Zeitschrift: Schweizerische Bauzeitung
Herausgeber: Verlags-AG der akademischen technischen Vereine
Band: 91 (1973)
Heft: 4

Artikel: Ein Bewertungssystem der Bruchsicherheit
Autor: Varga, T.
DOI: https://doi.org/10.5169/seals-71785

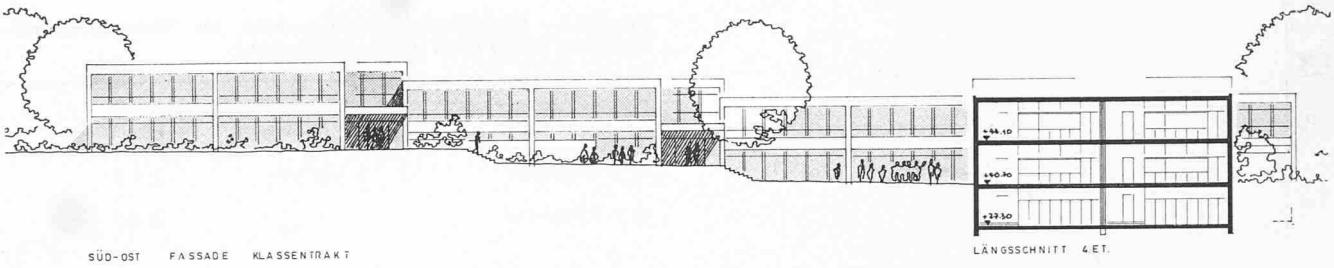
Nutzungsbedingungen
Die ETH-Bibliothek ist die Anbieterin der digitalisierten Zeitschriften auf E-Periodica. Sie besitzt keine Urheberrechte an den Zeitschriften und ist nicht verantwortlich für deren Inhalte. Die Rechte liegen in der Regel bei den Herausgebern beziehungsweise den externen Rechteinhabern. Das Veröffentlichen von Bildern in Print- und Online-Publikationen sowie auf Social Media-Kanälen oder Webseiten ist nur mit vorheriger Genehmigung der Rechteinhaber erlaubt. Mehr erfahren

Conditions d'utilisation
L'ETH Library est le fournisseur des revues numérisées. Elle ne détient aucun droit d'auteur sur les revues et n'est pas responsable de leur contenu. En règle générale, les droits sont détenus par les éditeurs ou les détenteurs de droits externes. La reproduction d'images dans des publications imprimées ou en ligne ainsi que sur des canaux de médias sociaux ou des sites web n'est autorisée qu'avec l'accord préalable des détenteurs des droits. En savoir plus

Terms of use
The ETH Library is the provider of the digitised journals. It does not own any copyrights to the journals and is not responsible for their content. The rights usually lie with the publishers or the external rights holders. Publishing images in print and online publications, as well as on social media channels or websites, is only permitted with the prior consent of the rights holders. Find out more

Download PDF: 16.07.2025

ETH-Bibliothek Zürich, E-Periodica, https://www.e-periodica.ch



Südostfassade Klassentrakt und Längsschnitt 1:600

allgemein überzeugend gelöst, Einzelheiten im Eingangsgeschoss jedoch nicht ausgereift.

Die zwei Handarbeitsräume im Untergeschoss sind ungünstig disponiert. Die Putzräume fehlen.

Den Mehrzwecksaal und die Turnhalle in einem getrennten Trakt zusammenzufassen bringt im besonderen für den Abendbetrieb gewisse Vorteile. Für diesen Bereich wünscht man sich jedoch eine etwas subtilere gestalterische Durchbildung.

Die volumetrische Gliederung wirkt ruhig und diszipliniert. Die schlichten Fassaden entsprechen dem grundrisslichen Aufbau. Der eingereichte Entwurf stellt einen zweckmässigen und guten Vorschlag der gestellten Aufgabe dar. Die etwas trockene Durchbildung einzelner Subbereiche bedarf noch einer intensiven Bearbeitung bis zur gewünschten gestalterischen und betrieblichen Substanzreife.

Ein Bewertungssystem der Bruchsicherheit

DK 539.42.001.2

Von Dr. **T. Varga**, Zürich

Fortsetzung von H. 41/1972, S. 1007–1024

5. Einordnung der Prüfverfahren

Wegen der Vielfalt der Prüf- und Bewertungsverfahren und zur Anwendung in den Denkmodellen erscheint eine Systematisierung notwendig. Die Einordnung der Verfahren erfolgte nach den zwei angewendeten Hauptkriterien, nämlich der Temperatur [32] und der Spannung.

Es wurden nur einige der in Europa bekannten Prüfungen berücksichtigt, eine zwanglose Einordnung weiterer Prüfarten ist jedoch möglich.

Die Mehrzahl der Bauteile, deren Bruchverhalten für ihre Anwendbarkeit bestimmend ist, kann nicht ausschliesslich dem einen oder anderen Kriterium zugeordnet werden. Die Bewertung stellt hier ein komplexes Problem dar, obgleich aufgrund von Erfahrungen und statistischen Auswertungen, wenn auch in beschränktem Masse, Kriterien für eine hinreichende Verformbarkeit bzw. Zähigkeit bekannt sind. Genügen diese nicht, so ist ein besonderes Vorgehen gemäss 4.3 notwendig.

5.1 Nachweis im zähen Bereich: Temperaturkriterien

Die in Kapitel 2 erwähnten Festigkeitshypothesen bzw. die aus ihnen abgeleiteten Berechnungsmethoden erlauben die Bemessung von Bauteilen mit hinreichender Sicherheit gegen Bruch oder plastische Verformung, falls ein genügend zähes Verhalten bzw. homogene Beanspruchung gewährleistet ist.

Erscheint die genügende Verformbarkeit des Werkstoffes im Bauteil bzw. die hinreichende Homogenität der Beanspruchung und des Werkstoffes nicht gesichert, so ist eine Überprüfung auf Sprödbruchgefährdung durchzuführen.

Spröde Brüche treten bei Beanspruchung unterhalb der auf den Nennquerschnitt bezogenen Fliessgrenze auf; sie können sogar unterhalb der zulässigen Spannung erscheinen. Indessen ist bei der Einleitung vor spröden Brüchen die Spannung an einzelnen Stellen oder an Werkstoffehlern, wie Rissen, Schlackeneinschlüssen und Bindefehlern von Schweissungen, so hoch, dass die örtlich gültige Fliessgrenze bzw. Reissfestigkeit (je nach Werkstoff und Temperatur) erreicht wird.

Ist eine genügende Verformbarkeit im Bauteil gewährleistet, so bedeuten solche Stellen keine Gefahr, da durch plastische Verformung die Spannungsspitzen abgebaut werden. Weiterhin wird die Verfestigung eine Erhöhung der Tragfähigkeit des Werkstoffes an der betreffenden Stelle ergeben. Durch Abpressen oberhalb des Berechnungsdruckes wird diese beispielsweise im Behälterbau bewusst angestrebt [33].

Anschliessend werden die Prüfverfahren in Klassen eingeordnet angeführt.

5.1.1 Herkömmliche Verfahren

Schlagzug- und Schlagbiegeproben, ungekerbt oder gekerbt, wurden schon sehr früh verwendet. Aus den zwanziger Jahren ist eine Untersuchung über die Kerbschärfe bekannt, wonach die Trennschärfe von Kerbschlagbiegeproben zwischen dem spröden und zähen Bruchbereich mit wachsender Kerbschärfe zunimmt [34]. Trotzdem werden bis heute häufig Rundkerbproben eingesetzt, hauptsächlich weil für genietete Konstruktionen und nicht kritische Beanspruchungen diese hinreichten.

Ausserdem ergeben Rundkerbproben, wie die übliche DVM- oder VSM-Probe (Kerbradius $r = 1$ mm), tiefere und damit «optisch» günstigere Übergangstemperaturen als die Charpy-V-Probe, Kerbradius $r = 0{,}25$ mm, bzw. die noch schärferen A-O-Proben nach Schnadt mit gedrückten Scharfkerben von $r \leqq 0{,}005$ mm [35] oder gar die Proben mit Ermüdungsriss.

Der Einfluss der Prüftemperatur wurde oft vernachlässigt, wie das in Vorschriften erkennbar ist, in denen lediglich die Brucharbeit bzw. die Kerbschlagzähigkeit spezifiziert ist. Selbst bei möglichem Einsatz unter 0° C wurde die Prüfung oft bei Raumtemperatur durchgeführt. Solche Vorschriften sind heute noch anzutreffen. Die für die Sprödbruchgefahr massgebende Übergangstemperatur wurde eigentlich recht spät allgemein anerkannt.

Dies sei an einem Beispiel in Bild 34 veranschaulicht: In den vierziger Jahren wurde jeweils eine minimale Kerbschlagzähigkeit, z.B. gemäss a'_k, bei Raumtemperatur gefordert. Heute wird für die Beurteilung jene Temperatur herangezogen, bei welcher eine wesentlich niedrigere Kerbschlagzähigkeit entsprechend a''_k erreicht wird. Eine zutreffend gewählte, verhältnismässig niedrige Kerbschlagzähigkeit genügt nämlich zur Vermeidung des spröden Bruches; die dabei ermittelte «Übergangstemperatur» kann zur Kennzeichnung der Tieftemperaturversprödung dienen. — Somit wäre nach früherer

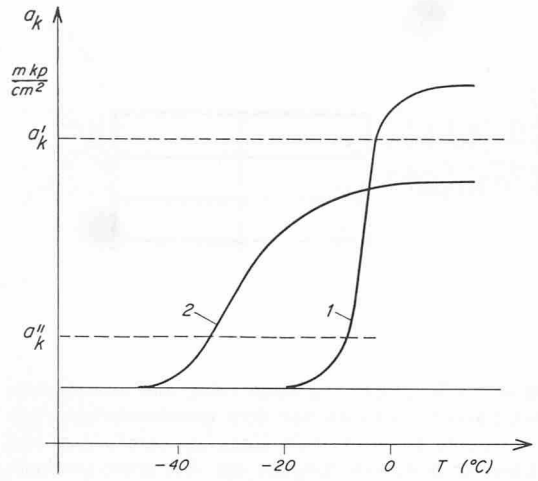


Bild 34. Kerbschlagzähigkeits-Temperaturverläufe (Steilabfälle) zweier ferritischer Stähle, schematisch. Der mit 2 bezeichnete Stahl ist weniger sprödbruchgefährdet

Ansicht der Stahl 1, nach heutiger Beurteilung der Stahl 2, weniger sprödbruchgefährdet.

Mit den verschiedenen herkömmlichen Prüfungen konnten lediglich Gütereihenfolgen der Stähle aufgestellt werden, hingegen war es nicht möglich, die Ergebnisse direkt auf Bauteile zu übertragen. Auch ergab sich öfter eine unterschiedliche Gütereihenfolge bei der Verwendung verschiedener Probeformen. Versuche, die Prüfbedingungen den Beanspruchungen der Bauteile anzupassen, wurden einesteils mit einer Klasseneinteilung für die Beanspruchungen und Konstruktionen, andernteils mit einer solchen für die Stähle unternommen [36, 37]. Die Aufstellung der Klassen erfolgte weitgehend empirisch nach Erfahrungswerten, wenn auch wichtige Einflussgrössen, wie z.B. die Temperatur und die Blechdicke, systematisch berücksichtigt wurden.

5.1.2 Anwendung statistisch gestützter Verfahren

Die erste grossangelegte statistische Auswertung von Schadenfällen mit Kerbschlagbiegeprüfungen wurde an den Libertyschiffen durchgeführt. Aufgrund der sehr umfangreichen Schadenfälle und des grossen Untersuchungsmaterials konnte festgestellt werden, dass Charpy-V-Werte (Probeform vgl. Bild 35a) bei einer mittleren Kerbschlagzähigkeit von 1,1 mkp/cm² und Schadenfalltemperatur noch die Bildung spröder Risse zuliessen. In Blechen, wo die Kerbschlagzähigkeit im Mittel 1,8 mkp/cm² betrug, konnten spröde Risse durchlaufen, während sie bei Mittelwerten um 2,6 mkp/cm² aufgefangen wurden [38].

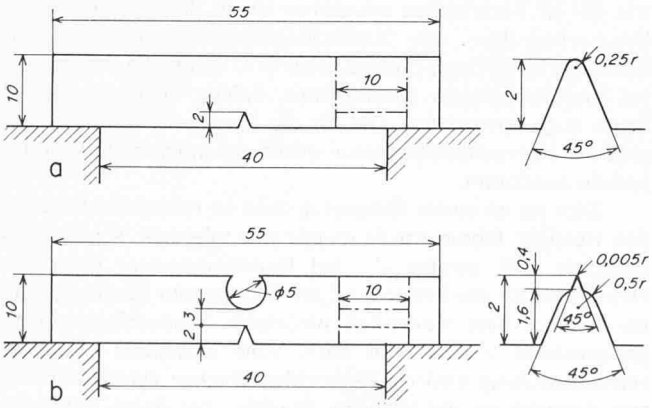


Bild 35. Neuere Kerbschlagbiegeproben
a Charpy-V-Probe (ISO-V-Probe) b Schnadt-A-0-Probe

Tabelle 3. Kerbzähigkeitsanforderungen für Tieftemperaturanwendung (nach VSM, Charpy-V-Proben)

Fliessgrenze des Stahles bei Raumtemperatur	Kerbzähigkeitsvorschrift Mittelwert	Einzelwert
$\sigma_s \leqq 35$ kp/mm²	$\geqq 3{,}5$	$\geqq 1{,}5$
$\sigma_s > 35$ kp/mm²	$\geqq \frac{\sigma_s}{10}$	$\geqq 0{,}5\,\frac{\sigma_s}{10}$

Tabelle 4. Kerbschlagzähigkeiten für verschiedene Stahlklassen gemäss dem Kriterium des konstanten kristallinen Anteils der Bruchfläche, Charpy-V-Proben (nach [9])

Stahlklasse (Schiffbau)	Fliessgrenze σ_s (kp/mm²)	Kerbschlagzähigkeit a_K Alte Anforderung (mkp/cm²)	Neue Anforderung (mkp/cm²)
AH	33	3,5 bei 0°C	3,5 bei 0°C
DH	33	6,1 bei 0°C	$6{,}1\,\frac{1}{k}$ bei 0°C
EH	33	7,8 bei —10°C	$7{,}8\,\frac{1}{k}$ bei —10°C

wobei

$$k = \frac{71}{\sigma_S + \sigma_B}\left(\frac{\text{kp/mm}^2}{\text{kp/mm}^2}\right) \tag{14}$$

ist und σ_S die Fliessgrenze sowie σ_B die Zugfestigkeit bedeuten

Obige Ergebnisse gelten streng genommen nur für unberuhigte bzw. halbberuhigte Stähle niedriger Festigkeit. Für vollberuhigte und höherfeste Stahlsorten wurde diese Bewertung vom VSM für Tieftemperaturanlagen, siehe Tabelle 3, und vom Lloyd's Register of Shipping für den Schiffbau ausgeweitet [39, 40]. Als Kriterium galt bei letzterem ein konstanter kristalliner Anteil der Bruchfläche, wie das schon von *E. Orowan* [41] als massgebend betrachtet wurde. Die aufgrund dieser Überlegung gefundenen Formeln zur Berechnung der erforderlichen Kerbschlagzähigkeit für die entsprechenden Betriebsbedingungen sind in Tabelle 4 zusammengestellt.

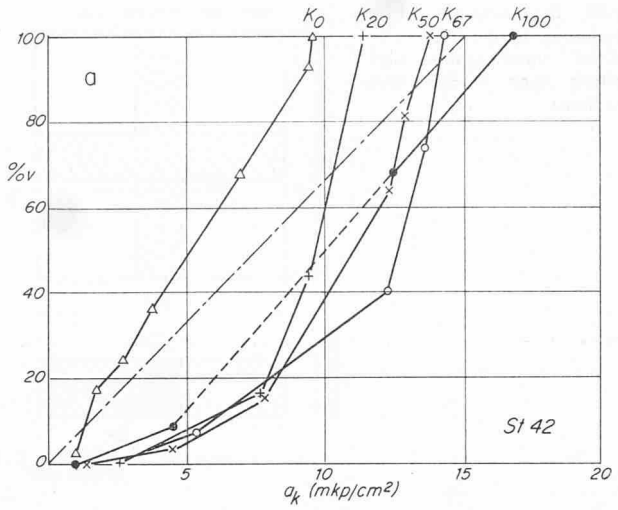
Für Tieftemperaturanlagen ist nach VSM 53165 das Übergangstemperaturkriterium mit 3,5 mkp/cm² (Mittelwert) an Blechen mit einer Fliessgrenze von 35 kp/mm² und darunter sowie der Dicke $s \leq 20$ mm bei $t_{\text{Betr}} + 10$ °C festgesetzt, während Dicken $20 < s \leq 40$ bei t_{Betr} und $s > 40$ mm bei $t_{\text{Betr}} - 10$ °C diesen Wert erreichen müssen (t_{Betr} = Betriebstemperatur).

Für verschiedene Anlagen werden nach anderen Vorschriften, z.B. ASME, je nach Höhe der Beanspruchung und der Verformungsbehinderung oft Mittelwerte von 3,5 mkp/cm², Minimalwerte nicht unter 2,6 mkp/cm², (20 bzw. 15 ftlbs) oder Mittelwerte von 5,2 mit Minimalwerten von 4,3 mkp/cm² (30 bzw. 25 ftlbs) bei der niedrigsten Betriebstemperatur verlangt.

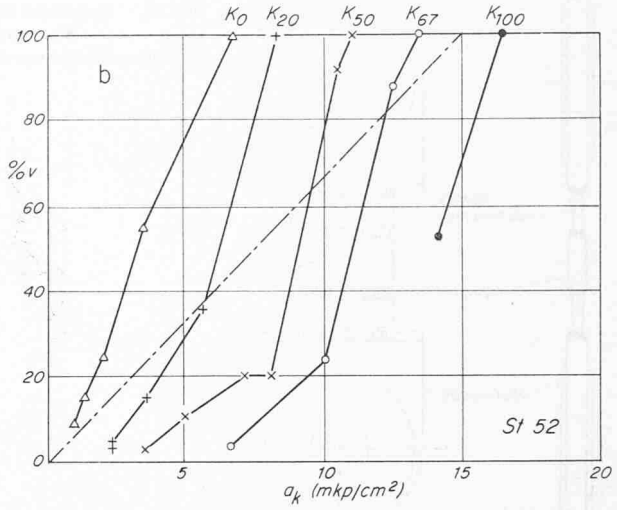
Werte im zähen Bereich sind im Hinblick auf die Sprödbruchgefahr nur bei den (z.B. im Schiffbau verwendeten) Rissauffangblechen (crack-arrester) von Bedeutung, wo ein laufender spröder Riss vom Auffangmaterial, das zähe ist, gestoppt werden muss.

5.1.3 Grenzwertverfahren

Im Gegensatz zu den nur über Korrelationen mit der Auslegungspraxis verkoppelten statistischen Prüfungen bedeutet die Anwendung von Grenzwertkriterien den Versuch einer technischen Verbindung zwischen Probe und Bauteil. Werden zur Beurteilung der Sprödbruchanfälligkeit z.B. Proben angewendet, die eine möglichst scharfe und hinreichend tiefe Kerbe bei einer genügenden Probenbreite aufweisen, und wird diese Probenart mit einer hohen Belastungsgeschwindigkeit bei der tiefstmöglichen Betriebstemperatur des Bauteils geprüft, so ist

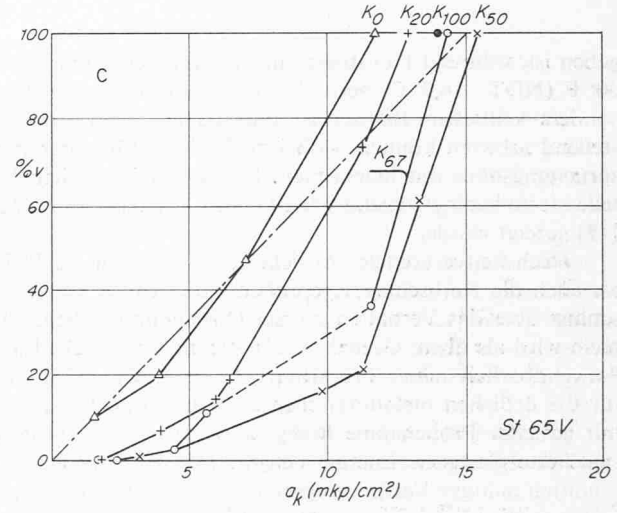


a Baustahl St 42



b Feinkornbaustahl St 52

Bild 36. Korrelationen zwischen der Kerbzähigkeit und dem Verformungsanteil an der Bruchfläche. Die Probenform entspricht jener in Bild 24b dargestellten; die Kerbradien betragen für die mit K 0, K 20, K 50 und K 67 bezeichneten Proben $r \leqq 0{,}005$ mm, 0,25 mm, 1,0 mm und 2,0 mm. Die Probe K 100 ist ungekerbt. Die eingetragenen Punkte stellen überwiegend Mittelwerte von fünf Proben dar



c Vergüteter Feinkornbaustahl St 65

zu erwarten, dass im Falle eines vollkommen zähen Bruches der Probe sich im weniger scharf beanspruchten Bauteil auch in keinem Fall ein spröder Bruch ergeben kann. Diese als Grenzwertbetrachtung zu definierende Überlegungsart kann an den A-O-Proben nach *H. M. Schnadt* [42] verfolgt werden. Die Proben weisen bei einem Prüfquerschnitt von 3×10 mm eine 2 mm tiefe, mit einer gedrückten scharfen Kante versehene Kerbe und einen druckseitig eingesetzten Hartmetallbolzen zur Behinderung der Stauchung auf, siehe Bild 35b.

Bei einer Schlaggeschwindigkeit von 5 m/s und einer angenommenen Verformungsgeschwindigkeit von 5×10^5 %/s am Kerbgrund wird diese Probe für die Prüfung auf das Auffangen von laufenden spröden Rissen verwendet. Bei einer Schlaggeschwindigkeit von 0,1 m/s und einer angenommenen Verformungsgeschwindigkeit von 10^4 %/s wird sie zur Prüfung der Anfälligkeit auf Risseinleitung eingesetzt. Beachtenswert und prüftechnisch äusserst interessant ist ausserdem die gegenüber anderen Kerbschlagproben sehr schmale Übergangszone zwischen dem spröden und zähen Bruch [43].

Der Verformungsanteil an der Bruchfläche ist für drei typische Baustähle über der Kerbschlagzähigkeit in den Bildern 36a, b und c aufgetragen. Verwendet wurden Schnadt-Proben der Typen *K*0, *K*20, *K*50, *K*67 und *K*100 mit den entsprechenden Kerbradien von $r \leqq 0{,}005$ mm; $r = 0{,}25$, 1,0 und 2,0 sowie ungekerbte Proben. Die Rissfrontausbildung wird im verzögerten Anstieg der Kurven für grössere Kerbradien deutlich, während die gedrückte Scharfkerbe eine nahezu lineare Abhängigkeit zwischen dem Verformungsanteil und der Kerbschlagzähigkeit ergibt. Ähnliche Ergebnisse zeigt die in den USA verbreitete, mit Ermüdungsriss versehene Charpy-V-Probe. Die extreme Kerbschärfe sowie die Zerrüttung des Gefüges an der Spitze des Ermüdungsrisses gewährleistet auch hier eine gut definierte, reproduzierbare Ausbildung eines laufenden spröden Risses. Das relativ ungünstige Verhältnis Breite zu Dicke (1:0,8) sowie das Eingehen der Staucharbeit in das Prüfergebnis kann in der Nähe des spröden Bereiches vernachlässigt werden.

Der Fallgewichtsversuch nach *W.S. Pellini* [44] ist mit der Prüfvorrichtung in Bild 37 dargestellt. Auch diese Prüfung wird zwecks Ermittlung der Rissauffangfähigkeit durchgeführt, wobei die Risseinleitung in einer spröden gekerbten Auftragsschweissraupe erfolgt.

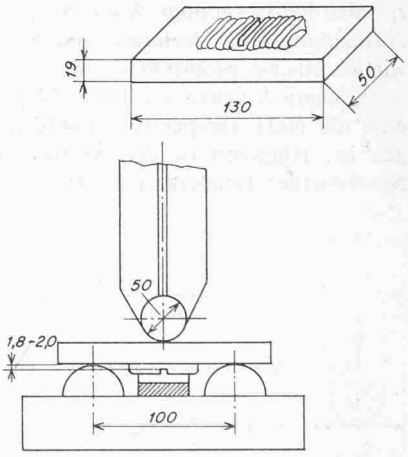


Bild 37. Fallgewichtsversuch nach *Pellini*. Abgebildet ist die Form P 2 sowie die Prüfanordnung

Das Prüfkriterium der Pellini-Proben ist der beidseitige Durchriss der Probe. Ermittelt wird damit die sog. Nil Ductility Transition, NDT, d.h. die Versprödungstemperatur. Die Pellini-Prüfung wird heute durch etliche Vorschriften verlangt. Der Gültigkeitsbereich soll zwischen 25 u. 79 mm Wanddicke liegen.

Pellini gibt an, dass 60° F oberhalb NDT (NDT+33,3° C, gerundet 32° C) gegen spröden Bruch absolute Sicherheit ge-

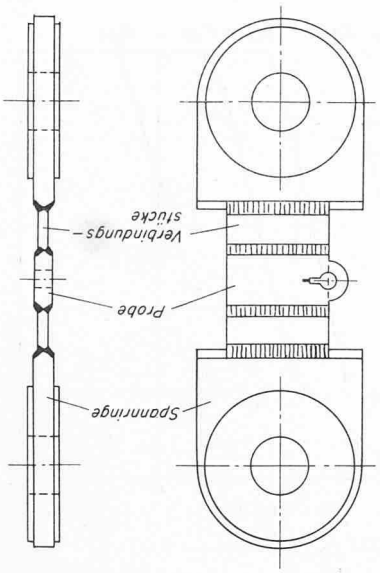
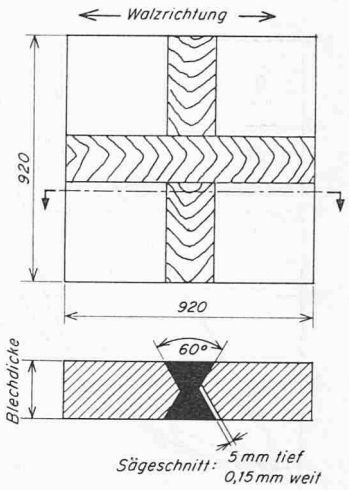


Bild 38. Robertson-Prüfkörper zur Bestimmung der Rissauffangtemperatur

Bild 40. Prüfplatte mit vor der Schweissung in die Wärmeeinflusszone eingebrachten Sägeschnitten nach *Wells* (Wide Plate Test)



geben ist, während Konstruktionen ab Temperaturen NDT+30° F (NDT+16,7° C, gerundet 16° C) aufwärts bei nicht besonders kritischen Bauwerken und Bedingungen zufriedenstellend arbeiten können, wobei noch ein Einfluss der Beanspruchungshöhe mit hineinspielt. In der Praxis arbeiten Bauteile oft im bedingt zugelassenen Bereich, wie das von *W. Felix* [45] gezeigt wurde.

Nach weitverbreiteter Ansicht können sowohl die Pellini- als auch die Kerbschlagbiegeproben naturgemäss kaum Aufschluss über das Verhalten grosser Querschnitte geben, allgemein wird als obere Grenze 50 bis 70 mm Wanddicke für die Anwendbarkeit dieser Prüfarten betrachtet. Das trifft sicher für die örtlichen metallurgischen Streuungen zu (denen aber mit gezielter Probenahme begegnet wird) sowie was die gespeicherte elastische Energie betrifft. Die den grossen Querschnitten analoge Verformungsbehinderung sollte indessen erreichbar sein.

Für viele Konstruktionen wird heute kein Rissauffang, sondern lediglich die Sicherheit gegen die Einleitung eines spröden Risses verlangt. Auf diese Weise kann bei sorgfältiger Anwendung ohne Beeinträchtigung der Sicherheit wesentlich wirtschaftlicher produziert werden.

Neuere Arbeiten von Pellini [44] deuten auch darauf hin, dass die NDT-Temperatur unabhängig von den Abmessungen ist. Hingegen ist der Anstieg der Verformbarkeit mit zunehmender Temperatur bei grösseren Wanddicken weniger steil, als bei geringen. Dies führt zur Empfehlung eines Sicherheitszuschlages von 75 °C, d.h. einer minimalen Betriebstemperatur $t_{Betr} \geqslant$ NDT +75°C.

Die erwähnten tiefsten Betriebstemperaturen $t_{Betr} \geqslant$ NDT +32°C bei Wanddicken 25 mm $\leqslant s \leqslant$ 79 mm bzw. $t_{Betr} \geqslant$ NDT +75°C bei $s >$ 79 mm gelten allerdings für relativ grosse Fehler wie das in Kap. 6 dargestellt ist.

Selbst bei Vorhandensein einer scharfen Kerbe oder eines rissartigen Fehlers muss vor deren Ausbreitung eine plastische Verformung und die Ausbildung einer Trennungsfront erfolgen. Auch in diesen Fällen ist zuerst eine Risseinleitung notwendig, bevor ein Riss weiterlaufen kann.

5.1.4 Die angepassten Verfahren

In den letzten zwei Jahrzehnten wurden besondere Probenformen und Verfahren zur Prüfung der vollen Wanddicke von Blechen entwickelt, die besser an den Bruchvorgang in den Bauteilen angepasst sein sollen und die deshalb auch als angepasste Verfahren bezeichnet werden können. Solche Verfahren wurden zuerst für die Prüfung der Rissfortpflanzung bzw. des Rissauffanges bekannt. Sie werden zumeist auch in Verbindung mit Grenzwertbetrachtungen eingesetzt.

5.1.4.1 Rissauffangprüfung

Die Aussage der *Robertson-Prüfung*, Bild 38, scheint unbestritten zu sein, und andere Proben zur Prüfung des Rissauffanges werden oft nach ihrer Korrelierbarkeit mit dieser Prüfart bewertet.

Die Prüfung nach Robertson kann sowohl isothermal als auch gradiathermal erfolgen. Bei der isothermalen Prüfung wird das gesamte zu prüfende Blech auf einer konstanten Temperatur gehalten. Das Auge wird gekühlt und ein harter Schlag aufgebracht. Je nach der vorgegebenen statischen Spannung und der Prüftemperatur wird nun ein spröder Riss durchlaufen oder steckenbleiben. Auf diese Weise kann mit Temperaturstufen die Übergangstemperatur ermittelt werden.

In der gradiathermalen Variante des Robertson-Versuchs wird ein Temperaturgefälle erzeugt, und zwar steigt die Temperatur vom tiefgekühlten Auge kontinuierlich bis zum anderen Ende des Prüfstückes. So kann man den Ort und damit die Temperatur bestimmen, wo der laufende spröde Bruch in einen Verformungsbruch umschlägt bzw. steckenbleibt. In dickeren Blechen ist der Umschlag schwer zu bestimmen, da an der ganzen Oberfläche ein Schub-, in der Mitte hingegen ein spröder Bruch auftreten kann.

5.1.4.2 Risseinleitungsprüfung

Zur Prüfung auf Risseinleitung wurden mehrfach statisch gebogene Proben vorgeschlagen, die mit scharfen Kerben ver-

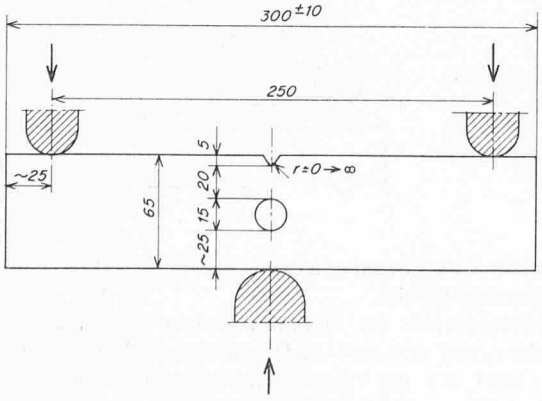


Bild 39. Statische Biegeprobe zur Prüfung der Risseinleitungstemperatur nach *Schnadt*. Der Kerbradius kann beliebig gewählt werden; die Bohrung dient zur Trennung der gezogenen und gedrückten Bereiche

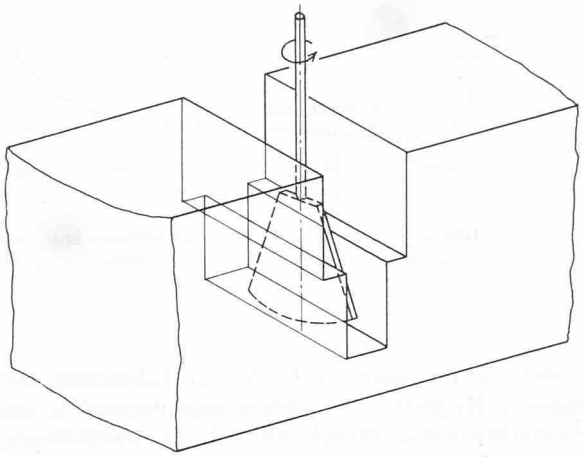


Bild 41. Messung der Dehnung am Kerbgrund mit einem schaufelförmigen Drehtaster. Ursprüngliche Kerbform ohne Ermüdungsriss nach *Burdekin*

sehen werden [47]. Sie gestatten die Anwendung der vollen Blechdicke und eine freie Wahl der Probenform (z.B. nach Schnadt [42], siehe Bild 39, welche die Trennung der Zug- und Druckbereiche erlaubt).

Neuere angepasste Prüfverfahren, welche die Bestimmung der Risseinleitungstemperatur bezwecken, gehen zu einem grossen Teil auf den «wide plate test» nach *A.A. Wells* und *H. Kihara* [48, 49] zurück. Dabei wird nach Wells ein Blech von 3 × 3 Fuss (siehe Bild 40) in der zu verwendenden Wanddicke statisch auf Zug beansprucht und das Verhalten an eingebrachten künstlichen Fehlern beobachtet. Diese werden bei geschweissten Proben zweckmässig z.B. in das Schweissgut, in die wärmebeeinflusste Zone und in das Grundmaterial verteilt.

Es wird nun gemessen, bei welcher Gesamtdehnung des Bleches ein Anriss sich bildet bzw. ob bei einer bestimmten vorgegebenen Gesamtdehnung von z.B. 0,5 % sich bei der angewendeten Prüftemperatur ein Weiterreissen bemerkbar macht. Vor dem Schweissen eingebrachte Schlitze werden in der wärmebeeinflussten Zone einem thermischen und einem Dehnungszyklus unterworfen, welcher der natürlichen Beanspruchung an einer Diskontinuität nahekommt.

Die Messung der Rissaufweitung einer Oberflächenkerbe, wie das von *F.M. Burdekin* [50] vorgeschlagen wurde (Crack Opening Displacement, C.O.D.), wird ebenfalls zur Prüfung der Risseinleitung durchgeführt. Bei der Betriebstemperatur wird z.B. mindestens 5 % plastische Verformung am Kerbgrund gefordert, bevor ein Aufreissen erfolgt. Problematisch für geschweisste Teile war dabei, dass früher, wie das in Bild 41 dargestellt wird, keine scharfen Kerben verwendet wurden.

Die Dehnungsmessung an den neuerdings mit Ermüdungsrissen versehenen Kerben wird mit aussen angebrachten Dehnmessstreifen oder anderen zur Messung örtlicher Dehnungen geeigneten Instrumenten erprobt. Die Entwicklung dieser Prüfart wird in England mit grossem Einsatz vorangetrieben.

Mit der Messung der bis zum Beginn der Rissfortpflanzung eintretenden Dehnung, welche als Grenzdehnung bezeichnet werden kann, eröffnet sich der Weg zur quantitativen Bewertung mit Hilfe von Verfahren, welche jenen der linear-elastischen Bruchmechanik ähneln.

Die Auftragung der bis zum Bruch ertragenen plastischen Verformung über der Temperatur, siehe Bild 42, zeigt den Einfluss der Kerbengeometrie: Die mit Ermüdungsriss versehenen Kerben zeigen wesentlich höhere Temperaturen für die gleiche plastische Verformung. Der Unterschied zwischen der bearbeiteten und der zusätzlich ermüdungsangerissenen

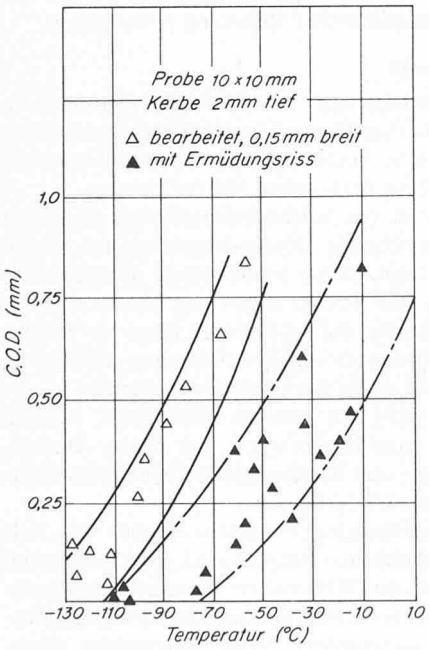


Bild 42. Rissaufweitung in Abhängigkeit der Temperatur, ermittelt an gekerbten sowie an ermüdungsangerissenen Charpy-V-Proben nach *Nichols* u. a.

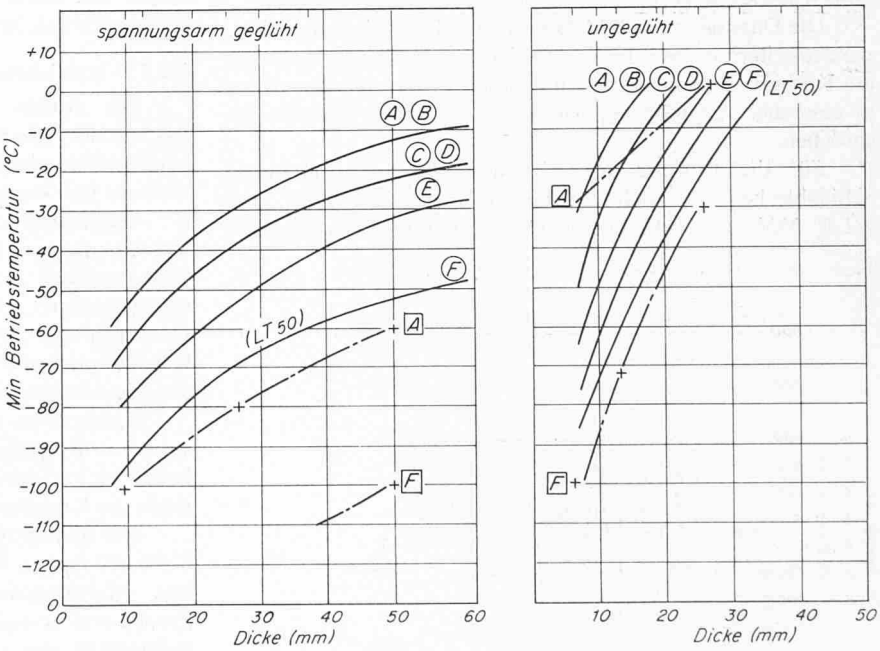


Bild 43. Darstellung der tiefsten zulässigen Betriebstemperaturen in Abhängigkeit der Wanddicke für verschiedene Stähle im spannungsarmgeglühten und ungeglühten Zustand

A Halbberuhigter Kohlenstoffstahl
B Siliziumberuhigter Kohlenstoffstahl
C Halbberuhigter C-Mn-Stahl
D Siliziumberuhigter C-Mn-Stahl
E Halbberuhigter C-Mn-Nb-Feinkornbaustahl
E' Beruhigter C-Mn-Nb-Feinkornbaustahl
F Aluminiumberuhigter C-Mn-Feinkornbaustahl (laut Norm bis — 50 °C vorgesehen, Bezeichnung LT 50)

Die mit Punktstrich gezeichneten Linien und die eckig eingerahmten Bezeichnungen beziehen sich auf 0,5 % kritische, plastische Rissaufweitung im Wide-Plate-Test [50]

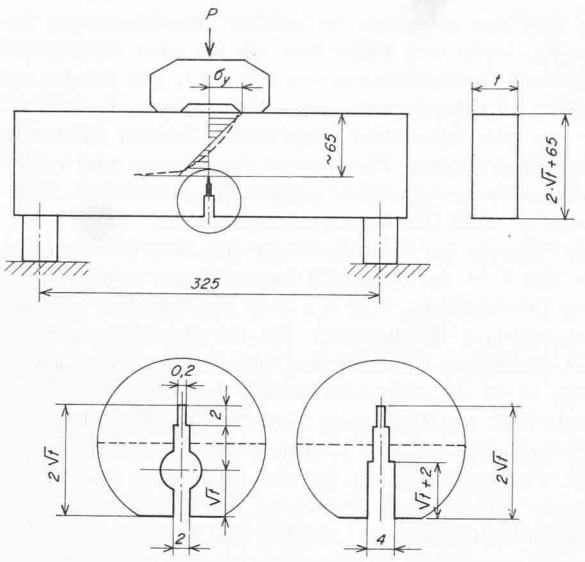


Bild 44. Ursprüngliche Probenform zur Prüfung der Risseinleitung nach *van den Blink* und *Nibbering* mit zwei verschiedenen Kerbgeometrien. Die Bohrung in der linken Kerbform dient zur Messung der Rissaufweitung mit Hilfe eines Konus

Kerbe wird mit zunehmender Probengrösse und auch mit steigender Festigkeit des Werkstoffes geringer.

Mit einer bestimmten plastischen Verformung als Parameter können für die verschiedenen Stähle tiefste Betriebstemperaturen ermittelt werden. Eine Auftragung solcher Werte über der Blechdicke in geschweisstem sowie in geschweisstem und spannungsarm geglühtem Zustand ist in Bild 43 dargestellt. Auf ähnliche Diagramme beruhten britische Normempfehlungen sowie ein Vorentwurf zu einem ISO-Normvorschlag.

Die Darstellung in Bild 43 bezieht sich auf ein reines Temperaturkriterium. Wird die geforderte plastische Verformung am Kerbgrund genügend hoch angesetzt, so ist die Bewertung in ähnlicher Art möglich, wie unter den zähen Brüchen besprochen.

Für die Prüfung auf Risseinleitung, insbesondere in Schiffsblechen, ist auch das von *W.P. van den Blink* und *J.J.N. Nibbering* [51] entwickelte «Niblink»-Verfahren bestimmt. Dabei ist die Belastung durch einen Fallhammer mit nach jedem Schlag gesteigerter Schlagenergie vorgesehen, um eine Materialermüdung ähnlich wie bei der Wechselbeanspruchung zu erhalten. Die Schläge werden aufgebracht, bis eine Rissbildung erfolgt. Die Probenform ist in Bild 44, die graphische Auswertung eines Versuches in den Bildern 45 und 46 ersichtlich.

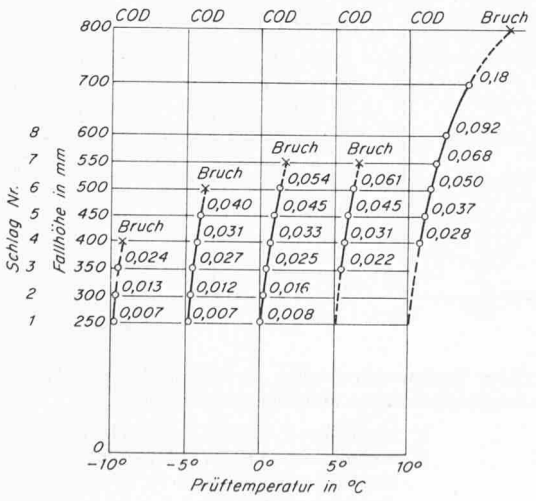


Bild 45. Auswertung mehrerer Niblink-Prüfungen. Nach jedem mit gesteigerter Fallhöhe durchgeführten Schlag wird die plastische Rissaufweitung bis zum Bruch gemessen

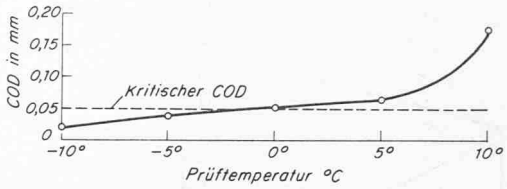


Bild 46. Ermittlung der Übergangstemperatur, bei welcher ein bestimmter Rissaufweitungswert erreicht wird

Zur Ermittlung der kritischen C.O.D.-Werte im Niblink-Versuch sind zwei Wege bekannt: Falls ein statischer Biegeversuch am gleichen Probekörper vorgenommen wird, so kann die Rissaufweitung bei Fliessbeginn bestimmt werden. Der kritische (plastische) C.O.D.-Wert kann dem gleichgesetzt werden. Bei Schweissungen ist dagegen eine relative Beurteilung im Vergleich zum Grundmaterial möglich, indem zuerst das Grundmaterial bis zum Anreissen geschlagen wird und die Schweissung unter identischen Prüfbedingungen mindestens die gleiche Anzahl gestufter Schläge ertragen muss.

Die Untersuchung ergab für Kerben mit Ermüdungsrissen gegenüber 0,2 mm breiten Sägeschnitten einen bedeutenden Unterschied.

Die Anwendung der Niblink-Probe ist eher für die Prüfung der Risseinleitung unter schlagartiger Belastung als zur Ermittlung einer Rissaufweitung für statischen Gebrauch zu empfehlen. Dafür sind ermüdungsangerissene, u.U. kalt gepresste Kerben bei quasistatischer Belastung vorzuziehen.

5.1.5 Vergleichsversuche

Die zwecks Korrelierung verschiedener Prüfarten in wachsender Anzahl durchgeführten Vergleichsversuche können bei Beachtung bestimmter Beschränkungen, bei der Werkstoffauswahl und -beurteilung praktischen Nutzen bringen.

Quantitativ können nur solche Prüfverfahren korreliert werden, die eine hinreichende Übereinstimmung der Brucheinflussgrössen aufweisen. Eine hinreichende Übereinstimmung bedeutet, dass die Beschaffenheit der Probe und die Durchführung der Prüfung auf beide Arten einen im wesentlichen ähnlichen Verformungs- und Bruchvorgang ergibt. Diese Übereinstimmung ist somit auch werkstoffgebunden.

Halbquantitativ, d.h. mit grossen Toleranzen, können solche Prüfverfahren korreliert werden, bei denen Ähnlichkeiten im Verformungs- und Bruchvorgang sowie Erfahrungswerte die Korrelierung rechtfertigen.

Nur qualitative, informative Vergleiche ergeben sich, falls keine gesicherten Ähnlichkeiten bekannt sind, jedoch aufgrund von Erfahrungswerten an Werkstoffen derselben Analysengruppe und Festigkeitsklasse eine beschränkte Extrapolationsmöglichkeit der auf verschiedene Arten gewonnener Messwerte besteht.

Entsprechend der beschriebenen Klassierung wäre zu erwarten, dass beispielsweise zwischen der Robertson-Prüfung und dem Fallgewichtsversuch sowie im Bereich geringer Verformung den mit gedrückter Scharfkerbe oder Ermüdungsriss versehenen Kerbschlagbiegeproben eine Korrelierbarkeit besteht. Der quantitative Zusammenhang dürfte sich bei höherer Verformbarkeit auf Bleche in der Grössenordnung der Probendicke beschränken.

Zwischen den vorerwähnten Prüfverfahren und der Charpy-V-Prüfung dürfte bestenfalls ein halbquantitativer Zusammenhang bestehen, während einem Vergleich mit den Rundkerbproben DVM oder VSM nur ein informativer Wert zukommt [52].

5.2 Nachweis im spröden Bereich: Spannungskriterien

Ein verformungsarmes Bruchverhalten kann bei statischer oder quasistatischer Beanspruchung seine Ursache in der temperaturbedingten Versprödung, in der Spannungsversprödung, in der Beschaffenheit des Werkstoffes selbst bzw. im Zusammenwirken dieser Faktoren haben.

Die temperaturbedingte Versprödung ist von der Spannungsversprödung mit abhängig, worauf unter Punkt 2.4 hingewiesen wurde. Das bedeutet z.B.: je dünner das Blech, um so tiefere Betriebstemperaturen können bei derselben Stahlqualität erlaubt werden. Bleche unter 5 mm Dicke können bis —190 °C in einigen Fällen ohne Kerbschlagprüfung eingesetzt werden. Im Sinne zunehmender Verformungsbehinderung wirken Kerben, und zwar mit zunehmender Schärfe, ungünstiger.

Bei sehr grossen Wanddicken oder mehrachsiger Beanspruchung können selbst Werkstoffe, die sich unter den gegebenen Temperatur- und Verformungsgeschwindigkeiten sonst zähe verhalten würden, ein nahezu vollständig sprödes Verhalten aufweisen.

Schliesslich gibt es auch Werkstoffe, deren sprödes Verhalten auf Spannungsspitzen (bedingt durch heterogenes Gefüge wie beim Grauguss) oder auf hohe innere Verspannung (wie bei gehärtetem Stahl) zurückzuführen ist.

Für diese Fälle ist eine Kennzeichnung der Bruchgefahr mit der Temperatur sinnlos. Es kann hingegen eine Spannungsgrösse an der höchstbelasteten Stelle ermittelt und mit der zur Trennung notwendigen Spannung an derselben Stelle verglichen werden.

Der Spannungsverlauf kann an Konzentrationsstellen mit Hilfe experimenteller Verfahren (Spannungsoptik), analytisch nach *H. Neuber* [53] oder *C.E. Inglis* [54], oder mit der Methode der Finiten Elemente bestimmt werden.

Betrachtet man die ebene Dehnung als den einen, die ebene Schubverformung als den anderen Grenzfall der elastischen Verformung, so kann bei Vorhandensein von flachen Diskontinuitäten der Grösse $2a$ mit Kantenradien $r \ll a$, $r \to 0$, mit Hilfe der bruchmechanischen Verfahren auch ein Grenzwert bestimmt werden, bei dem die Werkstofftrennung bzw. die Schiebung beginnt. Dieser gilt für einen bestimmten Werkstoffzustand, bestimmte Temperatur und Verformungsgeschwindigkeit.

Die letztere Überlegungsart wird im Folgenden näher betrachtet.

5.2.1 Über die Grundlagen der linear elastischen Bruchmechanik an scharfkantigen Diskontinuitäten

Die von *A.A. Griffith* [55] im Jahre 1920 veröffentlichte Hypothese behandelt die Werkstofftrennung von im wesentlichen bis zum Bruch elastischen Stoffen. Danach wird eine bestehende Diskontinuität sich ausbreiten, falls die Gesamtenergie des Systems gesenkt wird. Die Spannungsberechnung beruht auf Veröffentlichungen von *C. E. Inglis* [54] sowie von *G.I. Taylor* und *A. A. Griffith* [55]. Die Rissausweitungsenergie W bezogen auf die Grösse der Diskontinuität kann danach angeschrieben werden:

$$(15) \quad W = \sigma^2 a^2 \pi^2 / E,$$

worin a die halbe Risslänge, σ die Normalspannung und E den Elastizitätsmodul bedeuten, vgl. auch die Darstellung in Bild 47. Der Riss wird eingebettet in eine Platte angenommen, deren Abmessungen gegenüber denen des Risses sehr gross sind.

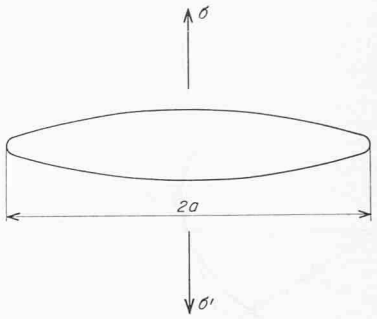


Bild 47. Flache scheibenförmige Diskontinuität mit dem Durchmesser $2a$. Die Zugspannungen wirken senkrecht zur Trennungsebene, ebene Darstellung

Die Trennung wird nach der Überlegung von Griffith im Grenzfall gerade noch nicht fortschreiten, sofern die rissausweitende Energie mit einer entgegengesetzten in Gleichgewicht steht.

Die Hemmung der Rissausbreitung wurde in der Oberflächenenergie gesucht: durch die Freisetzung neuer Oberflächen wird Energie verbraucht. Für den betrachteten eindimensionalen Fall kann die aufzuwendende Oberflächenenergie mit

$$(16) \quad O = 4\,a\,S$$

ausgedrückt werden, worin O die gesamte Oberflächenenergie und S die spezifische Oberflächenenergie bedeutet.

Im Grenzfall gilt als Gleichgewichtsbedingung

$$(17) \quad \frac{d}{da}\left(4\,a\,S - \pi\,a^2\,\sigma^2/E\right) = 0$$

Daraus ergibt sich

$$(18) \quad 4\,S - 2\pi\,a\,\sigma^2/E = 0$$

und weiterhin

$$(19) \quad \sigma = \left(\frac{2\,E\,S}{\pi\,a}\right)^{1/2}.$$

Obiger Ausdruck gilt für die elastische Verformung.

Die dargelegten Beziehungen konnten an im wesentlichen verformungsarm brechenden Stoffen wie Glas nachgewiesen werden.

Annähernd verformungslose Brüche sind bei Metallen kubisch flächenzentrierter Struktur kaum zu erzwingen, während in kubisch raumzentrierten Gefügen bei sehr tiefen Temperaturen (unter 50 K) solche möglich sind. Bei makroskopisch spröden Brüchen von Metallen ist demnach eine bestimmte, wenn auch oft sehr kleine plastische Verformung der Bruchfläche vorhanden.

Die plastische Verformung verbraucht Energie; diese muss bei der Energiebilanz der Rissausbreitung berücksichtigt werden. So kann auch erklärt werden, dass die zur Erfüllung der Gleichung (17) notwendigen unvernünftig hohen Oberflächenspannungen auf realistische Werte herabgesetzt werden können.

Die im Jahre 1934 von *M. Polányi* formulierte Versetzungstheorie [56] hat die Anwendung der Griffithschen Theorie an Metallen nicht beeinflusst.

A. Smekal [57] wies auf die Wichtigkeit von andersgearteten Inhomogenitäten besonders in Glas hin. *W. Weibull* übernahm dies in seiner 1939 veröffentlichten statistischen Bruchtheorie [58].

C. Zener und *J.H. Hollomon* [59] untersuchten 1944 vermutlich erstmals die Griffithsche Rissausbreitungstheorie in

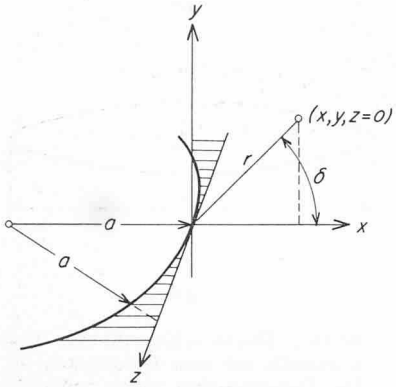


Bild 48. Darstellung der Kante einer flachen scheibenförmigen Diskontinuität im Koordinatennetz x-y-z. Zur Beschreibung des Spannungszustandes in der Nähe der Kante werden die Polarkoordinaten $r - \delta$ verwendet

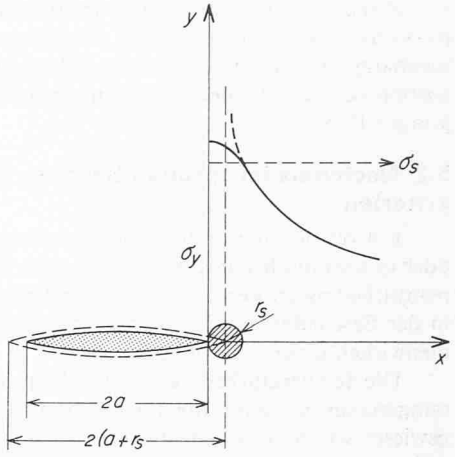


Bild 50. Scharfkantige flache Diskontinuität mit plastischer Zone. Der plastische Bereich wird nach *Irwin* durch die Einführung der Ersatzrisslänge $2(a+r_s)$ berücksichtigt

Verbindung mit dem spröden Bruch von Metallen. *E. Orowan* zeigte indessen 1945 [60] mit Röntgenrückstrahlaufnahmen, dass bei spröde erscheinenden Brüchen in Metallen eine beträchtliche plastische Verformung der Bruchfläche möglich ist. *G. R. Irwin* [61] erkannte, dass die zur Rissausbreitung aufzubringende Energie sich aus einem Anteil der Oberflächenenergie und einem anderen der plastischen Verformung zusammensetzt und dass letzterer bei Metallen weit überwiegt. In der Folge zeigte Orowan, dass die so modifizierte Hypothese [62] nicht nur eine notwendige, sondern auch genügende Bedingung für die Fortpflanzung spröder Risse darstellt. Letztlich stammt von Irwin die Übertragung aus den schwer anzuwendenden Energiebetrachtungen auf Spannungsbedingungen, welche für eine kritische Spannungsintensität, die zur Trennung des Materials führt, gelten [63].

Drückt man aus der Gleichung (19) die zur Rissausbreitung notwendige spezifische Energie aus und bezeichnet diese mit G, so erhält man:

$$G \approx \sigma^2 a/E \tag{20}$$

In der Annahme, dass in einem bestimmten Werkstoff und definierten Gefügezustand sowie unter festgelegten Beanspruchungsbedingungen G eine Konstante ist, kann gemäss Gleichung (20) ein direkter Zusammenhang zwischen der Rissgrösse und der ertragbaren Spannungsspitze an der Risskante ausgedrückt werden. Demnach ist das Quadrat der Spannung proportional zur Rissgrösse. Mit einer geeigneten Rechnungsmethode, welche die Ermittlung des Spannungsverlaufes in Abhängigkeit der angelegten Belastung gestattet, ist die Anwendung dieser Überlegungen zur Berechnung von kritischen Diskontinuitäts-, d.h. Fehlergrössen möglich.

Eine andere Anwendung der Griffithschen Hypothese auf Metalle wurde von *A.H. Cottrell* [64] sowie *N.J. Petch* [65] angegeben. Mit der Betrachtung der Korngrösse als maximal möglicher Gleitbahnlänge und damit auch Diskontinuitätsgrösse (im Hinblick auf die Schubspannungsübertragung) wurde wohl die erste Verbindung der Versetzungstheorie mit der Inhomogenitäts-Hypothese nach Griffith geschaffen.

Falls Gleitungen auftreten, so erfolgt entlang dem geglittenen Bereich eine Entspannung, während an den Enden der Gleitung sich Spannungsspitzen aufbauen. Der Unterschied zwischen einem Riss und einer Gleitung besteht bei dieser Überlegung nur darin, dass über eine Materialtrennung keine Schub- bzw. Zugspannungen übertragen werden können, während an einer Gleitung das Material nicht getrennt ist und demzufolge Spannungen selbst nach dem Abgleiten bis zu einem bestimmten Grad bestehen bleiben. Ohne auf die Schub- bzw. Normalspannungen und deren Auswirkung besonders einzugehen, soll lediglich festgehalten werden, dass der Aufbau der Spannungsfelder in qualitativ ähnlicher Weise erfolgt.

Die Abhängigkeit der Streckgrenze von der Korngrösse konnte von *J. R. Low* [66] experimentell bei —196° für einige Stähle nachgewiesen werden. Eigene Untersuchungen ergaben eine ähnliche Abhängigkeit für die spröd-zähe Übergangstemperatur mit

$$t_{ü}^{-1} = t_0^{-1} - k_t\, d_F,\, m^{-1/2} \tag{21}$$

worin $t_{ü}$ die mit Zähigkeits- oder Verformungskriterien definierte Übergangstemperatur, t_0 und k_t werkstoffabhängige

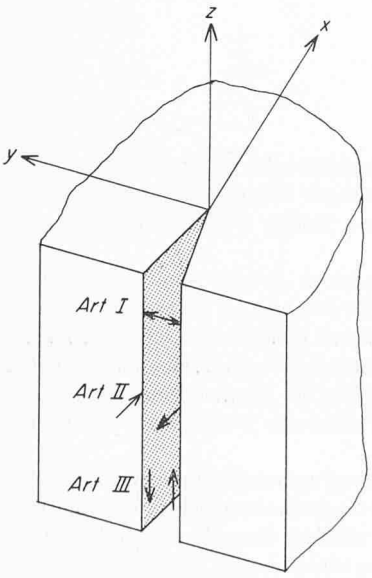


Bild 49. Die drei Arten (modes) der Verformung bzw. Trennung nach *McClintock*

I Beanspruchung und Trennung senkrecht zur Ebene der Diskontinuität

II Beanspruchung und Schiebung in der Ebene der Diskontinuität senkrecht zur Kante

III Beanspruchung und Schiebung in der Ebene der Diskontinuität parallel zur Kante

Konstanten und $d_{F,m}$ die mittlere scheinbare Ferritkorngrösse bedeuten.

Damit kann die Abhängigkeit der Übergangstemperatur von der Korngrösse dargestellt werden [67], siehe auch in Kapitel 2 die Bilder 15, 16 und 17.

5.2.1.1 Zur Definition der Spannungsintensität und der Reisszähigkeit (stress intensity factor K und fracture toughness K_c).

Näherungsgleichungen von *I. N. Sneddon* [68] erlauben die Berechnung der Spannungskomponenten in Kantennähe einer scharfkantigen scheibenförmigen Diskontinuität. In grosser Entfernung wirkt die gleichmässige Zugspannung σ senkrecht zur Rissebene, vgl. Bild 48. Die Diskontinuität liegt in der Ebene $x-z$. An der als Singularität betrachteten Risskante können die Spannungen verhältnismässig einfach angeschrieben werden:

$$(22) \quad \sigma_x = K \frac{\cos \delta/2}{\sqrt{2\,r}} (1 - \sin \delta/2 \sin 3\,\delta/2)$$

$$(23) \quad \sigma_y = K \frac{\cos \delta/2}{\sqrt{2\,r}} (1 + \sin \delta/2 \sin 3\,\delta/2)$$

$$(24) \quad \sigma_z = \nu(\sigma_x + \sigma_y) = 2\,\nu\,K \frac{\cos \delta/2}{\sqrt{2\,r}}$$

$$(25) \quad \tau_{xy} = K \frac{\cos \delta/2}{\sqrt{2\,r}} \sin \delta/2 \cos 3\,\delta/2$$

$$\tau_{yz} = \tau_{xz} = 0,$$

worin K dem Spannungsüberhöhungsfaktor (Spannungsintensität, stress intensity factor) entspricht und definiert wird mit:

$$(26) \quad K = \frac{2}{\pi} (\sigma^2\,a)^{1/2}$$

Beim Erreichen der Instabilitätsbedingung, d.h. der kritischen Risslänge, setzen wir den Index c (cleavage):

$$(27) \quad K_c = \frac{2}{\pi} (\sigma^2 \cdot a_c)^{1/2} \quad \text{bzw.} \quad a_c = \frac{\pi^2}{4} \left(\frac{K_c}{\sigma}\right)^2$$

K_c wird als Reisszähigkeit (Bruchzähigkeit, fracture toughness) bezeichnet. Sie wird häufig als Materialkonstante betrachtet. Schon die Abhängigkeit von der Temperatur und der Verformungsgeschwindigkeit spricht dagegen.

Eher annehmbar ist eine Auffassung als Materialkennwert, auch wenn die definitionsgemässe Dimension $kp/mm^2 \cdot \sqrt{mm}$ nicht in die üblichen Vorstellungen über einen Materialkennwert passt.

Eine Rückrechnung von Irwin mit K und den Sneddonschen Lösungen für das Spannungsfeld ergibt:

$$(28) \quad G \approx \frac{2}{\pi} (\sigma^2 \cdot a_c),$$

also die Übereinstimmung mit Gleichung (20).

Demzufolge kann der Zusammenhang zwischen der Reisszähigkeit und der Verformungsenergie angeschrieben werden:

$$(29) \quad K^2 = \text{konst.} \cdot E \cdot G$$

bzw.

$$(30) \quad K \approx (E \cdot G)^{1/2}$$

Eine experimentelle Stützung zur Bestimmung des Wertes der Verformungsenergie fand *A.A. Wells* [69]. Unter der Annahme, dass die Rissausbreitung angenähert adiabatisch verläuft, müsste die in Wärme umgesetzte Verformungsenergie einer Temperaturerhöhung proportional sein. In der Nähe der Rissfront in Bohrungen kleinen Durchmessers eingebrachte Thermoelemente zeigten beim Durchlaufen des Anrisses ein

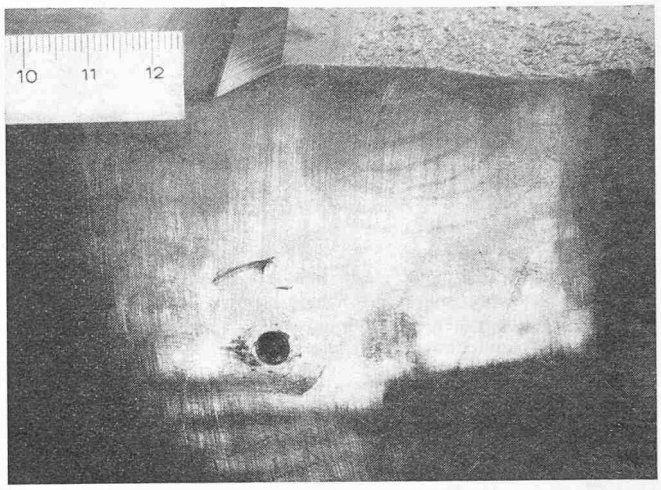


Bild 51. Gleitlinien an der Seitenfläche einer CTT-Probe, 100 mm dick, Stahl 20 Mo 5

Ansteigen der Temperatur, woraus Wells auf die Verformungsenergie zurückrechnen konnte. Es ergab sich eine zufriedenstellende Übereinstimmung mit den auf theoretischen Überlegungen beruhenden Werten.

5.2.1.2 Die drei Verformungsmöglichkeiten; die Lösungen von Westergaard

Entsprechend der Orientation zur Ebene der flächigen Diskontinuität sind drei Verformungsmöglichkeiten beschreibbar. Die drei Arten der Verformung (modes) sind in Bild 49 dargestellt.

– *I. Art:* Bei Beanspruchung senkrecht zur Ebene der Diskontinuität wird eine Auftrennung in dieser Ebene erfolgen.

Aus der Spannungsfeldgleichung von Westergaard ergibt sich für die Spannungsintensität mit G' als Gleitmodul

$$(31) \quad K_I = \left(\frac{2\,G' \cdot G_1}{1 - \nu}\right)^{1/2}$$

bzw. ν als Poissonscher Zahl.

– *II. Art:* Bei Beanspruchung in der Rissebene senkrecht zur Kante erfolgt eine entsprechende Schiebung, wobei sich die Spannungsintensität mit

$$(32) \quad K_{II} = \left(\frac{2\,G' \cdot G_2}{\pi\,(1 - \nu)}\right)^{1/2}$$

anschreiben lässt.

– *III. Art:* Beanspruchungen in der Ebene der Diskontinuität, parallel zur Kante, ergeben eine entsprechende Schiebung, und für die Spannungsintensität folgt der Ausdruck

$$(33) \quad K_{III} = \left(\frac{2\,G' \cdot G_3}{\pi}\right)^{1/2}$$

5.2.1.3 Bruchmechanische Betrachtungen mit Berücksichtigung geringer plastischer Verformungen

Tritt an der Kante der Diskontinuität eine plastische Verformung auf, so wird die entstehende Spannungskonzentration entscheidend beeinflusst. Zur rechnerischen Behandlung wäre die Berücksichtigung der Kantendeformation sowie der Einfluss der plastifizierten Zone nötig.

Daher wendet *G. R. Irwin* [70] die Lösung mit der «Ersatzrisslänge» an, wobei die in der Ebene der Diskontinuität gemessene Ausdehnung der plastischen Zone als eine Verlängerung des Risses angenommen wird, vgl. Bild 50. Damit wird die Spannungsspitze die gültige Fliessgrenze in der Entfernung

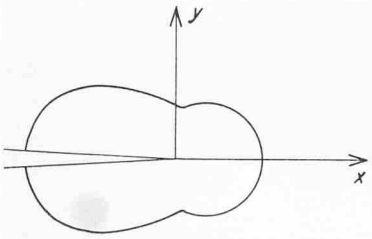


Bild 52. Ausbildung der plastischen Zone bei Beanspruchung und Schiebung in der Ebene der Diskontinuität senkrecht zur Kante, nach *McClintock* und *Irwin*

r_s vor der Ersatzrisslänge $a + r_s$ erreichen. Der Radius der kreisförmigen Verformungszone gemäss Bild 50 ergibt sich nach einer Näherungsformel zu

$$(34) \quad r_s = \frac{K_c^2}{2\pi \cdot \sigma_s} \quad \text{für die Art II.}$$

Experimentell wurden r_s-Werte zwischen 75 und 130% des berechneten gefunden.

Verformungen nach der Art I ergeben eine nierenförmige plastische Zone, wie das schon Untersuchungen des Spannungsfeldes an scharfen Kerben erwarten lässt. Innerhalb der Zone ist ähnlich den Lüderschen Linien eine sehr inhomogene Verteilung des Gleitmasses zu beobachten, wie das eigene Untersuchungen gemäss Bild 51 zeigten [71]. Die in der Ebene der Diskontinuität liegende Ausdehnung der plastischen Zone soll nur etwa 30% der für die Art II berechneten Werte betragen.

Bei Verformung nach Art II entsteht ein plastisches Verformungsfeld ähnlich dem in Bild 52 dargestellten [72].

5.2.2 Nicht scharfkantige Diskontinuitäten

Unter Anwendung der Kerbspannungslehre von *H. Neuber* [53] können die elastischen Spannungskonzentrationen berechnet werden. Wie schon unter 4.3 angeführt, wird in diesem Fall bei Überschreiten einer kritischen Normalspannung, der Reissfestigkeit σ_R, die Werkstofftrennung eingeleitet.

Bei unendlich kleinen Kerbradien ergeben sich jedoch unendliche Kerbfaktoren und damit ebensolche Spannungskonzentrationen. Durch die Einführung der Mikrostützwirkung konnte Neuber auch scharfen Kerben und Rissen einen endlichen Kerbfaktor zuordnen, ausgehend von der Annahme, dass an den scharfkantigen Begrenzungen von flachen Diskontinuitäten nicht die von der Elastizitätstheorie für Kontinua vorgeschriebenen unendlich hohen Spannungen, sondern über einen beschränkten Bereich gemittelte Spannungswerte wirken. Zu diesem Zweck wird ein Ersatzkrümmungsradius r' definiert, der sich aus dem wirklichen Radius und einem der Mikrostützwirkung zugeordneten Faktor, multipliziert mit dem Radius des vorher erwähnten Bereiches, r^*, ergibt:

$$(35) \quad r' = r + \alpha\, r^*$$

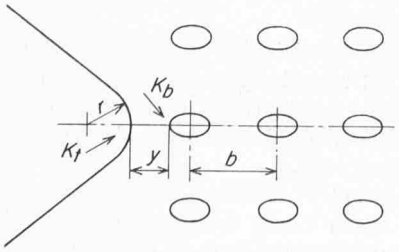


Bild 53. Geometrische Anordnung einer äusseren Kerbe und innerer Diskontinuitäten im Modell von *Weiss*

In der Tabelle 5 sind die α-Werte für die Mikrostützwirkung enthalten.

Eine Überprüfung der Trennung senkrecht zur Ebene der flächigen Diskontinuität, Art I, ergibt, dass der α-Wert für den theoretisch scharfen Riss $r = 0{,}2$ beträgt. Dieses Bruchkriterium liefert

$$(36) \quad \sigma_R \sqrt{\pi a} = \sigma_{max}{}^* \sqrt{r^* \frac{\pi}{2}} = K_{Ic};$$

die Identität mit der Irwinschen Bruchmechanik im Extremfall ist damit nachgewiesen. Hingegen werden bei endlichen Kerbradien anstatt der Reisszähigkeit K_{Ic} zwei Grössen gebraucht: die Spannungskonzentration $\sigma_{max}{}^*$ und der zugehörige Kantenradius r^* bzw. r'.

Nach *V. Weiss* [73] können diese beiden Materialkennwerte aus Zugversuchen an gekerbten Probestäben unabhängig voneinander ermittelt werden: $\sigma_{max}{}^*$ aus der Extrapolation der Ergebnisse nach $K_t = 1$ und r^* aus den Versuchsergebnissen von Proben mit Spitzkerben oder Rissen:

$$(37) \quad r^* = 2\,a \left(\frac{\sigma_{R,\,r=0}}{\sigma_{max}{}^* - \sigma_{R,\,r=0}} \right)^2$$

Nach den vorgehenden Ausführungen sollten in geometrisch ähnlichen Proben identische Nennspannungen zum Bruch führen. Bekannt ist hingegen, dass die Bruchnennspannung mit zunehmender Probengrösse abnimmt.

Eine quantitative Behandlung des Grösseneinflusses bietet Weiss [73]. Er nimmt an, dass der Werkstoff periodisch gleich verteilte Diskontinuitäten mit dem Kerbfaktor K_b und den Abständen b aufweist, vgl. Bild 53. Damit gelangt er zur gleichen statistischen Wahrscheinlichkeit des Abstandes zwischen Aussenkerbe und erster innerer Diskontinuität sowie zwischen zwei benachbarten inneren Diskontinuitäten. Dementsprechend kann die mittlere Bruchspannung angeschrieben werden:

$$(38) \quad \bar{\sigma}_R = \frac{\sigma_{max}}{K_t\, K_b} \frac{(1 + 4\, b/r)^{3/2} - 1}{6\, b/r}$$

mit einer Standardabweichung von

$$(39) \quad s^2 = \frac{(6\, b/r)^2\,(1 + 2\, b/r)}{[(1 + 4\, b/r)^{3/2} - 1]^2} - 1$$

Versuche wurden an einem Stahl des Typs H11 durchgeführt (Analyse in Gewichtsprozenten C 0,4%, Si 1,0%, Cr 5%, Mo 1,0%, V 0,5% und Mn 0,3%). Die in Bild 54 dargestellten Ergebnisse zeigen, dass an geometrisch ähnlichen Proben die Bruchspannung stark grössenabhängig ist; vgl. oberstes Teilbild. Proben, welche einen konstanten Kerbfaktor und einen konstanten Spannungsverlauf am Kerbgrund, d.h. konstanten Kerbradius aufwiesen, zeigten keinen Grösseneinfluss, siehe mittleres Teilbild. Mit Hilfe der obigen Gleichung (38) wurde der werkstoffeigene Wert b abgeschätzt. Er ergab sich zu rund 0,025 mm. Eine Untersuchung der Korngrösse zeigte Mittelwerte ebenfalls um 0,025 mm, wobei an der Korngrenze eine spröde Phase beobachtet werden konnte.

Tabelle 5. α-Werte für Mikrostützwirkung

Festigkeitshypothese	Zug und Biegung		Torsion und Schub
	Platten mit Kerben und Löchern	Zylindrische Proben mit Umlaufkerben	
Normalspannung	2	2	1
Schubspannung	2	$\frac{2-\nu}{1-\nu}$	1
Verformungsenergie	2,5	$\frac{5-2\nu+2\nu^2}{2-2\nu+2\nu^2}$	1

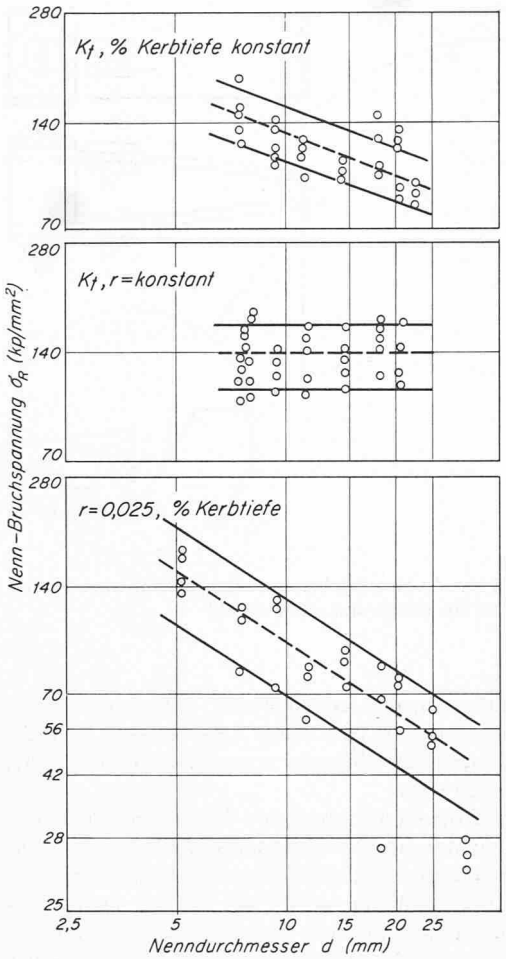


Bild 54. Die Nennbruchspannung in Abhängigkeit des Nenndurchmessers, Stahl H 11, nach *Weiss*. Oberes Teilbild: Bei konstantem Kerbfaktor K_t und relativer Kerbtiefe (das Verhältnis Kerbtiefe zu Nenndurchmesser bleibt konstant) ist ein Grösseneinfluss der Bruchspannung zu beobachten. Dies ist auch der Fall, falls der Kerbradius und das Kerbtiefenverhältnis konstant bleiben, siehe unteres Teilbild. Im mittleren Teilbild, wo der Kerbfaktor und der Kerbradius nicht variiert werden, ist kein Grösseneinfluss aufgetreten

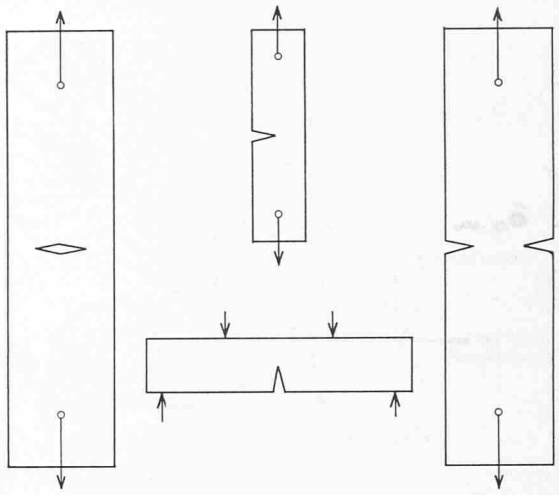


Bild 55. Schematische Darstellung der zur Ermittlung der Reisszähigkeit benutzten Probengeometrien gemäss ASTM

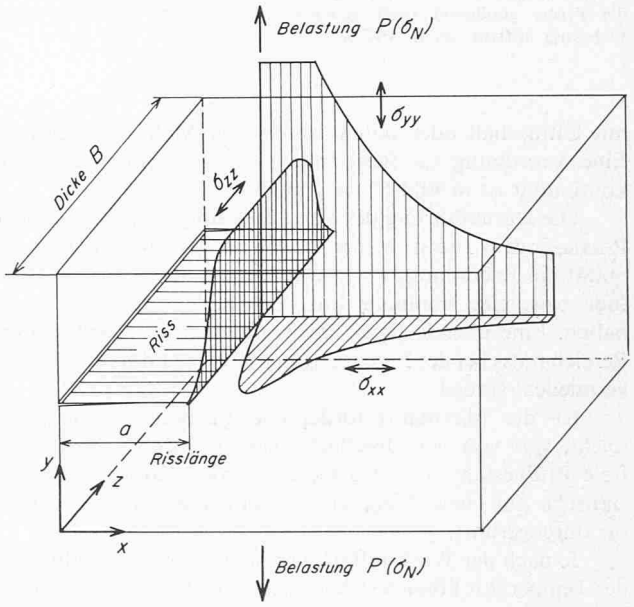


Bild 56. Darstellung der Spannungen an der Kante einer Diskontinuität bei senkrechter Beanspruchung, nach *Briner*

Das unterste Teilbild zeigt die Ergebnisse mit Proben konstanter Kerbradien von 0,025 mm bei einer Kerbtiefe, welche dem halben Querschnitt entsprach.

Nach der angeführten Kerbbruchtheorie sollte das Produkt der Nennbruchspannung und der Quadratwurzel des Probendurchmessers konstant sein. Das bedeutet, dass die Bruchpunkte im verwendeten Koordinatensystem auf eine Gerade der Steigung —½ fallen sollten. Dass die Punkte einer etwas steileren Geraden zu folgen scheinen, deutet Weiss als einen Einfluss des «kritischen Probenvolumens», da mit zunehmender Probengrösse die Rissfrontlänge und damit das «kritische Versuchsvolumen» zunimmt.

5.2.3 Quantitative Verfahren zur Prüfung des Bruchverhaltens

Im Gegensatz zu den unter 5.1 beschriebenen, zur Ermittlung von Temperaturkriterien eingesetzten Prüfverfahren, besteht über die (hinsichtlich der Festigkeit) quantitativen Verfahren eine exakte Vorschrift der ASTM [74]. Damit wird eine Beschränkung auf einige wichtige Aspekte möglich.

Die von der ASTM festgehaltenen Probenformen und Prüfverfahren sind alle auf die Ermittlung der Reisszähigkeit an scharfkantigen Diskontinuitäten ausgerichtet. Die Ermittlung der Tragfähigkeit an gerundeten Diskontinuitäten, welche bei gegebenem Kerbradius durch eine kritische Spannung ausgedrückt wird, ist also nicht enthalten.

Die in Bild 55 dargestellten Probenarten enthalten entweder innere oder die Oberfläche berührende Diskontinuitäten. Die Beanspruchung ist auf Zug oder auf Biegung. Ein qualitatives Bild des Spannungszustandes an der geradlinigen scharfen Kante einer oberflächlichen Diskontinuität ist in Bild 56 dargestellt. Wie aus dem Spannungsverlauf ersichtlich, ist die Probenbreite in diesem Fall für die Ermittlung der Reisszähigkeit hinreichend gross, falls die Bedingung nach ebener Dehnung auf mindestens ein Drittel der Probenbreite als massgebend betrachtet wird. Der sich ergebende Verformungszustand ist schematisch in Bild 57 dargestellt, wo der Übergang zwischen der ebenen Dehnung zur Schubverformung an der Oberfläche besonders deutlich wird.

Zur Ermittlung der statischen Reisszähigkeit werden, ähnlich dem Zug- oder Biegeversuch, die Proben mit Aufzeichnung des Kraft- und des Verformungsverlaufes geprüft. Zur Umrechnung der Kraft in Spannung sind für die gängigsten Probenformen analytisch oder experimentell ermittelte Formeln bekannt. Als Verformungsgrösse wird an der Diskontinuität eine Aufweitung gemessen. Die besonders bei Ermüdungsbeanspruchungen interessante Rissfortpflanzung wird optisch, oft

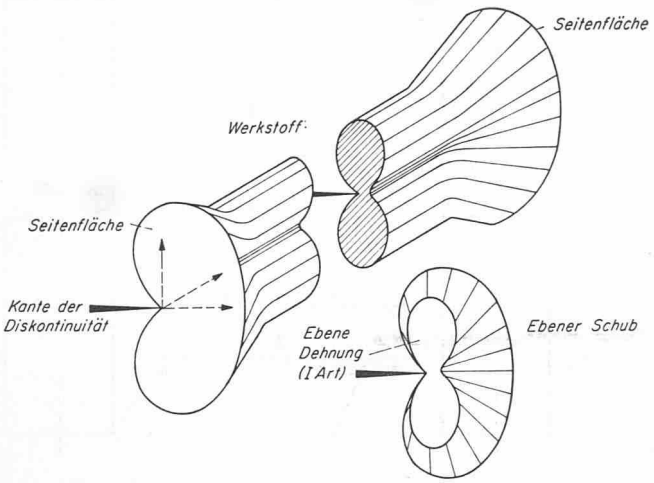


Bild 57. Ausbildung der plastischen Zone an der Kante einer scharfkantigen Diskontinuität gemäss Art I. In der Darstellung ist die Probe genügend breit gewählt, so dass im Mittelteil ebene Dehnung auftritt, nach ASTM

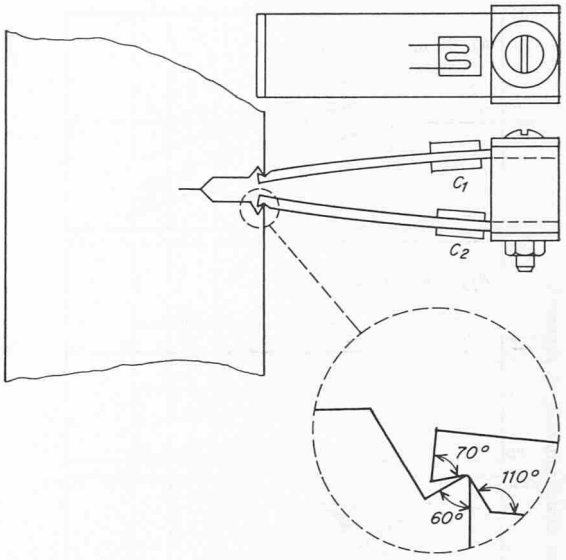


Bild 58. Dehnungsgeber zur Bestimmung der Verformung am Kerbgrund, nach ASTM

mit Ultraschall oder potentiostatischen Methoden gemessen. Eine Anordnung zur Bestimmung der Aufweitung einer Diskontinuität ist in Bild 58 dargestellt.

Die Durchführung des Versuchs erfolgt nach der üblichen Praxis, indem zuerst an der Kante der künstlichen Diskontinuität ein Ermüdungsriss erzeugt wird. Die maximale Amplitude bzw. eine minimale Lastwechselzahl sind dabei einzuhalten. Eine überelastische Beanspruchung in einem weiteren Bereich muss bei der Erzeugung der Rissfront durch Ermüdung vermieden werden.

Ist die minimal erforderliche Ermüdungsrisslänge erreicht, was von der Oberfläche her oder durch zerstörungsfreie Prüfverfahren nachgewiesen werden kann, so wird der statische Zug- bzw. Biegeversuch bei der gewählten Temperatur durchgeführt.

Je nach der Werkstoffart, der Spannungsversprödung und der Temperatur können sich verschiedene Diagramme ergeben. Ist das Verhalten bis zum Bruch elastisch, so erhält man den in Bild 59 mit A1 bezeichneten Verlauf. In diesem Fall kann die Reisszähigkeit K_{Ic} direkt berechnet werden. Gehen der Materialtrennung einige kleine Rissstufen voran, wie das im Verlauf A2 dargestellt ist, so wird K_{Ic} aufgrund der maximalen Kraft berechnet. Sind im Werkstoff grosse Inhomogenitäten vorhanden, so kann ein Riss schon bei verhältnismässig geringer Kraft auftreten, der jedoch wieder aufgefangen wird. Die aus dem Maximalwert berechnete Reisszähigkeit ist nicht gültig, da ein Bruch in der Höhe der ersten Rissstufe nicht ausgeschlossen werden kann.

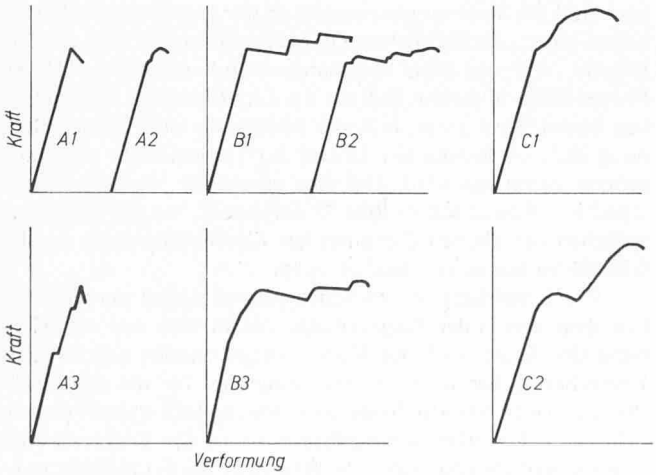


Bild 59. Typen der Kraft-Rissaufweitungskurven nach ASTM

Bei Zunahme der Verformbarkeit – die auf den Werkstoff, die Verringerung der Spannungsversprödung oder das Ansteigen der Temperatur zurückgeführt werden kann – zeigt sich keine schlagartige Trennung nach Erreichen des ersten Abknickens im Diagramm. Plötzliche Risse, welche aber nur einen Teil des Prüfquerschnittes trennen und anschliessend wieder aufgefangen werden, ergeben Verläufe wie das in den Kurven B1, B2 und B3 dargestellt ist. In diesen ist nur eine geringe Zunahme der Kraft nach der ersten Abknickung zu beobachten; Ausnahmen bilden Inhomogenitäten, die gemäss der Kurve B2 gering, in der Kurve B3 hingegen bedeutend sind. Für B3 gilt sinngemäss die schon bei A3 gemachte Bemerkung, dass eine Werkstofftrennung möglicherweise schon in der Höhe der ersten Abknickung im Bauteil auftreten kann.

Eine allmähliche Abweichung von der Linearität, gefolgt von einer starken Verfestigung mit kleinen Unstetigkeiten in der Kraft, zeigt die Kurve C1. Sie weist auf eine erhöhte Verformbarkeit gegenüber den Fällen A und B hin. Diese kann im Werkstoff begründet liegen: Es sind Stähle bekannt, z.B. SAE 4340, welche, auf über rund 400° angelassen, kein Abknicken, sondern einen Verlauf ähnlich dem von C1 selbst bei an sich hinreichender Spannungsversprödung ergeben. Der gleiche Effekt wird an allen Werkstoffen bei Verminderung der Spannungsversprödung, d.h. vor allem bei ungenügenden Probenabmessungen auftreten. Mit zunehmender Temperatur ist ebenfalls eine Verschiebung im Sinne von A über B zu C zu beobachten.

Grosse, spröde Inhomogenitäten oder Diskontinuitäten können auch im duktilen Fall einen diskontinuierlichen Bruchverlauf zeigen, siehe C2.

Die Temperatur- und Geschwindigkeitsabhängigkeit der Reisszähigkeit ist in Bild 60 dargestellt. Im gestrichelten Bereich genügen die Proben nicht mehr den Bedingungen der ASTM betreffend ebene Dehnung. Der starke Anstieg der Reisszähigkeit zeigt den temperaturbedingten spröd-zähen Übergang und damit den Beginn des Bereiches der Temperaturkriterien an [44]. Interessant ist die Geschwindigkeitsabhängigkeit; mit steigender Beanspruchungsgeschwindigkeit wird der spröd-zähe Übergang erwartungsgemäss zu höheren Temperaturen hin verschoben. Der Unterschied zwischen dem Verlauf

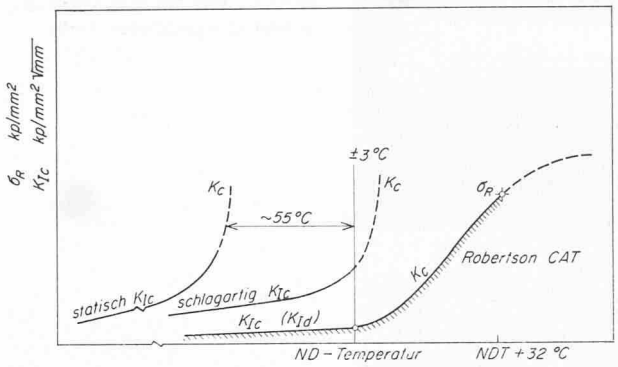


Bild 60. Verlauf der Reisszähigkeit und der Reissfestigkeit über der Temperatur, wie sie mit verschiedenen Probenarten und Belastungsgeschwindigkeiten ermittelt werden kann, nach *Pellini*

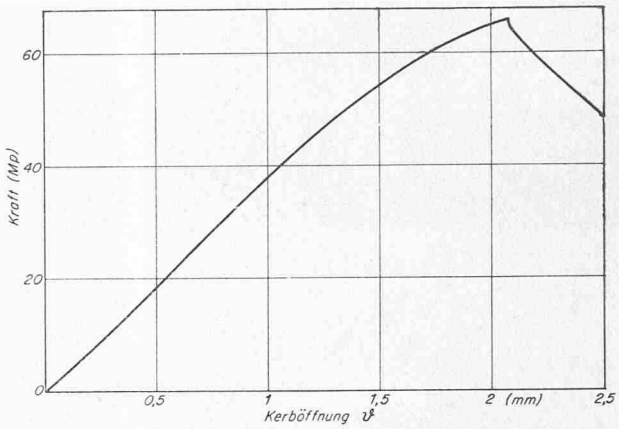


Bild 62. Kraft-Kerböffnungsverlauf einer 100-mm-CTT-Probe aus Stahl GS 20 Mo 5, Raumtemperatur

der dynamischen Reisszähigkeit K_{Id} gegenüber der Robertson-CAT-Kurve gibt, neben dem Einfluss der unterschiedlichen Probenformen, die Differenz zwischen der schlagartigen Risseinleitung und der Rissfortpflanzung. In diesem Zusammenhang muss auf einen bisher wenig untersuchten Einfluss sowohl der Prüfmaschine als auch der gespeicherten elastischen Energie im Bauteil hingewiesen werden: die Risseinleitung und Rissfortpflanzung wird wesentlich vom Verlauf der freiwerdenden Energie über der Zeit beeinflusst.

An ferritischen Baustählen werden Reisszähigkeitsprüfungen zumeist mit der in Bild 61 dargestellten Probenform durchgeführt. Diese, dem ehemaligen *Navy-Tear-Test* [75] ähnliche, als compact tension test mit CTT bezeichnete Probe ergibt bei gegebenem Werkstoff den geringsten Materialbedarf. Sie muss auch der Bedingung der minimalen Dicke genügen:

$$(40) \quad B \geqslant 2{,}5 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_s}\right)^2$$

Entsprechend der von Srawley [74] geäusserten Ansicht, dass obige Dickenbedingung nicht bei jedem Werkstoff zutrifft, konnte an einem Stahlguss GS 20 Mo 4 ein Kraft-Kerböffnungsdiagramm gemäss Bild 62 aufgenommen werden. Nach der Vorschrift der ASTM darf aus diesem Versuch, der an einer 100 mm dicken CTT-Probe bei Raumtemperatur durchgeführt wurde, kein gültiger K_{Ic}-Wert ermittelt werden. Die Bruchfläche zeigt hingegen keine messbare Querkontraktion, unbedeutende Scherlippen und das Aussehen eines spröden Bruches, vgl. Bild 63. Unter den gegebenen Bedingungen ist die von der ASTM für die ebene Dehnung früher angegebene minimal notwendige Probendicke mit

$$(41) \quad B \geqslant 1{,}3 \left(\frac{K_{Ic}}{\sigma_s}\right)^2$$

eher zutreffend.

Wird ein Bauteil ausserhalb der Gültigkeitsgrenzen der linear-elastischen Bruchmechanik, d.h. im teilplatischen Bereich beansprucht, so werden trotzdem häufig die dem K_{Ic}-Wert ähnlich ermittelten K_Q-Werte verwendet.

Die in Bild 64 dargestellten Kraft-Dehnungsverläufe zeigen am Beispiel eines Baustahles bei grösseren Dehnungen eine Verflachung des Kraftanstiegs. Grössere Dehnungen treten bei höheren Temperaturen auf. Für die Bruchsicherheit ist in diesem Bereich primär die Verformbarkeit massgebend.

Eine genauere Bewertung wird daher mit Anwendung der Grenzdehnung ϑ_c in jener der linear-elastischen Gleichung (27) ähnlichen Dehnungsgleichung innerhalb bestimmter Grenzen [76] möglich:

$$(42) \quad \frac{\vartheta}{2} = \frac{\pi}{2}\left(\frac{a\,\sigma^2}{E\,\sigma_s^2}\right);$$

$$(43) \quad \vartheta_c = \frac{a_c\,\pi\,\sigma^2}{E\,\sigma_s} \quad \text{bzw.} \quad a_c = \frac{\vartheta_c\,E\,\sigma_s}{\pi\,\sigma^2}$$

worin ϑ_c die Grenzdehnung, σ_c die örtlich gültige Fliessgrenze, welche die einachsige Fliessgrenze wesentlich übertreffen kann, und E den Elastizitätsmodul bedeuten.

Abmessungen (mm)

	1 Zoll	2 Zoll	4 Zoll	6 Zoll	8 Zoll	10 Zoll	Toleranz (mm)
B	25,4	50,8	101,6	152,4	203,2	254,0	± 0,20
W	50,8	101,6	203,2	304,8	406,4	508,0	± 0,10
W_1	63,5	127,0	254,0	381,0	508,0	635,0	± 0,10
E	12,7	25,4	50,8	76,2	101,6	127,0	± 0,10
L	35,0	70,0	140,0	210,0	280,0	350,0	± 1,00
A_1	—	—	35,0	50,0	70,0	85,0	± 1,00
A_2	—	—	70,0	100,0	140,0	170,0	± 1,00
A_3	—	—	105,0	150,0	210,0	250,0	± 1,00
A_4	—	—	120,0	175,0	235,0	295,0	+0,–0,50
D	13,0	26,0	51,0	78,0	97,0	125,0	± H 7
H	30,5	61,0	122,0	183,0	244,0	305,0	± 0,10
H_1	16,5	33,0	66,0	99,0	132,0	165,0	± 0,20
H_2	28,0	56,0	112,0	168,0	224,0	280,0	± 0,10
N	3,0	6,0	12,0	19,0	25,0	32,0	± 0,10

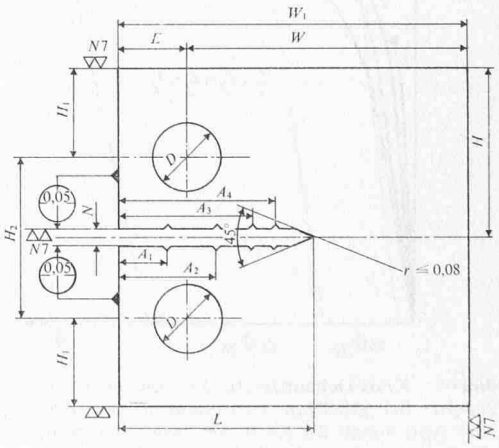


Bild 61. Die Compact-Tension-Probe (CTT), Modifikation Sulzer

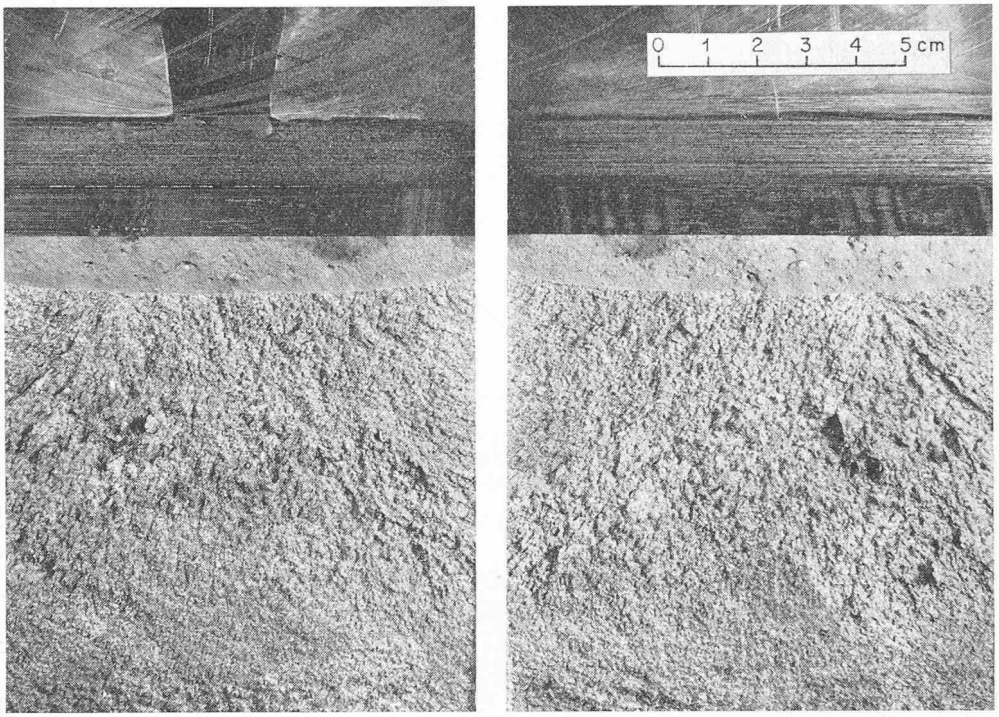


Bild 63. Das Bruchaussehen der in Bild 62 angeführten Probe

Die Grenzdehnung ϑ_c ist im Gegensatz zur gültigen Reisszähigkeit K_{Ic} von der Probengrösse wesentlich abhängig. Die mit geometrisch ähnlichen Proben verschiedener Grösse an Baustählen ermittelten K_{Ic}-Werte sind etwa gleich. Die Grenzdehnung hingegen weist als Einflussgrössen zusätzlich die Kerb- bzw. Fehlertiefe zur Werkstoffdicke sowie die Werkstoffdicke selbst auf.

Bei grossem Verhältnis Kerbtiefe zu Werkstoffdicke, wie das bei den CTT-Proben der Fall ist, liegen die Werte, verglichen mit den Verhältnissen an realen Bauteilen, weit auf der sicheren Seite. Zur Prüfung der Grenzdehnung sind weiterhin Proben zu verwenden, welche die tatsächliche Bauteilwanddicke annähern. Letztlich ist auf die umständlichere Bestimmung der Dehnung am Kerbgrund als an der Stirnfläche, wie sie für die K_{Ic}-Messung in jedem Fall genügt, hinzuweisen. Es sind indessen in letzter Zeit hinreichend genaue Verfahren bekannt, bzw. entwickelt worden [77, 78].

Eine ausschliesslich gemäss Dehnungskriterien durchgeführte Bewertung wird möglich, falls der Dehnungsverlauf über das gesamte Bauteil bestimmt werden kann. Dem kann die an der Fehlstelle entstehende Dehnungsspitze örtlich überlagert und als Bruchkriterium mit der Grenzdehnung verglichen werden.

Sowohl bei linear-elastischer als auch elasto-plastischer Bewertung sind Resteigenspannungen, die Auswirkung konstruktiver Kerben als Spannungskonzentratoren bzw. der Inbetriebsetzung vorangegangene plastische Verformungen zu berücksichtigen.

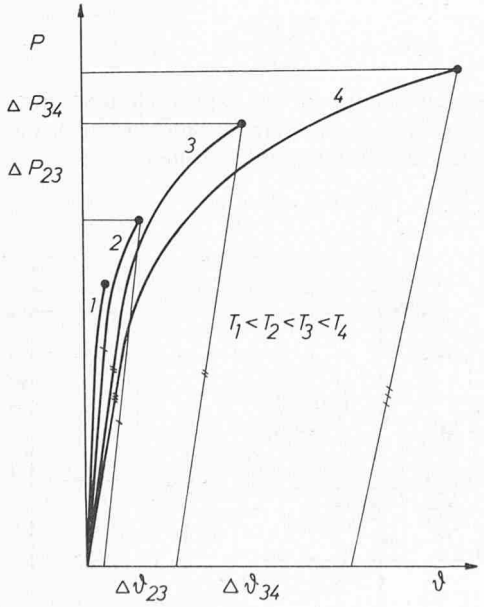


Bild 64. Kraft-Dehnungsverläufe von gekerbten Proben. Bei grösseren Verformungen wie $\Delta\vartheta_{23}$ oder $\Delta\vartheta_{34}$ nimmt die Kraft ΔP_{23} bzw. ΔP_{34} weniger stark zu; der sich ergebende K_Q-Wert bleibt im Verhältnis zur Grenzdehnung ϑ_c zurück

Literaturverzeichnis

[23] *W. Felix* und *Th. Geiger:* Zur Frage des Sprödbruches von Stahl. «Schweizer Archiv» *21* (1955), Nr. 2, S. 33–49.

[24] *K. Ikeda, Y. Akita* and *H. Kihara:* The deep notch test and brittle fracture initiation. «Welding J.» *46* (1967), Nr. 3, S. 133s–144s.

[25] *K. Ikeda* and *H. Kihara:* Brittle fracture strength of welded structures. Fracture, 2nd Internat. Fract. Symp. Brighton 1969.

[26] *D. K. Felbeck* and *E. Orowan:* Experiments of brittle fracture of steel plates. «Welding J.» *34* (1955), Nr. 11, S. 570s–575s.

[27] *A. Kochendörfer:* Die Bruchvorgänge in Experiment und Theorie I, «Z. f. Metallkunde» *62* (1971), H. 1. S. 1–12.

[28] *F. A. McClintock·:* Challenges in Fracture Mechanics. Dev. in Mechanics, Vol. 5, Proc. 11th. Midwestern Mech. Conf., Paper No. 55.

[29] *L. Gillemot* und *G. Sinay:* Die Brucharbeit als Werkstoffkenngrösse. «Acta Technica Sci. Hung.» XXII Fasc. 1–2 (1958), S. 149–173.

[30] *F. A. McClintock:* Challenges in Fracture Mechanics. Dev. in Mech., Vol. 5, Proc. 11th Midwestern Mech. Conf., Paper No. 55.

[31] *J. M. Barsom* and *S. T. Rolfe:* Correlations between K_{Ic} and Charpy V-Notch Test Results in the Transition Temperature Range. ASTM STP 466, 1970, S. 281–302.

[32] *T. Varga:* Temperature Criteria in Brittle Fracture Testing. Vortrag im Kurs «Fracture Mechanics», Univ. of Syracuse, 25. Sept. 1969. *T. Varga* et *M. Briner:* Considérations sur le comportement à la rupture d'éléments de constructions. Conférence, Séance publique de l'IIIW/IIS, Assemblée annuelle 1970, Lausanne.

[33] *R. W. Nichols:* The use of overstressing techniques to reduce the risk of subsequent brittle fracture. UKAEA, IIW/IIS Doc.IX-50-67 E 13.

Gebrüder Sulzer AG, Winterthur: Unveröffentlichte Berichte 1947–66.

[34] Dr.-Ing. *Moser:* Englische Forschungen zur Kerbschlagprobe. «Stahleisen» *43* (1923), S. 73–80, insbes. S. 76: Das Wesen der Kerbschlagprobe.

[35] *T. Varga:* Ein Vergleich der mit verschiedenen Kerbschlagbiegeproben gewonnenen Kerbschlagzähigkeitswerte. «Schweizer Archiv» *29* (1963), Nr. 9, S. 297–303.

T. Varga und *B. Marincek:* Der spröd-zähe Übergang bei verschiedenen Kerbschärfen. «Schweizer Archiv» *32* (1966), Nr. 9, S. 273–281.

[36] Vorläufige Empfehlungen zur Wahl der Stahlgütegruppen für geschweisste Stahlbauten. Herausgegeben vom Deutschen Ausschuss für Stahlbau, Oktober 1957.

[37] *K. Rühl:* Die Klassifizierung der Stahlbauten nach ihrer Sprödbruchgefährdung. «Schweissen und Schneiden» *10* (1958), Nr. 2, S. 39–44.

G. Bierett: Güteauswahl der Stähle für geschweisste Konstruktionen mit Hilfe eines einfachen Klassifizierungsschemas. «Bauingenieur» *34* (1959), H. 6, S. 212–222, und *35* (1960), H. 8, S. 309–311.

[38] *G.M. Boyd:* Service Experience of Brittle Fracture. Brittle Fracture in Steel, Report No. P. 3, London: Her Majesty's Stationery Office 1962.

[39] Schweizer Norm VSM 53165.

[40] *G. Buchanan:* The Application of higher tensile steel in merchant ship construction, Doc. IX–556–67. IIW/IIS.

[41] *E. Orowan:* Fundamentals of Brittle Behavior in Metals, in «Fatigue and Fracture of Metals». M.I.T. Symp. New York, Wiley (1950).

[42] *H.M. Schnadt:* A new Approach to the Solution of brittle Fracture Problems in modern Steel Construction Doc. N 33 (1962) Zug: Schnadt 1962.

[43] *T. Varga* und *B. Marincek:* Vergleich verschiedener Kerbschlag-Probenformen. «Schweissen u. Schneiden» *19* (1967), H. 2, S. 62–64.

[44] *W.S. Pellini* and *P.P. Puzak:* Fracture Analysis Diagram Procedures. «WRC Bull.» No. 88 (1963).

W.S. Pellini: Advances in Fracture Toughness Characterization Procedures. NRL Rep. 6713 v. 3. April 1968.

W. S. Pellini: Principles of Fracture-Safe Design, Part I. «Welding J.», WR *50* (1971), S. 91-s–109-s.

[45] *W. Felix:* Über das Bruchverhalten hochfester schweissbarer Stähle für den Druckleitungsbau. «TR Sulzer» 1967, H. 3, S. 187–194.

[46] *T.S. Robertson:* Propagation of brittle fracture in steel. «J. Iron Steel Inst.» *175* (1953), S. 361–374.

[47] *J.E. de Graaf, J.H. van der Veen:* The notched slow-bend test as a brittle-fracture test. «J. Iron Steel Inst.» *173* (1953), Nr. 1, S. 19–30.

A. Kochendörfer, Chr. Rohrbach: Kennzeichnung der Sprödbruchneigung von Stählen durch Messung der Fliessspannung, Reissspannung und Brucheinschnürung an dreiachsig beanspruchten Proben. «Arch. Eisenhüttenwes.» *26* (1955), Nr. 4, S. 213–229.

H.M. Schnadt: Neue Prüfmethoden von Stählen und Schweisswerkstoffen für grosse Schweisskonstruktionen. «Oerlikon Schweissmitt.» (1957), Nr. 26, S. 1–24.

J. Degenkolbe und *B. Müsgen:* Studium des Rissauslösungsverhaltens von Baustählen. Versuche mit Scharfkerbbiegeproben. «Materialprüf.» *11* (1967), H. 11, S. 365–372.

[48] *A.A. Wells:* The Mechanics of Notch Brittle Fracture. «Welding J., WR» *7* (1963), H. 2, S. 34–r/56–r.

[49] *K. Ikeda, Y. Akita* and *H. Kihara:* The deep notch test and brittle fracture initiation. «Welding J.» *46* (1967), H. 46, S. 133s–144s.

[50] *F.M. Burdekin:* Fracture Testing of weldments in structural steels. «Brit. Welding J.» 1968, H. 6, S. 268–275.

R.W. Nichols, F.M. Burdekin, A. Cowan and *T. Ingham:* The use of Critical Crack Opening Displacement Techniques for the Selection of Facture Rresistant Materials in: Practical Fracture Mechanics for struct. steel. Risley: UKAEA 1969.

[51] *W.P. van den Blink* and *J.J.N. Nibbering:* Proposal for the testing of weld metal from the viewpoint of brittle fracture initiation. IIW/IIS, Doc. IX–571–68, sowie persönliche Mitteilung von Prof. Nibbering.

[52] *W. Felix:* Über das Bruchverhalten hochfester schweissbarer Stähle für den Druckleitungsbau. «TR Sulzer» 1967, H. 3, S. 187–194.

J. Degenkolbe: Vergleich von Sprödbruchprüfverfahren. «Techn. Überwach.» *10* (1969), Nr. 8, S. 259–269.

W. Heller und *K.-J. Kremer:* Vergleich der Verfahren zur Prüfung der Sprödbruchneigung von Baustählen. «Stahl und Eisen» *89* (1969).

J. Degenkolbe und *B. Müsgen:* Verhalten hochfester Baustähle im Robertson-Test. «Bänder Bleche Rohre» *11* (1970), H. 3, S. 165–170.

Gebrüder Sulzer AG, Winterthur: Unveröffentlichte Berichte 1969.

[53] *H. Neuber:* Kerbspannungslehre. Grundlagen für genaue Spannungsberechnung. Springer-Verlag, Berlin, 1. Auflage 1937, 2. Auflage 1958.

H. Neuber: Über die Berücksichtigung der Spannungskonzentration bei Festigkeitsberechnungen. «Konstruktion» *20* (1968), Nr. 7, S. 245–251.

[54] *C.E. Inglis:* Stresses in a Plate due to the Pressence of Cracks and Sharp Corners, Transactions, Inst. Naval Architects, *60* (1913), S. 219.

[55] *A.A. Griffith:* The Phenomena of Rupture and Flow in Solids, Phil. Trans. (London), Series A, 221 (1920), S. 163–198.

G.I. Taylor and *A.A. Griffith:* Proceedings, Inst. Mechanical Engrs., 1917, S. 755–809.

[56] *M. Polányi:* Über eine Art Gitterstörung, die einen Kristall plastisch machen könnte. «Z. f. Phys.» *89* (1934), S. 660–664.

[57] *A. Smekal:* Zur Theorie der Realkristalle. «Z. f. Krist.» *89* (1934), S. 386–399.

A. Smekal: Festigkeitsmindernde Struktureigenschaften der Gläser. «Glastechnische Berichte» *13* (1935).

[58] *W. Weibull:* A Statistical Theory of Strength of Metals, Proceedings, Royal Swedish Inst. Engr. Research, 193 (1939), H. 151.

[59] *C. Zener* und *J.H. Hollomon:* Plastic Flow and Rupture of Metals. Transactions, Am. Soc. Metals, *33* (1944), S. 163–235.

[60] *E. Orowan:* Brittle Fracture in Mild-Steel Plates. «Engineering» *164·* (1947), S. 581–583 und S. 605–606.

[61] *G.R. Irwin:* Fracture Dynamics, Fracturing of Metals, Am. Soc. Metals, Cleveland, 1948, S. 147—166.

[62] *E. Orowan:* Fundamentals of Brittle Behavior in Metals, in Fatigue and Fracture of Metals. M.I.T. Symp. New York. Wiley (1950).

E. Orowan: Energy Criteria of Fracture, «Welding J.», Welding Research Supplement, *20* (1955), S. 157s.

[63] *G.R. Irwin:* Analysis of Stresses and Strains near the End of a Crack, «J. of Applied Mechanics» *24* (1957), S. 361.

[64] *A.H. Cottrell:* Theoretical Aspects of Brittle Fracture in Structural Steel, Brittle Fracture in Steel, Report No. P. 3, London: Her Majesty's Stationery Office 1962.

[65] *N.J. Petch:* The fracture of metals. «Prog. in Metal Physics» *5* (1954) S. 1—52.

[66] *J.R. Low:* Dislocations and Brittle Fracture in Metals Deformation and flow of solids. I.U.T.A.M. Coll. Madrid, 1955, S. 117—128. Berlin 1956, Springer-Verlag.

[67] *T. Varga* und *B. Marincek:* Über die Wirkung der Korngrösse von Stahl auf die Übergangstemperatur der Kerbschlagzähigkeit. «Arch. f. Eisenhüttenwes.» *38* (1967), H. 2, S. 129—134.

[68] *I.N. Sneddon:* The Distribution of Stress in the Neighbornood of a Crack in an elastic Solid. Proceedings, Roy.Soc.London A-187,1946.

[69] *A.A. Wells:* The Mechanics of Notch Brittle Fracture. «Welding Research» *7* (1953), H. 2, S. 34—r/56—r.

[70] *G.R. Irwin:* Fracture. Handbuch der Physik, S. 551—589. Berlin 1958, Springer-Verlag.

[71] Gebrüder Sulzer AG: Versuche an Stahlguss GS 20 Mo 5. Unveröffentlichter Bericht.

[72] *F.A. McClintock* and *G.R. Irwin:* Plasticity Aspects of Fracture Mechanics. ASTM STP 381 1970, S. 84—113.

[73] *V. Weiss:* Eine Bruchmechanik für Kerben. Demnächst im «Schweizer Archiv».

[74] Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials. ASTM STP 410 1966. ASTM-Prüfvorschrift E 399—70T.

K. Heckel: Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik. München 1970, Carl Hanser.

[75] *W. Felix:* Über das Bruchverhalten von Stahl bei schlagartiger und zügiger Beanspruchung. «Schweizer Archiv» *28* (1962), Nr. 3, S. 102—111.

[76] *H. G. Hahn:* Spannungsverteilung an Rissen in festen Körpern. VDI-Forschungsheft Nr. 542. Düsseldorf 1970, VDI-Verlag GmbH.

[77] *T. Ingham, G. R. Egan, D. Elliott* and *T. C. Harrison:* The Effect of Geometry on the Interpretation of COD Test Data. Proc. Conf. on Prct. Appl. of Fracture Mechanics to Pressure Vessel Technology. 3rd–5th May, 1971. Inst. of Mech. Eng., London.

[78] Unveröffentlichte Berichte von M. Frederick, CRM Liège, und des Laboratoriums für Werkstoffverhalten. Gebr. Sulzer AG, Winterthur.

Schluss folgt