilon} = \frac{R_{p0,2}}{t_f \cdot E} \quad (1.54)$$

abgeschätzt werden.

Alternativ kann bei Kenntnis der Versuchsdauer t (in ms) die Dehngrenze $R_{p0,2d}$ (in MPa) bei einer Prüftemperatur T (in K) berechnet werden [38]:

$$R_{p0,2d} = R_{p0,2(RT)} + \frac{1198860}{1,8 \cdot T \cdot \log_{10}(2 \times 10^7 \cdot t)} - 187,4 \text{ MPa} . \quad (1.55)$$

- Die construction line, CL (blunting line, BL) wird im Unterschied zu ISO 12135 [39] und ESIS P2-92 [41] in der ASTM E1820 [38], Abschnitt 17, mit einem anderen Anstieg beschrieben (Gleichung 1.56), was bei der Ableitung des dynamischen bruchmechanischen Kennwertes J_{Id} (entspricht formell dem

technischen Rissinitiierungspunkt $J_{0,2d/BL}$) zu deutlich abweichenden Werten führt!

$$J_d = 2\sigma_{yd} \cdot \Delta a \quad \text{mit} \quad \sigma_{yd} = \frac{R_{p0,2d} + R_{md}}{2} \quad (1.56)$$

- Gültigkeitsprüfung in Analogie zur Vorgehensweise bei der statischen Bruchmechanik. Gegebenenfalls sind die ermittelten Kennwerte nicht größenunabhängig und müssen entsprechend ausgewiesen werden.
- Zur Beschreibung der Risswiderstandskurven existieren unterschiedliche mathematische Modellansätze, die (zwangsläufig) auch zu geringfügigen Abweichungen im Kurvenverlauf führen. Die für die Regression zu verwendenden Messpunkte unterscheiden sich ja nach dem abzuleitenden Kennwert (technischer bzw. physikalischer Rissinitiierungspunkt)!

An einem weiteren Beispiel soll die Ermittlung einer dynamischen Risswiderstandskurve für ADI 800-10 demonstriert werden.

Aufgrund seines ausgeprägten Eigenschaftsspektrums (u. a. hohe Festigkeit bei guter Zähigkeit) in Verbindung mit einer Kosteneinsparung und einer nahezu gestaltungsfreien Formgebung kann Gusseisen mit ferritisch-austenitischer Matrix und globularem Grafit (sog. Austempered Ductile Iron, ADI) verschiedene Stahlgüten (insbesondere Schmiedestähle und Stahlgusslegierungen) in bestimmten Anwendungsbereichen ersetzen [11]. Bei sicherheitsrelevanten Bauteilen sind zusätzlich auch die bruchmechanischen Eigenschaften von großer Bedeutung.

Nachfolgend werden die Versuchsergebnisse eines ADI 800-10 unter dynamischer Beanspruchung vorgestellt. Die Bestimmung der dynamischen bruchmechanischen Kennwerte und die Bewertung des Risswiderstandsverhaltens erfolgten analog zu den bereits vorgestellten Untersuchungen an Radstahl R7 (s. Abschnitt 1.3.3.5, Unterabschnitt *Dynamische bruchmechanische Kennwerte bei lokaler Instabilität*) nach der Mehrprobenmethode (Low-blow-Technik) unter Verwendung von Charpy-Proben mit Ermüdungsriss und einem instrumentierten Pendelschlagwerk. Das dynamische J -Integral wurde auf der Grundlage von ESIS P2-92 [41] ermittelt.

Tabelle 1.7 zeigt die mechanischen Eigenschaften des ADI 800-10, einschließlich des mittels Ultraschall-Geschwindigkeitsmessung bestimmten Elastizitätsmoduls E .

Das Gefüge des ADI bestand aus einer sehr feinkörnigen ferritisch-austenitischen Matrix mit eingebettetem globularem Grafit (Abb. 1.36).

Tab. 1.7 Mechanische Eigenschaften von ADI 800-10 unter quasistatischer Beanspruchung bei Raumtemperatur (A_g – Gleichmaßdehnung, A – Bruchdehnung, Z – Brucheinschnürung).

Werkstoff	$R_{p0,2}$ [MPa]	R_m [MPa]	A_g [%]	A [%]	Z [%]	E [GPa]
ADI 800-10	637	893	11,1	12,7	10,0	173

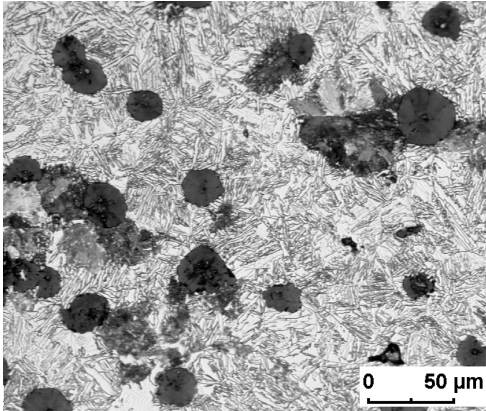


Abb. 1.36 Gefügeaufnahme von ADI 800-10.

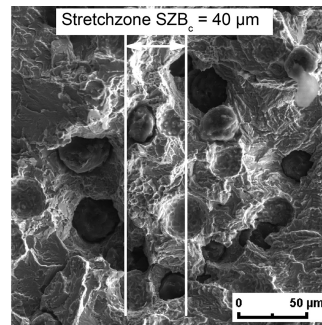
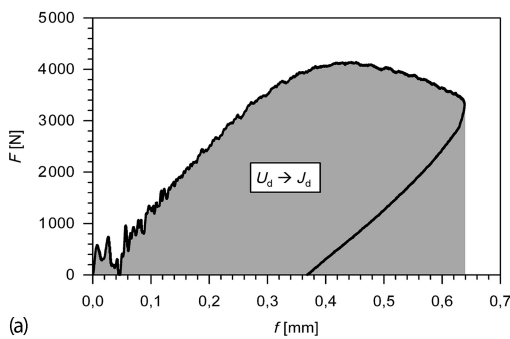


Abb. 1.37 (a) Charakteristischer F - f -Verlauf und (b) Bruchfläche im Übergangsbereich Ermüdungsriss (links), stabiles Risswachstum (rechts) für das Material ADI 800-10.

In Abb. 1.37a ist exemplarisch ein typischer Kraft-Weg-Verlauf für den Werkstoff ADI dargestellt. Der Versagensmechanismus des ADI ist charakterisiert durch ein duktiler stabiles Risswachstum nach der Ausbildung einer breiten Stretchzone (s. Abb. 1.37b).

Aus der dynamischen Risswiderstandskurve (Abb. 1.38) mit den J_d - Δa -Wertepaaren aller Proben ließen sich die charakteristischen dynamischen bruchmechanischen Kennwerte des ADI 800-10 ableiten. Neben dem (bauteilübertragbaren) physikalischen Rissinitiierungspunkt J_{id} kann auch ein technischer Rissinitiierungspunkt (nicht auf andere Geometrien übertragbar, hier z. B. $J_{0,2d}$) ermittelt werden. Zusätzlich sind in Abb. 1.38 die Messpunkte außerhalb des zulässigen Analysebereiches (für $\Delta a_{\max} > 0,5$ mm) eingetragen (s. graue Rautensymbole). So lässt sich erkennen, dass durch den erweiterten Potenzansatz der Risswiderstandskurve nach ESIS P2-92 [41] auch diese Messwerte gut in die Gesamtbewertung integriert werden können (gestrichelter Verlauf der Kurve für $\Delta a_{\max} \geq 0,5$ mm).

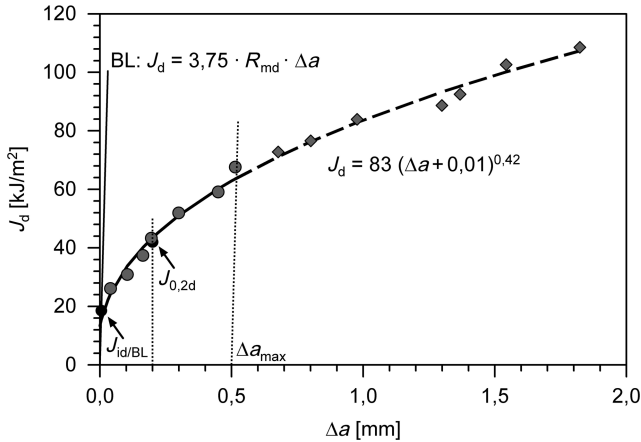


Abb. 1.38 Dynamische Risswiderstandskurve von ADI 800-10 bei Raumtemperatur.

Als physikalischer Rissinitiierungspunkt wurde der Schnittpunkt der dynamischen Risswiderstandskurve und der Rissabstumpfungsgereaden (blunting-line, BL) mit $J_{id/BL} = 18,5 \text{ kJ m}^{-2}$ berechnet; er stellt eine konservative Abschätzung dar. Aus der kritischen Stretchzonenbreite SZB_c wurde normgerecht ein Initiierungspunkt $J_{id} = 22 \text{ kJ m}^{-2}$ ermittelt.

1.3.3.6 Schlagreaktionskurve und Dynamic Key Curve

Bei dynamischen Experimenten treten Trägheitskräfte, versuchstechnisch bedingte Aufschlagimpulse sowie Wellen- und Einschwingvorgänge auf, sodass sich erst nach hinreichend langer Zeit ein Kräftegleichgewicht einstellt. Die bei langsamer und moderater Belastungsgeschwindigkeit nach quasistatischen Gesichtspunkten anwendbaren Auswertemethoden lassen sich aufgrund der orts- und zeitabhängigen lokalen Beanspruchungen nicht oder nur unter Einhaltung bestimmter Randbedingungen auf hohe und sehr hohe Beanspruchungsraten anwenden.

Nach Ireland [47] ergibt die statische Auswertung der Kraftsignale eine ausreichende Genauigkeit der Bruchzähigkeitswerte, wenn die Zeit bis zum Bruch t_f größer als die Dauer von drei Schwingungen τ des Kraftsignales ist. Allerdings wies Kalthoff [52] anhand von Impakt-Experimenten nach, dass auch bei Bruchprozesszeiten $t_f > 3\tau$ die statische Analyse zu unzureichenden Ergebnissen führen kann (vgl. [36]).

Liegen kurze Zeiten bis zum Bruch ($t_f < 3\tau$) vor, so ist eine direkte Messung der Beanspruchung in der Nähe der Riss Spitze, wie beispielsweise durch das schattenoptische Kaustikenverfahren (engl. shadow optical method of caustics) [53, 54], die Analyse von Hochgeschwindigkeitsaufnahmen [55] oder das Arbeiten mit Dehnungsmessstreifen (DMS) in der Nähe der Riss Spitze zur Bestimmung verlässlicher dynamischer Bruchzähigkeitskennwerte K_{Id} vorzusehen [36, 55, 56].

Mit der *Schlagreaktionskurve* (engl. impact response curve method) wurde eine vollständig dynamische Messmethode für die Prüfung von spröden Werkstoffen unter schlagartiger Beanspruchung entwickelt [54–57]. Mit dieser ist es möglich, den zeitabhängigen dynamischen Spannungsintensitätsfaktor zu bestimmen. Schlagreaktionskurven sind Kalibrierkurven, welche entweder gemessen oder berechnet werden können [54, 56].

Experimentelle Methoden zur Bestimmung der Schlagreaktionskurven basieren z. B. auf optischen Verfahren, wie dem schattenoptischen Kaustikenverfahren oder auf spannungsoptischen Methoden, welche vorzugsweise an Proben mit größeren Abmessungen im Vergleich zur Charpy-Geometrie verwendet werden. Im Fall der Prüfung von Charpy-Proben wird die Instrumentierung mit DMS in der Nähe der Risspitze empfohlen [56]. Deren Signale müssen in Vorversuchen bei quasistatischer Beanspruchung kalibriert werden, um den Spannungsintensitätsfaktor ableiten zu können. Da sich der DMS in Rissspitzennähe befindet, wird davon ausgegangen, dass bei schlagartiger Beanspruchung aus diesen quasistatischen Kalibrierkurven auch der dynamische Spannungsintensitätsfaktor bestimmt werden kann [56].

Für die praktische Anwendung wird zur Beschreibung der Schlagreaktionskurve bei beliebigen Schlaggeschwindigkeiten die nachfolgende Gleichung vorgeschlagen [56]:

$$K_I^{\text{dyn}} = R v_0 t'' \quad (1.57)$$

mit $R = 301 \text{ GN m}^{-5/2}$, der Schlaggeschwindigkeit v_0 und unter Voraussetzung einer steifen Prüfanordnung (Maschinennachgiebigkeit $C_M = 8,1 \times 10^{-9} \text{ m N}^{-1}$).

Die modifizierte Zeit t'' bzw. t' ergibt sich aus der Risslänge a , der Probenbreite W sowie der gemessenen Zeit t (Gleichung 1.58 und Gleichung 1.59) und wird in [42, 56, 57] tabelliert.

$$t'' = f(t') \quad (1.58)$$

$$t' = g(t) = t \left[1 - 0,62 \left(\frac{a}{W} - 0,5 \right) + 4,8 \left(\frac{a}{W} - 0,5 \right)^2 \right] \quad (1.59)$$

Dynamische Korrekturen und Veränderungen werden mithilfe der Funktionen f und g berücksichtigt [57].

Für die Prüfung angerissener Charpy-Proben zur Bestimmung der Bruchzähigkeit K_{Id} werden von Kalthoff [56, 57] folgende Teilschritte vorgeschlagen.

1. Bestimmung der Schlagreaktionskurve $K_I^{\text{dyn}}(t)$ in Vorversuchen an Proben mit einem rissähnlichen Kerb (um frühzeitiges Versagen zu vermeiden) mit aufwendiger Prüftechnik für die vorliegenden Versuchsbedingungen.
2. Messung der Brucheinsatzzeit t_f im Serienversuch.
3. Die dynamische Bruchzähigkeit ergibt sich aus $K_{Id} = K_I^{\text{dyn}}(t = t_f)$.

Im Rahmen der linear-elastischen Bruchmechanik kann die Bestimmung von t_f durch die Verwendung von nicht kalibrierten DMS oder Magnetsensoren in der

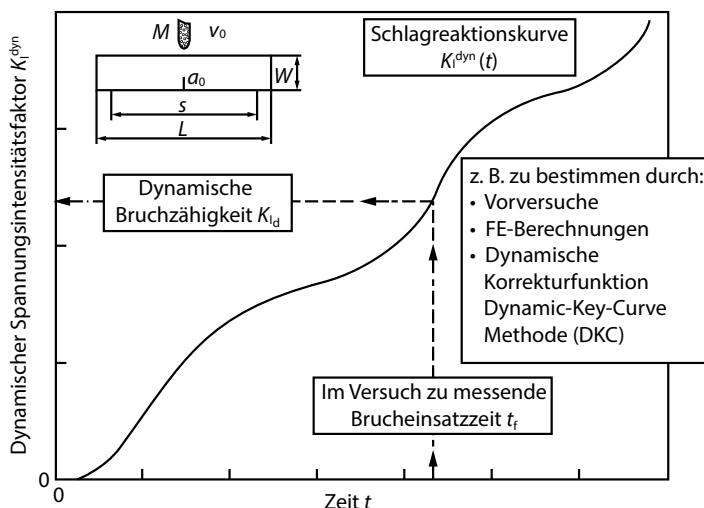


Abb. 1.39 Konzept der Schlagreaktionskurve zur Ermittlung der dynamischen Bruchzähigkeit $K_{I,d}$ (modifiziert nach [56]).

Nähe der Risspitze erfolgen. Die DMS müssen in der K -dominierten Umgebung, jedoch außerhalb der plastischen Zone appliziert werden. Eine plötzliche Änderung des Signalverlaufes der Dehnungsmessstreifen während der schlagartigen Beanspruchung dient zur Identifizierung des Zeitpunktes, der dem Beginn der Rissausbreitung entspricht. Beim Einsetzen einer schnellen Rissausbreitung wird auch ein magnetisches Signal erzeugt, wenn die ferromagnetische Probe vor Versuchsbeginn beispielsweise durch einen Permanentmagnet leicht magnetisiert wurde [56, 57]. Dieses Signal kann durch einen in der Nähe der Risspitze platzierten Magnetsensor detektiert werden. Mit der so gemessenen Brucheinsatzzeit wird aus der Schlagreaktionskurve die dynamische Bruchzähigkeit $K_{I,d}$ bestimmt (Abb. 1.39).

Eine weitere Alternative bietet das Konzept der *Dynamic Key Curve* (DKC) [55, 58] (Abb. 1.40). Die DKC-Methode basiert auf den gleichen aufwendigen Vorversuchen, wie sie bei der Bestimmung der Schlagreaktionskurve erforderlich sind. Weiterhin wird der Impaktversuch mit einem Feder-Masse-Modell beschrieben, welches aus dem Stempel mit der Masse m , der Probennachgiebigkeit und gegebenenfalls der Nachgiebigkeit der Auflager aufgebaut ist. Dieses Modell erlaubt die Ableitung des zeitabhängigen quasistatischen Spannungsintensitätsfaktors $K_I^{qs}(t)$.

Der dynamische Spannungsintensitätsfaktor berechnet sich aus

$$K_I^{dyn}(t) = K_I^{qs}(t) \cdot k^{dyn} \left(c_1 \cdot \frac{t}{W} \right) \quad (1.60)$$

mit der Longitudinalwellengeschwindigkeit c_1 , der Zeit t und der Probenhöhe W [55, 58].

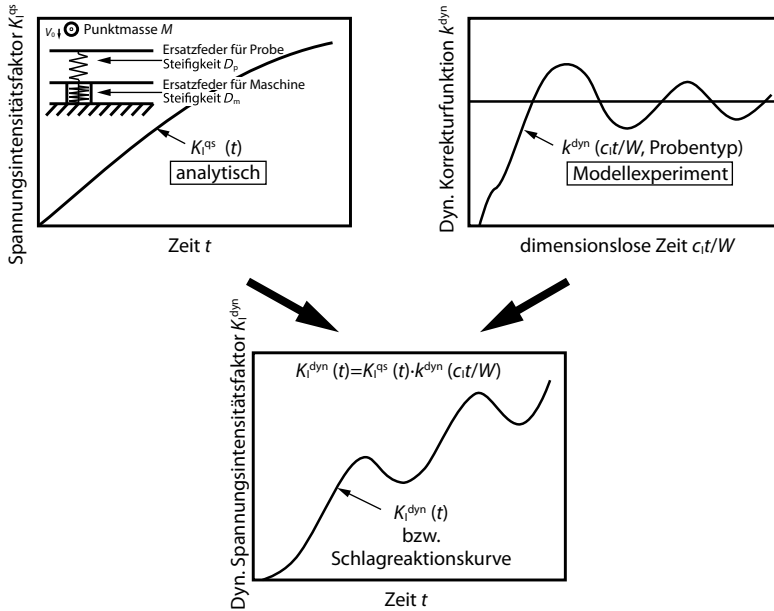


Abb. 1.40 Veranschaulichung der Dynamic Key Curve (DKC)-Methode (modifiziert nach [59]).

Bei k^{dyn} handelt es sich um eine zeitabhängige dynamische Korrekturfunktion, welche mit Dynamic Key Curve bezeichnet und aus einem Vergleich von $K_I^{\text{qs}}(t)$ und $K_I^{\text{dyn}}(t)$ bestimmt wird [59].

$$k^{\text{dyn}} = \frac{K_I^{\text{dyn}}}{K_I^{\text{qs}}} \quad (1.61)$$

$K_I^{\text{dyn}}(t)$ erhält man aus den zum Konzept der Schlagreaktionskurve vorgestellten aufwendigen Berechnungen und/oder Experimenten [55].

Literatur

- 1 DIN EN ISO 148-1. (2011) *Metallische Werkstoffe – Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy – Teil 1: Prüfverfahren* (ISO 148-1:2009).
- 2 DIN EN ISO 14556. (2006) *Stahl – Kerbschlagbiegeversuch nach Charpy (V-Kerb) – Instrumentiertes Prüfverfahren* (ISO 14556:2000 + Amd.1:2006).
- 3 ASTM E436-03. (2008) *Standard test method for drop-weight tear tests of ferritic steels*, ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA.
- 4 ASTM E208-06. (2012) *Standard test method for conducting drop-weight test to determine nil-ductility transition temperature of ferritic steels*, ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA.
- 5 SEP 1325. (1982) *Fallgewichtsversuch nach W.S. Pellini*.

- 6 Wallin, K. (1996) Descriptive characteristic of Charpy-V fracture arrest parameter with respect to crack arrest K_{Ia} , in *Evaluating Material Properties by Dynamic Testing*,ESIS 20 (Hrsg E. van Walle), Mechanical Engineering Publications, London, UK, S. 165–176.
- 7 Müller, K. und Pusch, G. (2001) Anwendung des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs zur Abschätzung der Rissauffangfähigkeit. *Mat.-wiss. Werkstofftech.*, **32**, 539–543.
- 8 Robertson, T.S. (1953) Propagation of brittle fracture in steel. *J. Iron Steel Inst.*, **175**, 361–374.
- 9 Hagedorn, K.E. und Kochendörfer, A. (Hrsg) (1971) Messung der Rißauffangtemperatur im Versuch nach T.S. Robertson und Vergleich mit den im Kerbschlagbiegeversuch gemessenen Übergangstemperaturen. *Arch. Eisenhüttenwes.*, **42** (1), 39–47.
- 10 Blumenauer, H. und Pusch, G. (Hrsg) (1993) *Technische Bruchmechanik*, 3. Aufl., VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie, Leipzig, Stuttgart.
- 11 Pusch, G. (2008) Bruchmechanische Kennwerte von Gusseisenwerkstoffen. *Konstr. Giess.*, **33** (4), 4–34.
- 12 Williams, M.L. (1957) On the stress distribution at the base of a stationary crack. *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, **24**, 109–114.
- 13 Westergaard, H.M. (1939) Bearing pressure and cracks. *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, **6**, 49–53.
- 14 Irwin, G.R. (1957) Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Trans. ASME, J. Appl. Mech.*, **24**, 361–364.
- 15 Murakami, Y. (1987) *Stress Intensity Factors Handbook*, 1. und 2. Aufl., Pergamon Press, Oxford, UK.
- 16 Theilig, H. und Nickel, J. (Hrsg) (1987) *Spannungsintensitätsfaktoren*, VEB Fachbuchverlag, Leipzig.
- 17 McClintock, F.A. und Irwin, G.R. (1965) Plasticity aspects of fracture mechanics. *ASTM STP*, **381**, 84–113.
- 18 Gross, D. und Seelig, T. (Hrsg) (2011) *Bruchmechanik – Mit einer Einführung in die Mikromechanik*, 5. Aufl., Springer, Berlin, Heidelberg, S. 120.
- 19 Wells, A.A. (1961) *Unstable crack propagation in metals: Cleavage and fast fracture*. Proc. Crack Propag. Symp., Cranfield, England (Paper 84).
- 20 Cherepanov, G.P. (1967) The propagation of cracks in a continuous medium. *J. Appl. Math. Mech.*, **31** (3), 503–512.
- 21 Rice, J.R. (1968) A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *J. Appl. Mech.*, **35**, 379–386.
- 22 Buggisch, H., Gross, D. und Krüger, K.H. (1980) Einige allgemeine Erhaltungssätze vom J -Integral-Typ. *Z. Angew. Math. Mech.*, **60** (6), T112–113.
- 23 Rice, J.R., Paris, P.C. und Merkle, J.G. (1973) Some further results of J -Integral analysis and estimates, in *Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing*, STP 536, ASTM International, Philadelphia, PA, USA, S. 231–245.
- 24 ASTM E399. (2012) *Standard test method for linear-elastic plane-strain fracture toughness K_{Ic} of metallic materials*, ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA.
- 25 Wallin, K. (2011) *Fracture Toughness of Engineering Materials – Estimation and Application*, EMAS Publishing, UK.
- 26 Viehrig, H.-W. und Zurbuchen, C. (2007) Anwendung des Master Curve-Konzeptes zur Charakterisierung der Zähigkeit neutronenbestrahlter Reaktordruckbehälterstähle, Abschlussbericht Reaktorsicherheits-Vorhaben 150, Forschungszentrum Dresden-Rossendorf.
- 27 Wallin, K. (1998) *Master curve analysis of ductile to brittle transition region fracture toughness round robin data – The „EURO“ fracture toughness curve*, VTT Publications, 367, Technical Research Centre of Finland, Espoo.
- 28 Wallin, K. (1984) The scatter in K_{Ic} results. *Eng. Fract. Mech.*, **19** (6), 1085–1093.
- 29 Wallin, K. (1985) The size effect in K_{Ic} results. *Eng. Fract. Mech.*, **22** (1), 149–163.
- 30 ASTM E1921-13a. (2013) *Standard test method for determination of reference temperature, T_0 , for ferritic steels in the*

- transition range, ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA.
- 31 Viehrig, H.-W., Böhmert, J. und Dzugan, J. (2001) Anwendung des instrumentierten Kerbschlagbiegeversuchs zur Ermittlung von Referenztemperaturen nach dem Master-Curve-Konzept. *Mat.-wiss. Werkstofftech.*, **32** (6), 568–573.
 - 32 Böhme, W. (2007) Impact testing and crack arrest, in *Comprehensive Structural Integrity (CSI)*, Online Handbook 10 (Hrsg K.-H. Schwalbe), Elsevier Science, Oxford, UK.
 - 33 Sathyanarayanan, S., Moitra, A., Samuel, K.G., Sasikala, G., Ray, S.K. und Singh, V. (2008) Evaluation of dynamic fracture toughness based reference temperature (T_0^{dy}) of modified 9Cr-1Mo steel in phosphorus embrittled and cold-worked condition. *Mater. Sci. Eng. A*, **488**, 519–528.
 - 34 Baer, W., Woddidlo, P., Abbasi, B., Cassau, M., Häcker, R. und Kossert, R. (2009) Large scale testing and statistical analysis of dynamic fracture toughness of ductile cast iron. *Eng. Fract. Mech.*, **76** (8), 1024–1036.
 - 35 Böhme, W., Reichert, T. und Mayer, U. (2013) Assessment of dynamic fracture toughness values K_{Ic} and reference temperature $T_{0,x}$ determined for a german RPV steel at elevated loading rates according to ASTM E1921. 22nd Int. Conf. Struct. Mech. Reactor Technol. (SMiRT-22), 18–23 August 2013, San Francisco, California, USA. (Hrsg F. Ostadan).
 - 36 Ravi-Chandar, K. (2004) *Dynamic Fracture*, 1. Aufl., Elsevier Ltd., Amsterdam.
 - 37 BAM – GGR 007. (2002) *Leitlinie zur Verwendung von Gusseisen mit Kugelgraphit für Transport- und Lagerbehälter für radioaktive Stoffe*, Rev. 0, Bundesanstalt für Materialforschung und -prüfung (BAM), Berlin, Deutschland.
 - 38 ASTM E1820-13. (2011) *Standard test method for measurement of fracture toughness*, ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA.
 - 39 ISO 12135. (2002) *Metallic materials – Unified method of test for the determination of quasistatic fracture toughness*, ISO copyright office, Geneva, Switzerland.
 - 40 Kendall, D.P. und Hussain, M.A. (1972) A new fracture-toughness test method for thick-walled cylinder material. *Exp. Mech.*, **12** (4), 184–189.
 - 41 ESIS P2-92. (1992) *ESIS procedure for determining the fracture behaviour of materials*, European Structural Integrity Society.
 - 42 ESIS TC5. (2006) *Proposed standard methods for instrumented pre-cracked Charpy impact testing of steel*, Draft 26, European Structural Integrity Society.
 - 43 ASTM E2298-13a. (2013) *Standard test method for instrumented impact testing of metallic materials*, ASTM Annual Book of Standards, Vol. 03.01, ASTM International, West Conshohocken, PA, USA.
 - 44 Baer, W. (2012) Adequate measurement of force, displacement and crack initiation in dynamic fracture mechanics experiments. 19th Eur. Conf. Fract. Mech. Durab. Reliab. Saf. (ECF19), 26–31 August 2012, Kazan, Russia, European Structural Integrity Society (ESIS).
 - 45 Baer, W. (2013) Experimental requirements of small and large scale dynamic fracture mechanics testing. 13th Int. Conf. Fract., 16–21 June 2013, Beijing, China, 4–10.
 - 46 Kalthoff, J.F., Takahashi, S., Waldherr, U. und Denkena, B. (1992) Messung wahrer Kerbschlagarbeiten von Kunststoff- und Keramikproben im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch. 24. Vortragsveranst. DVM-Arbeitskreis Bruchvorgänge, 18–19 February 1992, Aachen, Deutschland, (Hrsg D. Munz), S. 415–426.
 - 47 Ireland, D.R. (1974) Procedures and problems associated with reliable control of the instrumented impact test, in *Instrumented Impact Testing*, STP 563, ASTM International, Tallahassee, Florida, USA, 3–29.
 - 48 Rintamaa, R. und Zimmermann, C. (1986) Advanced instrumented impact testing facility for characterization of dynamic fracture behavior. *Nucl. Eng. Des.*, **96** (2/3), 159–166.

- 49 Anderson, D.D. und Rosakis, A.J. (2005) Comparison of three real time techniques for the measurement of dynamic fracture initiation toughness in metals. *Eng. Fract. Mech.*, **72** (4), 535–555.
- 50 Irwin, G.R. (1964) Crack-toughness testing of strain-rate sensitive materials. *Trans. ASME, J. Eng. Gas Turbines Power*, **86** (4), 444–450.
- 51 Shoemaker, A.K. (1969) Factors influencing the plain-strain crack toughness values of a structural steel. *J. Basic Eng.*, **91** (3), 506–511.
- 52 Kalthoff, J.F. (1990) Experimental fracture dynamics, in *Crack Dynamics in Metallic Materials*, (Hrsg J.R. Klepaczko), Springer, Wien, S. 69–254.
- 53 Kalthoff, J.F. (1987) Shadow optical method of caustics, in *Handbook of Experimental Mechanics*, (Hrsg A.S. Kobayashi), Prentice-Hall, New York, USA, S. 430–498.
- 54 Kalthoff, J.F., Winkler, S., Böhme, W. und Klemm, W. (1980) Determination of the dynamic fracture toughness K_{I_d} in impact tests by means of response curves, in *Advances in Fracture Research*, (Hrsg D. Francois), Pergamon Press, Oxford, New York, S. 363–373.
- 55 Böhme, W. (1990) Dynamic key curves for brittle fracture impact tests and establishment of a transition time, in *Fracture Mechanics: 21st Symposium*, STP 1074 (Hrsg J.P. Gudas, J.A. Joyce und E.M. Hackett), ASTM International, Philadelphia, USA, S. 144–156.
- 56 Kalthoff, J.F. (1985) On the measurement of dynamic fracture toughnesses – A review of recent work. *Int. J. Fract.*, **27**, 277–298.
- 57 Kalthoff, J.F., Winkler, S. und Böhme, W. (1985) A novel procedure for measuring the impact fracture toughness K_{I_d} with precracked charpy specimens. *J. Phys. Colloq.*, **46** (C5), 179–186.
- 58 Böhme, W. (1995) Application of dynamic key curves for the determination of the impact fracture toughness of polymers at high rates of loading, in *Impact and Dynamic Fracture of Polymers and Composites*, ESIS 19 (Hrsg J.G. Williams und A. Pavan), MEP, London, UK, S. 59–71.
- 59 Böhme, W. und Kalthoff, J.F. (1985) On the quantification of dynamic aspects in impact loading and the practical application for K_{I_d} -determination. *J. Phys. Colloq.*, **46** (C5), 213–218.