

ISSN 0172-7613

Forschungsbericht 65

BUNDESANSTALT FÜR
MATERIALPRÜFUNG (BAM)
BERLIN

Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte

von Dr.-Ing. Peter Schmidt, Dr.-Ing. Dietmar Aurich,
Dr.-Ing. Rolf Helms, Dr.-Ing. Helmut Veith und
Dr.-Ing. Josef Ziebs

Februar 1980

118 Seiten, 98 Bilder, 11 Tafeln

Herausgegeben von der
Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Unter den Eichen 87, 1000 Berlin 45
Telefon 030/8104-1
Telex 01-083 261 bamb d

Kurzfassung

Für die Übertragbarkeit von Kennwerten der Bruchmechanik muß in Probe und Bauteil der gleiche Spannungszustand vorliegen. Bei der genormten Bruchmechanik-Prüfung wird der ebene Formänderungszustand realisiert und mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors eine kritische Rißlänge bzw. kritische Belastung ermittelt, oberhalb derer sich ein Riß instabil ausbreitet. Die Prüfung der Proben erfolgt unter einachsiger Belastung. In der vorliegenden Arbeit wurde untersucht, ob eine zweiachsige Belastung eine Erhöhung des Mehrachsigkeitsgrades des Spannungszustandes über den EFZ hinaus zur Folge hat und ob daraus ein Absinken der kritischen Bruchzähigkeitswerte und eine Verschiebung der für das Bruchverhalten von Stahl charakteristischen Temperaturen T_{gy} und T_s resultieren kann.

Zur Klärung dieser Fragen wurde eine Probe verwendet, bei der durch die geometrische Gestaltung trotz einachsiger Belastung parallel zur Rißfront eine zusätzliche Nennspannung wirksam wird. Die Ergebnisse wurden denen von Vergleichsproben gegenübergestellt, bei denen diese Zusatzspannung entfiel und die im Prüfquerschnitt unter den gleichen Versuchsbedingungen nahezu den ebenen Formänderungszustand aufwiesen.

Die bruchmechanischen Kennwerte beider Probenformen wurden bei Temperaturen zwischen 142 K und 252 K miteinander verglichen und mit weiteren werkstoffmechanischen Größen in Verbindung gebracht. Ergänzt wurden die Untersuchungen durch Spannungsanalysen und vergleichende Rißaufweitungsmessungen.

Dabei ergab sich, daß infolge der Zusatzspannung T_{gy} um 20 K höher liegt als bei der Vergleichsprobe, daß die Bruchzähigkeit in bestimmten Temperaturbereichen stark abfällt, daß sich der plastische Spannungskonzentrationsfaktor erhöht und daß die bleibende Rißöffnung um bis zu etwa 25 % abfällt.

Abstract

Fracture toughness obtained from specimen can be applied to construction elements only when the same stress state exists.

In standardised fracture-mechanical tests plain strain is realised. Using the stress intensity factor, a critical crack length or a critical load can be obtained. Above these values a crack propagates in an unstable way. The specimen are tested under uni-axial load.

In this paper investigations have been made whether a bi-axial load increases the stress state over the plain strain and whether consequently a decrease of the critical fracture toughness and a shift of the temperatures T_{gy} and T_s results which characterise the fracture behaviour of steel.

In order to answer these questions the tests were made which induced due to their geometry an additional nominal stress parallel to the crack front in spite of uni-axial loading. The results were compared with those from specimen without an additional nominal stress and having in their cross section under same test conditions nearly the same plain strain.

The fracture toughness of both specimen types were compared at temperatures between 142 K and 252 K and correlated to other material-characterising values. The tests were completed by stress analysis and by comparing the crack opening displacement.

Due to the additional stress, T_{gy} was found to be 20 K higher than for the reference specimen. The fracture toughness decreases significantly in certain temperatur ranges. The plastic stress concentration factor was comperatively higher and the remaining plastic crack opening decreases up to 25 o/o.

Inhaltsverzeichnis	Seite
1. Einführung	1
1.1 Elastisches Spannungs- und Verzerrungsfeld sowie Energie rißbehafteter Körper	2
1.2 Reaktion des Werkstoffes auf das elastische Spannungsfeld	8
1.21 Größe der plastischen Zone und Spannungsverteilung innerhalb der plastischen Zone	9
1.22 Bruchkriterien	15
1.3 Einfluß mehrachsiger Nennspannungszustände	24
1.31 Plastische Zone	24
1.32 Bruchverhalten	27
2. Problemstellung und Zielsetzung	29
3. Entwicklung einer geeigneten Probenform	32
4. Versuchsplanung	37
4.1 Versuchswerkstoffe, Probenabmessungen	37
4.2 Prüfmaschine, Einspannvorrichtung	40
4.3 Geplante Untersuchungen	44
5. Versuchsdurchführung	44
5.1 Vorversuche, Werkstoff 22 NiMoCr 37	44
5.2 Hauptversuche, Werkstoff St E 47	46
5.3 Ergänzende Untersuchungen	47
5.31 Werkstoffuntersuchungen St E 47	47
5.32 Untersuchungen des Probenverhaltens Form 1 und 2 im ungebrochenen Zustand bei Raumtemperatur	50
5.32.1 Rißaufweitungsversuche mit Zwischenentlastung Probenform 1 b und 2 b	50
5.32.2 Dehnungsmessungen im Kerbgrund von gekerbten Proben Form 1 c, d und 2 c, d	51
5.33 Fraktografie der Bruchflächen	52
6. Versuchsergebnisse	53
6.1 Vorversuche	53
6.2 Hauptversuche	53
6.3 Ergänzende Untersuchungen an St E 47	55
6.31 Werkstoffuntersuchungen	55
6.31.1 Zugversuche	55
6.31.2 Kerbschlagbiegeversuche	56
6.31.3 Prüfung der Rißzähigkeit an CT-Proben	57
6.32 Probenverhalten beim Raumtemperatur	58
6.32.1 Rißaufweitungsmessungen – Proben 1 b, 2 b	58
6.32.2 Dehnungsmessungen – Proben 1 c, d; 2 c, d	59
7. Diskussion der Ergebnisse	94
7.1 Vorversuche, Probenform 1 a, 2 a	94
7.2 Hauptversuche, Probenform 1 b, 2 b	94
7.3 Ergänzende Untersuchungen	99
8. Zusammenfassung	100
Anhang I: Tafeln	102
Anhang II: verwendete Formelzeichen	109
Anhang III: Literaturverzeichnis	112

1. Einführung

Zur Charakterisierung der in metallischen Werkstoffen auftretenden Brucharten werden als Unterscheidungsmerkmale u.a. der Rißausbreitungsmechanismus und das Ausmaß der Verformung vor dem Bruch herangezogen. Ein bei der Fertigung oder im Betrieb entstandener Riß wächst zunächst beispielsweise durch äußere Belastungen auf einen kritischen Wert an: stabiles Rißwachstum. Anschließend setzt instabiles Rißwachstum ein, das zum plötzlichen Versagen des Bauteiles durch Bruch des Restquerschnittes führt. Bei der Beschreibung der unterschiedlichen Bruchvorgänge wird z.T. die Beanspruchungsart, teilweise der kristallographische Charakter des Bruches sowie dessen Erscheinungsform oder auch das Werkstoffverhalten vor oder während des Bruchs, charakterisiert durch ein sprödes Versagen mit nur geringer plastischer Verformung beim Spaltbruch bzw. durch den duktilen Bruch, verwendet. Dabei können die makroskopischen Merkmale, gekennzeichnet entweder durch Lage und Aussehen der Bruchflächen oder durch die Bruchausbreitung, und die mikroskopischen Merkmale wie der Verlauf der Bruchflächen (trans- oder interkristallin bzw. örtliches Abscheren längs von Gleitebenen) zur Charakterisierung des Bruches herangezogen werden [1]. Eine einheitliche Terminologie hat sich hierbei noch nicht durchgesetzt. Es hat sich jedoch als zweckmäßig erwiesen, nach den beiden Haupttypen spröde und zähe Brüche zu unterscheiden, die das makroskopische Werkstoffverhalten beim Bruch kennzeichnen. Mikroskopisch unterscheidet man den Bruch durch Trennen oder Spalten unter der Einwirkung von Zug-Normalspannungen oder durch Gleiten entlang von Gleitebenen unter der Wirkung von Schubspannungen und kennzeichnet damit die Begriffe Spaltbruch (bei Metallen mit krz- oder hexagonalem Gitter, z.B. ferritische Stähle) und Gleitbruch oder Scherbruch. Der Grad der plastischen Verformung vor dem Bruch wird durch die Begriffe "Verformungsbruch" und "verformungsarmer Bruch" gekennzeichnet. Im Einzelfall wird die Bruchart von den mechanischen Eigenschaften des Werkstoffes und den Beanspruchungsbedingungen bestimmt, wobei auch einem kristallinen Bruch plastische Verformungen im mikroskopischen sowie im makroskopischen Bereich vorangehen können und andererseits ein duktiler Bruch verformungsarm verlaufen kann. Am kritischsten für das Bauteilversagen sind dabei die Brüche, die bei

Nennspannungen unterhalb der Nennfließgrenze ohne makroskopische Verformungen vor dem Bruch auftreten.

In dem Bemühen, diese Bruchart möglichst auszuschließen, wurden die verschiedenen Sprödbbruchprüfverfahren entwickelt [2, 3, 4], bei denen an einer rißfreien Probe von den drei Einflußparametern Verformungsgeschwindigkeit, Spannungszustand und Temperatur eine Größe systematisch variiert wird. Meist ist das die Temperatur, so daß man eine Übergangstemperatur ermitteln kann, bei der sich die Verformung vor dem Bruch oder ein anderer Kennwert in charakteristischer Weise ändert oder einen festgelegten Wert erreicht. Dabei ist auf der einen Seite die Beanspruchung für den Werkstoff mit der daraus resultierenden Verzerrungsenergie im Zusammenhang mit den elastischen Spannungen und auf der anderen Seite die Reaktion des Werkstoffes zu betrachten.

1.1 Elastisches Spannungs- und Verzerrungsfeld sowie Energie rißbehafteter Körper

Das Bruchverhalten der Werkstoffe ist u.a. von der Größe und der Verteilung der Spannungen und Dehnungen abhängig. Das Auftreten des Sprödbrechens ist mit hohen lokalen Zugspannungen an Kerben und Rissen verknüpft. In der Praxis treten bei Bauteilen ausgeprägte Zugspannungsspitzen und Spannungsgradienten immer an konstruktiv bedingten Querschnittsänderungen sowie an Kerben oder Rissen auf. Deshalb sind die folgenden Betrachtungen für rißbehaftete Proben angestellt worden.

Der Spannungszustand, der in einem Bauteil als Folge der Belastung entsteht, kann in allgemeiner Form an beliebiger Stelle durch den Spannungstensor $\sigma_{ij}(x,y,z)$ vollständig beschrieben werden. Die dazugehörigen Verformungen gibt der Verzerrungstensor $\epsilon_{ij}(x,y,z)$ an.

Vor der Spitze von Rissen oder spitzen Kerben in dicken Scheiben oder Platten liegt der ebene Formänderungszustand (EFZ) und damit ein dreiachsiger Zugspannungszustand vor. Dieser gilt als der ungünstigste Spannungszustand, der in der Praxis auftritt [5], und er wird deshalb immer zur konservativen Abschätzung der Sprödbbruchneigung herange-

zogen. Die linear-elastische Bruchmechanik (LEBM) bietet die Möglichkeit, mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors K den Zusammenhang darzustellen zwischen den lokalen Spannungen an einer Fehlstelle im Bauteil, z.B. einem Riß einerseits und den Nennspannungen sowie der Rigeometrie andererseits. Die elastizitstheoretische Ermittlung des Spannungsfeldes in der Nähe eines Risses in einer Scheibe führt dabei auf die sogenannten Sneddon-Gleichungen, die für den biaxialen Nennspannungszustand gelten und für den Riffnungsmodus I, der in der Praxis als der kritischste angesehen werden muß und im folgenden ausschließlich betrachtet werden soll, die Spannungen σ_{yy} , σ_{xx} und τ_{xy} in Abhängigkeit von den Polarkoordinaten r und φ wie folgt angeben [6, 7, 8]. Im Bild 1

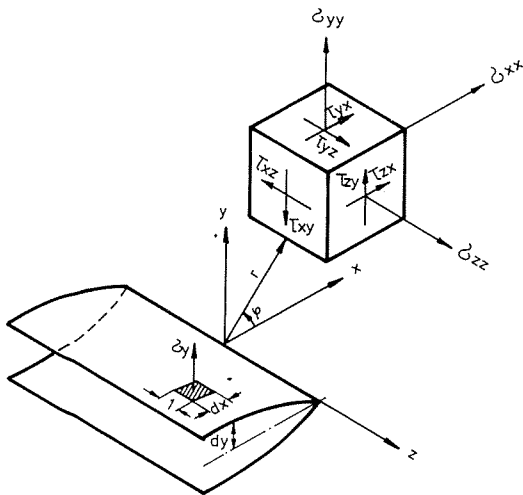


Bild 1
Koordinatensystem zur Beschreibung des
Spannungsfeldes an der Rißspitze

ist das Koordinatensystem des Risses, wie es den folgenden Betrachtungen zugrundegelegt sein soll, dargestellt.

$$(1a) \quad \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\varphi}{2} \left(1 - \sin\frac{\varphi}{2} \sin\frac{3\varphi}{2}\right)$$

$$(1b) \quad \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\varphi}{2} \left(1 + \sin\frac{\varphi}{2} \sin\frac{3\varphi}{2}\right)$$

$$(1c) \quad \tau_{xy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos\frac{\varphi}{2} \sin\frac{\varphi}{2} \cos\frac{3\varphi}{2}$$

$$(1d) \quad \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$$

$$(2a) \quad \sigma_{zz} = 0$$

für den ESZ (ebener Spannungszustand)

$$(2b) \quad \sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

für den EFZ (ebener Formänderungszustand)

Hierbei wird der Faktor K_I eingeführt, der die Intensität des Spannungsfeldes in der Nähe der Rißspitze bei einer Belastung des Risses nach Modus I beschreibt. Dieser Spannungsintensitätsfaktor K_I ist eine Funktion der äußeren Spannung bzw. der Nennspannung σ , der Rißlänge a und darüber hinaus der Probenform und -abmessung. Er lautet im allgemeinen Fall für eine unendlich breite Scheibe mit Innenriß [9]

$$(3) \quad K_I = \sigma \sqrt{2\pi \cdot a}$$

und bei endlicher Bauteil- bzw. Probenbreite

$$(4) \quad K_I = \sigma \sqrt{2\pi \cdot a} \quad f\left(\frac{a}{b}\right).$$

Die Sneddon-Gleichungen (1) vereinfachen sich für $\varphi = 0$ zu

$$(5) \quad \sigma_{yy} = \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}}$$

$$(6) \quad \tau_{yx} = \tau_{xy} = 0,$$

wobei auch die Schubspannungen $\tau_{yx} = \tau_{xy}$ verschwinden.

Man kann zeigen, daß sich die Verschiebungen in x- und y-Richtung für die unmittelbare Umgebung der Rißspitze mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors folgendermaßen für den EFZ darstellen lassen [10, 9]:

$$(7a) \quad u = \frac{K_I}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \cos \frac{\varphi}{2} [1 - 2\nu + \sin^2 \frac{\varphi}{2}]$$

$$(7b) \quad v = \frac{K_I}{G} \sqrt{\frac{r}{2\pi}} \sin \frac{\varphi}{2} [2(1 - \nu) - \cos^2 \frac{\varphi}{2}]$$

$$(7c) \quad w = 0$$

Die bei Rißverlängerung freiwerdende Energie kann auch zur Herleitung eines Zusammenhanges zwischen K und der Energiefreisetzungsrates \mathcal{G} benutzt werden. Nimmt man an, daß der Riß der Länge a wiederum um Δa verlängert wird, so ist die Änderung der elastischen Energie

$$(8) \quad \Delta U = 2 \int_0^{\Delta a} \frac{\sigma_{yy1}(x) v_2(x)}{2} dx$$

unter Berücksichtigung beider Rißufer (Bild 2), wobei $v_2(x)$ die Verschiebung der Rißufer im Endzustand ist, und unter der Voraussetzung, daß die Spannung $\sigma_{yy}(x,y)$ längs des Weges $0 \leq y \leq v_2(x)$ von dem auf dem Ligament unmittelbar vor dem Riß R_1 vorliegenden Maximalwert $\sigma_{yy1}(x)$ linear auf Null abnimmt [11].

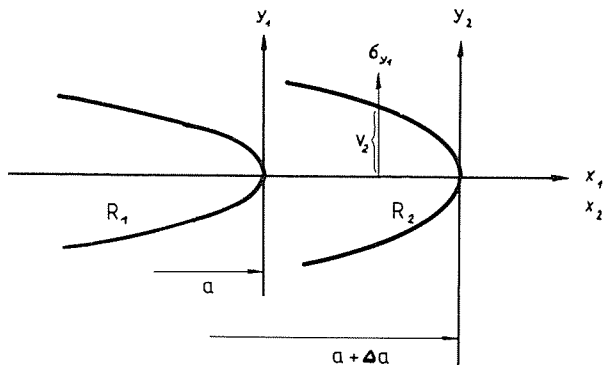


Bild 2
Koordinatensystem der Risse R_1 und R_2
bei Verlängerung um Δa

Die hierbei freiwerdende Energie ist gleich der Arbeit, die notwendig ist, um die Rißverlängerung durch "Zunähen" wieder rückgängig zu machen.

Für die Stelle $r = x_2$, $\varphi = \pi$ lautet Gleichung (7 b):

$$(9) \quad v = \frac{K_I}{G} \sqrt{\frac{|x_2|}{2\pi}} \cdot 2(1-\nu)$$

Die Sneddon-Gleichung (1 b) nimmt an der Stelle $r = x_1$, $\varphi = 0$ die Form

$$(10) \quad \sigma_{yy} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi x_1}} \text{ an.}$$

Durch Einsetzen der Gleichungen (9) und (10) in Gleichung (8) ergibt sich:

$$(11) \quad \Delta U = 2 \int_0^{\Delta a} \frac{1}{2} \left(\frac{K_I}{\sqrt{2\pi x_1}} \cdot \frac{K_I}{G} (2-2\nu) \sqrt{\frac{x_2}{2\pi}} \right) dx.$$

Mit den Beziehungen

$$|x_2| = \Delta a - x_1,$$

$$\int_0^{\Delta a} \frac{\sqrt{\Delta a - x_1}}{x_1} dx_1 = \frac{\pi \Delta a}{2}$$

und dem Schubmodul

$$G = \frac{E}{2 + 2\nu} \quad \text{erh\u00e4lt man}$$

$$(12) \quad dU = K_I^2 \frac{1 - \nu^2}{E} da.$$

Schlie\u00dflich lautet die Beziehung f\u00fcr die spezifische Bruchenergie

$$(13) \quad \frac{dU}{da} = \mathcal{G}_I = K_I^2 \frac{1 - \nu^2}{E} \quad \text{beziehungsweise unter Ver-}$$

wendung der Gleichung (3):

$$(14) \quad \mathcal{G}_I = (1 - \nu^2) \cdot \frac{2\pi a \sigma^2}{E}$$

f\u00fcr den Fall des ebenen Form\u00e4nderungszustandes EFZ.

Die Verl\u00e4ngerung eines Risses um da f\u00fchrt gem\u00e4\u00df Gl. (3) und (4) einerseits zu einer Vergr\u00f6\u00dferung des Spannungsintensit\u00e4tsfaktors K_I , setzt aber andererseits elastische Energie frei. Diese kann auch wie folgt ermittelt werden:

Bei Belastung einer sehr gro\u00dfen Scheibe mit der Dicke l mit einem durchgehenden Innenri\u00df durch die Kraft F nach Modus I tritt in Kraftrichtung eine elastische Verl\u00e4ngerung um Δl ein. Verl\u00e4ngert man den vorhandenen Ri\u00df mit der L\u00e4nge $2a$ um den Betrag $2 da$ (Bild 3), wird ein entsprechender Energie-

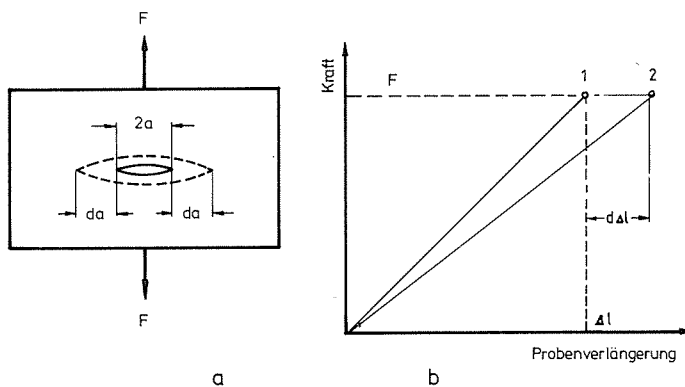


Bild 3
Ri\u00dfausbreitungsmechanismus bei
elastischer Betrachtungsweise

betrag frei. Damit tritt eine zus\u00e4tzliche Verl\u00e4ngerung $d\Delta l$ ein, d.h. die gespeicherte elastische Energie

$$U_1 = \frac{1}{2} F \cdot \Delta l \quad \text{am Punkt 1 im Bild 3b ver\u00e4ndert sich zu}$$

$$U_2 = \frac{1}{2} F (\Delta l + d\Delta l) \quad \text{am Punkt 2 im Bild 3b bei konstanter Kraft.}$$

Durch Differenzbildung ergibt sich

$$(15) \quad dU = U_1 - U_2 = -\frac{1}{2} F d\Delta l$$

Unter Verwendung der Federkonstante c bzw. deren Reziprokwert, der Nachgiebigkeit $N = \frac{1}{c}$ ergibt sich für $\Delta l = \frac{1}{c} F = NF$ und für $d\Delta l = NdF + FdN$. Dadurch wird Gl. (15) zu

$$(16) \quad dU = -\frac{1}{2} F^2 dN .$$

Die auf die Rißverlängerung da bezogene Änderung der elastischen Energie dU bezeichnet man als Energiefreisetzungsratesymbol \mathcal{G} :

$$(17) \quad \frac{dU}{da} = \mathcal{G} = -\frac{1}{2} F^2 \frac{dN}{da}$$

Die Energiefreisetzungsratesymbol \mathcal{G} kann nur für linear-elastisches Werkstoffverhalten entsprechend den oben erwähnten Beziehungen bestimmt werden. Bei nicht linear-elastischem und auch bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten kann die bei Rißverlängerung freiwerdende Energie mit Hilfe des Riceschen Integrals ermittelt werden [13]:

$$(18) \quad \mathcal{J} = \int_{\Gamma} (W^* dy - \frac{\delta \vec{u}}{\delta x} \vec{T} ds)$$

Das Ricesche Integral ist wegunabhängig. Hierbei ist Γ ein die Rißspitze umschließender Integrationsweg, W^* die Energiedichte, \vec{T} der Spannungsvektor, der am Linienelement ds angreift und \vec{u} der Verschiebungsvektor. Wenn man das Verhältnis U/d als Verformungsarbeit, bezogen auf die Probendicke d bezeichnet, kann man das auch als J-Integral bezeichnete Ricesche Integral als Änderung der freiwerdenden Energie mit der Rißlänge a interpretieren:

$$(19) \quad \mathcal{J} = -\frac{1}{d} \frac{\delta U}{\delta a}$$

Von Begley und Landes [12, 13, 14] liegen Betrachtungen über das dem Verfahren verwandte "äquivalent energy concept", über den Einfluß der Probengeometrie und über das J-Integral als Bruchkriterium vor. Keller und Munz haben die J-Integralbestimmung an der Aluminiumlegierung AlCuMg₂ experimentell durchgeführt [15]. Über die Ergebnisse analytischer Abschätzungen des J-Integrals sind von Merkle [16], Rice und Paris [17] Veröffentlichungen erschienen.

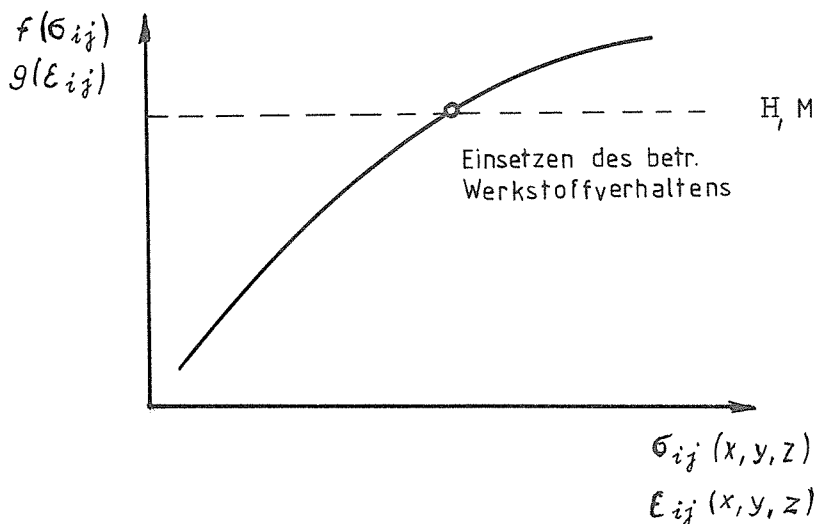
Im Bereich der linear-elastischen Bruchmechanik ist $J \equiv \mathcal{G}$, der Energiefreisetzungsrate, d.h. es gilt die Beziehung

$$(20) \quad K_I^2 \equiv \frac{EJ_I}{1-\nu^2}$$

analog Gleichung (13) für den EFZ.

1.2 Reaktion des Werkstoffes auf das elastische Spannungsfeld

Ein bestimmtes Werkstoffverhalten, beispielsweise plastisches Fließen oder Bruch, setzt dann als Reaktion auf das elastische Spannungsfeld ein, wenn bestimmte Funktionen des Spannungstensors $f(\sigma_{ij})$ einen kritischen Wert H bzw. des Verzerrungstensors $g(\epsilon_{ij})$ einen kritischen Wert M erreichen. Dabei resultieren die Funktionen $f(\sigma_{ij})$ und $g(\epsilon_{ij})$ aus dem physikalischen Werkstoffverhalten.



Solche Funktionen des Spannungstensors sind die verschiedenen Fließ- oder Bruchhypothesen, die aufgestellt wurden, ohne daß sie zunächst werkstoffphysikalisch begründet waren. Ebenso bleibt der experimentelle Nachweis der Gültigkeit dieser Hypothesen lückenhaft, weil oft nicht eine genügende Auswahl von relevanten Spannungszuständen dargestellt werden kann. In realen Werkstoffen setzt schon bei sehr kleinen Lasten plastisches Fließen vor der Rißfront ein. Es treten plastische Zonen auf, deren Größe vom Werkstoff, der Nennspannung, vom Spannungszustand und von der Temperatur abhängt.

1.21 Größe der plastischen Zone und Spannungsverteilung innerhalb der plastischen Zone

Nimmt man die Gültigkeit der Fließbedingungen nach v. Mises für einen duktilen Werkstoff an, dann kann man die Kontur der plastischen Zone für klein-plastisches Verhalten mit Hilfe der Sneddon-Gleichungen - umgerechnet auf die drei Hauptspannungen - ermitteln. Diese Kontur stellt die Grenzfläche zwischen dem elastischen und dem plastischen Bereich vor dem Riß dar. An dieser Grenzfläche ist die Bedingung der "ebenen Verformung" erfüllt, wenn die Voraussetzungen der linear-elastischen Bruchmechanik zugrundegelegt werden, d.h. $d\epsilon_{zz} = 0$; $\sigma_3 = \nu(\sigma_1 + \sigma_2) = \sigma_{zz}^c$. Dabei wird σ_{zz}^c (constraint) durch die Querverformungsbehinderung verursacht. Die drei Hauptnormalspannungen σ_1 , σ_2 und σ_3 ergeben sich aus den Sneddon-Gleichungen (1) mit

$$(21) \quad \begin{cases} \sigma_{1,2} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} (1 \pm \sin \frac{\varphi}{2}) & \text{und} \\ \sigma_3 = \sigma_{zz}^c = 2\nu \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} & \text{(durch constraint).} \end{cases}$$

Durch Einsetzen der Hauptspannungen in die Formel für die Vergleichsspannungen nach v. Mises,

$$\sigma_v = \frac{1}{\sqrt{2}} \sqrt{(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_3 - \sigma_1)^2} \quad \text{und mit } \sigma_v = \sigma_y, \varphi = 0$$

ergibt sich dann der Radius der plastischen Zone

$$(22) \quad x_p = \frac{(1-2\nu)^2}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_y} \right)^2.$$

Die Spannungsverteilung innerhalb der plastischen Zone vor einem Kerb ist erstmalig von Hill [18] aufgrund der Fließlinientheorie ermittelt worden. Dabei wurden folgende Voraussetzungen gemacht:

- Vorliegen des ebenen Formänderungszustandes mit $d\epsilon_{zz} = 0$,
- Querszahl $\nu = 0,5$ und damit $\sigma_{zz} = 0,5 \cdot (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$,
- starr-ideal-plastisches Werkstoffverhalten,
- die Gültigkeit des Fließkriteriums von Tresca: $\sigma_{yy} - \sigma_{xx} = \sigma_y$ und
- der vollplastische Zustand, d.h. der gesamte Querschnitt der Probe ist gerade durchplastiziert.

Für den Verlauf der Spannung $\sigma_{yy}(x)$ ergaben sich Lösungen für das theoretische Gleitlinienfeld, die recht gut mit den in Versuchen gemachten Beobachtungen übereinstimmen. Die Gleitlinien haben in der plastischen Zone die Form logarithmischer Spiralen, die bei steigender Belastung anwachsen. $\sigma_{yy}(x)$ nimmt innerhalb der plastischen Zone vor einem Kerbgrund mit dem Abstand von diesem zu -

$$(23) \quad \sigma_{yy}(x) = \sigma_y \left[1 + \ln \left(1 + \frac{x}{\varrho} \right) \right]$$

- wobei ϱ den Radius an der Spitze des Kerbes beschreibt. $\sigma_{yy}(x)$ steigt von der Fließgrenze σ_y im Kerbgrund bis auf einen Maximalwert $\sigma_{yy}(x=x_p)$ an der elastisch-plastischen Grenzfläche an:

$$(24) \quad \sigma_{yy\max} = \sigma_y \left[1 + \ln \left(1 + \frac{x_p}{\varrho} \right) \right].$$

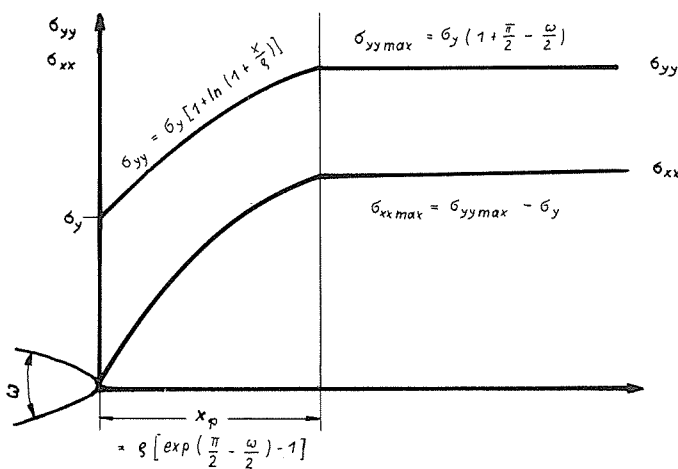


Bild 4 a
Spannungsverlauf vor einem Kerb in Abhängigkeit von der Entfernung vom Kerbgrund nach Hill [18]

Parallel dazu verläuft die Spannung σ_{xx} , die im Kerbgrund Null ist (Bild 4.a). Die Größe der plastischen Zone ergibt sich aus Gleichung (24) mit

$$(25) \quad x_p = \varrho \left[\exp \left(\frac{\pi}{2} - \frac{\omega}{2} \right) - 1 \right].$$

Das Verhältnis der größten Zugspannung unterhalb des Kerbgrundes zu der Fließspannung einer ungekerbten Probe, die mit der gleichen Dehngeschwindigkeit geprüft wurde, bezeichnet man als plastischen Spannungskonzentrationsfaktor $K_{\sigma p}$.

$$(26) \quad K_{\sigma p} = \frac{\sigma_{yy\max}}{\sigma_y}$$

Der plastische Spannungskonzentrationsfaktor nimmt bei ideal-plastischem Werkstoffverhalten im gerade vollplastischen Zustand folgenden Maximalwert an:

$$(27) \quad K_{\sigma p \max} = \left(\frac{\sigma_{yy \max}}{\sigma_y} \right)_{\max} = 1 + \frac{\pi}{2} - \frac{\omega}{2}$$

Dieser größtmögliche Wert von $K_{\sigma p}$ hängt nur vom Flankenwinkel ω ab, wenn der Kerbradius Null ist.

Die Nachteile der Hillschen Theorie liegen in der Annahme von $\nu = 0,5$ in der gesamten plastischen Zone. Dieser Wert variiert jedoch in Abhängigkeit von der Entfernung vom Kergrund. Außerdem ist die Anwendbarkeit auf Risse nicht gesichert, es sind keine Aussagen über andere Spannungszustände möglich und die Gültigkeit ist auf nicht verfestigende Werkstoffe beschränkt.

Von Griffiths und Owen [19] wurde versucht, das Problem der Spannungsverteilung innerhalb der plastischen Zone vor einem Kerb mit Hilfe der Methode der finiten Elemente zu lösen. Im Gegensatz zu Hill wurde dabei nicht mehr $\nu = 0,5$ vorausgesetzt, sondern Griffiths und Owen gingen davon aus, daß sich ein mittlerer Wert von ν entsprechend dem Verhältnis von elastischer zu plastischer Verformung einstellt, das in Abhängigkeit von der Entfernung von der Rißspitze variiert. Eine weitere wesentliche Voraussetzung war die Annahme eines verfestigenden Werkstoffes, wie es dem realen Werkstoffverhalten bei plastischer Verformung entspricht.

Unter diesen Voraussetzungen wurde eine Spannungsverteilung ermittelt, wie sie in Bild 4 b dargestellt ist. Nach den Gleichungen (23) und (24) erhält man das Spannungsmaximum anhand der Hillschen Voraussetzungen an der elastisch-plasti-

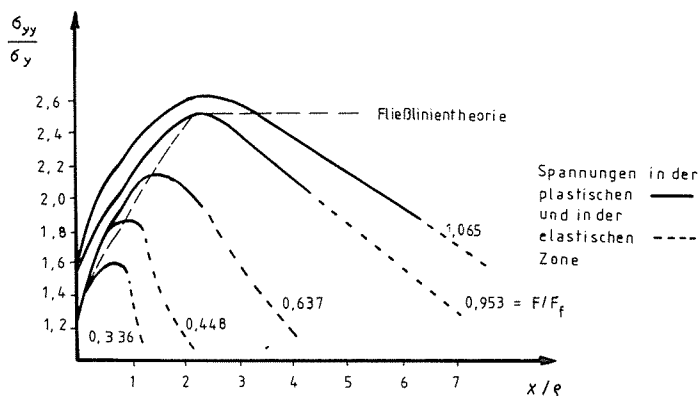


Bild 4 b
Spannungsverlauf vor einem Kerb bei linear elastischem Werkstoffverhalten nach Griffiths und Owen [19]

schen Grenzfläche, während die Ergebnisse von Griffiths und Owen einen steileren Anstieg als nach der Fließlinientheorie berechnet, aufweisen. Die Werte fallen nach Durchlaufen eines Maximums innerhalb der plastischen Zone wieder ab.

Dieses Ergebnis hat nur Gültigkeit für 45°-Kerbe und kann nicht auf Risse angewendet werden. Eine Aussage über andere Spannungszustände ist ebenfalls nicht möglich.

Das Modell der plastischen Zone vor einem RiB wurde von Irwin und McClintock [20] unter den folgenden Voraussetzungen entwickelt:

- elastisch-ideal-plastisches Werkstoffverhalten,
- Gültigkeit der Fließbedingung nach v. Mises
- plastische Zone klein gegenüber den Proben- bzw. Bauteilabmessungen.

Der Radius der plastischen Zone x_p erstreckt sich unter diesen Bedingungen für $\varphi = 0$ auf der x-Achse vom RiBgrund bis zu den Stellen des Spannungsfeldes, an denen die Vergleichsspannung σ_v die Fließgrenze unterschreitet. Mit Hilfe der Sneddon-Gleichungen und Gleichung (22) erhält man für die Spannung σ_{yy} innerhalb der plastischen Zone $\sigma_{yy} = \frac{\sigma_y}{1-2\nu}$.

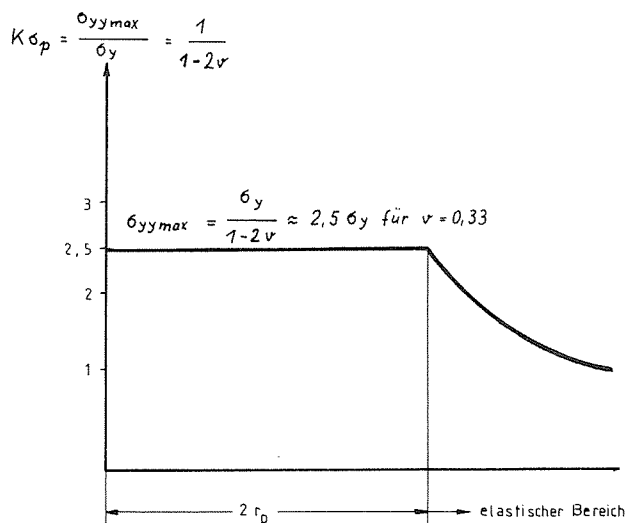


Bild 4 c
Spannungsverlauf vor einem RiB nach Irwin / McClintock [20] (schematisch)

Bild 4 c zeigt den Verlauf von σ_{yy} in Abhängigkeit vom Abstand von der RiBspitze. Man erkennt, daß erst außerhalb der plastischen Zone die Spannung σ_{yy} wie im elastischen Bereich abfällt.

Der Nachteil dieses Modells ist, daß im RiBgrund die Spannungsverhältnisse nicht richtig wiedergegeben werden, da es dort unter den Bedingungen des ebenen Formänderungszustandes zu einem Abfall der Spannung σ_{yy} auf etwa $1,155 \cdot \sigma_y$

kommen müßte. Außerdem bleibt der Einfluß der Verfestigung unberücksichtigt.

Weiterhin sind die Abmessungen der plastischen Zone sowie der Spannungsverlauf innerhalb derselben von Rice [21] unter Berücksichtigung des Einflusses der Verfestigung vor einem RiB ermittelt worden. Grundlage ist ein Verfestigungsgesetz in der folgenden Form, das zunächst für eine Mode-III-Be-
lastung angewendet wurde: $\tau = \tau_0 \left(\frac{y}{y_0}\right)^n$
Hierbei wurde die Voraussetzung gemacht, daß sich die RiB-
spitzengeometrie durch das plastische Fließen nicht ändert.

Die Länge der plastischen Zone für $\varphi = 0$ auf dem Ligament beträgt $r_{pn} = \frac{r_p}{1+n}$, wobei r_p die Größe der plastischen Zone für $n = 0$ ist.

τ_0 entspricht der Schubfließgrenze und $y_0 = \frac{\tau_0}{G}$.

Der Verlauf der Schubspannungen innerhalb der plastischen Zone ergibt sich für die Mode-III-Belastungen zu

$$(28) \quad \tau_{yz}(x) = \tau_0 \left(\frac{K_{III}^2}{(1+n)\pi \tau_0^2 x} \right)^{\frac{n}{n+1}} = \tau_0 \left(\frac{r_{pn}}{x} \right)^{\frac{n}{n+1}}.$$

Mit $n = 0$ wird $\tau_{yz}(x) = \tau_0 = \text{const.}$ und bei $n > 0$ entsteht an der RiBspitze ($x \rightarrow 0$) eine Singularität für einen verfestigenden Werkstoff: $\tau_{yz}(x) \rightarrow \infty$.

Bei Übertragung auf eine Mode-I-Belastung ergibt sich nach Hutchinson [22] sowie Rice und Rosengren [23] eine Spannungsverteilung in Abhängigkeit vom Abstand von der RiBspitze, wie sie in Bild 4 d schematisch für verschiedene Verfestigungsexponenten n dargestellt ist.

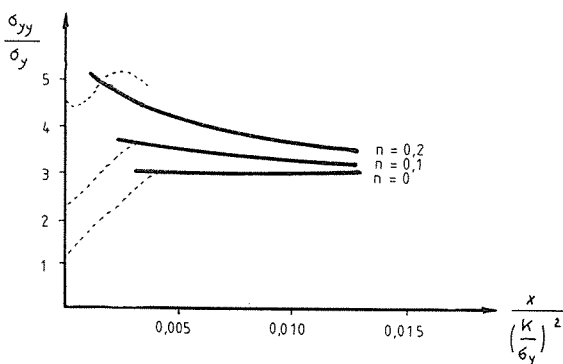


Bild 4 d
Spannungsverlauf in der plastischen Zone vor einem RiB bei verschiedenen Verfestigungs-Exponenten n und Spannungsabfall infolge plastischen Fließens an der RiBspitze durch deren Abstumpfung nach Hutchinson [22], Rice, Rosengren [23]

Dieses Modell hat den Nachteil, daß die Spannung σ_{yy} an der RiBspitze für $n > 0$ eine Singularität wie im elastischen Spannungsfeld annimmt. Der Verlauf der Kurve für $n = 0$ für

nicht verfestigendes Werkstoffverhalten ist hierbei identisch mit dem Modell von Irwin und McClintock (s. Bild 4 c). Außerdem ist die in realen Werkstoffen immer auftretende Ausrundung an der Rißspitze nicht berücksichtigt, die durch die Ausbildung der plastischen Zone hervorgerufen wird. Dies wurde von Rice und Johnson [24] getan, von denen die Abstumpfung der Rißspitze berücksichtigt wurde. Diese führt zu einem Spannungsverlauf wie in Bild 4 d durch die gestrichelten Linien angedeutet und der durch das plastische Fließen hervorgerufen wird.

Levy und Mitarbeiter [25] nahmen die Ermittlung der Spannungsverteilung innerhalb der plastischen Zone vor einem Riß mit Hilfe der Methode der finiten Elemente (FE) vor. Vorausgesetzt wurden ein Verfestigungsexponent $n = 0$, d. h. ein nicht verfestigender ideal plastischer Werkstoff, eine Querszahl $\nu = 0,3$, die Gültigkeit der Fließhypothese nach v. Mises und keine bleibende Rißöffnung an der Rißspitze. Bild 4 e zeigt den Spannungsverlauf in Abhängigkeit von der Entfernung zur Rißspitze. Hierbei ist bemerkenswert, daß für $n = 0$ die Spannung in geringer Entfernung vom Rißgrund noch innerhalb der plastischen Zone sofort stark abfällt, während Rice [21] einen konstanten Wert bis zur elastisch-plastischen Grenzfläche bei $n = 0$ erhielt (s. Bild 4 d).

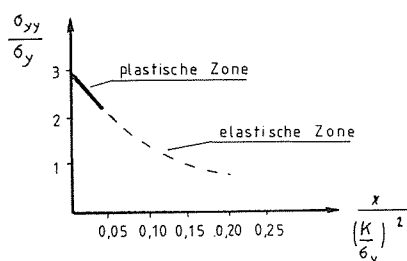


Bild 4 e
Spannungsverlauf vor einem Riß nach Levy [25] FE-Analyse, $\nu = 0,3$
nicht verfestigender Werkstoff

Von Miller und Kfourri [26] wurde eine FE-Analyse für elastisch-plastisches Werkstoffverhalten unter Berücksichtigung der Verfestigung vorgenommen. Die Betrachtung bezog sich dabei auf eine Rechteckplatte mit einem Innenriß zunächst unter einachsiger Belastung, wobei die Ausrundung der Rißspitze infolge Plastizierung berücksichtigt wurde. Dabei wurde bis zu einem teilplastischen Zustand gerechnet, d. h. die von dem Riß ausgehende Plastizierung erfaßt Teilbereiche der Probe, durchsetzt aber noch nicht den gesamten Querschnitt. Bild 4 f zeigt das Ergebnis.

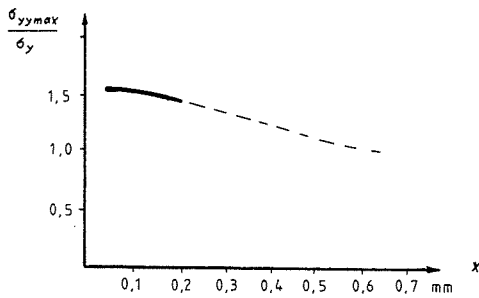


Bild 4 f
Spannungsverlauf vor der Rißspitze für den einachsigen Belastungszustand,
FE-Analyse, nach Miller und Kfourri [26]

Im Gegensatz zu den Berechnungen von Levy und Mitarbeitern beträgt das Verhältnis von $\sigma_{yy\max}/\sigma_y$ bei Miller und Kfourri nur etwa 1,5.

Aus all diesen Modellvorstellungen und Berechnungen für den Spannungsverlauf innerhalb der plastischen Zone wird erkennbar, daß je nach den getroffenen Voraussetzungen unterschiedliche Ergebnisse auf analytischem Wege gefunden worden sind. Eine Lösung, die allen realen Randbedingungen gerecht wird, liegt bisher noch nicht vor.

1.22 Bruchkriterien

Als erster hat Griffith [27] die Energiebilanz für den Riß aufgestellt. Bei Rißverlängerung wird elastische Verzerrungsenergie frei, während für die Vergrößerung der Rißoberfläche gleichzeitig Oberflächenenergie verbraucht wird:

$$(29) \quad U_{\text{ges}} = U_{\text{el}} - U_0$$

Dabei ist die angelieferte elastische Energie (vgl. Gl. 17) für eine unendlich ausgedehnte Scheibe mit Innenriß der Länge $2a$ im ebenen Spannungszustand

$$(30) \quad U_{\text{el}} = 2 \int_0^a \sigma \epsilon da = \frac{2\pi\sigma^2}{E} \int_0^a a \cdot da = \frac{\pi\sigma^2 a^2}{E}$$

und

$$(31) \quad U_0 = 4 \gamma_0 a \quad (\gamma_0 = \text{spezifische Oberflächenenergie}).$$

Bei Rißinstabilität muß die bei Rißverlängerung angelieferte elastische Energie gleich der für die Bildung der neuen Oberfläche verbrauchten Energie sein, d. h.

$$(32) \quad \frac{dU_{\text{el}}}{da} = \frac{dU_0}{da}; \quad \frac{dU_{\text{ges}}}{da} = 0, \text{ also}$$

$$(33) \quad \frac{2\pi\sigma^2 a}{E} = 4\gamma_0 \quad \text{und mit Gleichung (3) und (17):}$$

$$(34 \text{ a}) \quad \frac{K^2}{E} = \mathcal{G} = 4\gamma_0 \quad \text{für den ebenen Spannungszustand ESZ.}$$

Für den ebenen Formänderungszustand EFZ lautet die gleiche Beziehung

$$(34 \text{ b}) \quad \frac{K^2}{E} \cdot (1-\nu^2) = \mathcal{G}_I = 4\gamma_0 .$$

Aus Gleichung (33) folgt die Bruchspannung σ_c mit

$$(35) \quad \sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma_0 E}{\pi \cdot a}} \quad \text{für den ebenen Spannungszustand.}$$

Beim ebenen Formänderungszustand ist der Faktor $(1-\nu^2)$ zu berücksichtigen:

$$(36) \quad \sigma_c = \sqrt{\frac{2\gamma_0 E}{\pi a(1-\nu^2)}} .$$

Die Gleichungen (35) und (36) werden als Griffith-Beziehungen bezeichnet. Ihre Gültigkeit erstreckt sich jedoch allenfalls auf extrem spröde Werkstoffe wie Glas. Sie sind nicht auf metallische Werkstoffe anwendbar, da selbst bei spröden Metallen bis zur Rißinstabilität erhebliche plastische Verformungsarbeit geleistet werden muß, die mehrere Größenordnungen größer ist als die Oberflächenenergie: $\gamma_p \gg \gamma_0$. Diese Tatsache ist durch Versuche stets bestätigt worden. Es gilt allerdings auch dann

$$(37) \quad \sigma_c \cdot \sqrt{\pi a} = \text{const.}$$

Die spezifische Oberflächenenergie γ_0 und die spezifische Verformungsenergie γ_p als Widerstand gegen die Rißverlängerung werden zusammen nach Irwin [28] auch als spezifische Bruchenergie \mathcal{G}_{Ic} bezeichnet:

$$(38) \quad \mathcal{G}_{Ic} = 2(\gamma_0 + \gamma_p) \approx 2\gamma_p$$

unter Vernachlässigung der spezifischen Oberflächenenergie. Das Bruchkriterium ist erfüllt, wenn die elastische Energiefreisetzungsrates \mathcal{G}_I den kritischen Wert \mathcal{G}_{Ic} annimmt. Anstelle von Gleichung (33) kann man dann als Bruchkriterium (\mathcal{G} -Kriterium) schreiben:

$$(39) \quad \begin{aligned} \mathcal{G}_I &= \mathcal{G}_{Ic} \quad \text{für den EFZ bzw.} \\ \mathcal{G}_I &= \mathcal{G}_c \quad \text{für den ESZ.} \end{aligned}$$

Wegen der Beziehung zwischen \mathcal{G}_I und K_I (Gleichung 13) ist das K-Kriterium mit dem \mathcal{G} -Kriterium gleichbedeutend:

$$(40) \quad \begin{aligned} K_I &= K_{Ic} \quad \text{für den EFZ bzw.} \\ K_I &= K_c \quad \text{für den ESZ.} \end{aligned}$$

In der experimentellen Bruchmechanik hat sich das K-Kriterium durchgesetzt, weil K_I leichter zu ermitteln ist als \mathcal{G}_I , das direkt nur über Compliance-Messungen zugänglich ist.

Die Werte K_c bzw. \mathcal{G}_c sind vom Spannungszustand abhängig, dessen Mehrachsigsigkeitsgrad sich vom ESZ bei dünnen Scheiben bis zum EFZ im Innern genügend dicker Scheiben bis zu einem Maximalwert erhöht. Dabei sinkt K_c bzw. \mathcal{G}_c auf einen unteren Grenzwert K_{Ic} bzw. \mathcal{G}_{Ic} ab. Wenn man durch Vergrößern der Probendicke im Innern derselben vorwiegend den EFZ erreicht hat, führt weiter zunehmende Probendicke nicht zu einer weiteren Ab-

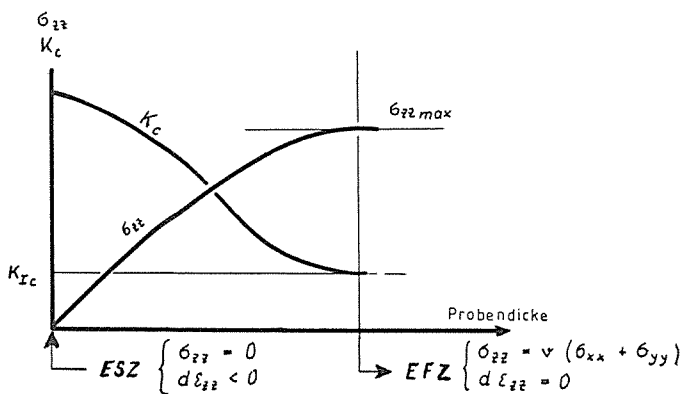


Bild 5
Abfall der bruchmechanischen Kennwerte bis zum Grenzwert bei Erreichen des EFZ

nahme von $K_c = K_{Ic}$ bzw. $\mathcal{G}_c = \mathcal{G}_{Ic}$ (siehe Bild 5). Die Bruchzähigkeit K_{Ic} bzw. die spezifische Bruchenergie \mathcal{G}_{Ic} stellen dann Größen dar, die von einer den ebenen Formänderungszustand über den größten Teil des Querschnitts garantierenden Mindestdicke an von Probenform und -abmessungen sowie von Nennspannung und Rißgröße unabhängig sind. Es besteht dann nur noch eine Abhängigkeit von der Temperatur, der Beanspruchungsgeschwindigkeit und vom Werkstoff, d. h. vom Wärmebehandlungszustand und von Vorzugsrichtungen im Werkstoff. Insoweit werden die Werte K_{Ic} bzw. \mathcal{G}_{Ic} als Werkstoffkenngrößen angesehen.

Diese Bruchkriterien können nur so lange mit hinreichender Genauigkeit angewendet werden, wie die Kraft-Rißöffnungs-Diagramme nicht zu stark vom linear-elastischen Verhalten abweichen. Dies ist nur im kleinplastischen, allenfalls im teilplastischen Zustand einer Probe oder eines Bauteils der Fall, wobei die Nennspannung bei Rißeinstabilität, die Bruchnennspannung σ_f , nicht mehr als etwa 80 % der Nennfließgrenze beträgt:

$$\sigma_f \leq 0,8 \sigma_{gy}$$

Liegt ein teil- oder vollplastischer Zustand bei Rißeinstabilität vor, dann kann das wegunabhängige Ricesche Integral als Bruchkriterium dienen (s. Abschnitt 1.1):

$$(41) J_I = J_{Ic}$$

Im vollplastischen Zustand geht der Rißeinstabilität häufig ein stabiles Rißwachstum voraus. Nimmt man als kritischen J-Wert den Wert J_0 bei Beginn des stabilen Rißwachstums, so kommt man nach Munz, Galda und Link [29] mit vergleichsweise geringen Probendicken für die Ermittlung dieses Wertes unter den Bedingungen des EFZ aus.

Betrachtet man dagegen als kritischen J-Wert denjenigen bei Rißeinstabilität nach stabilem Rißwachstum, so ist dieser nicht mehr unabhängig von der Rißlänge, was mit dem Verlauf der Rißwiderstandskurven zu erklären ist.

Bei "sprödem" Werkstoffverhalten erhält man R-Kurven gemäß Bild 6 b. Unabhängig von der Ausgangsrißlänge erhält man Rißeinstabilität stets beim gleichen J- bzw. \mathcal{G} -Wert. Bei "zähem" Werkstoffverhalten geht der Rißeinstabilität ein mehr oder weniger ausgeprägtes stabiles Rißwachstum voraus, was bei geringen Proben- oder Bauteildicken zu beobachten ist. Das stabile Rißwachstum beginnt bei R_0 und während der stabilen Rißverlängerung steigt der Rißwiderstand auf R_u an (Bild 6 a). Rißeinstabilität tritt ein, wenn

$$(42) \frac{dJ_I}{da} = \frac{dR}{da} .$$

Mit zunehmender Ausgangsrißlänge wird die Rißwiderstandskurve bei zunehmenden J_I -Werten von der J_I -a-Kurve tangiert, so daß J_{Ic} von der Rißlänge abhängig wird.

Für den Bruch bei elastisch-plastischem Werkstoffverhalten, wenn die Bruchspannung ca. 80 % den Nennfließgrenze übersteigt - $\sigma_f > 0,8 \sigma_{gy}$ - wurde neben dem J_c - bzw. R-Kurvenkonzept das sogenannte COD (crack opening displacement)-Konzept entwickelt. Danach soll die Verschiebung der Rißufer im Rißgrund bis zum Bruch, die kritische Rißöffnung δ_c als Bruchkennwert gelten. Mit der spezifischen Bruchenergie bzw. der Bruchzähigkeit besteht nach Hahn und Rosenfield [30] folgender Zusammenhang zwischen den mit der Rißaufweitung verknüpften Verschiebungen $2v$: Betrachtet man einen Riß, dessen Kontur durch Gleichung (9) beschrieben wird und nimmt an, daß dieser an seinen Enden über die Länge der plastischen Zone geschlossen wird (s. Bild 6c), dann folgt aus Gl. (9) in Verbindung mit Gl. (22) für den EFZ

$$(43) \quad \delta = 2v = \frac{4 K_I^2 (1-\nu^2)}{\pi E \sigma_y} (1-2\nu) \quad \text{und mit}$$

Gleichung (20) sowie $J_I = J_c$ als Bruchbedingung für elastisch-plastisches Werkstoffverhalten

$$(44) \quad J_c = \frac{\pi}{4(1-2\nu)} \sigma_y \delta_c,$$

so daß aus der kritischen Rißöffnung J -Werte ermittelt werden können.

Die bleibende Verschiebung im Rißgrund bei Rißinstabilität muß durch Versuche bestimmt werden. Wegen des geringen Abstandes der Rißufer im Rißgrund und wegen dessen schwerer Zugänglichkeit werden die Messungen in einer gewissen Entfernung von der Rißspitze vorgenommen (COD) und die Werte für die Verschiebung im Rißgrund durch Extrapolation berechnet [30, 31]. Bei Anwendung der verschiedenen Extrapolationsmethoden erhält man unterschiedliche Ergebnisse [32].

Meist werden die Rißspitzenaufweitungen zu hoch bestimmt, was auf die Krümmung der Rißflanken unter Belastung zurückzuführen ist, die eine lineare Extrapolation der Meßwerte zur Rißspitze nicht gestatten. Ein zuverlässiges Verfahren für die Bestimmung der Rißuferverschiebung an der Rißspitze ist bisher noch nicht gefunden worden.

Die Zuordnung von COD-Werten zum Bruchvorgang ist bei stabilem Rißwachstum auch deshalb schwer möglich, weil sich die Rißspitze während des stabilen Rißwachstums und bei Rißinstabili-

tät nicht mehr an der ursprünglichen Stelle wie vor Beginn des Versuches befindet.

Um der letzteren Problematik aus dem Wege zu gehen, kann man sich auf die Ermittlung von δ_0 - in Analogie zu J_0 - bis zum Beginn des stabilen Rißwachstums beschränken. Ob der COD-Wert eines stabil wachsenden Risses im Augenblick der Rißinstabilität als Werkstoffkennwert angesehen werden kann, muß nach dem gegenwärtigen Kenntnisstand bezweifelt werden. Vielmehr ist zu vermuten, daß mit dem bei zunehmender Rißverlängerung steigenden Rißwiderstand auch die bleibende Verschiebung im Rißgrund zunimmt. Dies würde bedeuten, daß auch der kritische δ -Wert von der Ausgangsrißlänge abhängt. Wird als kritischer Wert der Rißöffnung der δ_0 -Wert verwendet, dann dürfte eine ähnlich weitgehende Unabhängigkeit von der Probendicke vorliegen wie bei J_0 , da bei Beginn des stabilen Rißwachstums noch bei geringeren Probendicken mit dem ebenen Formänderungszustand zu rechnen ist als bei Rißinstabilität. Durch die genannten Schwierigkeiten bei der exakten Ermittlung von δ_0 erscheint eine praktische Anwendung dieses Konzepts als Bruchkriterium gegenwärtig nicht erfolgversprechend.

Das durch den duktil-spröden Bruchübergang [33, 34] bedingte Bruchverhalten von Stahl ist in Bild 6 d dargestellt. Die Bruchspannung σ_f und die Nennfließgrenze für gekerbte oder angerissene Proben sind im Bild in Abhängigkeit von der Temperatur aufgetragen. Die Nennfließgrenze σ_{gy} ist hierbei durch den Constraintfaktor L mit der Streckgrenze bzw. Fließgrenze des betreffenden Werkstoffes verknüpft: $\sigma_{gy} = L \cdot \sigma_y$. Der Constraintfaktor L ist das Verhältnis der Spannung für den gerade vollplastischen Zustand in einer gekerbten Probe zur Fließgrenze in einer ungekerbten Probe. Fließspannung und Bruchspannung sind stark temperaturabhängig. Bei höheren Temperaturen wird mit zunehmender Last zuerst die Nennfließgrenze σ_{gy} überschritten. Dadurch kommt es bei T_s teilweise zum Abgleitungsbruch, der oberhalb der Temperatur T_G als reiner Scherbruch auftritt. T_G liegt dabei in den meisten Baustählen in der Nähe der Raumtemperatur. Bei niedrigeren Temperaturen bildet sich nach Erreichen von σ_{gy} mit weiter ansteigender Belastung, vom Kerb- bzw. Rißgrund ausgehend, zunächst ein daumennagelförmiger stabiler Anriß, vor dessen Spitze dann ein instabiler Spalt-

bruch ausgelöst wird. Mit sinkender Temperatur wird der Spaltbruchanteil immer größer.

Unterhalb von T_S geht dem instabil verlaufenden Spaltbruch kein stabiler Anriß mehr voraus. Man kann T_S als die Temperatur auffassen, bei der sich die Reihenfolge der primären Bruchmechanismen umkehrt: Unterhalb von T_S entsteht primär vor dem Kerbgrund im Bereich des Spannungsmaximums innerhalb der plastischen Zone ein Spaltbruch, oberhalb von T_S entsteht zuerst ein duktiler Bruch an der Stelle der größten plastischen Verformung, d. h. unmittelbar im Kerbgrund oder an der Rißspitze. In dem Bereich zwischen T_S und T_{gy} liegen Bruchspannung und Fließgrenze meist eng zusammen; der Bruch erfolgt jedoch immer noch nach Erreichen der Nennfließgrenze im vollplastischen Zustand der Probe. Bei der Temperatur T_{gy} wird letztmalig vor dem Bruch der vollplastische Zustand erreicht. Bei weiter absinkenden Temperaturen fällt die Bruchspannung stark ab und der Bruch erfolgt unterhalb der Nennfließgrenze als Niederspannungsbruch. Bei sehr tiefen Temperaturen verhält sich der Werkstoff auch makroskopisch spröde, die plastische Zone ist klein gegenüber den Probenabmessungen. Hier sind die Kriterien der linear-elastischen Bruchmechanik K und G anwendbar. Bei teilplastischem Werkstoffverhalten bis zur Temperatur T_{gy} und darüber hinaus wird die Anwendung des J - bzw. R -Kurven-Konzeptes oder des COD-Konzeptes versucht. Aus Bild 6 d ist ersichtlich, daß sich die Bereiche, in denen Spaltbruch und duktiler Bruch auftreten, zwischen den Temperaturen T_S und T_G überlappen. Beim reinen Spaltbruch verläuft die Bruchfläche längs definierter Kristallflächen, die Spaltbruchfläche hat dementsprechend ein kristallines Aussehen. Begrifflich ist zu beachten, daß der "Spaltbruch" ein Unterbegriff des "Sprödbrechens" ist, zu welchem auch der energiearme duktile Bruch zu zählen ist.

Von Aurich [35, 36] wurde darauf hingewiesen, daß für das Entstehen eines Spaltbruches sowohl eine bestimmte Normalspannung erforderlich ist, als auch im Bereich der Spaltrißentstehung die Fließgrenze überschritten werden muß. Die innerhalb der plastischen Zone vor einer Rißspitze sich aufbauende Spannung σ_{yy} muß über eine gewisse Strecke die Spaltbruchspannung σ_{fc} überschreiten, damit sich ein entstandener Spaltriß ausbreiten kann.

Die Spaltbruchbedingung lautet also

$$(45) \sigma_{fc} = \sigma_{yy\max} = K_{\sigma p} \left(\frac{F}{F_{gy}} \right) \sigma_y(T).$$

Durch diese Beziehung wird die Temperaturabhängigkeit der Bruchnennspannung von Stahl im Bereich des Spaltbruches verständlich. Die Zusammenhänge sind in Bild 6 e dargestellt. Bei niedrigen Temperaturen steigt die Fließgrenze σ_y des Werkstoffes an, während die Spaltbruchfestigkeit nahezu temperaturunabhängig ist.

Von Griffiths und Owen [19] ist diese Temperaturunabhängigkeit der Spaltbruchfestigkeit durch die Auswertung der Versuche mit Hilfe der Ergebnisse der FE-Rechnungen festgestellt worden. Der plastische Spannungskonzentrationsfaktor $K_{\sigma p}$ wurde von ihnen einmal anhand von FE-Berechnungen und zum anderen durch die Fließlinientheorie ermittelt. Für σ_{fc} ergab sich nach beiden Methoden ein Unterschied von etwa 10 %. Die Werte nach der FE-Analyse waren zwischen $-200 \text{ }^\circ\text{C}$ und $+50 \text{ }^\circ\text{C}$ nahezu temperaturunabhängig, während nach den Ergebnissen der Fließlinientheorie, die den Spannungsverlauf vor einem Kerb nicht exakt wiedergibt, die Spaltbruchspannung bei einer Temperatur oberhalb von $-50 \text{ }^\circ\text{C}$ bereits abfällt. Unterhalb von T_{gy} gilt $\sigma_{fc} < \sigma_{yy\max} \left(\frac{F}{F_{gy}} \right)$, da die Fließgrenze auch unterhalb von T_{gy} weiter ansteigt, wenn die Bedingung (45) bereits erfüllt ist und wenn die Last F unterhalb der Fließlast F_{gy} liegt.

Wegen der geringen Temperaturabhängigkeit von σ_y oberhalb T_{gy} genügt eine vergleichsweise geringe Zunahme von $K_{\sigma p}$ über $K_{\sigma p} \left(\frac{F}{F_{gy}} \right)$ hinaus, um die Spaltbruchbedingung zu erfüllen. Diese Steigerung von $K_{\sigma p}$ wird nach Griffiths und Owen [19] durch Verfestigungsprozesse möglich. Liegt die Temperatur oberhalb von T_s , dann entsteht im Rißgrund zuerst ein stabiler, duktiler Riß, bevor es zum Spaltbruch kommt, d. h. auch bei $T > T_s$ können die Spaltbruchbedingungen doch noch erfüllt werden und damit Spaltbruch eintreten. Erst oberhalb von T_G ist allgemein mit duktilem Bruch als Scherbruch zu rechnen (s. Bild 6 d). Ein duktiler Riß entsteht, wenn sich die Spaltbruchbedingung nicht mehr erfüllen läßt, als Folge plastischer Verformungen in der Nähe des Rißgrundes durch die Bildung von kleinen Hohlräumen, die sich durch weiteres Einschnüren der dazwischen liegenden Bereiche vergrößern und schließlich zum Abgleiten des Restquerschnitts zwischen den Hohlräumen führen. Wegen der hohen erforderlichen örtlichen Deformationen entsteht der duktile Riß immer im Be-

reich von Dehnungskonzentrationen, also direkt unter dem Kerb- bzw. Rißgrund.

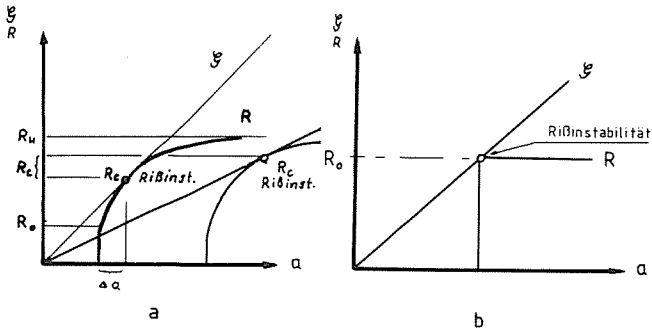


Bild 6 a, b
Rißwiderstandskurven

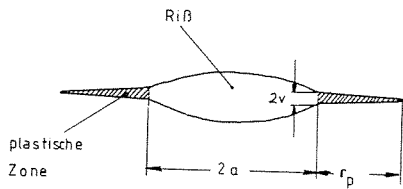


Bild 6 c
Mit der Rißaufweitung verknüpfte Verschiebungen
 $2v$ nach Hahn und Rosenfield [30]

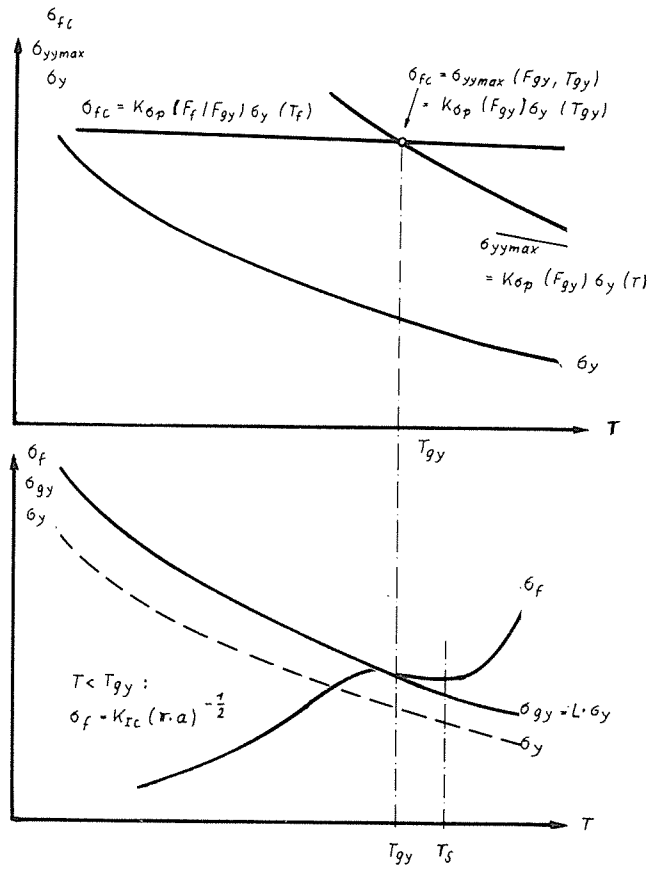


Bild 6 e

- | | | | |
|-------------------|---|----------|--|
| σ_f | = Bruchspannung | T_{gy} | = Spaltbruchtemperatur |
| σ_{fc} | = Spaltbruchfestigkeit | T_s | ≅ erstmaliges Auftreten eines stabilen duktilen Anrisses |
| σ_{gy} | = Nennfließgrenze von gekerbten Proben | F_f | = Bruchlast |
| σ_y | = Streckgrenze/Fließgrenze des Werkstoffes | F_{gy} | = Fließlast |
| $\sigma_{yy\max}$ | = max. Spannung in der plastischen Zone vor Kerben / Rissen | K_{Op} | = plastischer Spannungskonzentrationsfaktor |

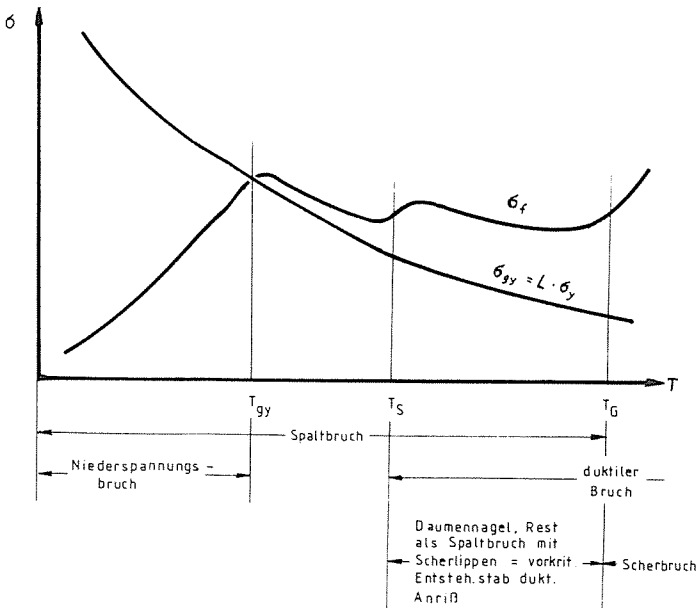


Bild 6 d
Verlauf von Bruchspannung und Nennfließgrenze in Abhängigkeit von der Temperatur bei Stahl

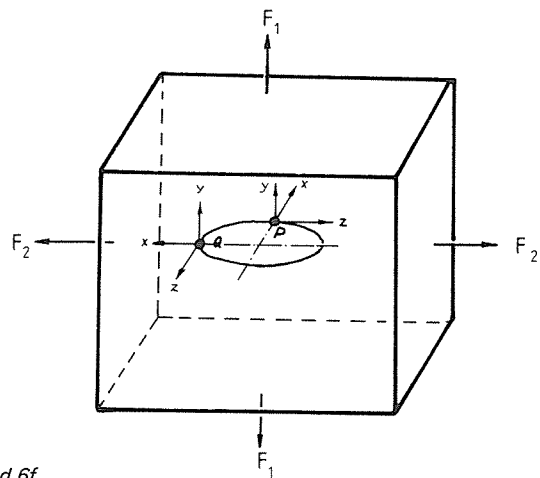


Bild 6 f
Koordinatensystem eines kreisscheibenförmigen Innenrisses bei zweiachsiger Belastung

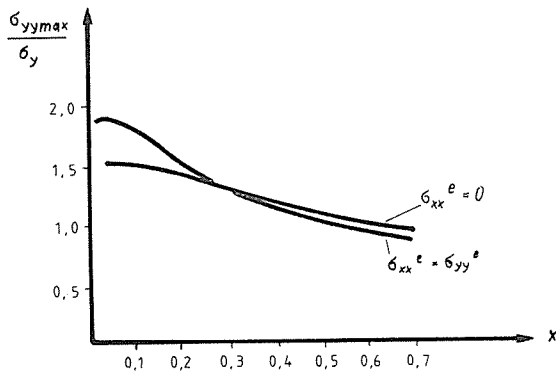
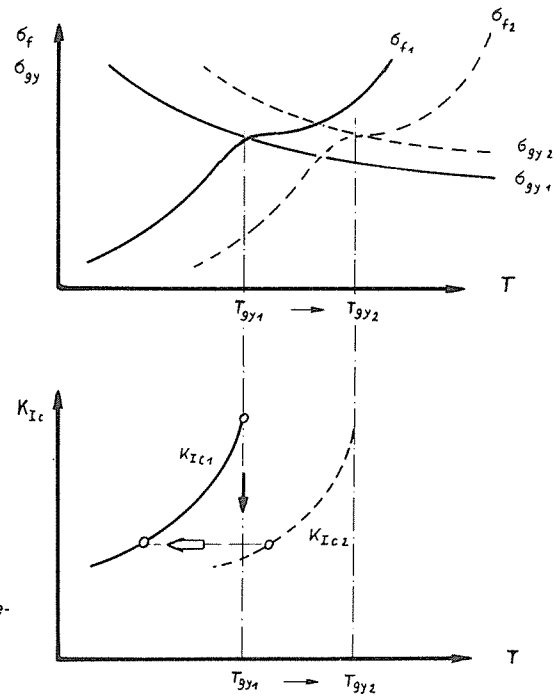


Bild 6 g
Spannungsverlauf vor der Rißspitze für einachsigen und biaxialen Belastungszustand nach Miller und Kfoury [26]

Bild 6 h
Erhöhung von T_{gy} und Verschiebung der K_{Ic} -Temperatur-Kurven infolge Änderung der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes durch σ_{zz}^e



1.3 Einfluß mehrachsiger Nennspannungszustände

Die bisher verwendeten Verfahren zur Übertragung von Bruchkennwerten gehen von der Voraussetzung aus, daß die an einachsigen belasteten Proben gefundenen Ergebnisse auf mehrachsigen beanspruchte Bauteile übertragen werden können. Betrachtet man nur das elastische Spannungsfeld, wie es durch die Sneddon-Gleichungen (1) beschrieben wird, so wird die Spannungssingularität für $r \rightarrow 0$ auch bei mehrachsigen Nennspannungszuständen nicht beeinflußt werden. Da bei realen Werkstoffen jedoch die Spannungssingularität durch plastisches Fließen abgebaut wird, wie in Abschnitt 1.21 gezeigt wurde, kann der Nennspannungszustand durchaus die Spannungsverteilung vor Kerben oder Rissen beeinflussen.

1.31 Plastische Zone

Bezeichnet man in üblicher Weise die Rißöffnungsrichtung mit y-Richtung, ist die x-Richtung die Rißausbreitungsrichtung und liegt die z-Richtung parallel zur Rißfront, dann kann man je nach Lage der Rißspitze 2 Grenzfälle unterscheiden, wie in Bild 6f dargestellt ist:

- für den Punkt Q bewirkt die Kraft F_2 eine Zusatzspannung σ_{xx}^e in Rißausbreitungsrichtung,

- am Punkt P erzeugt F_2 eine Zusatzspannung σ_{zz}^e parallel zur Rißfront.

Für beide Fälle gelten im Prinzip die gleichen Überlegungen. Die Wirkung zusätzlicher Spannungen σ_{xx}^e in Rißausbreitungsrichtung wurde u. a. von Liebowitz und Mitarbeitern [37] untersucht. Vernachlässigt man die Nennspannung in x-Richtung nicht, so folgt für die Sneddon-Gleichungen (1) für σ_{xx} [37]:

$$(46) \quad \sigma_{xx} = \frac{K_I}{\sqrt{2\pi r}} \cos \frac{\varphi}{2} (1 - \sin \frac{\varphi}{2} \sin \frac{3\varphi}{2}) - (1 - \alpha)\sigma.$$

Die Größe und Form der plastischen Zone bei biaxialer Belastung wurden von Miller und Kfourri [26] durch FE-Analyse ermittelt.

Das Ergebnis der Berechnungen war, daß unter Berücksichtigung elastisch-plastischen Werkstoffverhaltens bei einem verfestigenden Werkstoff sich die plastische Zone unter biaxialer Belastung gegenüber einachsiger Belastung erheblich verkleinerte und $\sigma_{yy\max}$ unter biaxialer Belastung mit $\sigma_{xx}^e = \sigma_{yy}^e$ größer ist als $\sigma_{yy\max}$ bei einachsiger Belastung mit $\sigma_{xx}^e = 0$, wie in Bild 6 g dargestellt ist.

Da gleichzeitig mit $\sigma_{yy\max}$ auch der plastische Spannungskonzentrationsfaktor $K_{\sigma p}$ größer wird (s. Gleichung 26), erhält man aus den Ergebnissen von Miller und Kfourri bei einem Verhältnis der Nominalspannung zur Fließgrenze $\sigma_{\text{nom}}/\sigma_y \approx 0,5$ die folgenden Werte (Bild 6 g):

$$(47) \quad \sigma_{xx}^e = 0: \quad \frac{\sigma_{yy\max}}{\sigma_y} = K_{\sigma p} (\sigma_{\text{nom}}/\sigma_y \approx 0,5) \approx 1,5$$

$$(48) \quad \sigma_{xx}^e = \sigma_{yy}^e: \quad K_{\sigma p} (\sigma_{\text{nom}}/\sigma_y \approx 0,5) \approx 1,9$$

Auf das Bruchverhalten können daraus nicht ohne weiteres Schlußfolgerungen gezogen werden, da noch nicht geklärt ist, wie die Fließlast F_{gy} durch eine zusätzliche Nennspannung in x-Richtung beeinflusst wird. Es ist jedoch aufgrund des Vergleichs der Gleichungen (47) und (48) zu erwarten, daß $K_{\sigma p}$ auch bei Fließlast unter biaxialer Belastung größer wird als unter einachsiger Belastung. Daraus würde eine Erhöhung von T_{gy} resultieren, die Niederspannungsbruch bereits bei höheren Temperaturen zur Folge hat als bei einachsiger Belastung.

Von Aurich [38.] wurden die Auswirkungen einer Zusatzspannung σ_{zz}^e parallel zur Rißfront auf die Größe der plastischen Zone im kleinplastischen Zustand untersucht. Für den Fall einer externen Spannung σ_{zz}^e parallel zur Rißfront wird $\sigma_{zz} = \sigma_{zz}^c + \sigma_{zz}^e$, wobei der erste Term den durch $d\epsilon_{zz}$ bewirkten "constraint"-Anteil darstellt. Dann ergibt sich mit v. Mises für $\varphi = 0$

$$(49) \quad x_p = \frac{(1-2\nu)^2}{2\pi} \cdot \frac{K_I^2}{(\sigma_y + \sigma_{zz}^e)^2} \cdot$$

Eine Spannungsanalyse zur Klärung des Einflusses von σ_{zz}^e auf die Spannungsverteilung vor Kerben oder Rissen ist bisher nicht bekannt. Man ist deshalb auf Vermutungen angewiesen.

Der Verlauf der Spannungen vor einem 45° -Kerb wurde von Griffiths und Owen [19] untersucht - siehe Abschnitt 1.21 und Bild 4 b.

In der Arbeit ist allerdings nur der Verlauf von σ_{yy} angegeben. Die übrigen Spannungen können jedoch aus den anderen angegebenen Daten rekonstruiert werden [39]. Die Spannung σ_{xx} ist im Riß- oder Kerbgrund gleich Null, denn dort liegt wegen der freien Oberfläche der ebene Spannungszustand bei dünnen Proben ($\sigma_{yy}, \sigma_{zz} = \sigma_{xx} = 0$) bzw. der ebene Formänderungszustand bei dicken Proben

($\sigma_{yy}, \sigma_{zz}, \sigma_{xx} = 0$) vor. Die Spannung $\sigma_{zz}^c = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$ hängt von der Querszahl ν ab, die innerhalb der plastischen Zone in Abhängigkeit von x , d. h. in Abhängigkeit des Abstandes vom Riß in Rißausbreitungsrichtung, variiert. Wie in [39] gezeigt, ist nur unmittelbar vor dem Kerbgrund $\nu = 0,5$, weil dort $\epsilon_{pl} \gg \epsilon_{el}$. Zur elastisch-plastischen Grenzfläche hin, wo $\epsilon_{el} \gg \epsilon_{pl}$ ist, fällt ν auf 0,28 ab [39].

Der Verlauf der auf die Streckgrenze σ_y normierten Spannungen ist im Bild 7 für eine Belastung dargestellt, bei der der vollplastische Zustand gerade überschritten ist: $F/F_{gy} = 1,065$. Bei σ_{yymax} fällt die Spannung σ_{zz}/σ_y etwa mit σ_{xx}/σ_y zusammen und sinkt mit weiterer Entfernung von der Rißspitze unter σ_{xx}/σ_y ab. Ein ähnlicher Spannungsverlauf wurde auch von Griffiths und Ewing [40] vermutet.

Wirkt nun zusätzlich eine externe Spannung σ_{zz}^e in z-Richtung, so wird σ_{zz} insgesamt erhöht. Als Folge davon nimmt die Vergleichsspannung σ_v ab. Da jedoch Fließen in jedem Fall vor Kerben oder Rissen stattfindet, muß schließlich doch die Be-

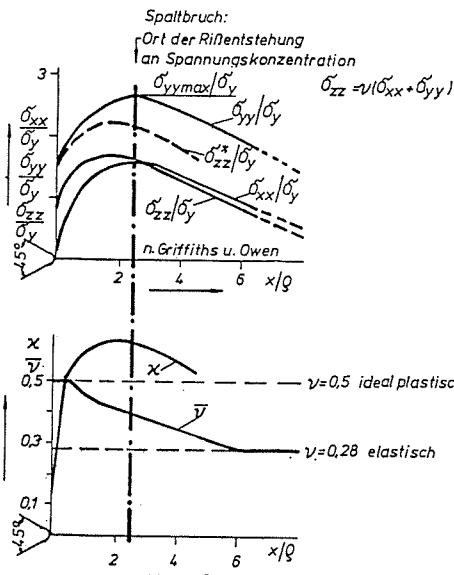


Bild 7
Spannungen, Querszahl ν und Mehrachsigeitszahl χ vor einem Kerb

dingung $\sigma_v = \sigma_y$ in der plastischen Zone erfüllt sein. Das ist wahrscheinlich nur möglich durch Erhöhung von $\sigma_{y\max}$ gegenüber dem einachsigen Belastungszustand, so daß $K_{\sigma p}$ ähnlich wie im Falle σ_{xx}^e ansteigt (vergl. Gleichung 4.7).

1.32 Bruchverhalten

Die Änderung des Spannungszustandes vor Kerben oder Rissen infolge von externen Spannungen σ_{xx}^e bzw. σ_{yy}^e , die zusätzlich an der Rißfront wirken, dürfte neben der Spannungsverteilung auch das Bruchverhalten von Stahl beeinflussen. Dabei sollte eine Spannung σ_{xx}^e prinzipiell die gleiche Wirkung wie eine Spannung σ_{zz}^e haben. In beiden Fällen ist zu vermuten, daß der Mehrachsigeitsgrad des Spannungszustandes vor Kerben oder Rissen dadurch erhöht wird, daß infolge des Anhebens einer der beiden Spannungen die Spannung $\sigma_{y\max}$ ansteigt. Für den Spaltbruch liegt der Ort der Rißentstehung im Spannungsmaximum vor dem Kerb (s. Bild 7). Nach allgemeiner Auffassung gilt hierbei die Normalspannungshypothese in Verbindung mit der v.-Mises-Hypothese, weil selbst bei tiefsten Temperaturen plastisches Fließen die Voraussetzung für die Entstehung von Spaltrissen ist. Spaltbruch tritt ein, wenn von der maximalen Spannung in y-Richtung die Spaltbruchfestigkeit erreicht wird:

$$(50) \quad \sigma_{y\max} = \sigma_{fc} = K_{\sigma p} \left(\frac{F}{F_{gy}} \right) \sigma_y (T) \text{ nach Gl. (26)}$$

Der Entstehungsort für den Beginn des duktilen Bruches liegt dagegen im Dehnungsmaximum im Kerbgrund. Ein Einfluß von σ_{xx}^e oder σ_{zz}^e auf den duktilen Bruch ist nur dann zu erwarten, wenn die Mittelspannungshypothese gilt [41, 42], die bei dreiachsigen Spannungszuständen und bei Vorliegen hoher Formänderungsgradienten z. B. an einer Rißspitze in einem dickwandigen Bauteil, anzusetzen ist.

In einer Reihe von Versuchen wurden von verschiedenen Autoren die Auswirkungen einer Spannung σ_{xx}^e auf das Bruchverhalten untersucht. Alle diese Versuche wurden bei Raumtemperatur und unter den Bedingungen des ebenen Spannungszustandes durchgeführt. Hunt [43] nahm die Versuche an sternförmigen Flachproben mit feinen Schlitzen vor. Er verwendete als Werkstoff eine Titan-Legierung und zwei verschiedene austenitische Stähle. Kibler und Roberts [44] untersuchten dünne Scheiben aus Aluminium und Plexiglas mit Sägeschnitten. Beide fanden unter den angegebenen Versuchsbedingungen einen Anstieg des Spannungsintensitätsfaktors beim Bruch mit zunehmendem σ_{xx}^e . Von Ueda und Mitarbeitern [45] wurde an Kreuzzugproben aus Kunststoff mit Sägeschnitt kein Einfluß auf die Bruchlast und damit auf den Spannungsintensitätsfaktor unter zunehmender Spannung σ_{xx}^e gefunden. Die vom gleichen Autor durchgeführten Untersuchungen an Stahl bei 130 K ergaben ebenfalls nur einen geringen Einfluß, der innerhalb der Streuungen der Meßwerte lag. Zu ähnlichen Ergebnissen kam auch Liebowitz [46], der Aluminiumproben mit Sägeschnitten versehen hat, die gleichzeitig in zwei Richtungen Zugbelastungen ausgesetzt wurden.

Die Durchführung dieser Versuche bei Raumtemperatur stellt nur bei duktilem Bruch keine Einschränkung dar. Jedoch sind aus Versuchen, die unter ebenem Spannungszustand durchgeführt wurden, keine Rückschlüsse auf das Verhalten dickwandiger Bauteile zu ziehen.

Über die Auswirkungen von σ_{zz}^e auf das Bruchverhalten liegen bisher noch keine gesicherten Ergebnisse vor. Auch die von Krägeloh und Sturm [47] beschriebenen Versuche an ungekerbten Behältern liefern keine Aussagen zu diesem Problem. Erste Untersuchungen bei der Staatlichen Materialprüfungsanstalt der Universität Stuttgart [48] wurden an einem einzigen Pro-

benpaar in Doppel-T-Form bei einer Versuchstemperatur von 173 K durchgeführt. Die Ergebnisse lagen innerhalb des Streubereiches und lassen noch keine Erkenntnisse über den Einfluß von σ_{zz}^e zu. Weitere Versuche an Rohren wurden von der MPA Stuttgart bei Raumtemperatur mit GG-26 durchgeführt. Die Belastung der Rohre erfolgte durch Innendruck, dem eine zusätzliche Längskraft überlagert war. Die Nennspannung in Umfangsrichtung, durch die der Bruch ausgelöst wurde, wurde durch Erhöhung der Nennspannung in Längsrichtung lediglich bei einer Rohrwanddicke von 25 mm geringfügig erniedrigt. Versuche mit Grauguß bei einer Wanddicke von 10 mm sowie Versuche mit Rohren aus den Werkstoffen C 45 (s=10 mm) und 42 CrMo 4 (s=1,5 mm) ergaben bei Erhöhung der Längsspannung kein Absinken der Bruchspannung in Umfangsrichtung [48.]. Allerdings sind Aussagen zum Spaltbruch hierbei auch nicht zu erwarten, wenn entweder die reine Normalspannungshypothese gilt (GG), wenn die Probenrohre zu dünnwandig sind, wenn die Kerbquerschnittstiefen wie im vorliegenden Fall zu klein sind und wenn die Versuche nur bei Raumtemperatur durchgeführt wurden, da der Bruch hierbei oberhalb der Fließgrenze nach erheblicher plastischer Verformung erfolgte. Auch diese Versuche sagen aus den genannten Gründen nichts über den Einfluß von σ_{zz}^e auf das Bruchverhalten in der Nähe von T_{gy} aus.

2. Problemstellung und Zielsetzung

Aus den Erkenntnissen von Bruchmechanikversuchen [49] sowie aus den experimentellen Erfahrungen bezüglich der spezifischen Bruchenergie und der Größe der plastischen Zone ergibt sich allgemein eine Verringerung der bruchmechanischen Kennwerte beim Übergang vom ebenen Spannungszustand zum ebenen Formänderungszustand, d. h. beim Anwachsen der Spannung σ_{zz} parallel zur Rißfront von $\sigma_{zz} = 0$ bis auf $\sigma_{zz} = \sigma_{zz}^c = \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$. Dieser Zusammenhang und das damit verbundene Absinken von bruchmechanischen Kennwerten auf einen unteren Grenzwert mit zunehmender Probendicke ist in Bild 5 dargestellt. Beim EFZ wird der "Grenzwert" K_{Ic} erreicht, gleichzeitig nimmt die Spannung σ_{zz} einen Maximalwert an. Je dicker die Probe in z-Richtung wird, desto größer wird der Anteil des vom EFZ erfaßten Volumensbereichs. Die genaue Vorhersage über das Versagen eines Bauteils

ist nur dann möglich, wenn bei der Durchführung von Bruchmechanikprüfungen sichergestellt ist, daß im Bauteil nicht ein ungünstigerer Spannungszustand vorliegt als in der Probe. In den konventionellen Bruchmechanikproben überwiegt längs der Proben-dickenrichtung im ungünstigsten Fall der ebene Formänderungszustand.

Im Abschnitt 1.3 - Einfluß mehrachsiger Nennspannungszustände - wurden zunächst rein hypothetisch Spannungszustände erörtert, bei denen $\sigma_{zz} > \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$, $d\epsilon_{zz} > 0$ ist bzw. bei denen eine zusätzliche Nennspannung in x-Richtung vorliegt. Über den Einfluß solcher Spannungszustände, d. h. über den Einfluß mehrachsiger Nennspannungszustände auf das Bruchverhalten von Stahl liegen bisher keine eindeutigen Versuchsergebnisse vor.

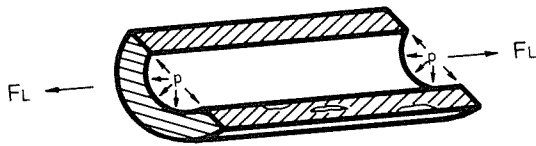


Bild 7 a
Dickwandiges Rohr unter Innendruck p und zusätzlicher äußerer Kraft F_L in Längsrichtung [38]

Zunächst stellt sich die Frage, ob solche Spannungszustände in der Praxis bei Bauteilen mit Rissen überhaupt vorkommen können. Diese Frage kann bejaht werden, wie sich aus der folgenden Überlegung erkennen läßt: In Bild 7a [38] ist ein dickwandiges Rohr schematisch gezeigt, in dessen Wand Risse in der dargestellten Weise enthalten sind und auf das eine Längskraft wirkt, beispielsweise als äußere Zugkraft oder bedingt durch die verschlossenen Enden bei einem Druckbehälter.

Die Risse unterliegen bei der im Bild gezeigten Anordnung dabei einer Modus-I-Belastung. Durch den Innendruck p entsteht in der Rohrwand eine Umfangsspannung, die durch die in der Nähe des Risses infolge des umgebenden Werkstoffvolumens vorliegende Querverformungsbehinderung zu einer Spannung σ_{zz}^c führt. Dieser Spannung sei die durch die oben erwähnte zusätzliche Längskraft oder ein Biegemoment hervorgerufene "externe" Spannung σ_{zz}^e als Nominalspannung überlagert, wie sie infolge von Wärmedehnungen bei Heißdampfrohrleitungen, infolge von Massenkräften durch Eigengewichte oder infolge anderer äußerer Einflüsse, beispielsweise bei Druckbehältern, hervorgerufen werden können. Es ergibt sich dann durch Addition

$\sigma_{zz} = \sigma_{zz}^c + \sigma_{zz}^e$. Damit wird $\sigma_{zz} > \sigma_{zz}^c = \nu (\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$. Die Spannung parallel zur Rißfront steigt über den Wert an, der sich durch die Constraintwirkung beim EFZ einstellt. Die sich hieraus ergebenden Konsequenzen für das Bruchverhalten sind, wie in Abschnitt 1.32 erörtert, bisher theoretisch schwer zu übersehen, da nicht von vornherein geklärt ist, wie der lokale Spannungszustand vor dem Riß durch die Änderung des Nennspannungszustandes beeinflusst wird.

Ein vorkritischer stabiler duktiler Anriß wird am Rißgrund an der Stelle der Dehnungskonzentration eingeleitet, denn im Riß- oder Kerbgrund wird aufgrund der Formänderungskonzentration das Formänderungsvermögen zuerst erreicht. Durch die Wirkung zusätzlicher Nennspannungen σ_{xx}^e bzw. σ_{zz}^e erhöht sich die Mittelspannung und bei Gültigkeit des Mittelspannungskriteriums [41, 42] die Rißgefahr.

Für den Spaltbruch liegt der Ort der Rißentstehung im Spannungsmaximum vor dem Riß. Hier haben die Nennspannungen σ_{xx}^e und σ_{zz}^e , sofern für plastisches Fließen die v.-Mises-Hypothese gilt, wahrscheinlich die Wirkung einer Erhöhung des plastischen Spannungskonzentrationsfaktors durch Anhebung der Spannung σ_{yymax} , denn das Fließen wird zwar durch σ_{xx}^e oder σ_{zz}^e erschwert, findet aber dennoch statt und führt dann zu der Erhöhung von σ_{yymax} bzw. von $K_{\sigma p}$.

Die Ergebnisse von Miller und Kfourî [26] weisen im übrigen in diese Richtung (vergl. Abschnitt 1.31).

Liegt T_{gy} unter der Bedingung des ebenen Formänderungszustandes, wie bei Baustählen üblich, im flach verlaufenden Teil der Streckgrenzen-Temperatur-Kurve, so haben geringe Änderungen von $K_{\sigma p}$ (F_{gy}) eine starke Erhöhung von T_{gy} zur Folge (siehe Bild 6 e). Der Übergang zum Niederspannungsbruch kann dadurch zu erheblich höheren Temperaturen verschoben werden. In Bild 6 h ist dieser Zusammenhang dargestellt. Die durch die Erhöhung des plastischen Spannungskonzentrationsfaktors bewirkte Verschiebung von T_{gy} hat wahrscheinlich eine entsprechende Verschiebung der Bruchnennspannungs-Kurve zur Folge. Die Rißzähigkeit wird dabei ähnlich wie σ_f abgesenkt, wie ebenfalls in Bild 6 h gezeigt ist.

Aus diesen Überlegungen folgt, daß biaxiale Nennspannungszustände bei konstanter Temperatur zu einer Erniedrigung von K_{Ic} im Bereich des Spaltbruches führen können (Bild 6 h ↓) und sich damit ebenso auswirken wie eine Temperaturerniedrigung bei glei-

chem Spannungszustand (Bild 6 h. \leftarrow). Entsprechend der Tatsache, daß eine Erhöhung der Spannung σ_{zz} um σ_{zz}^e auf $\sigma_{zz} = \sigma_{zz}^c + \sigma_{zz}^e$ einen höheren plastischen Spannungskonzentrationsfaktor, als er dem EFZ entspricht, zur Folge hat, könnte man einen Abfall der Kennwerte für die Bruchzähigkeit und für das Ausmaß der Verformung vor dem Bruch erwarten, da beide Größen durch den plastischen Spannungskonzentrationsfaktor oder - was gleichbedeutend ist - durch den Mehrachsigkeitsgrad des Spannungszustandes beeinflusst werden. Prinzipiell ist ein Wiederanstieg von K_{Ic} bei $d\epsilon_{zz} > 0$ nicht auszuschließen, nämlich dann, wenn bei $d\epsilon_{zz} = 0$ im Spannungsmaximum $\nu = 0,5$ ist. Nach Griffiths und Owen ist dies jedoch, im Gegensatz zur Auffassung von Dietmann und Kußmaul [48] zumindest bei Kerben nicht der Fall. Durch experimentelle Untersuchungen soll hier geklärt werden, ob durch σ_{zz}^e ein Einfluß auf das Bruchverhalten von Stahl in dem Sinne besteht, daß T_{gy} erhöht und K_{Ic} abgesenkt wird. Aufgrund der vorangegangenen Überlegungen wird ein solcher Einfluß erwartet (Bild 8).

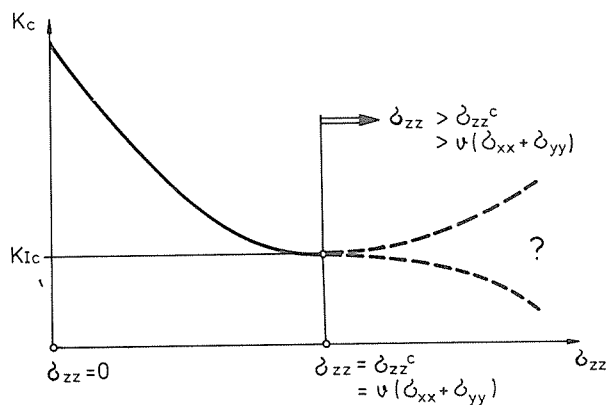


Bild 8
Möglichkeiten des Verlaufes von K_c oder anderer bruchmechanischer Kennwerte bei $\sigma_{zz} > \sigma_{zz}^c$

Bei der Durchführung der Versuche soll die experimentelle Dokumentation des Spannungszustandes soweit wie möglich durchgeführt werden.

3. Entwicklung einer geeigneten Probenform

Mit der zu entwickelnden Probe sollten Nennspannungsverhältnisse dargestellt werden können, wie sie z. B. im Druckbehälterbau zu berücksichtigen sind. Die Form der Probe wurde zunächst mit Hilfe der experimentellen Spannungsanalyse mittels Spannungs-

optik und Holographie nach einem Vorschlag von Helms [priv. Mitt.] von Wutzke und Hosp [50] entwickelt. Es bestand dabei die Aufgabe, die Probe so zu gestalten, daß bei einachsiger Belastung im Prüfquerschnitt eine möglichst homogene Spannung σ_{zz} parallel zur Front des Risses erzeugt wird [51]. Es handelte sich um eine Doppel-T-Probe, zwischen deren Doppelbalken sich der eigentliche Prüfquerschnitt befindet. Ein wesentlicher Gesichtspunkt bei der Wahl dieser Probenform war hierbei, daß die K-Analyse für den Einzel- und Doppel-Randriß bekannt ist. In Bild 9 ist die prinzipielle Form der verwendeten Probe dargestellt, die im Folgenden mit "Form 2" bezeichnet werden soll. Die Belastung der Probe erfolgt dabei über die vier symmetrisch angeordneten Bohrungen. Diese Anordnung hat den Vorteil, daß die Versuche in einer normalen Zugprüfmaschine erfolgen können.

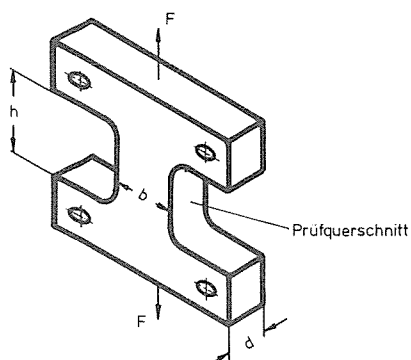


Bild 9
Grundform der für die Versuchsdurchführung entwickelten Probe mit $d\epsilon_{zz} > 0$ im Prüfquerschnitt (Form 2)

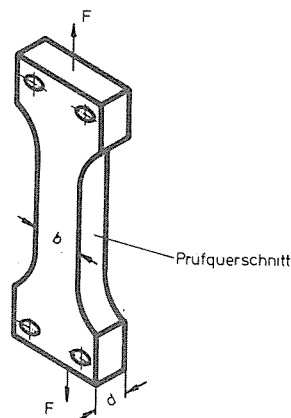


Bild 10
Grundform der Vergleichsprobe mit EFZ und $d\epsilon_{zz} = 0$ im Prüfquerschnitt (Form 1)

Um einen Vergleich der gefundenen Ergebnisse aus den Versuchen mit der Probenform nach Bild 9 (Form 2) mit solchen, die unter Bedingungen des EFZ erhalten wurden, auch dann vornehmen zu können, wenn die Voraussetzungen der linear-elastischen Bruchmechanik nicht mehr erfüllt sind, wurde eine weitere Probenform gleichen Bruchquerschnitts entworfen, wie sie in Bild 10 dargestellt ist. Sie erhält die Bezeichnung "Form 1". Die Untersuchungen an dieser Vergleichsprobe Form 1 erfolgten neben der Prüfung an üblichen CT-Proben, die ebenfalls den EFZ im Prüfquerschnitt aufweisen sollen. Damit sollte ausgeschlossen werden, daß die erwarteten Abweichungen der Bruchzähigkeitswerte bei der Probenform 2 gegenüber den Ergebnissen an CT-Proben von der Probengeometrie herrühren. Bei der Probenform 1 müßten sich danach gleichfalls von Form 2 abweichende Ergebnisse einstellen, die in der Tendenz denen der CT-Proben ähneln.

Die Überlegung, die zur Entwicklung der Probenform 2 nach Bild 9 führte, war, daß trotz der einachsigen Krafteinleitung durch eine konventionelle Zugprüfmaschine, sich im Prüfquerschnitt, der die Rißebeue enthält, eine Überlagerung von Zug- und Biegespannungen einstellt, die zum Aufbau einer Spannung σ_{zz}^e führt. Die Biegespannungen resultieren hierbei aus den über die Querbalken von den Bohrungen her eingeleiteten Kräften, wobei die Größe der überlagerten Spannung σ_{zz}^e und damit das Spannungsverhältnis $\sigma_{yy}^e / \sigma_{zz}^e$ von der Wahl der Probengeometrie abhängt. Es standen hierbei eine Reihe von Variationsmöglichkeiten zur Verfügung, um Größe und Verlauf der Spannung σ_{zz}^e zu beeinflussen:

- Man kann das Verhältnis Breite zu Höhe des Verbindungssteges,
- die Größe der Radien im Bereich des Überganges von den Querbalken zum Steg,
- oder den Abstand der Bohrungen von der Mittellinie verändern.

Für die Ausführung der Probe nach Form 2, der für die Versuche verwendeten Doppel-T-Probe, wurden näherungsweise Verhältnisse der Normalspannungen in y- und z-Richtung angestrebt, wie sie in Druckbehältern auftreten können:

In einem Behälter mit zylindrischem Schuß ist im Bereich des Schusses bei Belastung unter Innendruck das Verhältnis von Umfangsspannung zu Längsspannung 2:1, so daß auf einen Riß mit Rißebeue parallel zur Behälterlängsachse entsprechend Bild 7a eine Rißöffnungsspannung σ_{yy}^e wirkt, die doppelt so groß ist wie die Nennspannung parallel zur Rißfront. Durch Veränderungen der geometrischen Probenabmessungen lassen sich jedoch auch andere Spannungsverhältnisse im Rißgrund realisieren, wie sie sich beispielsweise in Halbkugelböden einstellen oder wie sie auf einen Riß mit Rißebeue senkrecht zur Behälterlängsachse einwirken.

Zur Absicherung der experimentellen Spannungsanalyse einerseits und zur abschließenden Probenoptimierung andererseits wurden parallel dazu Finite-Element-Berechnungen durchgeführt, die die Ergebnisse der spannungsoptisch-holographischen Messungen bestätigten. Aus Symmetriegründen genügte für die Rechnung die FEM-Analyse für einen Viertelausschnitt mit der halben Probendicke.

Um den vorgesehenen Spannungsverlauf sowie das angestrebte Verhältnis von $\sigma_{yy}^e / \sigma_{zz}^e$ zu erreichen, wurde als Prototyp eine Probe entwickelt, wie sie in Bild 11 dargestellt ist: Form 2 a.

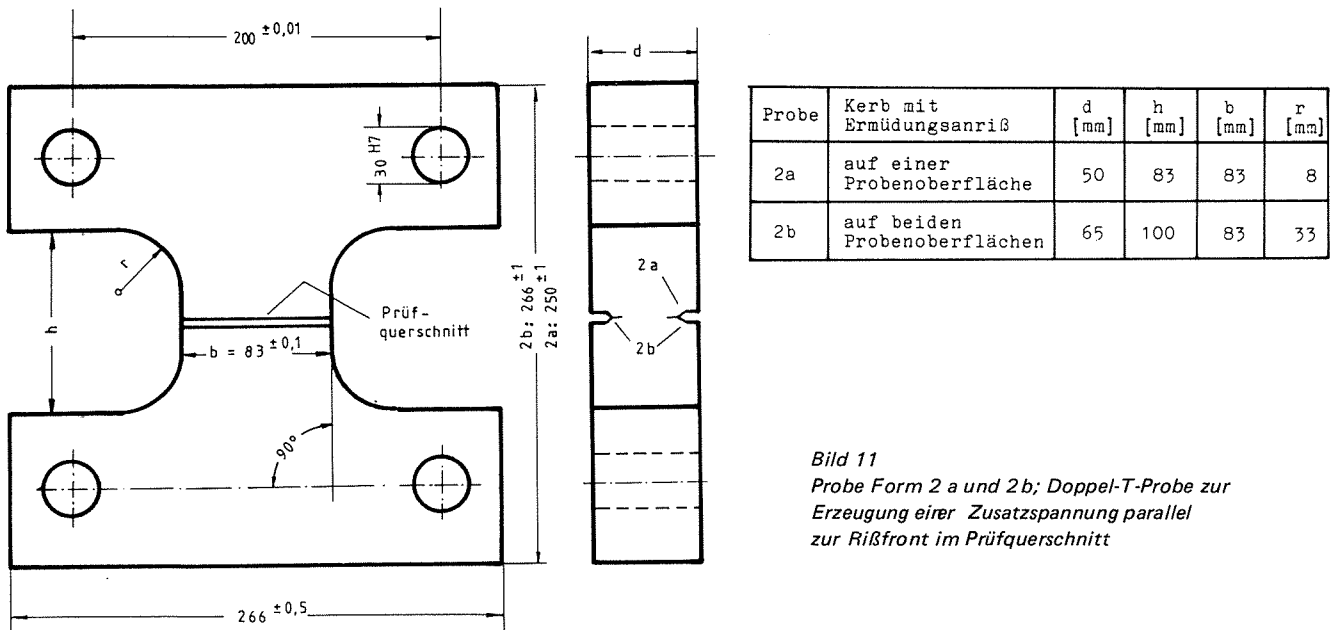


Bild 11
 Probe Form 2 a und 2 b; Doppel-T-Probe zur Erzeugung einer Zusatzspannung parallel zur Rißfront im Prüfquerschnitt

Der Spannungsverlauf der Koordinatenspannungen σ_{yy}^e und σ_{zz}^e über die halbe Probenbreite, wie er sich bei äußerer Belastung aus der FEM-Analyse ergibt, ist im Bild 12 gezeigt. Bei dieser Darstellung wurden die Spannungen über die Probenbreite b normiert auf σ_{yy} in Probenmitte bei $z = 0$ aufgetragen. An den Probenseiten muß σ_{zz}^e Null werden. Man erkennt, daß σ_{yy}^e in der Mitte der Probe ein flaches Minimum aufweist, ca. 20 mm vom

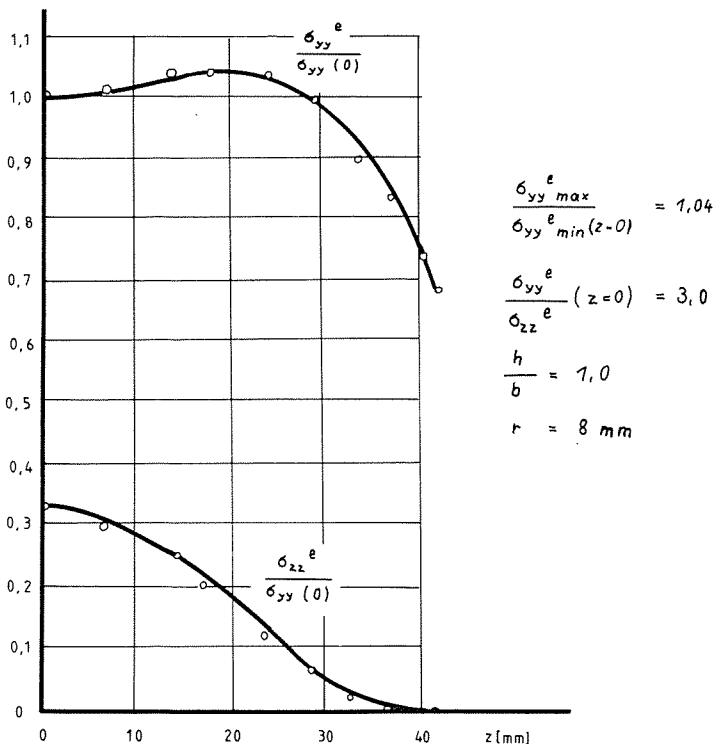
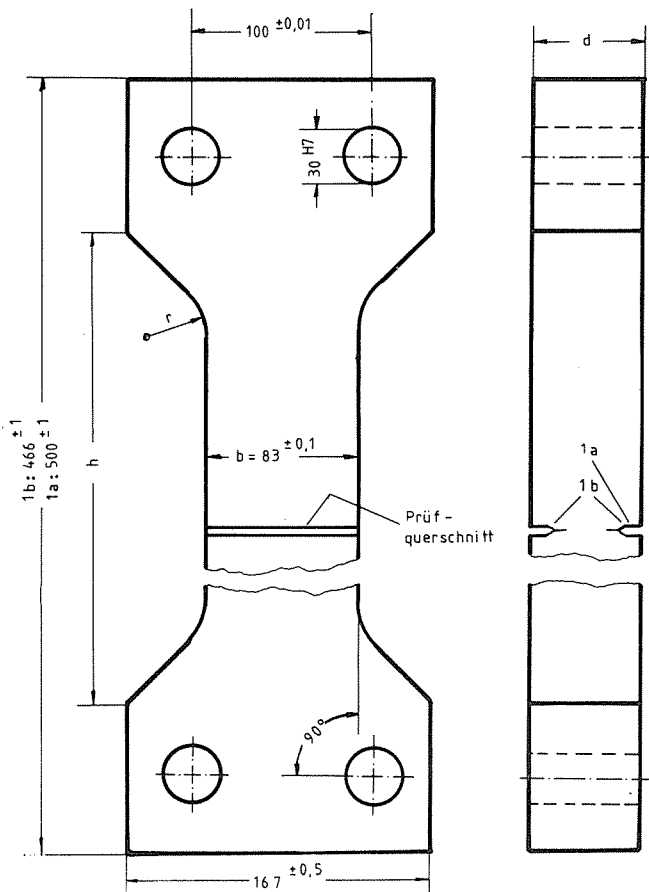
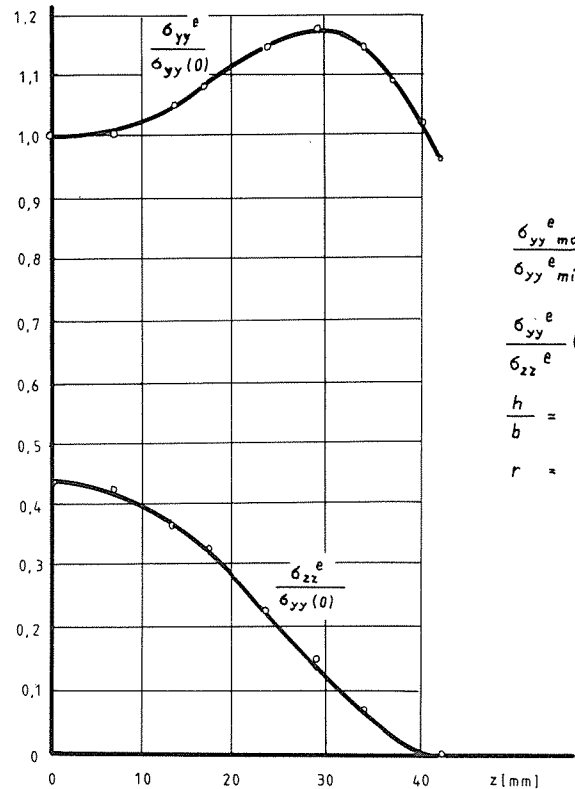


Bild 12
 Verlauf der Koordinatenspannungen σ_{yy}^e und σ_{zz}^e bei Probengeometrie nach Bild 11: Probenform 2 a ohne Riß



Probe	Kerb mit Ermüdungsanriß	d [mm]	h [mm]	b [mm]	r [mm]
1a	auf einer Probenoberfläche	50	333	83	33
1b	auf beiden Probenoberflächen	65	300	83	33

Bild 13
 Probe Form 1 a und 1 b; Vergleichsprobe mit EFZ im Prüfquerschnitt ohne Zusatzspannung parallel zur Rißfort



$$\frac{\sigma_{yy}^e \max}{\sigma_{yy}^e \min(z=0)} = 1,18$$

$$\frac{\sigma_{yy}^e}{\sigma_{zz}^e} (z=0) = 2,26$$

$$\frac{h}{b} = 1,2$$

$$r = 33 \text{ mm}$$

Bild 14
 Verlauf der Koordinatenspannungen σ_{yy}^e und σ_{zz}^e bei Probengeometrie nach Bild 11: Probenform 2 b ohne Riß

Rand entfernt, ein Maximum durchläuft und am Rand etwa auf den Wert $0,68 \cdot \sigma_{yy}^e(z=0)$ abfällt. Das Verhältnis des Maximums der Spannung σ_{yy}^e zum Wert in Probenmitte beträgt etwa 1,04. Weiterhin stellt sich in Probenmitte ein Verhältnis der beiden Spannungen $\sigma_{yy}^e : \sigma_{zz}^e$ von ca. 3:1 ein. Die zur Realisierung des EFZ im Prüfquerschnitt parallel dazu untersuchten Proben der Form 1 a - die Vergleichsproben - hatten die im Bild 13 gezeigten Abmessungen.

Da diese Ergebnisse noch nicht optimal waren - insbesondere wurde ein sehr starker Randabfall der Spannung σ_{yy}^e festgestellt und σ_{yy}^e in Probenmitte war gegenüber der Spannung σ_{zz}^e im Vergleich zum angestrebten Verhältnis von 2:1 noch zu hoch - wurde eine Modifizierung der Probenform 2 a vorgenommen.

Diese modifizierte Probenform mit einem auf 33 mm vergrößerten Übergangsradius und dem Verhältnis Steghöhe zu Stegbreite von 1,2 zu 1 ist gleichfalls in Bild 11 dargestellt: Form 2 b. Im Bild 14 sind die aus dieser Probenform resultierenden Spannungsverteilungen in gleicher Weise wie in Bild 12 über der Probenbreite aufgetragen. Auch jetzt wird notwendigerweise σ_{zz}^e wegen des an den Probenseiten vorliegenden ESZ dort Null. Die Spannung σ_{yy} fällt zu den Seiten hin nicht mehr so stark ab. Das Maximum dieser Spannung liegt etwa 15 mm vom Rand des Prüfquerschnittes entfernt. Das Verhältnis des Maximums der Spannung σ_{yy}^e zum Wert in Probenmitte beträgt etwa 1,18. Dieser Wert ist zwar etwas ungünstiger als bei der Probenform 2 a, mußte hierbei aber in Kauf genommen werden. An den Seiten der Probe ergibt sich für σ_{yy}^e der gleiche Wert wie in der Mitte. Dort liegt ein Verhältnis $\sigma_{yy}^e : \sigma_{zz}^e = 2,26 : 1$ vor, das dem angestrebten Wert von 2:1 recht nahe kommt. Die zum Vergleich herangezogene Probe der Form 1 wurde ebenfalls modifiziert und mit 1 b bezeichnet. Die Gesamtlänge wurde verkürzt, da sich auch bei diesen Abmessungen der EFZ im Prüfquerschnitt noch realisieren läßt (Bild 13). Durch das Vermeiden unnötig langer Proben wurde eine Werkstoff einsparung erreicht.

4. Versuchsplanung

4.1 Versuchswerkstoffe, Probenabmessungen

Da das Problem der mehrachsigen Belastung in erster Linie im Druckbehälterbau von technischem Interesse ist, lag es nahe, Versuchswerkstoffe zu wählen, die in diesem Bereich verwendet werden. Die ersten Versuche wurden mit dem Werkstoff 22 NiMoCr 37 durchgeführt, von dem eine 100 mm dicke Platte als Restmaterial zur Verfügung stand und die in Blechebene getrennt wurde. Die chemische Analyse des Werkstoffes enthält Tafel 1. Der Versuchswerkstoff lag im wasservergüteten Zustand (880 °C/Wasser + 720 °C/Luft) vor. Die mechanischen Eigenschaften - Festigkeitswerte bei Raumtemperatur und Kerbschlagzähigkeit bei Raumtemperatur und 0 °C - enthalten die Tafeln 2 und 3. Die Kerbschlagzähigkeitswerte aus

Kopf und Fuß der Blechtafel weichen nur geringfügig voneinander ab. Durch die gegebenen Abmessungen des Probebleches konnten 2 Proben übereinander mit einer Dicke d von jeweils etwa 50 mm entnommen werden. Als Probenform wurde die Geometrie nach den Bildern 11 und 13 - Form 2 a und 1 a - gewählt. Für die Probenform 2 a betragen die Breite b und Höhe h des Prüfquerschnittes 83 mm, d. h. $h/b = 1$. Der Übergangsradius zwischen den Querbalken mit den Bohrungen für die Krafteinleitung und dem Prüfquerschnitt betrug 8 mm. Mit dieser Probe sollten zunächst Erfahrungen hinsichtlich der Prüftechnik gesammelt werden.

Die Vergleichsproben der Form 1 a hatten die im Bild 13 gezeigten Abmessungen; der Prüfquerschnitt war der gleiche wie bei der Form 2 a. An diesen ersten Proben ist der durchgehende Kerb mit dem Ermüdungsanriß für den Ausgang des Rißfortschrittes nur an einer der beiden Probenoberflächen eingebracht worden (s. a. Bild 22).

In einer zweiten, umfangreicheren Versuchsserie mit den Proben der Form 2 b und 1 b sollten die mit der Probenform 1 a und 2 a gesammelten Erfahrungen Berücksichtigung finden. Als Werkstoff für diese Versuche wurde ein 65 mm dickes Blech aus niedrig legiertem schweißbaren Feinkornbaustahl StE 47 verwendet, der auf vielen Gebieten des Druckbehälterbaus, in der Verfahrenstechnik der chemischen Industrie und auch in der Kerntechnik zum Einsatz gelangt. Die chemische Zusammensetzung des Bleches aus StE 47 ist in Tafel 7 angegeben. Dabei zeigen die Werte bei den wesentlichen Legierungsbestandteilen gute Übereinstimmung mit den Sollwerten. Zur Feststellung der mechanischen Eigenschaften dienten Rundzugproben A 10 x 50 für Zugversuche nach DIN 50125. Die mechanischen Werte sind in Tafel 6 enthalten. Die Werte erreichen in allen Fällen die Anforderungen nach Stahl-Eisen-Werkstoffblatt SEW 089-70. Die Abmessungen der zur Verfügung stehenden Blechtafel waren 2000 x 4000 x 65 mm, wobei die Aufteilung in der in Bild 15 gezeigten Weise vorgenommen wurde. Alle Proben waren hierbei in Walzrichtung angeordnet, so daß die Kerben mit den Ermüdungsanrissen stets quer zur Walzrichtung lagen. In Abschnitt 3 (Entwicklung einer geeigneten Probenform) wurde bereits auf die modifizierten Proben mit den Bezeichnungen 2 b und 1 b und deren geometrische Parameter hingewiesen. Der Grund für Änderungen der Vergleichsprobe von Form 1 a in 1 b lag im Wesentlichen in der erzielten Werk-

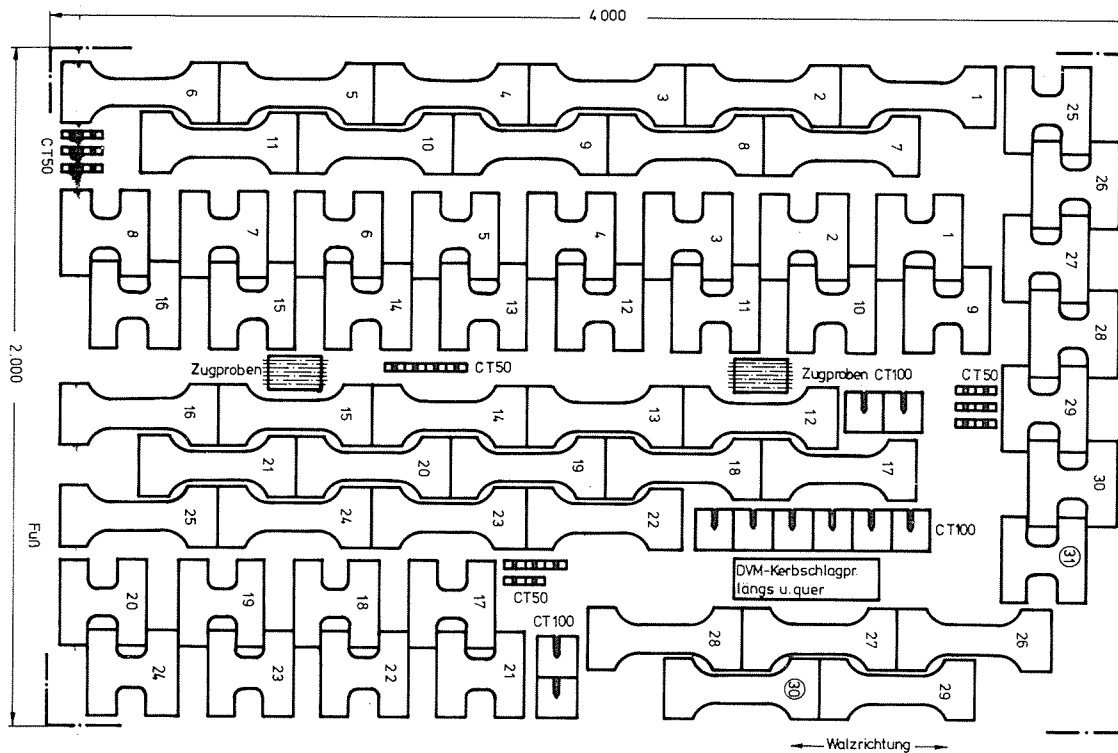


Bild 15
Blechaufteilung StE 47 (Blechdicke 65)

stoffeinsparung. Die Steglänge wurde um ca. 35 mm verkürzt; alle anderen Abmessungen wurden beibehalten (Bild 13). Ein Einfluß auf die Spannungsverhältnisse im Prüfquerschnitt war hierdurch nicht zu erwarten. Die Veränderung der Geometrie von Form 2 a in 2 b (s. Bild 11) war bei der Probenform 2 darin begründet, daß durch Vergrößerung der Übergangsradien auf 33 mm und eine Relation von Steghöhe/Stegbreite = 1,2 das angestrebte Verhältnis $\sigma_{yy}^e : \sigma_{zz}^e = 2:1$ annähernd erreicht wurde und die Spannung σ_{yy}^e zum Probenrand hin einen geringeren Gradienten als bei den ersten Versuchen mit der Probenform 2 a aufwies (s. Bild 14).

Die Probenrohlinge wurden nach der Aufteilung des Bleches durch Brennschneiden herausgetrennt. Um den Ausgangszustand bezüglich der Wärmebehandlung wieder herzustellen und einen etwaigen Einfluß durch das Brennschneiden in den Randzonen der Probenrohlinge auszuschließen, wurden vor der weiteren Bearbeitung die Proben normalisierend geglüht. Anschließend erfolgte die Bearbeitung der Probenoberflächen, wobei besonders auf kerbfreie Übergänge in den Radien geachtet wurde und die Herstellung der Bohrungen mit den geforderten Toleranzen. Um Biegespannungen infolge einseitiger Verformung auszuschließen, wie sie vermutlich bei den Probenformen 1 a und 2 a auftraten, wurden die Proben 1 b und 2 b an beiden

Probenoberflächen mit je einem gefrästen Kerb und Ermüdungsanriß versehen. Für das Einfräsen der beiden Kerben im Prüfquerschnitt von den Probenoberflächen her wurde ein Scheibenfräser benutzt, um die Kerbtiefe zu erreichen und im Anschluß daran wurde mit einem Prismenfräser der spitz zulaufende Kerbgrund hergestellt (s. a. Bild 75).

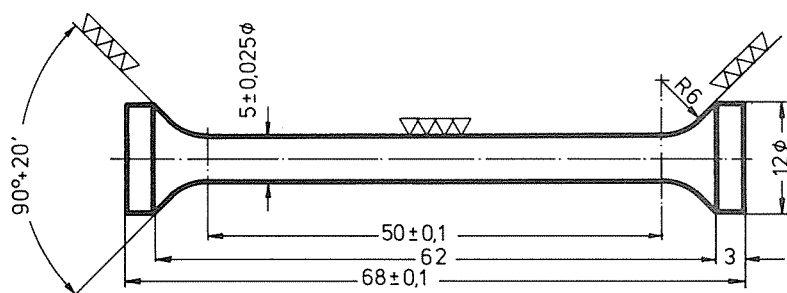


Bild 16
Kleinzugprobe

▽ (▽▽▽) $R_t \leq 1$ Beidseitig zentriert nach DIN M.: 2:1

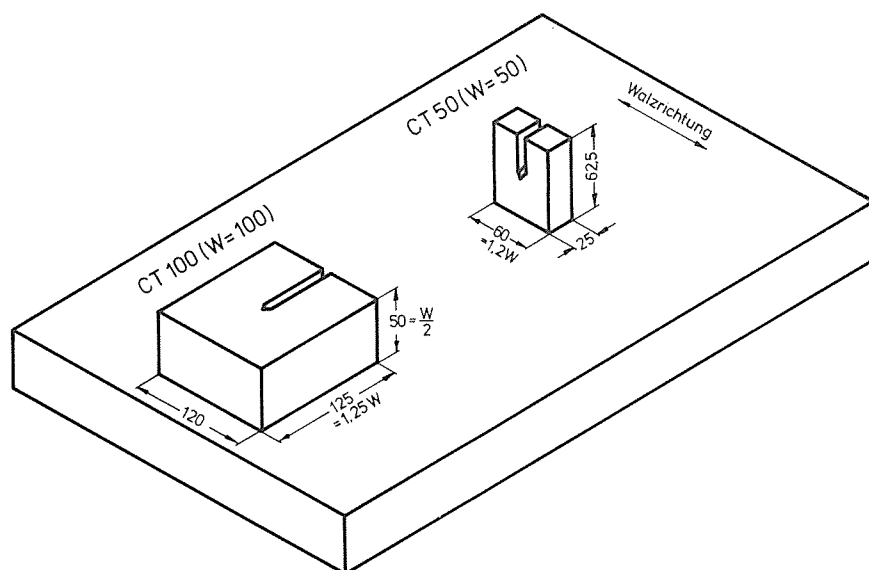


Bild 17
Skizze zur Lage der CT-Proben

Für Zugversuche sind außerdem in verschiedenen Entfernungen von der Blechoberfläche aus der Tafel St E 47 Kleinzugproben entnommen worden. Die verwendete Probenform zeigt Bild 16. Ergänzend zu den Versuchen mit den Proben der Form 1 b und 2 b wurden weiterhin CT-Proben hergestellt, deren Lage und Größe in Bild 17 dargestellt ist.

4.2 Prüfmaschine, Einspannvorrichtung

Für die Durchführung der Versuche mit den Probenformen 1 und 2 stand eine liegende Universalprüfmaschine, Bauart Mohr und Federhaff, zur Verfügung, mit der eine maximale

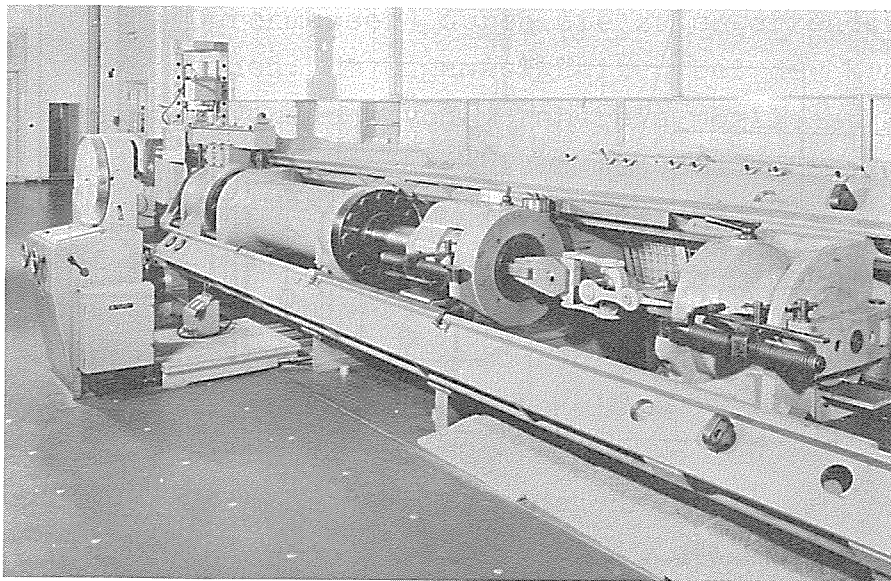


Bild 18
 Liegende Universalprüfmaschine
 bis 3,6 MN, Prüfraum 10.000 mm;
 hier mit einem anderen Prüfobjekt

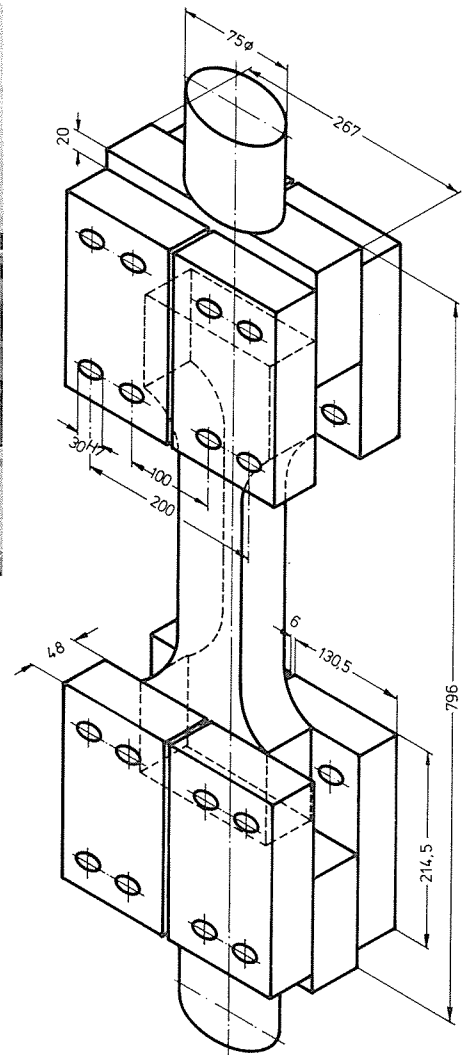


Bild 19
 Einspannvorrichtung (schematisch) für Probe
 Form 1 und Form 2

Prüflast von 3,6 MN aufgebracht werden konnte (Bild 18). Zum Einspannen der Proben ist eine Spannvorrichtung hergestellt worden, die schematisch in Bild 19 dargestellt ist und grundsätzlich die folgenden Bedingungen erfüllen sollte:

- Einsatzmöglichkeit für beide Probenformen 1 und 2
- kraftschlüssige Verbindung mit den vorgegebenen Spannbacken der Prüfmaschine
- symmetrische Einleitung der Prüfkräfte im verwendeten Lastbereich bis zum Bruch der Proben
- möglichst leichte Handhabung beim Ein- und Ausbau bzw. beim Probenwechsel

Die Krafteinleitung in die Proben der Form 1 a und 2 a für die ersten Versuche geschah mittels Bolzen, 8 laschenförmigen Verbindungsteilen und 2 Platten für die Einspannung in die Maschine. Die Platten wurden als Schmiedestücke gefertigt, um ein Abreißen des in der Prüfmaschine eingespannten Teils

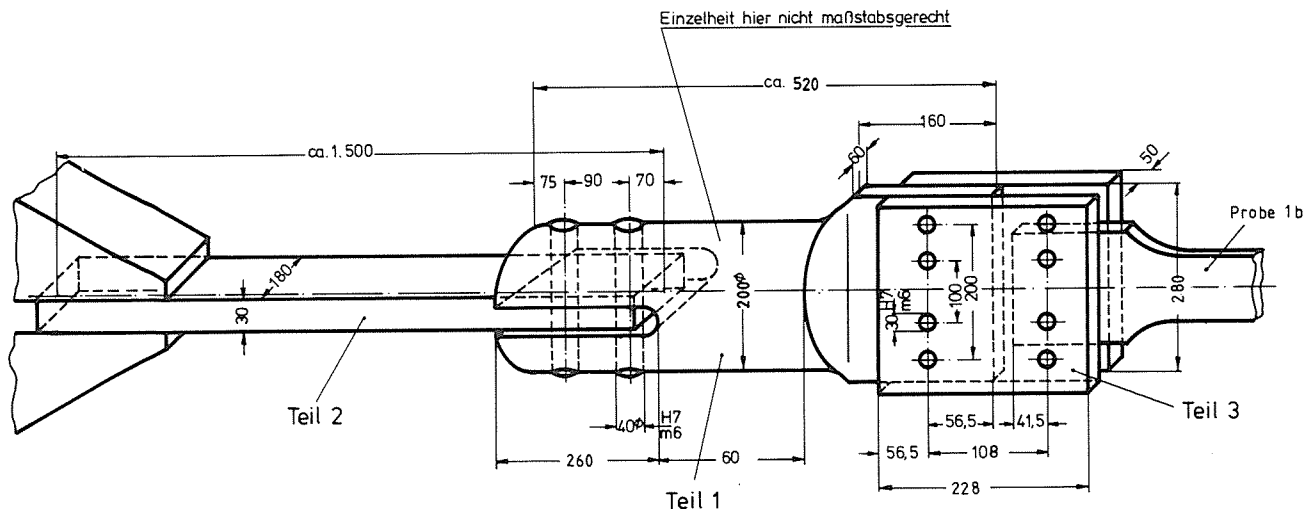
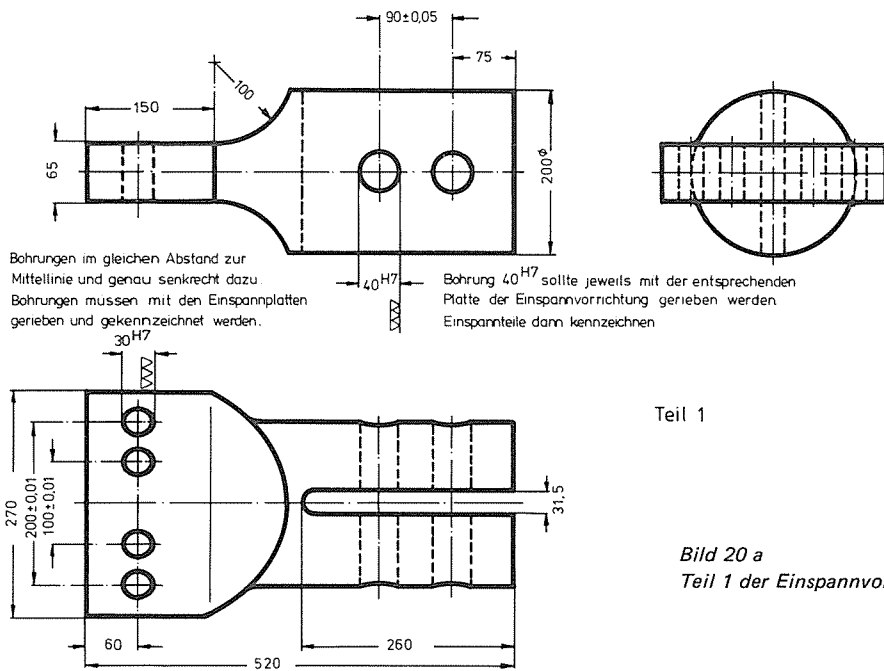


Bild 20
elastische Einspannvorrichtung für die Hauptversuche Probenform 1 b und 2 b



Teil 1

Bild 20 a
Teil 1 der Einspannvorrichtung von Bild 20 (Schmiedestück)

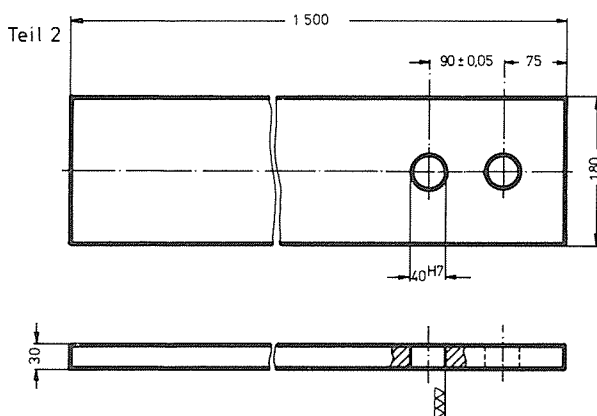


Bild 20 b
Teil 2 der Einspannvorrichtung (2 Stück)

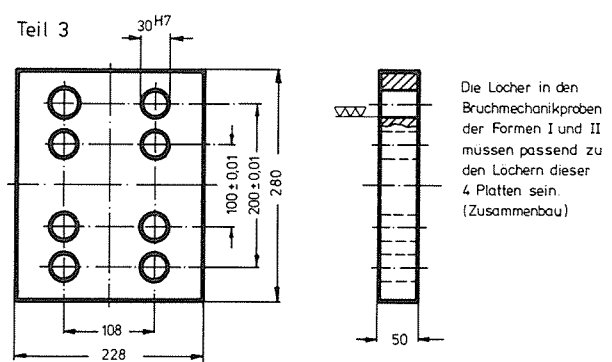


Bild 20 c
Teil 3 der Einspannvorrichtung von Bild 20 (4 Stück)

(75 mm Durchmesser) durch die zu erwartenden hohen Prüfkräfte zu vermeiden. Um Ungenauigkeiten bei der Krafteinleitung während der Versuche von vornherein möglichst klein zu halten, wurden Bohrungen und Bolzen mit den engen Toleranzen H7/m6 auf einem Lehrenbohrwerk gefertigt.

Für die weiteren Versuche mit den Proben 1 b und 2 b wurde die gleiche Universalprüfmaschine, wie im Bild 18 abgebildet, verwendet. Zur Versuchsdurchführung wurde jedoch eine andere Einspannvorrichtung entwickelt, die im Bild 20 schematisch dargestellt ist. Die Einzelheiten der Vorrichtung zeigen die Bilder 20 a bis 20 c. Im Gegensatz zu den Vorversuchen wurden die Proben um 90° gedreht in die Maschine eingespannt, so daß die Reißfront jetzt senkrecht lag. Zusätzlich zu den Forderungen nach Einsatzmöglichkeit für beide Probenformen, kraftschlüssiger Verbindung zur Prüfmaschine sowie leichter Handhabung beim Probenwechsel sollte mit einer querkraft- und momentenarmen Einspannung versucht werden, Biegungen um die x-Achse der Proben klein zu halten.

Bild 53 zeigt eine Probe der Form 2 b im eingespannten Zustand in der Prüfmaschine, wobei wegen der besseren Erkennbarkeit im Bild die obere Verbindungsflasche zwischen Probe und Zugvorrichtung weggelassen wurde. Rechts und links oben erkennt man in Probenebene die Schmiedestücke Teil 1 der Einspannvorrichtung, darunter die bereits aufgesetzten Blechflaschen Teil 3 (siehe Bild 20). Wegen der leichteren Handhabung wurden bei der Versuchsdurchführung die Verbindungsflaschen Teil 3 in Längsrichtung getrennt, wie auch im Bild 53 zu sehen ist. Die freien Bohrungen in der Bildmitte werden zum Einspannen der Probenform 1 b benutzt.

Für die Untersuchungen an den Kleinzugproben (Bild 16) diente eine kraftgeregelter, mechanisch betriebene (2-Spindel-Vorschub) 10-kN-Zugprüfmaschine, Bauart Instron.

Die Prüfungen der CT-Proben (Bild 17) erfolgten an einer kraftgeregelter servohydraulischen Prüfmaschine (Hydropulsanlage Fabrikat Schenck), wobei in Abhängigkeit von der Probengröße ein 60-kN-, 160-kN- bzw. 400-kN-Zylinder eingesetzt wurde.

4.3 Geplante Untersuchungen

Die ersten Versuche mit dem Werkstoff 22 NiMoCr 37 - Probenform 1 a und 2 a - waren nur bei einer Prüftemperatur durchzuführen, um die Versuchsanordnung zu testen. Die weiteren Untersuchungen an den Proben 1 b und 2 b aus StE 47 sollten innerhalb eines größeren Temperaturbereiches vorgenommen werden, um den Einfluß der Probenform und damit des Spannungszustandes auf die Temperatur T_{gy} und auf bruchmechanische Kennwerte bei verschiedenen Temperaturen ermitteln zu können. Anhand von Zugversuchen sollte die Spaltbruchfestigkeit und die Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze sowie an ISO-Spitzkerbproben die Kerbschlagzähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur ermittelt werden. Um einen Vergleich mit der Probenform 1 b für den angestrebten ebenen Formänderungszustand zu erhalten, wurden außerdem Prüfungen der Reißzähigkeit an CT-Proben mit zwei verschiedenen Abmessungen vorgesehen. Weiterhin waren an Proben der Form 1 b und 2 b im ungebrochenen Zustand Reißaufweitungsversuche mit Zwischenentlastung bei Raumtemperatur durchzuführen sowie Dehnungsmessungen im Kerbgrund von beidseitig gekerbten Proben der Form 1 und 2, wobei ein möglichst schmaler Kerb angestrebt wurde. REM-Untersuchungen einiger Bruchflächen sollten Aufschluß über die mikroskopische Bruchtopografie liefern.

5. Versuchsdurchführung

5.1 Vorversuche, Werkstoff 22 NiMoCr 37

Die Proben 1 a und 2 a aus 22 NiMoCr 37 wurden in Anlehnung an eine bei Bruchmechanik-Prüfungen verwendete Probenform, Scheibe mit einseitigem Randriß unter Zug (single-edge-crack tension specimen) [7], mit Kerb und Ermüdungsanriß versehen. Die Erzeugung dieses Ermüdungsanrisses erfolgte unter schwingender Belastung im Schwellbereich mit einer 500-kN-Universalprüfmaschine, Bauart Instron, bei Raumtemperatur. Abweichend von der Norm ASTM E 399-74 [49] wurde der Ermüdungsanriß mittels Biegung erzeugt, während die Versuchsdurchführung im Zugversuch erfolgte. Beim Einschwingen wurde der 250-kN-Bereich der

Maschine benutzt und eine Rißtiefe von 7 - 8 mm, ausgehend vom Kerbgrund, hergestellt. Während der letzten Phase der Erweiterung des Ermüdungsanrisses soll die maximale Spannungsintensität K_{fmax} 60 % des später ermittelten Wertes für K_{max} nicht überschreiten, um eine möglichst scharfe Rißspitze zu gewährleisten. Unter Verwendung der Formel [8]

$$(51) \quad K_{fmax} = \frac{F_0 \cdot s}{b \cdot d^2} \left[2,9 \left(\frac{a}{d}\right)^{\frac{1}{2}} - 4,6 \left(\frac{a}{d}\right)^{\frac{3}{2}} + 21,8 \left(\frac{a}{d}\right)^{\frac{5}{2}} - 37,6 \left(\frac{a}{d}\right)^{\frac{7}{2}} + 38,7 \left(\frac{a}{d}\right)^{\frac{9}{2}} \right]$$

errechnet sich für $K_{fmax} = 2149 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-\frac{3}{2}}$.

In Gleichung (51) bedeutet F_0 die bei der Schwingbeanspruchung gewählte Oberlast, die bei etwa 200 kN lag, s ist der Auflagerabstand von 200 mm, a die Rißtiefe von ca. 17 mm sowie d und b die Probenabmessungen für die Proben 2 a und 1 a. Der mittlere Wert von K_{max} beträgt $3275 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-\frac{3}{2}}$ für Probenform 2 a und $4480 \text{ N} \cdot \text{mm}^{-\frac{3}{2}}$ für Probenform 1 a (s. Tafel 5, Versuchsergebnisse aus den Vorversuchen). Die oben genannte Bedingung $K_{fmax} < 0,6 K_{max}$ ist damit für Probenform 1 a mit $K_{fmax} = 0,48 K_{max}$ erfüllt, während die Probenform 2 a diese Bedingung mit $K_{fmax} = 0,65 K_{max}$ nicht ganz erreicht.

Zum Einstellen und zum Halten der Prüftemperatur wurde eine den Abmessungen von Probe und Vorrichtung angepaßte Kühleinrichtung, ein gegen Kälteverluste isolierter Blechkasten verwendet. Die Proben einschließlich der beiden Spannvorrichtungen waren darin vom Kühlmittel vollkommen umschlossen. Damit konnte eine gleichmäßige Temperaturverteilung über das Probenvolumen sichergestellt werden. Die Thermolemente waren an den Probenoberflächen in Rißnähe angebracht. Nach dem Einbau der vorbereiteten Proben in die liegende Prüfmaschine (Bauart Mohr- und Federhaff) wurde zunächst mit Trockeneis und danach mit flüssigem Stickstoff die Probe jeweils auf 173 K gekühlt. Als Kühlmedium diente Petroläther. Die Temperaturen konnten dabei mit einer Genauigkeit von $\pm 1 \text{ K}$ eingehalten werden. Für die Thermolemente lagen die entsprechenden Eichkurven vor. Für die unmittelbare Kraftaufnahme standen ein Flüssigkeitsdruckaufnehmer und für die Wegaufnahme Extensiometer Bauart

MTS und Rumul mit Aufnahmeschneiden zur Verfügung. Mit Hilfe einer nachgeschalteten Trägerfrequenzmeßbrücke wurden die Signale in kraft- bzw. wegproportionale Gleichspannungen umgeformt und auf einen x-y-Schreiber gegeben.

Nach Erreichen der Prüftemperatur wurden die Proben bis zum Bruch belastet und die Rißöffnung in Abhängigkeit von der Belastung aufgezeichnet. Für jeden Versuch ist die Maximallast F_{\max} beim Bruch bestimmt und daraus zunächst K_{Ic} oder ersatzweise K_{\max} bzw. die Bruchnennspannung errechnet worden. Abschließend wurden die Proben aus der Prüfmaschine ausgebaut und die Bruchflächen ausgemessen und fotografiert.

Diese Ergebnisse mit den Probenformen 1 a und 2 a sollten eine erste Aussage darüber liefern, ob ein Einfluß von σ_{zz}^e auf das Bruchverhalten besteht, wie groß dieser Einfluß ist und ob Probe und Versuchseinrichtung geeignet sind, diesen Einfluß nachzuweisen.

5.2 Hauptversuche, Werkstoff St E 47

Für die Proben Form 1 b und 2 b mit Kerb/Rißanordnung von beiden Oberflächen her ergab sich die im Bild 52 gezeigte Situation im Prüfquerschnitt. Diese Anordnung wurde für alle weiteren Versuche beibehalten. Die Erzeugung der Ermüdungsanrisse geschah in der gleichen Weise wie bei den Vorversuchen mit sinusförmiger Schwellbelastung unter Dreipunkt-Biegebeanspruchung, jedoch jeweils nacheinander von den beiden Probenoberflächen her. Nach ersten Anschlagversuchen wurden die geforderten Bedingungen bezüglich des Rißfortschritts und der Rißtiefe a mit einer Oberlast F_o von 210 kN, einer Unterlast F_u von 10 kN und einer Gesamtlastwechselzahl von 40000 am besten erfüllt.

Legt man für die Bestimmung von $K_{f \max}$ die Probengeometrie nach Bild 52 zugrunde, dann ergibt sich mit Gleichung (51) für eine Dreipunkt-Biegeprobe $K_{f \max} = 1434 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ für die Probenform 1 b und 2 b. Die entsprechenden Werte für K_{\max} lauten $2707 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ für Probe 2 b und $3248 \text{ N}\cdot\text{mm}^{-3/2}$ für Probe 1 b bei der gleichen Versuchstemperatur von 173 K wie bei den Proben 1 a und 2 a. Die Bedingung ist hier für beide Probenformen mit $0,64 K_{\max}$ bzw. $0,53 K_{\max}$ knapp erfüllt.

Zur Versuchsdurchführung wurden die Proben, wie unter Abschnitt 5.1 beschrieben, einschließlich der Verbindungsflaschen und der den Proben zugewandten Teile der Schmiedestücke auf die Prüftemperatur gekühlt. Dabei sind jeweils zwei Proben 1 b und 2 b unter den gleichen Versuchsbedingungen und bei gleichen Temperaturen untersucht worden. Die Versuchstemperaturen lagen zwischen 143 K und 252 K.

Für die Auswertung der Ergebnisse wurde jeder Riß mit einem Geber instrumentiert und die Kraft-Rißöffnungs-Diagramme aufgezeichnet. Die Bruchflächen aller Proben wurden abschließend konserviert, ausgemessen und fotografiert.

5.3 Ergänzende Untersuchungen

5.31 Werkstoffuntersuchungen St E 47

Zugversuche an ungekerbten Kleinproben nach Bild 16 dienen der Ermittlung der Spaltbruchfestigkeit und der Temperaturabhängigkeit der Streckgrenze. Die für diese Untersuchungen verwendete Probenform zeigt Bild 16. Die Proben lagen dabei in Walzrichtung in einer Tiefe im Blech, wie in Bild 21 dargestellt. Durch die Wahl des Abstandes von 15 mm zwischen Blechoberfläche und Probenlängsachse lag die Mitte des Prüfquerschnitts dieser Zugproben etwa in der gleichen Tiefe wie das Ende des Ermüdungsanrisses der Proben 1 b und 2 b aus den Hauptversuchen. Dadurch sollten vergleichbare Stellen im Werk-

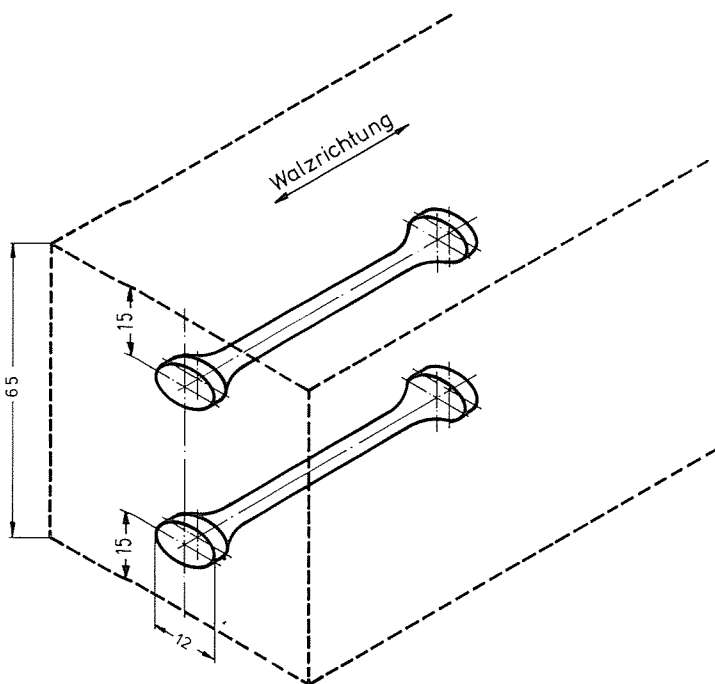


Bild 21
Lage der Kleinzugproben

stoffvolumen erfaßt werden. Insgesamt wurden 12 Kleinzugproben angefertigt, die im Temperaturbereich zwischen 20 K und 200 K geprüft worden sind.

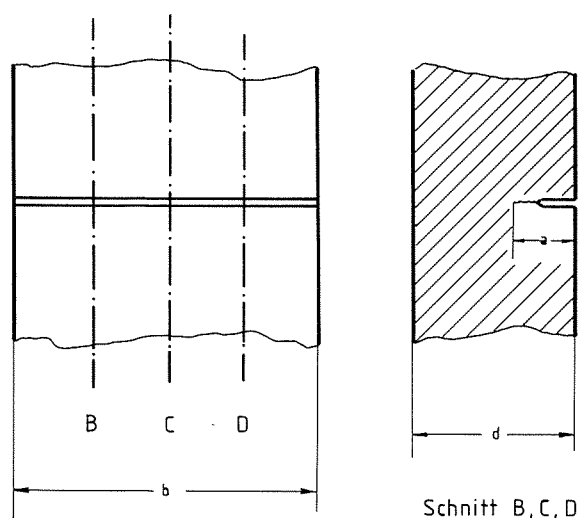
Als Wegaufnehmer für die unter 4.2 genannte Zugprüfmaschine Instron wurden 2 Differentialtransformatoren von H & P diametral an der Probe angeordnet. Die Messungen erfolgten mit Hilfe von Meßgestängen zwischen den Einspannköpfen der Maschine, die Ergebnisse wurden mit Hilfe eines x-yy-Schreibers für beide Wegaufnehmer getrennt aufgezeichnet. Zur Kühlung wurde ein Verdampferkryostat, der in Anlehnung an die Bauart MPI Düsseldorf von der BAM im Eigenbau hergestellt wurde, verwendet. Die Haltezeit nach Erreichen der Prüftemperatur bis zum Beginn des Zugversuches betrug mindestens 5 Minuten, um eine gleichmäßige Temperaturverteilung über den Probenquerschnitt sicherzustellen. Außerdem wurde eine momentenarme Einspannung der Proben in der Prüfmaschine vorgenommen, um die Ergebnisse nicht zu verfälschen.

Zur Bestimmung der Kerbschlagzähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur für den verwendeten Werkstoff St E 47 wurden aus den verbliebenen Reststücken zwischen den Proben der Form 1 b und 2 b, wie im Bild 33 schematisch dargestellt, je 15 Kerbschlagproben in Längs- und Querrichtung sowie in unterschiedlichen Tiefenlagen aus der Blechtafel entnommen. Insgesamt wurden die Kerbschlagwerte an 64 Längs- und 60 Querproben ermittelt, wobei der Kerb bei allen Proben in der üblichen Weise senkrecht zur Blechebene lag. Als Probenform wurden ISO-Spitzkerbproben nach DIN 50115 gewählt.

Die Untersuchungen wurden im instrumentierten Pendelschlagwerk durchgeführt, wobei die Instrumentierung von der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) entwickelt wurde und sich bei vielen Kerbschlagzähigkeitsuntersuchungen bereits bewährt hat. Es können jedoch auch beim registrierenden Kerbschlagbiegeversuch die in werkstoffphysikalischer Hinsicht sehr unterschiedlichen Vorgänge der Rißeinleitung und Rißausbreitung nicht voneinander getrennt werden. Im vorliegenden Fall wurden die Prüfungen im Temperaturbereich zwischen -140°C und $+20^{\circ}\text{C}$ durchgeführt.

Die Ermittlung der Rißzähigkeit erfolgte ergänzend auch unter Anwendung des genormten Prüfverfahrens ASTM E 399-74 für die Herstellung und die Prüfungen an CT-Proben. Aus der vorgegebenen Blechdicke von 65 mm wurden die beiden mit CT 50 und CT 100 bezeichneten Probengrößen hergestellt. Lage und Abmes-

sungen der einseitig gekerbten Kompakt-Zugproben sind aus Bild 17 zu ersehen. Die größte Probenabmessung ist nach der Norm der Wert $1.25 \cdot W$, wobei W die Probenbreite ist. Dadurch ergeben sich die anderen Abmessungen der beiden CT-Proben sowie die Kerblage unter Anwendung der vorgeschriebenen Größen. Geprüft wurden 10 Proben der Abmessung CT 50 und 8 Proben der Abmessung CT 100 bei Prüftemperaturen zwischen 138 K und 223 K. Als Prüfmaschine wurde eine Hydropulsanlage, Bauart Schenck, und zum Einspannen der Proben Spannkeile nach ASTM verwendet. Die Kühlung erfolgte ähnlich wie bei den Versuchen mit den Proben der Form 1 und 2 (s. Abschnitt 5.1), wobei die CT-Proben in einem gegen Kälte isolierten Blechkasten vollständig in das Kühlmittel eingetaucht waren. Die Temperaturmessungen geschahen in Rißnähe mit geeichten Thermoelementen. Um Temperaturunterschiede über den Probenquerschnitt sicher zu vermeiden, wurde vor dem Beginn der Versuche bei den Proben CT 50 die Temperatur 10 Minuten und bei den Proben CT 100 30 Minuten konstant gehalten. Sofern keine der Norm nach gültigen K_{IC} -Werte ermittelt werden konnten, wurde aus der maximal von der Probe ertragenen Last der Wert K_{max} bestimmt. Das war vor allem dann der Fall, wenn die Bedingung $F_Q \leq 1,1 F_{max}$ nicht erfüllt war. Neben der Ermittlung der Rißzähigkeit zur Charakterisierung des Versuchswerkstoffes sollen die CT-Proben vor allem dem Vergleich mit den Proben der Form 1 b und 2 b aus den Hauptversuchen dienen, worauf im Abschnitt 3 - Entwicklung einer geeigneten Probenform - bereits hingewiesen wurde.



Probenbreite $b = 83$
 Probendicke $d \approx 46$
 Rißtief e $a \approx 18$

Bild 22
 Probenform 1 a, 2 a vor dem Zugversuch

5.32 Untersuchungen des Probenverhaltens Form 1 und 2 im ungebrochenen Zustand bei Raumtemperatur

5.32.1 Reißaufweitungsversuche mit Zwischenentlastung Probenform 1 b und 2 b

An jeweils einer Probe der Form 1 b und einer Probe der Form 2 b wurden unter den gleichen Versuchsbedingungen wie bei den Hauptversuchen und unter Verwendung der gleichen Einspannvorrichtungen, jedoch bei Raumtemperatur, Zugversuche mit stufenweiser Belastung und Zwischenentlastung durchgeführt. Die Probengeometrie zeigen die Bilder 11 und 13. Das Probenverhalten wurde dabei unter drei Gesichtspunkten untersucht und die Ergebnisse beider Probenformen miteinander verglichen:

Die Aufzeichnung der Kraft-Reißöffnungs-Diagramme erfolgte in der gleichen Weise wie bei allen anderen Versuchen (s. Abschn. 5.1). Durch die Entlastung bis zur Kraft $F = 0$ nach dem Erreichen bestimmter Werte für die bleibenden Verschiebungen und durch das folgende Wiederaufbringen der Last wurde überprüft, ob der ansteigende Ast im linearen Bereich der Kurven mit dem vorangegangenen abfallenden Ast parallel verläuft. Solange das der Fall ist, bedeutet das, daß die bleibende Verschiebung bis zum Bruch durch Parallelverschiebung der elastischen Anstiegsgeraden bis zum Bruchpunkt ermittelt werden kann, ohne daß der Wert durch Complianceänderung infolge stabilen Reißwachstums verfälscht ist. Außerdem wurde die Übereinstimmung der am Ende der Versuche abgelesenen, von den Gebern registrierten, bleibenden Verschiebungen mit den Ergebnissen der Messungen an den Schlifflinien der Proben 1 b und 2 b überprüft. Durch Ermittlung der Spannungen im Restquerschnitt der Proben, der nach dem mechanischen Trennen ausgemessen wurde, konnten die Unterschiede im Spannungs-Reißöffnungs-Verhalten der beiden Probenformen in einem σ - δ_p -Diagramm gegenübergestellt werden.

Für die stufenweise Be- und Entlastung wurde für diese Versuche angestrebt, die aus den Hauptversuchen (Abschn. 5.2) anhand der Kraft-Aufweitungs-Diagramme ermittelten bleibenden Verschiebungen zugrundezulegen. Die Zwischenentlastung erfolgte bei den Werten für die bleibende Reißöffnung, die für die einzelnen Temperaturstufen charakteristisch waren. Dabei wurden die Proben nicht bis zum Bruch belastet, um die blei-

benden Rißöffnungen δ_p im Schliff feststellen zu können. Diese Werte wurden anschließend durch Querschlitze senkrecht zur Rißfront an den Stellen A bis E über die Breite b und an den Stellen 1 - 12 über die Dicke d (= Probendicke) des Prüfquerschnitts erfaßt und ausgemessen, wie in Bild 75 dargestellt ist.

Zur genauen Bestimmung der Spannungen, die im Prüfquerschnitt vorgelegen haben, und um einen Vergleich zwischen den beiden Probenformen zu ermöglichen, wurden jeweils 3 Querschlitze senkrecht zur Rißfront entnommen, der Restquerschnitt anhand der an diesen Stellen ausgemessenen Rißtiefen ermittelt und δ_p bestimmt.

5.32.2 Dehnungsmessungen im Kerbgrund von gekerbten Proben Form 1 c, d und 2 c, d

Die Erfassung der Dehnungen im Kerbgrund soll den Nachweis liefern, daß sich die Unterschiede von ϵ_{zz} beider Probenformen - $d\epsilon_{zz} > 0$ für Form 2 - tatsächlich einstellen. Für die Messungen im Kerbgrund wurden die Probenformen 1 b und 2 b - mit Kerb von beiden Probenoberflächen - modifiziert: Es wurden mechanisch Kerben bis etwa zur gleichen Tiefe der Risse, die bei den Hauptversuchen vorhanden waren, eingearbeitet. Der Kerbgrund wurde bei einem Vorversuch mit einem Radius von 5 mm ausgerundet, um Dehnmeßstreifen sicher im Kerbgrund anbringen zu können. Diese Proben erhielten die Bezeichnung 1 c und 2 c. An der Probe 2 c wurden außerdem Dehnungsmessungen in den Probenradien vorgenommen. Die Anordnung der Dehnmeßstreifen an der Probe 2 c ist im Bild 81 gezeigt. Die Dehnungen ϵ_y in den Probenradien wurden durch die Meßstellen 1 und 2, die Dehnungen ϵ_{yy} in Längsrichtung in der Mitte des Prüfquerschnitts durch die Meßstellen 3 und 4 erfaßt. Die Messung der Dehnungen ϵ_{zz} im Kerbgrund erfolgte durch die Meßstellen 5 - 14. Im Bild 81 sind wegen der besseren Übersichtlichkeit im Kerb 1 nur die Dehnmeßstreifen 5 - 9 eingezeichnet. Bild 84 zeigt die Anordnung der Dehnmeßstreifen 5 - 14 im Kerbgrund $r = 5$ mm für die Proben Form 1 c und 2 c.

Die Messungen erfolgten bei stufenweise gesteigerter Kraft; deren Werte wurden jeweils an der Pendelwaage abgelesen. Die Meßstellen mit den Dehnmeßstreifen wurden nacheinander mit Hilfe eines Meßstellenumschalters abgefragt, die Ergebnisse

auf eine Trägerfrequenzmeßbrücke gegeben und mit Hilfe eines Meßwertdruckers registriert.

Um eine stärkere Constraintwirkung zu erzielen, wurde ein weiteres Probenpaar mit den Bezeichnungen 1 d und 2 d mit einem noch schmaleren, 2 mm breiten Rechteckkerb versehen. Im übrigen blieben Rißtiefe und -anordnung gegenüber den Probenformen 1 c und 2 c unverändert. Durch die Proben 1 d und 2 d wurde ein besseres Erfassen der Dehnungen im Kerbgrund ermöglicht. Es sind hier allerdings die meßtechnischen Grenzen erreicht, die die Anbringung von Dehnmeßstreifen erlauben. Die Anordnung der Meßstreifen 5 - 14 im Grunde des Rechteckkerbs 2 mm zeigt Bild 88.

5.33 Fraktografie der Bruchflächen

In Ergänzung zu den vorangegangenen Untersuchungen wurden rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen von je einer Bruchfläche der Proben 1 b und 2 b vorgenommen. Die Prüftemperatur dieser beiden Proben beim Hauptversuch hatte 143 K betragen.

Um vergleichbare Stellen zu erhalten, sind jeweils in der Mitte und am Rand der Restbruchflächen sowie im Bereich des Schwingungsrisses REM-Aufnahmen angefertigt worden. Die Aufteilung der Bruchflächen für beide Proben ist im Bild 92 wiedergegeben. Im Bild 93 ist die REM-Aufnahme aus dem Randbereich (Zone 5 im Bild 92) einer Probe 1 b gezeigt. Bild 93 a weist auf einen transkristallinen Spaltbruch hin, die doppelte Vergrößerung zeigt Bild 93 b. Die gleichen Bruchbilder sind im mittleren Bereich (Zone 6 im Bild 92), wie in den Bildern 94 a und 94 b dargestellt, sowie am Rande (Zone 1) und in der Mitte (Zone 7) der Probe 2 b zu sehen, Bilder 95 und 96. Der Übergang vom Kerb zum angeschwungenen Riß war im REM gut zu erkennen. Bild 97 zeigt zwei Aufnahmen aus dem "Schwingbereich", im Bild 97 a aus der Probe 1 b und im Bild 97 b aus der Probe 2 b. Die Schwingungslinien sind auf beiden Bildern zu sehen.

Wie diese REM-Aufnahmen zeigen, wird aus den Bruchflächen das unterschiedliche Verhalten der Proben 1 b und 2 b bezüglich der voneinander abweichenden Spannungszustände im Rißgrund nicht deutlich.

6. Versuchsergebnisse

6.1 Vorversuche

Je 2 Proben der Form 1 a und 2 Proben der Form 2 a wurden geprüft. Für die Auswertung der Ergebnisse aus den Vorversuchen - Werkstoff 22 NiMoCr 37 - wurden die während der Versuche mitgeschriebenen Kraft-Rißöffnungs-Diagramme zugrundegelegt. Diese sind in den Bildern 27 bis 30 dargestellt. In den Bildern 23 bis 26 sind die Bruchflächen der Proben aus diesen Versuchen abgebildet. Die Bilder zeigen, daß beim Einschwingvorgang die Ausbildung der Rißfront des Ermüdungsanrisses über die Probenbreite relativ gleichmäßig erfolgte. Nach den Versuchen wurde jeweils an den gebrochenen Proben die Rißtiefe a an den Stellen B, C und D ausgemessen, wie in Bild 22 dargestellt ist. In keinem der Versuche wurde ein stabiles Rißwachstum beobachtet. Aus den Probenabmessungen, der gemittelten Rißtiefe und der von der Probe maximal bis zum Bruch ertragenen Last F_{\max} wurden K_{\max} -Werte ermittelt, soweit keine gültigen K_{IC} -Werte vorlagen. Die Größe von K_{\max} ist dabei aus der Formel für den einseitigen Randriß unter Zug (Single-edge-crack tension specimen) errechnet worden [7]:

$$(52) \quad K_{\max} = \frac{F_{\max} \sqrt{a}}{d \cdot b} \left[1,99 - 0,41 \frac{a}{d} + 18,7 \left(\frac{a}{d} \right)^2 - 38,48 \left(\frac{a}{d} \right)^3 + 53,85 \left(\frac{a}{d} \right)^4 \right]$$

Die Ergebnisse der Vorversuche sind in den Tafeln 4 und 5 zusammengefaßt und in den Bildern 31 und 32 in Form von Balkendiagrammen dargestellt.

...

6.2 Hauptversuche

Die Ergebnisse der Hauptversuche - Probenform 1 b und 2 b - wurden in der gleichen Weise wie die der Vorversuche ausgewertet. Insgesamt wurden 30 Versuche, 16 mit der Probenform 2 b und 14 mit der Probenform 1 b, bei Versuchstemperaturen zwischen 142 K und 252 K durchgeführt, deren Ergebnisse in den Tafeln 9 und 10 enthalten sind. Einige Beispiele für Kraft-Rißöffnungs-Diagramme zeigen die Bilder 54 bis 63. Aus

den Diagrammen ist die zunehmende Größe der bleibenden Verschiebung der Rißufer bei steigenden Versuchstemperaturen erkennbar. Bei der Probenform 2 b tritt diese Dehnung bei $-73\text{ }^{\circ}\text{C}$ erstmals erkennbar auf (Bild 56). Sie vergrößert sich bei höheren Versuchstemperaturen (Bilder 57 und 58). Die Probenform 1 b weist beginnende bleibende Verschiebungen erkennbar bereits bei $-102\text{ }^{\circ}\text{C}$ auf (Bild 60). Die zunehmenden Werte bei ansteigenden Prüftemperaturen ersieht man aus den Bildern 61 bis 63. In den Bildern 56 und 57 sowie 61 und 62 ist für die Probenformen 2 b und 1 b bei Prüftemperaturen von 200 K ($-73\text{ }^{\circ}\text{C}$) und 223 K ($-50\text{ }^{\circ}\text{C}$) die bleibende Rißöffnung eingezeichnet. Sie ergibt sich in der angegebenen Weise aus der Differenz zwischen Gesamtdehnung und elastischer Dehnung beim Bruch:

$$\delta_{pf} = \delta_{gesf} - \delta_{elf}$$

Die Bilder 64 bis 68 zeigen einige charakteristische Bruchflächen der Proben 1 b und 2 b, die Versuchstemperaturen lagen bei diesen Proben zwischen 168 K ($-105\text{ }^{\circ}\text{C}$) und 223 K ($-50\text{ }^{\circ}\text{C}$).

Nach dem Bruch der Probe wurden jeweils für beide Risse an den Stellen B, C und D nach Bild 75 die Rißtiefen a ausgemessen und K_{max} berechnet. Bei tiefen Temperaturen unterhalb 160 K ergeben sich bei der Auswertung der Ergebnisse starke Streuungen für die Bruchlasten, die vermutlich mit der in diesem Fall nicht ausgeglichenen Biegung wegen des nur kleinen plastischen Fließens in diesem Temperaturbereich zusammenhängen. Bei Versuchstemperaturen oberhalb etwa 160 K wurden keine gültigen Werte für K_{Ic} mehr erhalten. Oberhalb von etwa 220 K verformten sich die Querbalken von Probenform 2 b plastisch, so daß die Querspannung im Prüfquerschnitt abgebaut wurde, d. h. daß oberhalb dieser Temperatur auch die Probenform 2 b nur einachsigt belastet war. Aus diesem Grunde wurde für alle Versuche wie bei den Vorversuchen K_{max} berechnet.

Zur Bestimmung von K_{max} wurde die Formel für beidseitig ange-rissene Proben verwendet und dann ein Vergleich der Werte für die Probenformen 1 b und 2 b aus den Ergebnissen durchgeführt [ASTM STP 410]:

$$(53) \quad K_{max} = \frac{F_{max}\sqrt{a}}{d \cdot b} \left[1,98 + 0,36\frac{2a}{d} - 2,12\left(\frac{2a}{d}\right)^2 + 3,42\left(\frac{2a}{d}\right)^3 \right]$$

Hier bedeutet b die gemessene Probenbreite und d die Dicke des Prüfquerschnitts.

Für die Auswertung und Zusammenstellung der Ergebnisse wurde zunächst der Verlauf der Nennbruchspannungen in Abhängigkeit von den Versuchstemperaturen für die beiden Probenformen 1 b und 2 b aufgetragen. Bild 69 zeigt das Ergebnis. Werden statt dessen die errechneten Werte für K_{\max} als Funktion der Temperatur dargestellt, wie in Bild 70 angegeben, dann zeichnen sich die Unterschiede im Verhalten der Probenform 1 b und 2 b noch deutlicher ab, wobei grundsätzlich die gleiche Tendenz des Kurvenverlaufs erhalten bleibt. Zusätzlich zu den Nennbruchspannungen und K_{\max} wurden aus den Kraft-Rißöffnungs-Diagrammen, soweit meßbar, die bleibenden Verschiebungen wiederum als Differenz aus Gesamtverschiebung und elastischer Verschiebung ermittelt (vgl. Bild 57) und in Abhängigkeit von der Prüftemperatur aufgetragen, siehe Bild 71.

6.3 Ergänzende Untersuchungen an St E 47

6.31 Werkstoffuntersuchungen

6.31.1 Zugversuche

Die Ergebnisse der Prüfungen an den in Walzrichtung aus dem Blech St E 47 entnommenen Kleinzugproben, deren Form in Bild 16 und deren Lage in Bild 21 beschrieben sind, sind in Bild 45 zusammengestellt. Streckgrenze, Bruchspannung und Brucheinschnürung in Abhängigkeit von der Temperatur verlaufen erwartungsgemäß. Ebenso ergeben sich bei den Proben aus dem oberen und dem unteren Dickenbereich des Bleches keine signifikanten Unterschiede.

Die Makrotopografie der Bruchfläche einer solchen Probe - Versuchstemperatur 200 K - zeigt Bild 46 a. In den Bildern 46 b bis 46 e ist die Mitte der Bruchfläche zu sehen, wobei das folgende Bild jeweils die Mitte der vorangegangenen Aufnahme zeigt. Man erkennt aus den Bildern einen duktilen Wabenbruch mit Scherlippe und Brucheinschnürung. Gleichfalls duktiler Wabenbruch, jedoch mit ersten Spaltbruchanteilen, liegt bei anderen Proben bei Versuchstemperaturen von 97 K bzw. 77 K

vor, also noch vor dem Bruchnennspannungsmaximum. Die REM-Aufnahmen zeigen die Bilder 47 a bis 47 c und 48 a bis 48 c, wobei auch hier die nachfolgenden Bilder jeweils einen vergrößerten Ausschnitt der vorhergehenden darstellen. Noch tiefere Temperaturen führen erwartungsgemäß zu nahezu rein transkristallinem Spaltbruch, wie in den Bildern 49 a bis 49 c gezeigt ist. Bei diesem Versuch betrug die Temperatur 29 K. Die Bruch einschnürung und die Bruchspannung sind hier bereits stark abgefallen, wie aus Bild 45 zu ersehen ist. Durch Extrapolation der Streckgrenze nach einem quadratischen Polynom [52] auf 0 K ergibt sich rechnerisch eine Spaltbruchfestigkeit von $1443,6 \text{ N/mm}^2$.

6.31.2 Kerbschlagbiegeversuche

Die Ergebnisse der instrumentierten Kerbschlagbiegeversuche enthalten die Bilder 34 bis 44. Die rechnergestützte Ermittlung der Bruchnennspannung σ_f und der Fließgrenze σ_{gy} ist aus Bild 34 ersichtlich. Hier ist beispielhaft für alle anderen Versuche ein Schlagkraft-Zeit-Diagramm wiedergegeben, aus dem durch rechnergestützte Integration ein Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramm erhalten wird, in das auch die Kräfte eingetragen sind, bei denen das Fließen (F_{gy}) und Reißinstabilität (F_f) einsetzen. Für den untersuchten Temperaturbereich von $-140 \text{ }^\circ\text{C}$ bis $+20 \text{ }^\circ\text{C}$ sind dann die Werte für σ_f und σ_{gy} aufgetragen worden, wie aus den Bildern 35 bis 44 - jeweils oberes Teilbild - zu ersehen ist. Aufgeschrieben wurde der Nennspannungs-Temperatur-Verlauf für die Quer- und Längsproben aus Blechmitte bei $s/2$ und jeweils aus dem oberen und unteren Bereich in Dickenrichtung bei etwa $s/4$. Die Ergebnisse zeigen die Bilder 35 bis 42. Die Zusammenfassung der Ergebnisse für alle Probenpositionen für die Bruchnennspannung und die Fließgrenze in Abhängigkeit von der Temperatur ist in den Bildern 43 für die Längsproben und 44 für die Querproben dargestellt. Fließgrenze und Bruchnennspannung zeigen keine Abhängigkeit vom Entnahmeort; das Blech ist also sehr homogen. Die Fließgrenze für Längs- und Querproben ist gleich. Die Bruchspannungs-Temperatur-Kurve verläuft bei den Querproben etwas oberhalb der der Längsproben. Aus diesen Diagrammen läßt sich die Spaltbruchtemperatur, oberhalb der Niederspannungsbrüche nicht mehr auftreten, analog Bild 6 e ermitteln: T_{gy}

liegt bei Längs- und Querproben bei etwa $-120\text{ }^{\circ}\text{C}$. Die Temperatur T_S , oberhalb der erstmalig stabile duktile Anrisse beobachtet wurden, kann man aus den mittleren Teilbildern 35 bis 44 bestimmen, in denen die Länge des stabilen Anrisses a_S in Abhängigkeit von der Temperatur aufgetragen ist. Da die a_S -T-Kurve sehr flach verläuft, kann man nur einen Temperaturbereich festlegen, in dem die Scherlippe erstmals eine bestimmte vorgegebene Länge annimmt. Legt man einen Wert von $a_S = 0,1\text{ mm}$ zugrunde, was etwa der Genauigkeit entspricht, mit der die Länge des stabilen Anrisses ermittelt werden kann, dann ergeben sich für T_S Werte zwischen $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ und $-110\text{ }^{\circ}\text{C}$. Bei höheren Temperaturen wiesen die Querproben längere stabile Anrisse auf, was zu den oben erwähnten höheren Bruchnennspannungen führt.

In den unteren Teilbildern 35 bis 44 ist die Kerbschlagarbeit in Abhängigkeit von der Temperatur aufgetragen. Die auf eine konstante Kerbschlagarbeit von 27 J bezogene Übergangstemperatur $T_{\ddot{u}}$ liegt bei den Proben aus Blechmitte bei etwa $-75\text{ }^{\circ}\text{C}$ und bei den Proben aus dem unteren bzw. oberen Bereich bei etwa $-95\text{ }^{\circ}\text{C}$. Die bei $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ üblicherweise für die Charakterisierung der Zähigkeit zugrundegelegte Kerbschlagarbeit beträgt bei den Längsproben etwa 68 J und bei den Querproben etwa 82 J . Diese Ergebnisse liegen im üblichen Rahmen und weisen auf weitgehend homogene Eigenschaften des Versuchswerkstoffes in Dickenrichtung sowie längs und quer zur Walzrichtung hin.

6.31.3 Prüfung der Reißzähigkeit an CT-Proben

Die Ergebnisse der Prüfungen an den Kompakt-Zugproben der Größen CT 50 und CT 100 nach Bild 17 - Versuchsdurchführung siehe Abschnitt 5.31 - sind in Tafel 8 zusammengestellt. Die Bilder 50 und 51 zeigen die Abhängigkeit der kritischen K-Werte von der Prüftemperatur im untersuchten Temperaturbereich. Oberhalb von 180 K wurden K_{max} -Werte über $3000\text{ N/mm}^{-3/2}$ bei beiden Probengrößen festgestellt. Da die Proben in diesem Temperaturgebiet bereits vollplastisch waren, wurden keine gültigen K_{Ic} -Werte mehr gefunden. Für die entsprechenden Versuche sind daher die Ergebnisse für K_{max} aus der Maximal-

last und für K_Q in die Diagramme eingetragen. Der Verlauf von K_{max} und K_Q im Temperaturbereich der stabilen duktilen Anrisse ist in den Bildern 50 und 51 angegeben. Bei Temperaturen unter 180 K wurden gültige Werte für K_{Ic} gefunden, die mit sinkenden Temperaturen relativ stark abfallen. Zwischen 160 K und 180 K erhält man für beide Probengrößen etwa gleiche K_{max} -Werte.

6.32 Probenverhalten bei Raumtemperatur

6.32.1 Rißaufweitungsmessungen Proben 1 b, 2 b

Die Kraft-Rißöffnungs-Diagramme der beiden bei Raumtemperatur untersuchten Proben 1 b und 2 b, die einer stufenweisen Be- und Entlastung, wie in Abschnitt 5.32.1 beschrieben, unterzogen wurden, zeigen die Bilder 72 und 73. Aus beiden Diagrammen ist erkennbar, daß im linear-elastischen Bereich die Kurvenzüge für aufeinanderfolgende Belastungen parallel verlaufen, und zwar verschoben um den jeweiligen Betrag der bleibenden Rißöffnungszunahme $\Delta\delta_p$. Ein nennenswertes stabiles Rißwachstum ist also mit Ausnahme wahrscheinlich der letzten Entlastungskurven nicht aufgetreten. Die Probenform 1 b wurde bis zu einer Endlast von 1630 kN und die Probenform 2 b bis zu einer Endlast von 1580 kN belastet. Dann wurden die Versuche abgebrochen. Die aus den Diagrammen abgelesenen bleibenden Rißöffnungen bei den Endlasten betragen 1,23 mm für die Probenform 1 b und 1,16 mm für die Probenform 2 b. In den Bildern 72 und 73 sind diese Werte eingetragen.

Zur Bestimmung der Spannungen, die im Prüfquerschnitt vorgelegen haben, und um die bleibenden Rißöffnungen nach Versuchsende direkt ausmessen zu können, wurden von den beiden Proben senkrecht zur Rißfront in der x-y-Ebene Querschliffe angefertigt. Die Ausmessung und Ermittlung von δ_p erfolgte an den Stellen A, B, C, D und E über der Probenbreite und jeweils über der Rißtiefe an den Punkten 1 bis 12, wie aus Bild 75 zu ersehen ist. Die Dicke des gefrästen Kerbes ist dabei berücksichtigt worden. Die Zusammenstellung der an den Proben ausgemessenen Werte enthält Tafel 11. Die Messungen wurden mit einer Schiebelehre durchgeführt. Die Bilder 76

und 77 zeigen die Rißgeometrie nach Entlastung jeweils in der Mitte des Prüfquerschnittes der untersuchten Proben für Form 1 b und Form 2 b (Schnitt C). Bei beiden Proben ist in diesem Bereich der Beginn von duktilen Anrissen, vom Rißgrund ausgehend, zu erkennen. Die Vergrößerung des Rißauslaufes der Probe 2 b ist im Bild 78 zu sehen. An den entsprechenden Stellen am Probenrand - Ansicht A - sind solche Anrisse nicht mehr beobachtet worden (Bilder 79 und 80). Für beide Probenformen ergab sich also die bekannte "Tunnelung" der stabilen Risse in der Probenmitte, d. h. die größten bleibenden Rißöffnungen wurden im mittleren Tiefenbereich der Risse festgestellt. Zur Oberfläche und zum Rißgrund hin nahmen die bleibenden Rißöffnungen wieder ab.

Der Vergleich der bleibenden Verschiebungen aus den Messungen an den Proben mit den aus den Rißöffnungsdiagrammen entnommenen Werten führte zu einer guten Übereinstimmung. Aus Tafel 11 ergibt sich für die Probenform 1 b an den Stellen B 4 und B 5 (Bild 75) δ_p mit 1,25 bzw. 1,20 mm. Dem steht der Wert 1,23 mm, entnommen aus Diagramm Bild 72, gegenüber. Für die Probenform 2 b lauten die entsprechenden Werte $\delta_p = 1,13$ mm an den Stellen A 9 und D 4 für die Messungen an den Proben und $\delta_p = 1,16$ mm aus dem Diagramm Bild 73. Die in Abschnitt 5.32.1 beschriebene Methode zur Ermittlung der bleibenden Verschiebung der Rißufer erscheint daher gerechtfertigt, solange kein stabiles Rißwachstum auftritt. Aus den Restquerschnitten ohne stabiles Rißwachstum wurden die Spannungen in Abhängigkeit von δ_p ermittelt. Da durch die Erzeugung der Zusatzspannung σ_{zz}^e bei der Probe 2 b $d\epsilon_{zz} > 0$ wird und ein stärkeres Fließen in z-Richtung erfolgt, sollte bei gleicher Beanspruchung des Prüfquerschnittes eine geringere bleibende Rißöffnung als bei der Probe 1 b zu erwarten sein. Bild 74 zeigt den Kurvenverlauf für beide Probenformen und bestätigt diese Vermutung.

6.32.2 Dehnungsmessungen Proben 1 c, d; 2 c, d

Die an der Probe Form 2 c durchgeführten Dehnungsmessungen sind in Abschnitt 5.32.2 beschrieben und die Anordnung der Dehnmeßstreifen in den Bildern 81 und 84 dargestellt. Die Auswertung der Ergebnisse geben die Bilder 82 und 83 wieder. Die Dehnungen ϵ_y in den Probenradien, die durch die Meßstel-

len 1 und 2 erfaßt wurden, wichen nur geringfügig voneinander ab und zeigten bis zu einer Belastung von etwa 1300 kN ein nahezu linear elastisches Verhalten (Bild 82). Die Unterschiede zwischen den Meßwerten der Meßstellen 1 und 2 lagen dabei im Rahmen der Meßungenauigkeiten. Die Dehnungen ϵ_{yy} , die an den Probenseiten von den Meßstellen 3 und 4 registriert wurden, sind in Bild 83 in Abhängigkeit von der Belastung dargestellt. Auch hier ergibt sich ein lineares Verhalten bis zu etwa 1300 kN Belastung. Die bei höheren Belastungen beobachteten Unregelmäßigkeiten des Dehnungsverhaltens, die von den Meßstellen 3 und 4 oberhalb 1400 kN registriert wurden, sind durch Biegungen um die x-Achse hervorgerufen worden.

Entscheidend für den Nachweis des unterschiedlichen Probenverhaltens der Form 1 und 2 war jedoch der Vergleich der Querdehnungen ϵ_{zz} , die durch die Meßstellen 5 bis 14 (s. Bild 84) im Kerbgrund gemessen wurden. Durch die Anordnung der Dehnmeßstreifen in der dargestellten Weise war es nicht zu vermeiden, daß die Querdehnungen von Längsdehnungen überlagert werden, wodurch die Gefahr des Ablösens der Meßstreifen im Kerbgrund bestand. Es gelang jedoch trotzdem gut, die Querdehnungen ϵ_{zz} in der Mitte (DMS 7, 12) und jeweils 7 mm (DMS 5, 10; 9, 14) und 30 mm (DMS 6, 11; 8, 13) vom Rand entfernt zu registrieren. Trägt man die ermittelten Werte über der z-Achse, d. h. über der Probenbreite, auf, dann ergeben sich die in den Bildern 85 und 86 dargestellten Zusammenhänge für die Proben 1 c und 2 c.

Hier wurden jeweils die Dehnungen ϵ_{zz} für die beiden Kerben 1 (Meßstellen 5 - 9) und 2 (Meßstellen 10 - 14) getrennt dargestellt. Man erkennt die mit steigender Belastung an den Rändern stark ansteigenden Dehnungen. In Probenmitte, wo sich die Querdehnungsbehinderung voll auswirken kann, wurden erheblich geringere Werte gefunden. Es ergab sich auch eine gute Übereinstimmung zwischen den Ergebnissen aus Kerb 1 und Kerb 2 bei jeweils der gleichen Probe. Vergleicht man jedoch die Probenformen 1 c und 2 c miteinander, dann ergibt sich aus den entsprechenden Bildern 85 und 86, daß sich in Probenmitte bei der Form 2 c erheblich geringere Werte als bei der Vergleichsprobe 1 c einstellen. Es wurde bei der Form 2 c in Probenmitte bei geringeren Lasten sogar $d\epsilon_{zz} > 0$ gefunden (Bild 86). Die gleichen Unterschiede sind aus der in Bild 87

gewählten Darstellungsweise erkennbar. Hier wurden die Ergebnisse der Probenformen 1 c und 2 c in einem Diagramm zusammengefaßt, der Deutlichkeit halber aber jeweils nur ein Kerbgrund der Proben dargestellt und die Meßstellen 5, 6 und 7 zum Vergleich herangezogen. Bei der Probenform 1 c stellten sich in Probenmitte und in 30 mm Entfernung vom Rand (Meßstellen 7 und 6) deutlich negative Querdehnungen im Kerbgrund ein, die Probe erreicht also den ebenen Formänderungszustand in Probenmitte nicht voll, denn dann müßte ϵ_{zz} Null werden. An den gleichen Meßstellen 6 und 7 der Probenform 2 c jedoch wird die Dehnung ϵ_{zz} im Kerbgrund wenig > 0 . Das gilt bis zu einer Belastung von etwa 1700 kN. Bei höheren Lasten kann die positive Querdehnung im Kerbgrund nicht mehr aufrechterhalten werden, wie gleichfalls aus Bild 87 ersichtlich wird.

Da durch den vergleichsweise breiten Kerb in Probenform 1 c, wie aus Bild 87 zu ersehen ist, die volle Constraintwirkung eines Risses offensichtlich nicht erzeugt werden konnte, wurde die Kerbbreite von $r = 5$ mm noch weiter verkleinert auf einen Rechteckkerb von 2 mm Breite: Probenform 1 d und 2 d. Die Anordnung und Bezeichnung der Meßstellen ist gegenüber den Proben 1 c und 2 c beibehalten worden (Bild 88). Ebenso wurden die Meßergebnisse in der gleichen Weise zusammengestellt, um einen Vergleich zu ermöglichen: In den Bildern 89 und 90 sind die Dehnungen ϵ_{zz} für diese Probenformen dargestellt. Die Übereinstimmung der Meßwerte zwischen Kerb 1 und Kerb 2 war bei der Probenform 2 d nicht mehr so gut. Erkennbar wird aber ein erheblich größerer Wert für ϵ_{zz} in Probenmitte als bei der Probenform 2 c (vgl. Bilder 90 und 86). Bei der Probenform 1 d wurde zwar ϵ_{zz} immer noch < 0 , es ist jedoch auch hier die Tendenz erkennbar, daß bei der Extrapolation auf einen Riß tatsächlich der EFZ mit $\epsilon_{zz} = 0$ erreicht wird (vgl. Bilder 89 und 85). In Bild 91 sind die Meßergebnisse der Querdehnungen im Kerbgrund für die Proben 1 d und 2 d, Meßstellen 5, 6 und 7, zusammengefaßt. Im Vergleich zu den Proben 1 c und 2 c (Bild 87) zeigt sich ebenfalls, daß ϵ_{zz} für die Probe 2 d deutlich größere positive Werte annimmt und bei der Probe 1 d in Probenmitte (Meßstelle 7) der Verlauf der Dehnungen bei steigender Belastung steiler verläuft und sich damit ϵ_{zz} dem Wert Null noch mehr nähert.

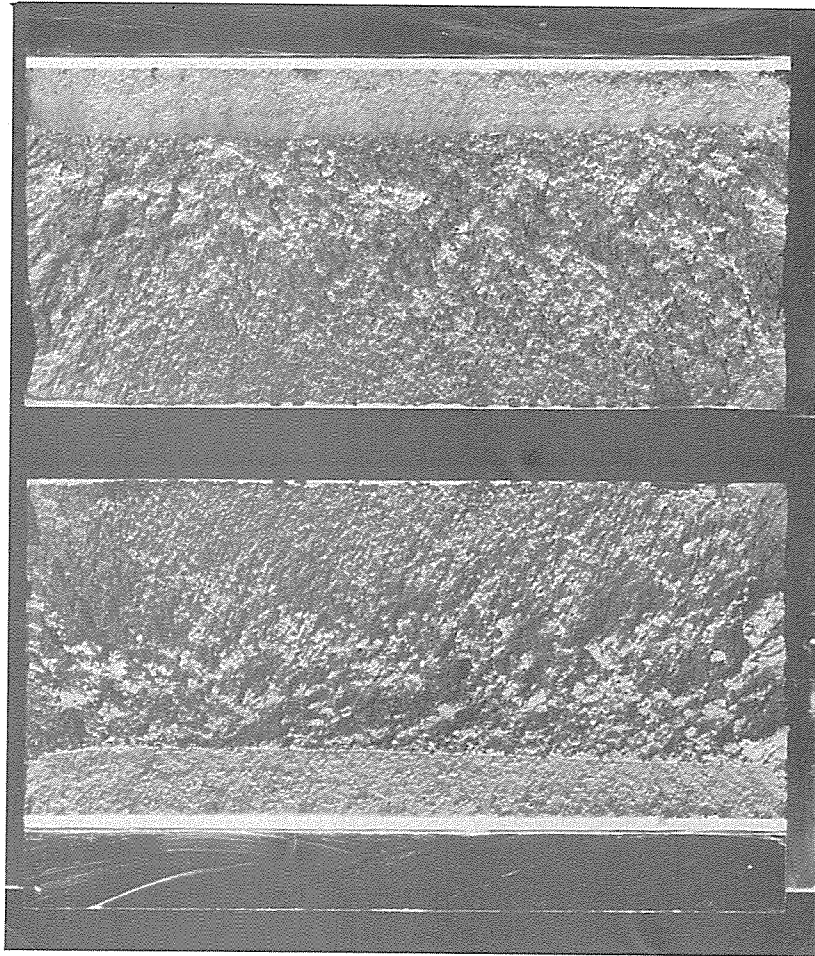


Bild 23
Probe Form 2 a, Nr. 1; Prüf-
temperatur -100°C ; Bruch-
last $F_{\max} = 860 \text{ kN}$,
 $K_{\max} = 3090 \text{ Nmm}^{-3/2}$
Werkstoff : 22 NiMoCr 37

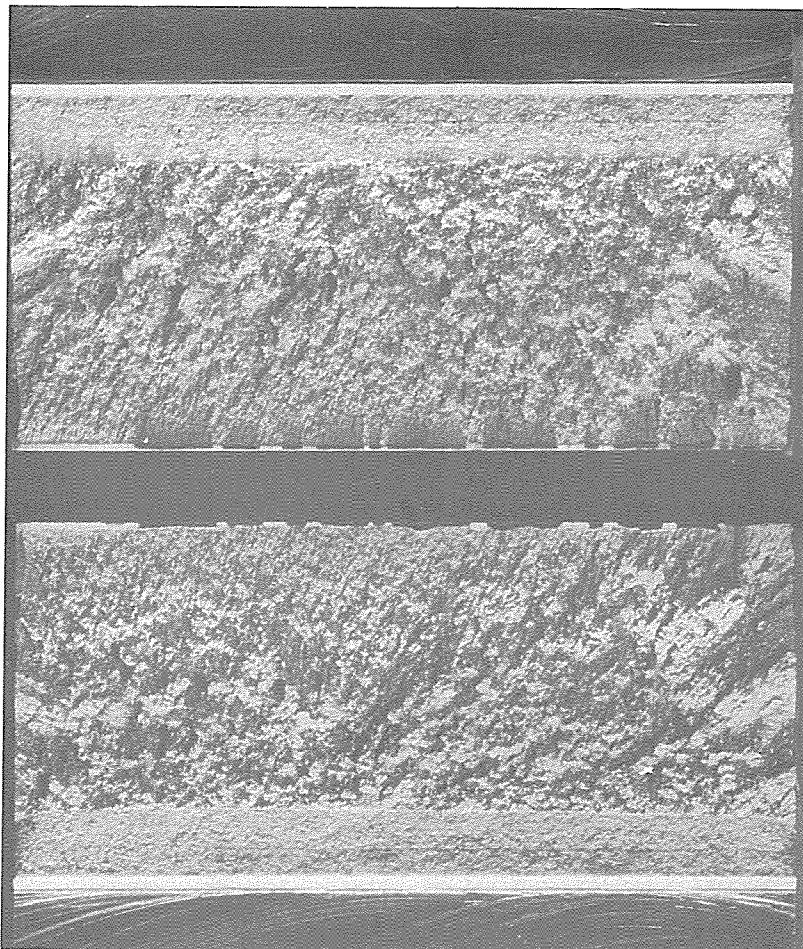


Bild 24
Probe Form 2 a, Nr. 2; Prüf-
temperatur -100°C ; Bruch-
last $F_{\max} = 1010 \text{ kN}$,
 $K_{\max} = 3460 \text{ Nmm}^{-3/2}$
Werkstoff: 22 NiMoCr 37



Bild 25
Probe Form 1 a, Nr. 1; Prüf-
temperatur – 100 °C; Bruch-
last $F_{max} = 1060$ kN,
 $K_{max} = 4050$ Nmm^{-3/2}
Werkstoff: 22 NiMoCr 37

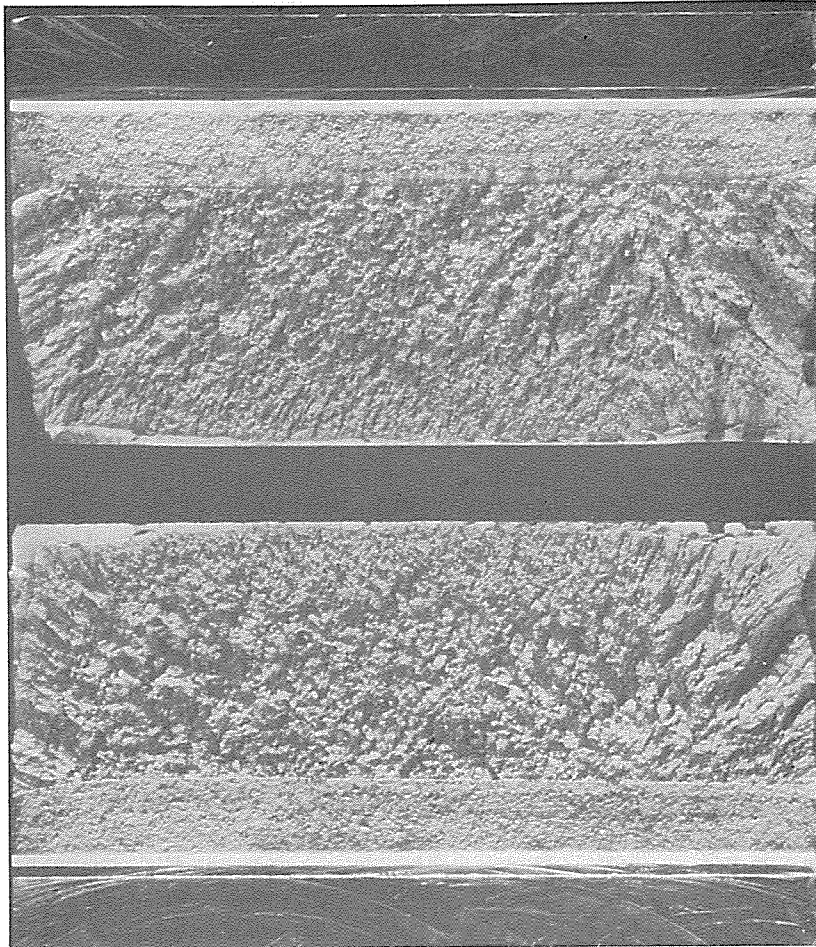


Bild 26
Probe Form 1 a, Nr. 2; Prüf-
temperatur – 100 °C; Bruch-
last $F_{max} = 1200$ kN,
 $K_{max} = 4910$ Nmm^{-3/2}
Werkstoff: 22 NiMoCr 37

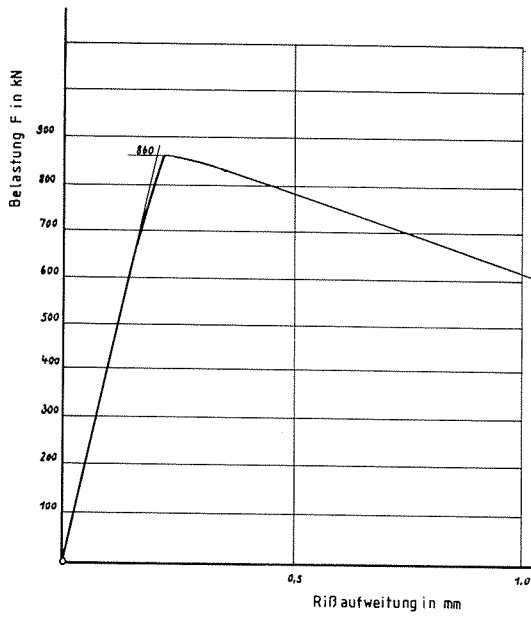


Bild 27
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm Vorversuch, Probe Form 2a
(Tafel 4) Prüftemperatur -100°C , 22 NiMoCr 37

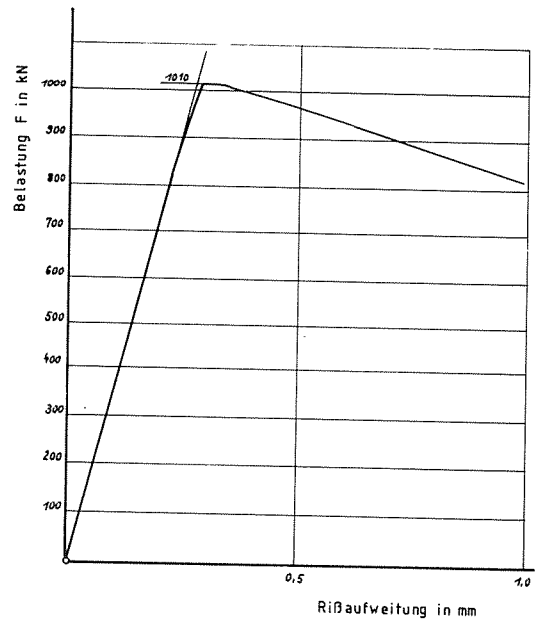


Bild 28
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm Vorversuch, Probe Form 2a
(Tafel 4) Prüftemperatur -100°C , 22 NiMoCr 37

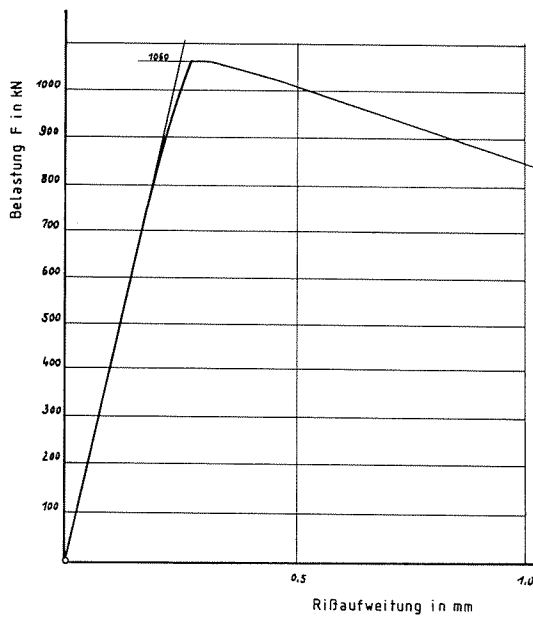


Bild 29
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm Vorversuch, Probe Form 1a
(Tafel 4) Prüftemperatur -100°C , 22 NiMoCr 37

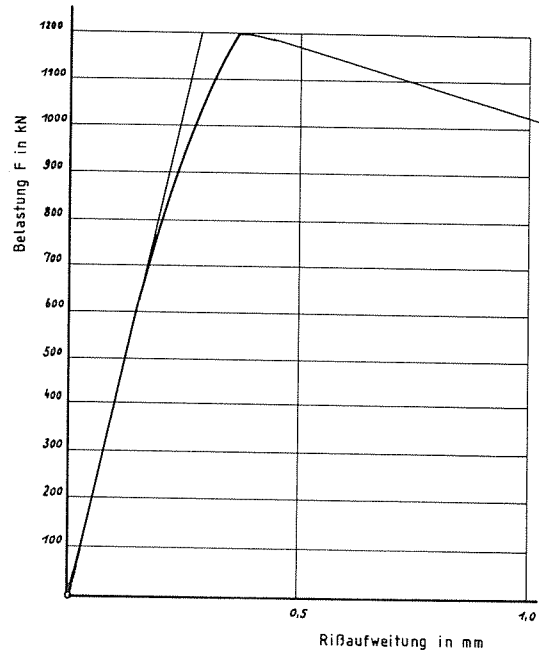


Bild 30
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm Vorversuch, Probe Form 1a
(Tafel 4) Prüftemperatur -100°C , 22 NiMoCr 37

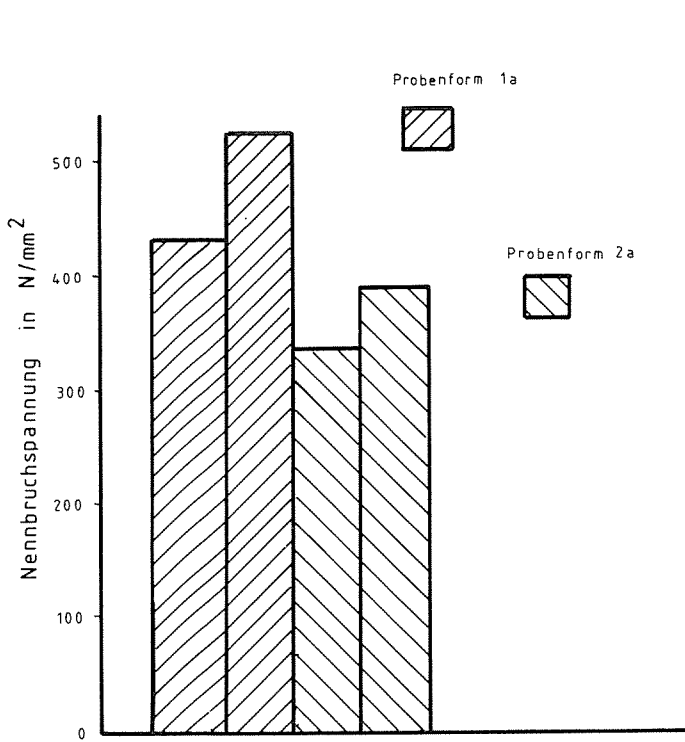


Bild 31
 Nennbruchspannungen für Probenform 1 a und 2 a
 Werkstoff: 22 NiMoCr 37
 Versuchstemperatur: -100°C

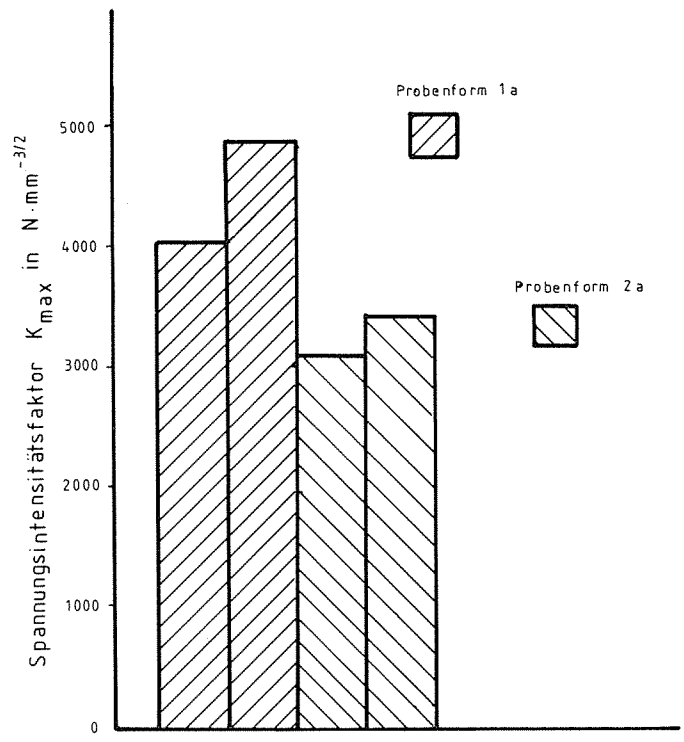


Bild 32
 $K_{max} (= K_{Ic})$ für Probenform 1 a und 2 a
 Werkstoff: 22 NiMoCr 37
 Versuchstemperatur: -100°C

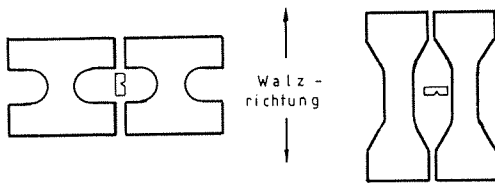


Bild 33
 Probeentnahmestellen für Längs- und Querproben zur Ermittlung der Kerbschlagzähigkeit an dem verwendeten Versuchsmaterial St E 47

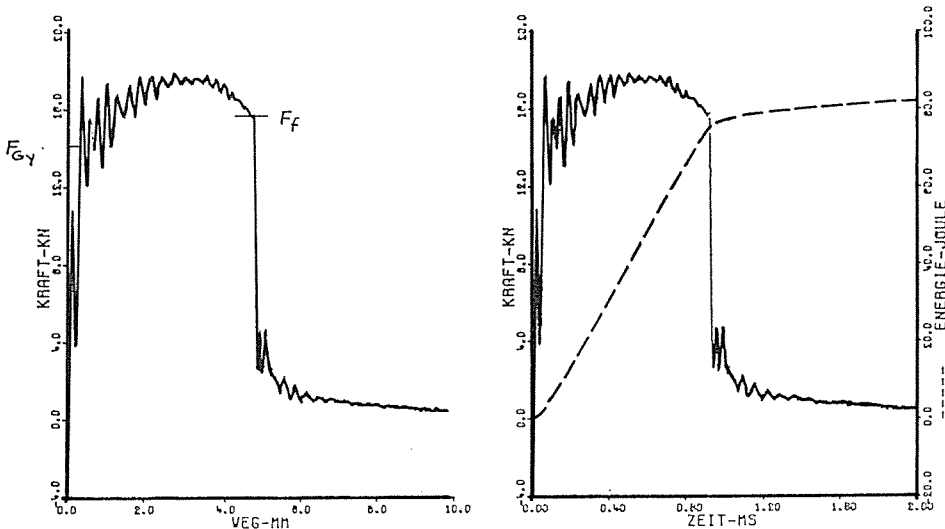


Bild 34
 Ergebnisse aus dem instrumentierten Kerbschlagversuch, Werkstoff St E 47

TUV QU 3 -30 GRD
 SCHLAGARBEIT 82.0 JOULE

$$\sigma_{GY} = \frac{1 \cdot F_{GY} \cdot 42}{1,247 \cdot b_f \cdot h_f^2}$$

$$\delta_f = \frac{1 \cdot F_f \cdot 42}{1,267 \cdot b_f (h_f - t_0)^2}$$

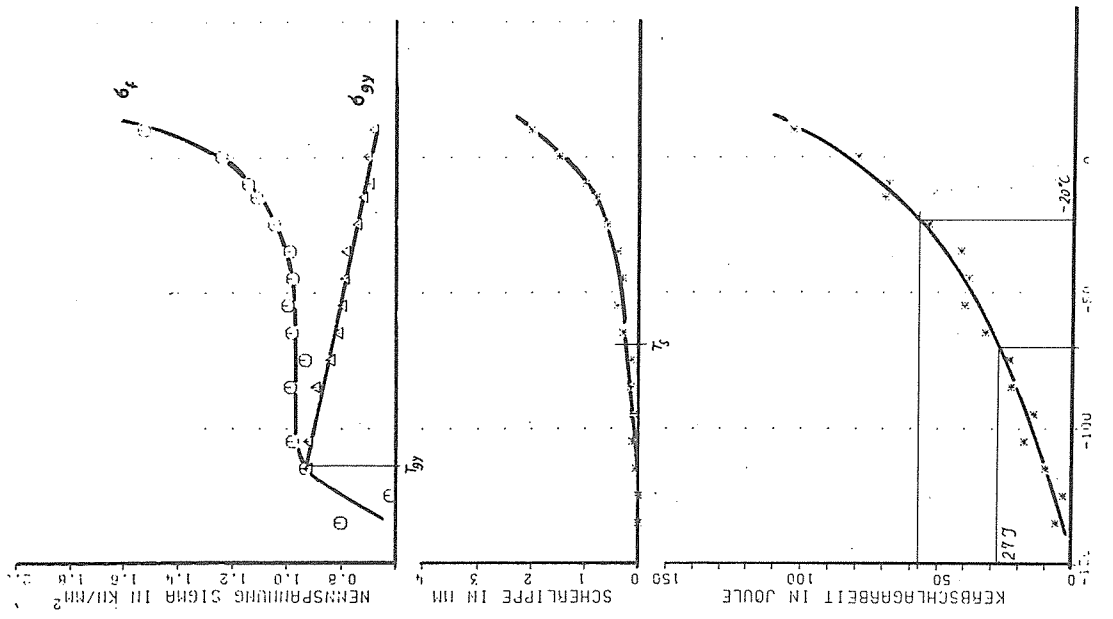


Bild 37
Ergebnisse der instrumentierten Kerbschlag-
versuche St E 47, Mitte längs

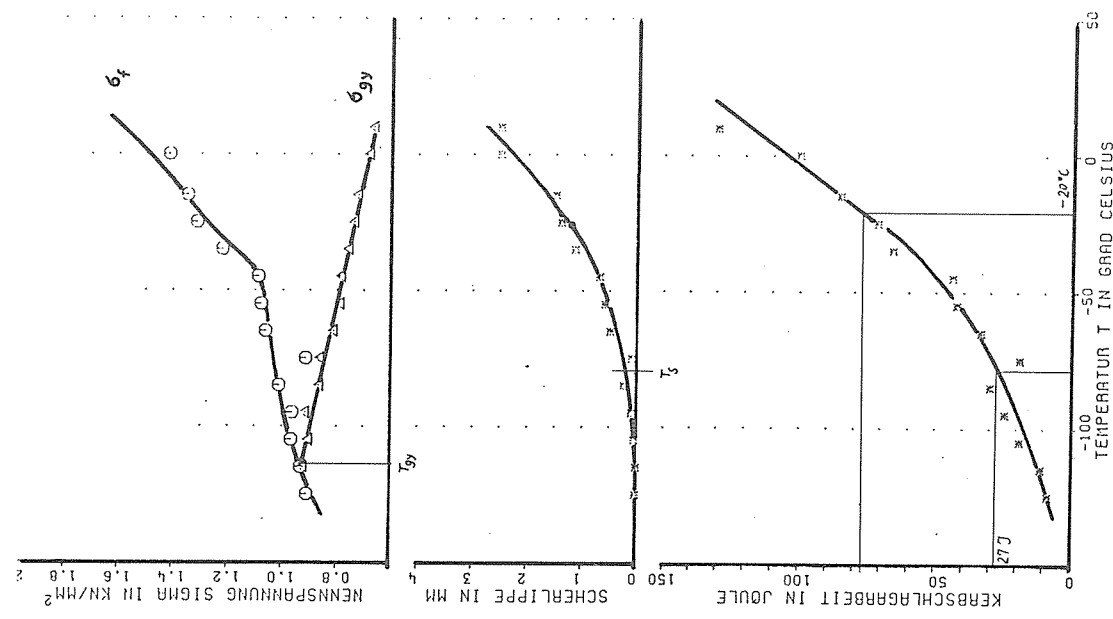


Bild 36
Ergebnisse der instrumentierten Kerbschlag-
versuche St E 47, Mitte quer

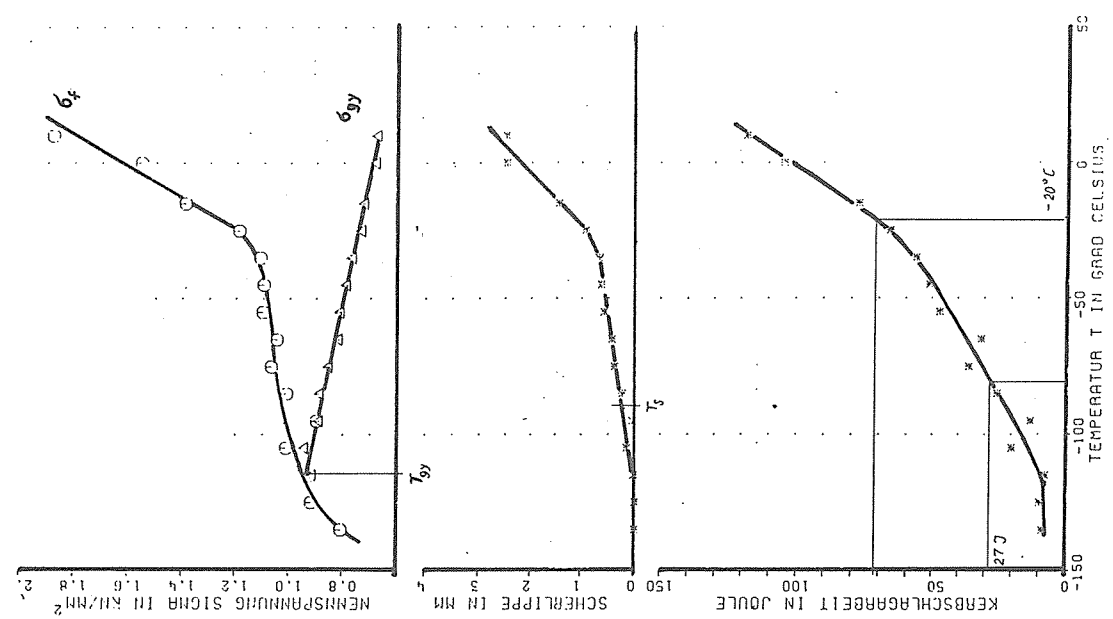


Bild 35
Ergebnisse der instrumentierten Kerbschlag-
versuche St E 47, Mitte quer

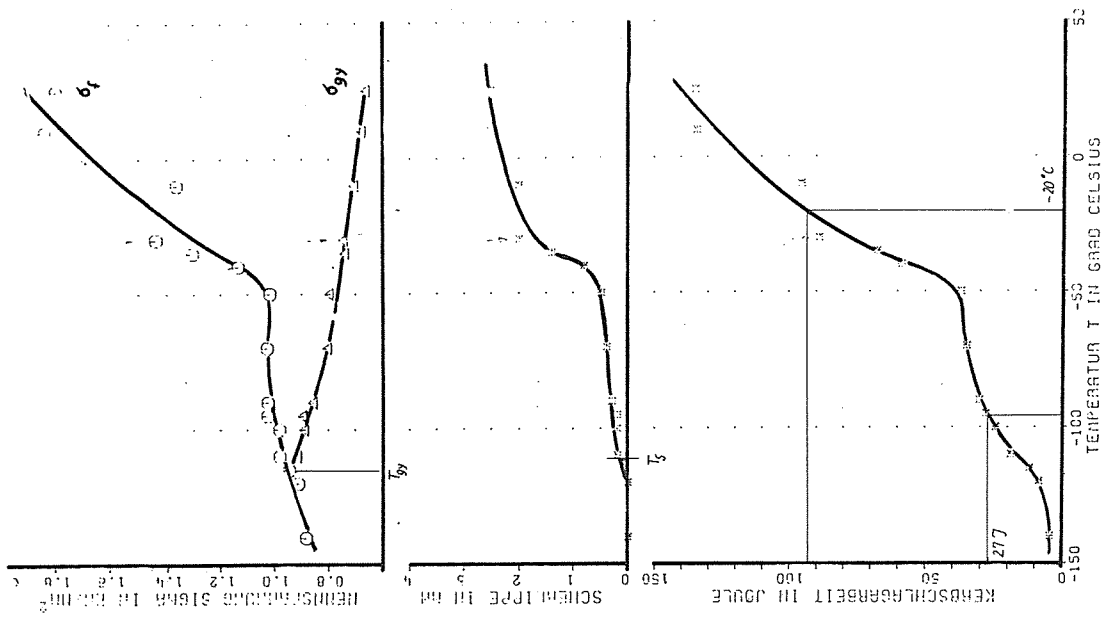


Bild 40
Ergebnisse der instrumentierten Kerbschlag-
versuche St E 47, unten quer

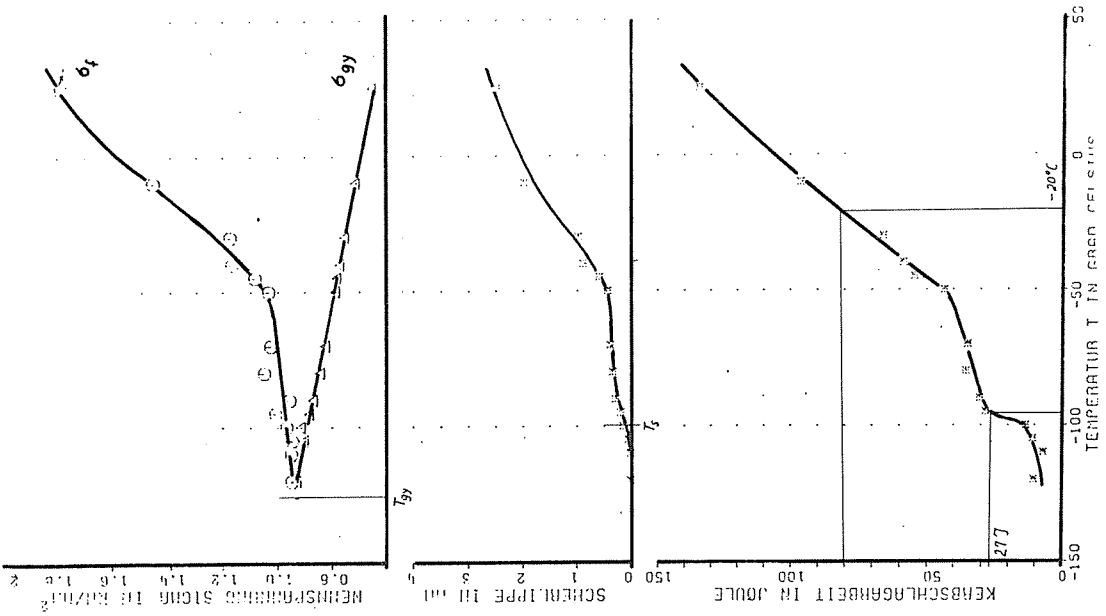


Bild 39
Ergebnisse der instrumentierten Kerbschlag-
versuche St E 47, oben quer

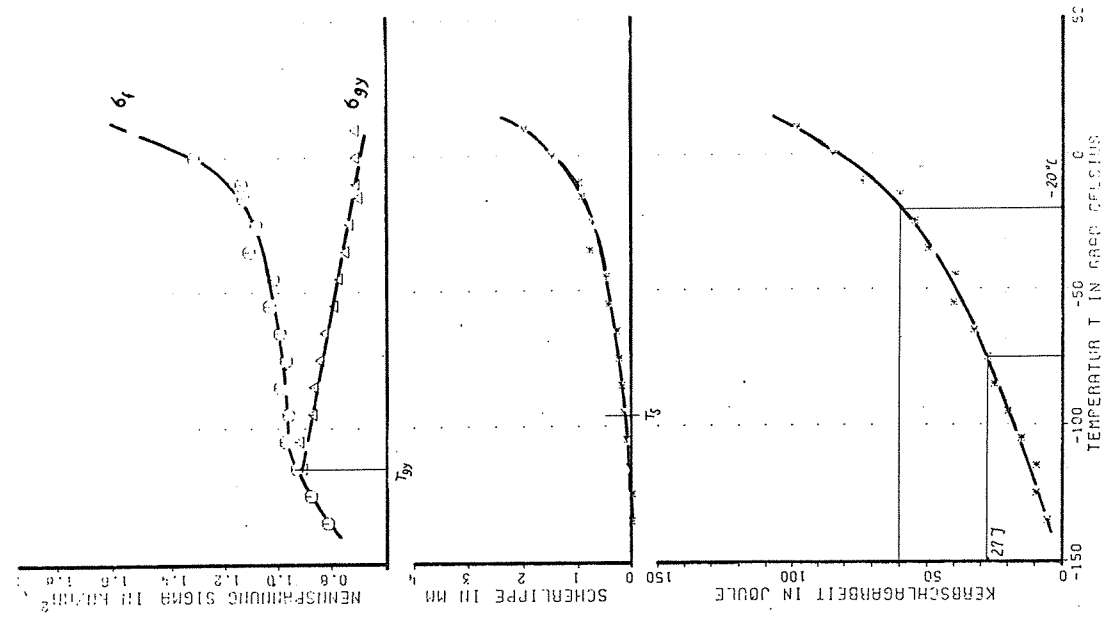


Bild 38
Ergebnisse der instrumentierten Kerbschlag-
versuche St E 47, Mitte längs

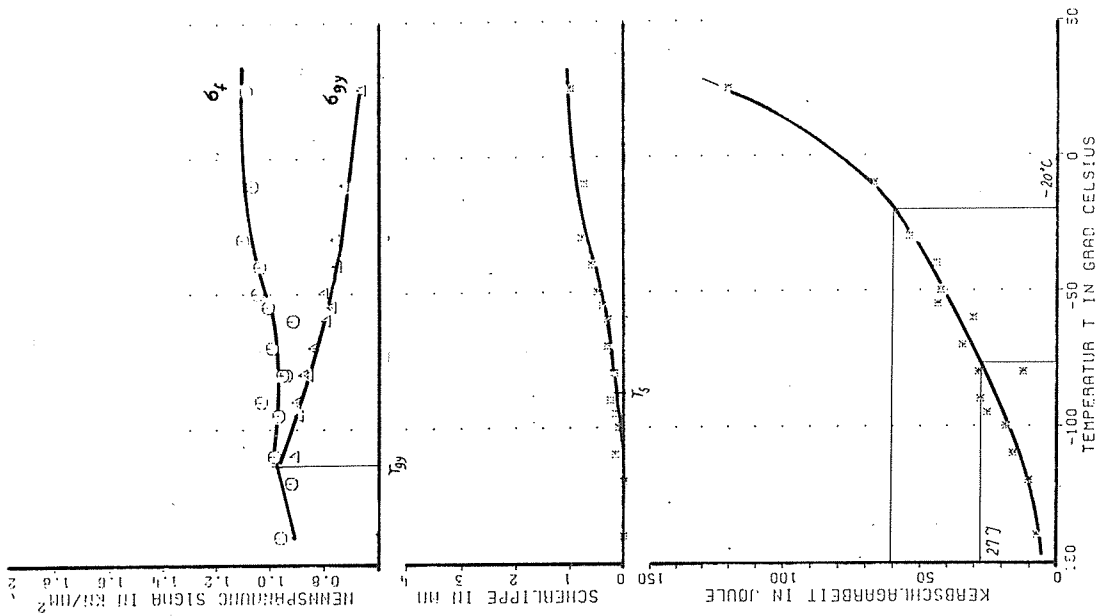


Bild 41
Ergebnisse der instrumentierten Kerbschlag-
versuche St E 47, oben längs

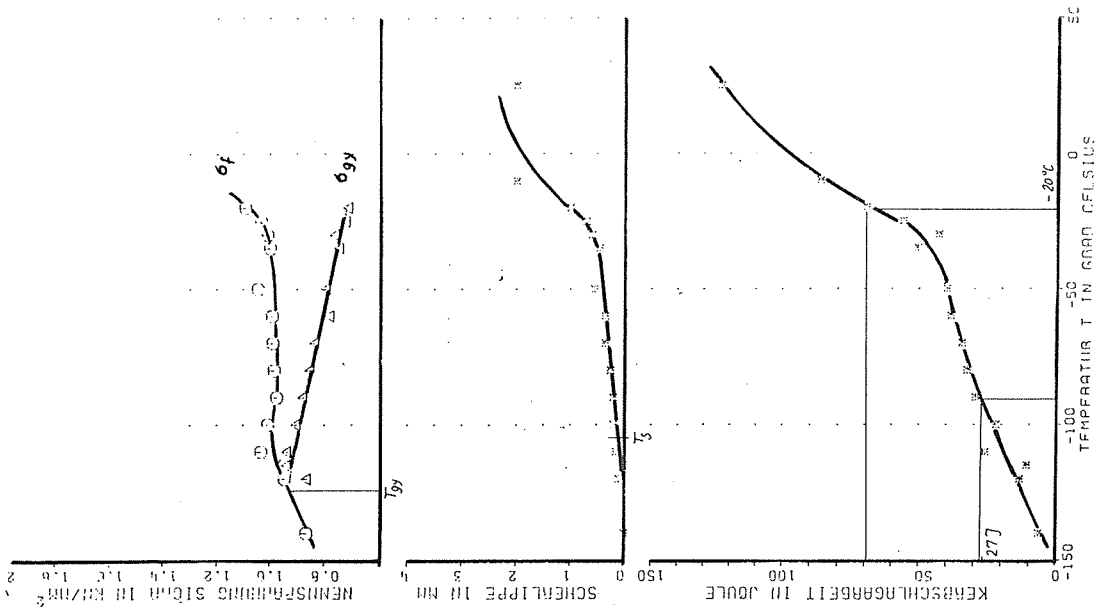


Bild 42
Ergebnisse der instrumentierten Kerbschlag-
versuche St E 47, unten längs

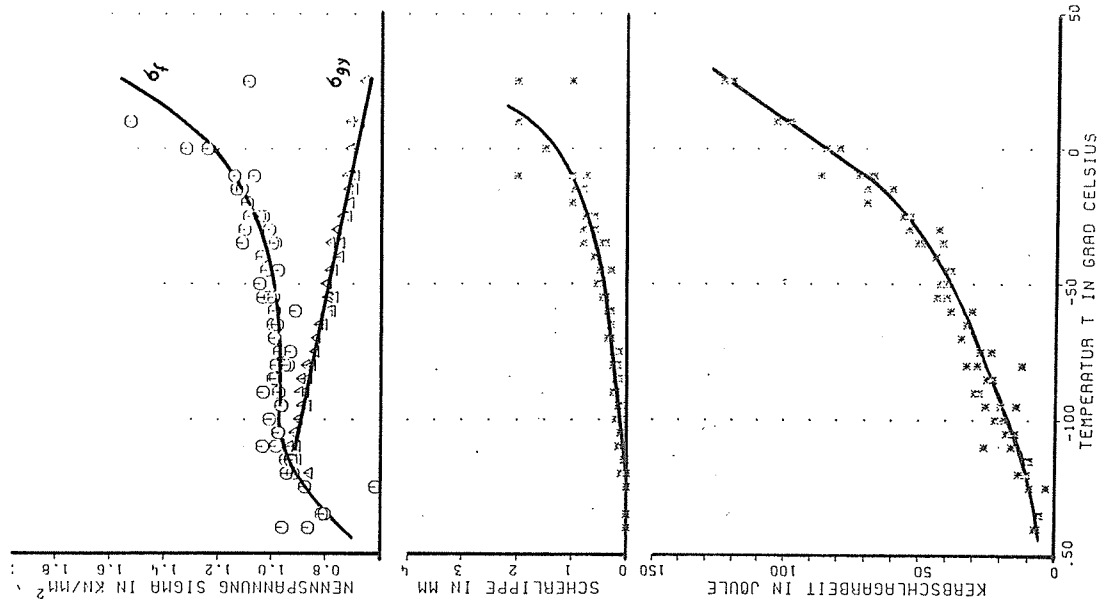


Bild 43
Zusammenstellung der Ergebnisse aus den
Längsproben St E 47

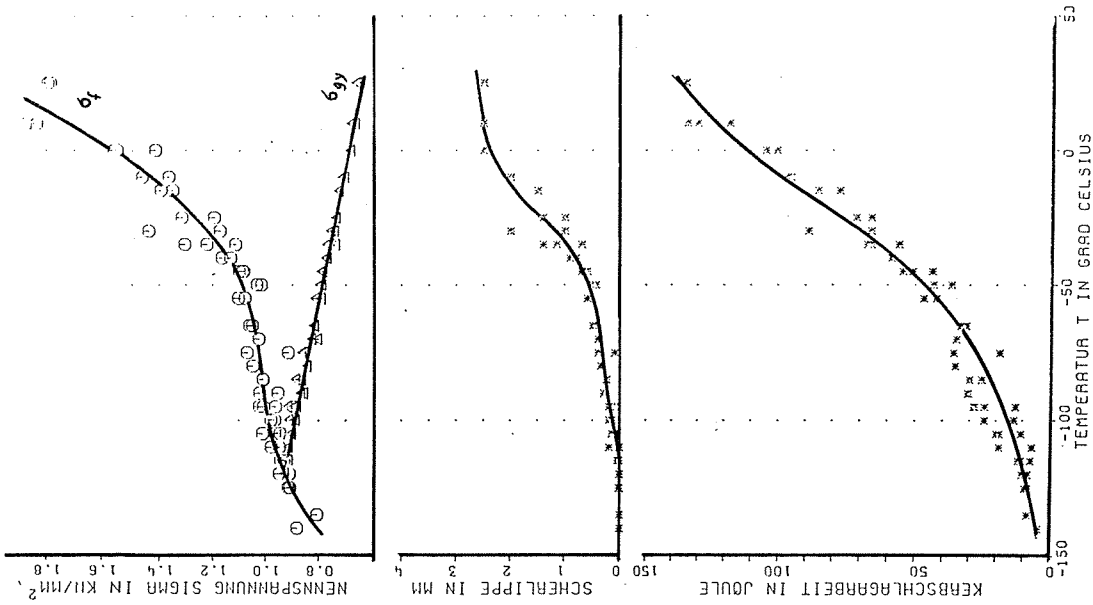


Bild 44
Zusammenstellung der Ergebnisse aus den
Querproben St E 47

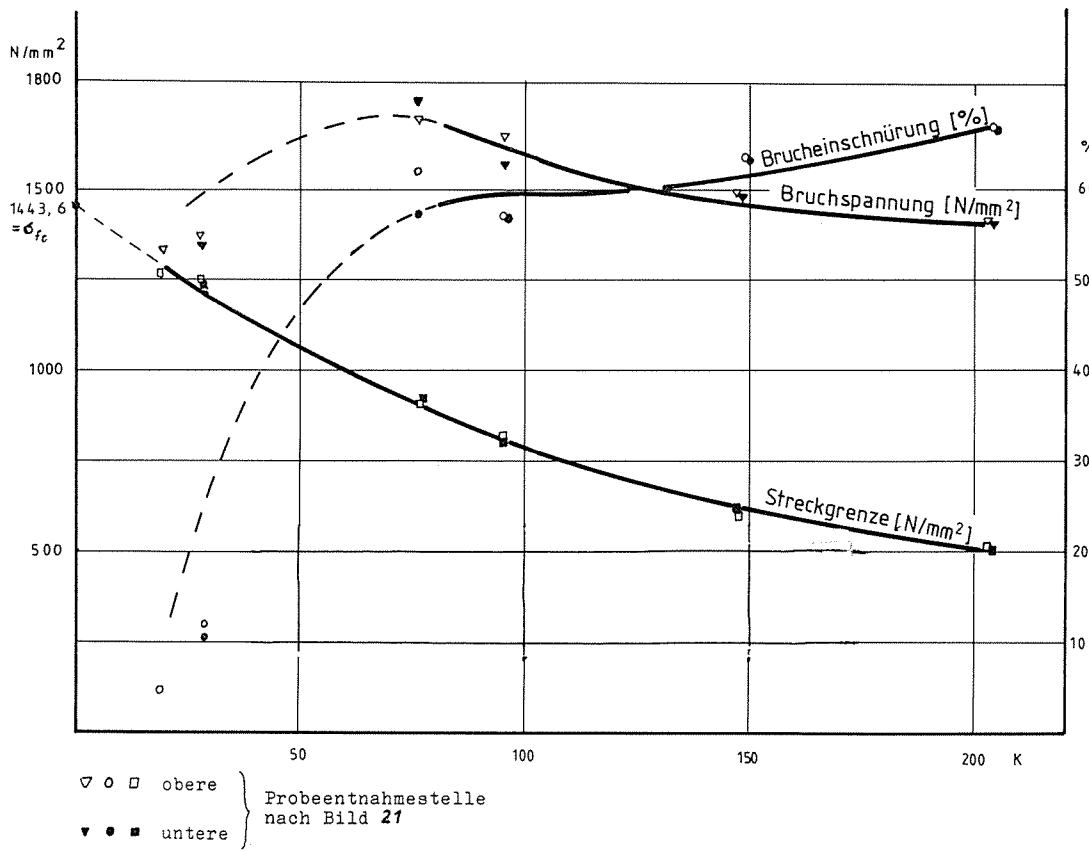


Bild 45
Brucheinschnürung, Bruchspannung und Streckgrenze, in Abhängigkeit von der Temperatur, ermittelt an Kleinzugproben
nach Bild 16 Werkstoff St E 47

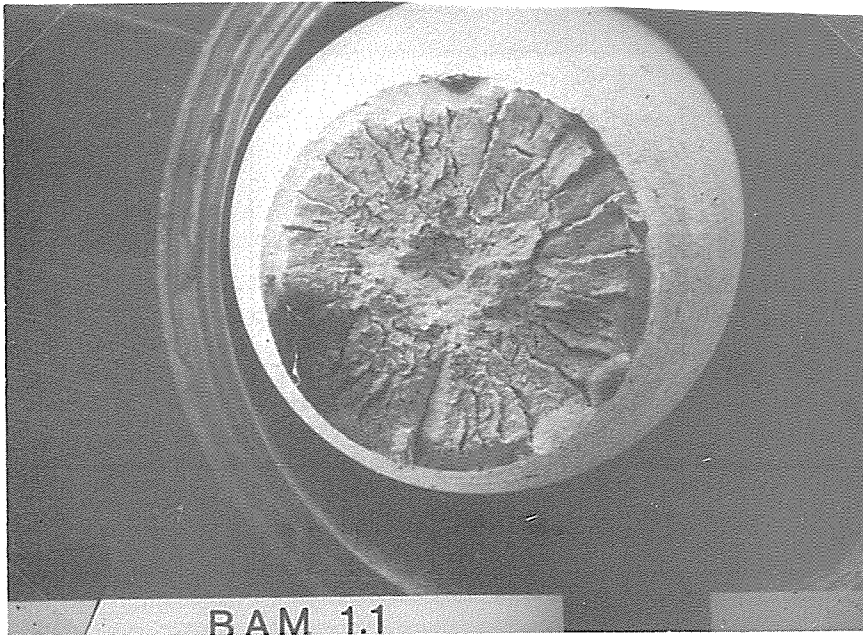


Bild 46 a – e
REM-Aufnahmen der Bruch-
flächen von den Kleinzugproben
nach Bild 16
Versuchstemperatur 200 K

Bild 46 a

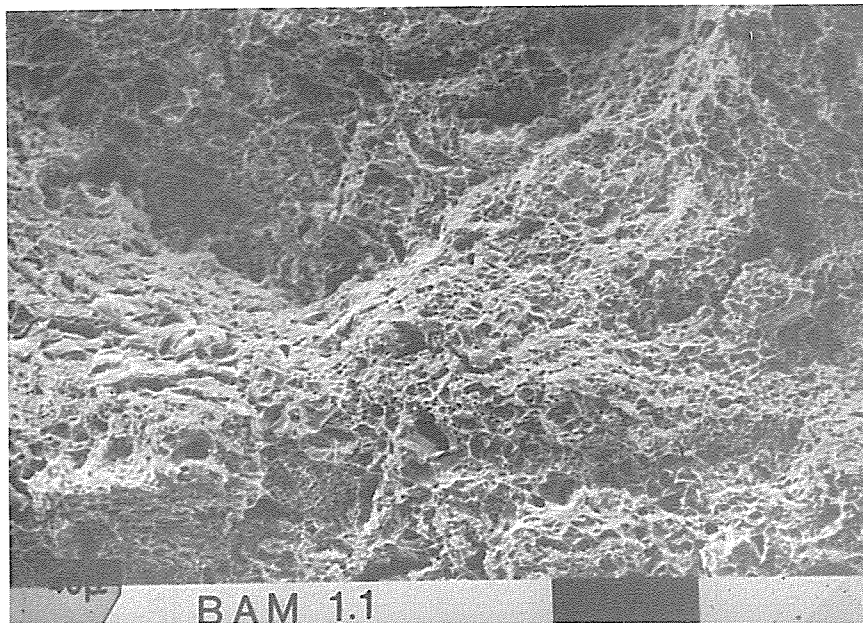


Bild 46 b

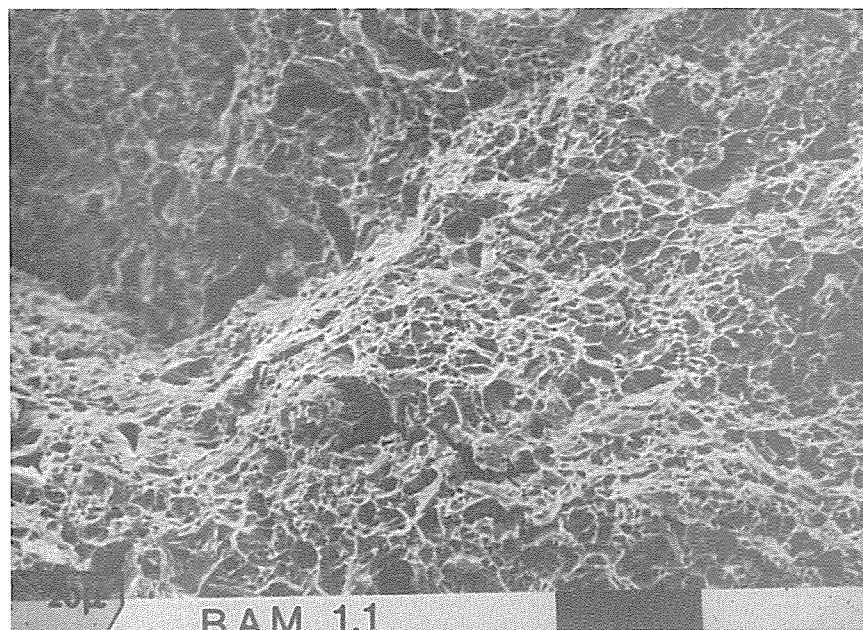


Bild 46 c

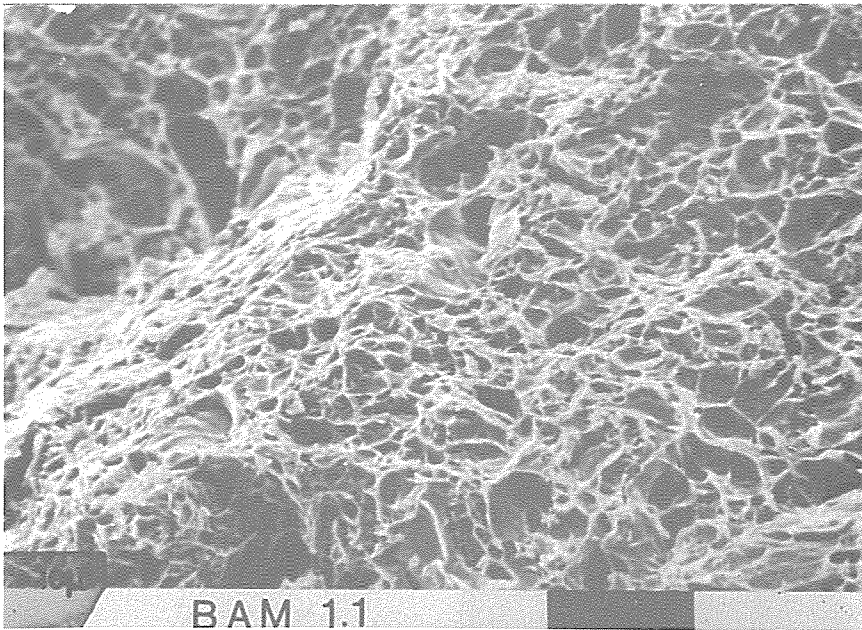


Bild 46 d

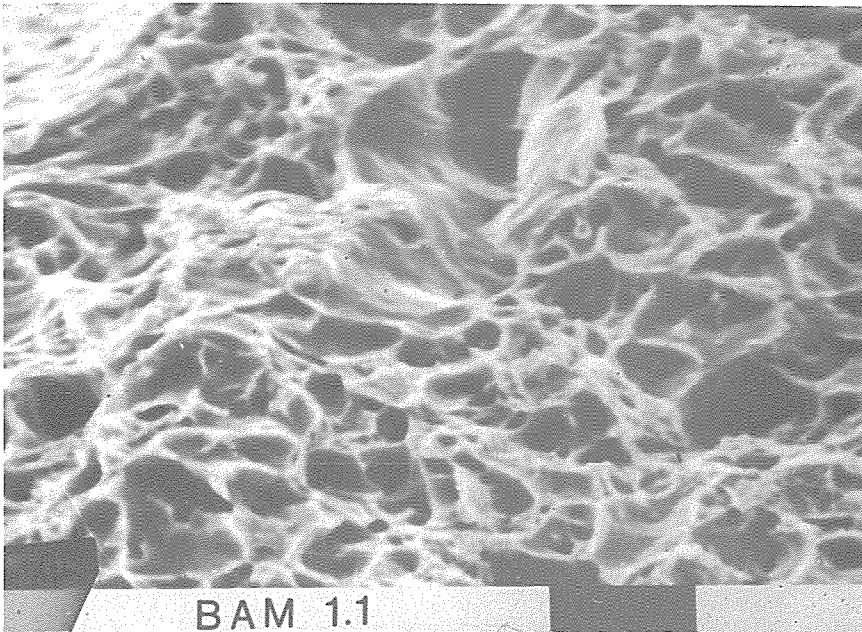


Bild 46 e

Bild 47 a – c
REM-Aufnahmen der Bruch-
flächen von Proben
nach Bild 16 bei 97 K

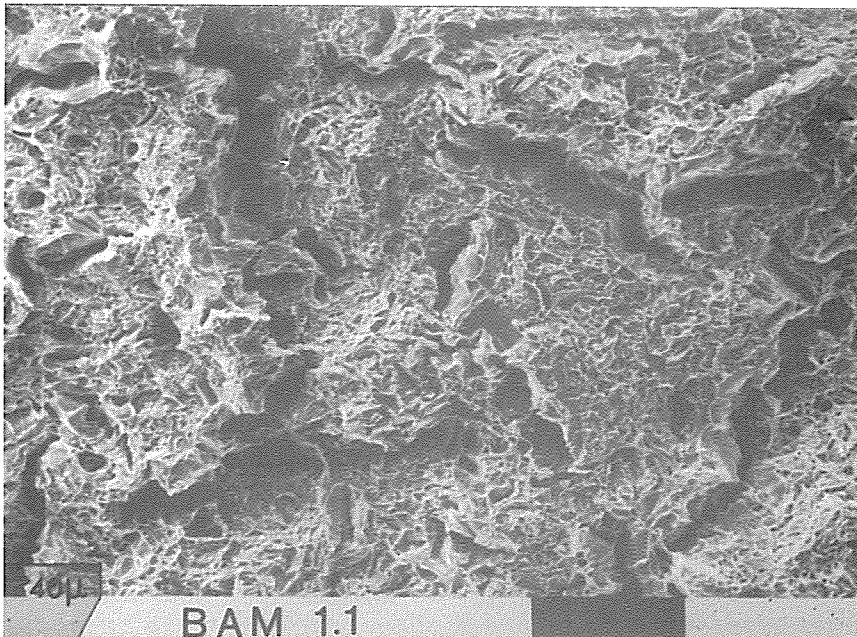


Bild 47 a

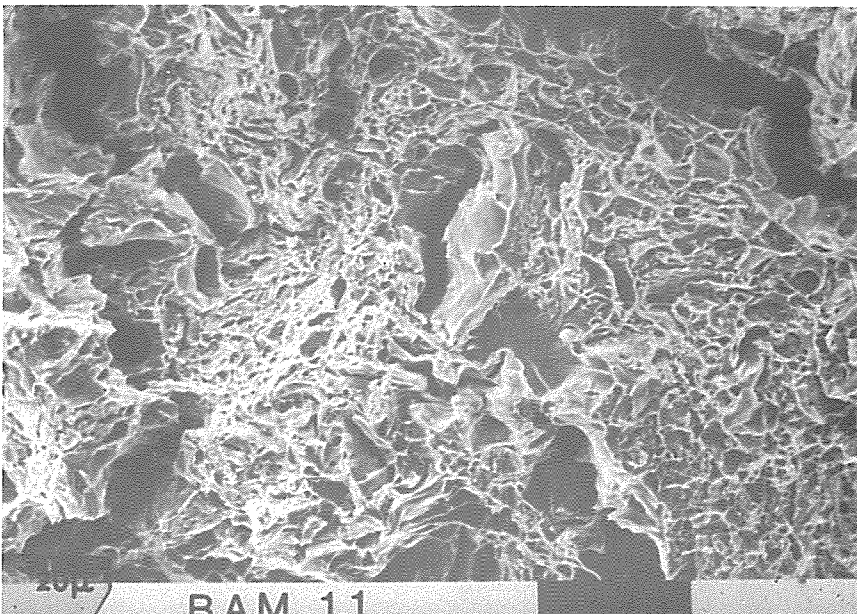


Bild 47 b

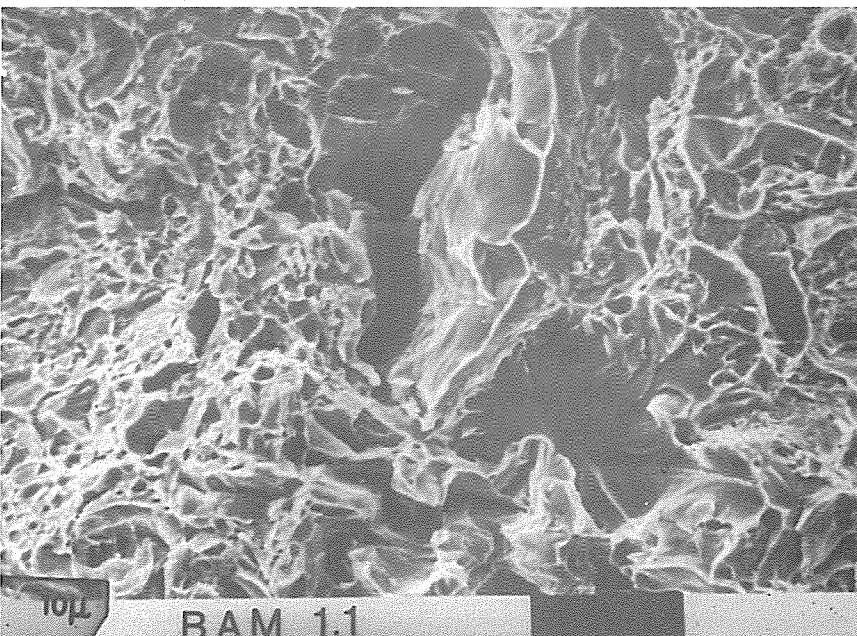


Bild 47 c

Bild 48 a – c
REM-Aufnahmen der Bruch-
flächen von Proben
nach Bild 16 bei 77 K

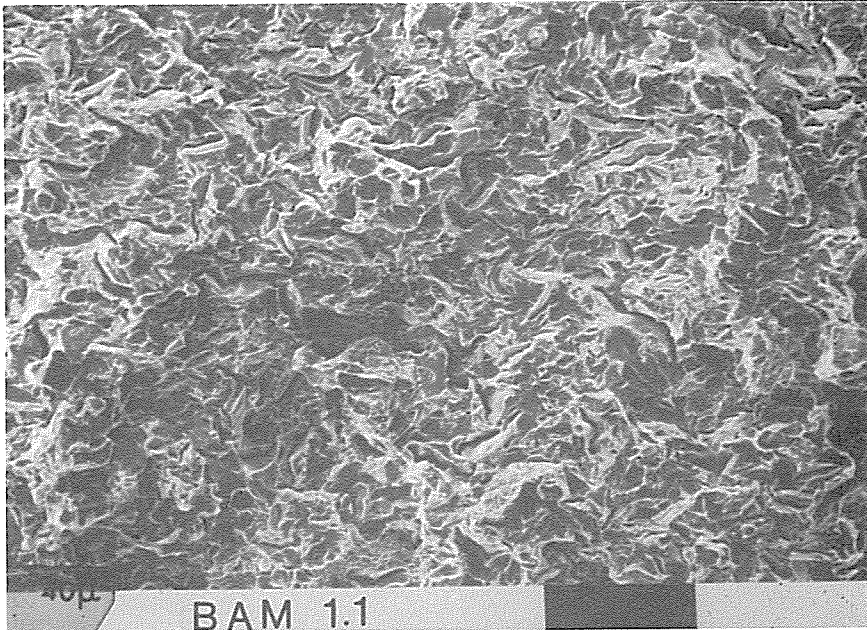


Bild 48 a

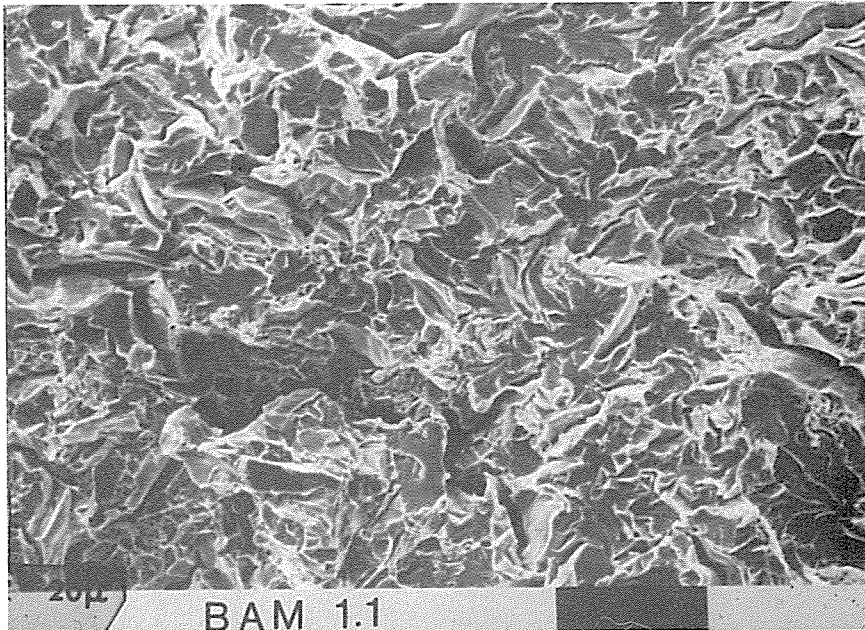


Bild 48 b

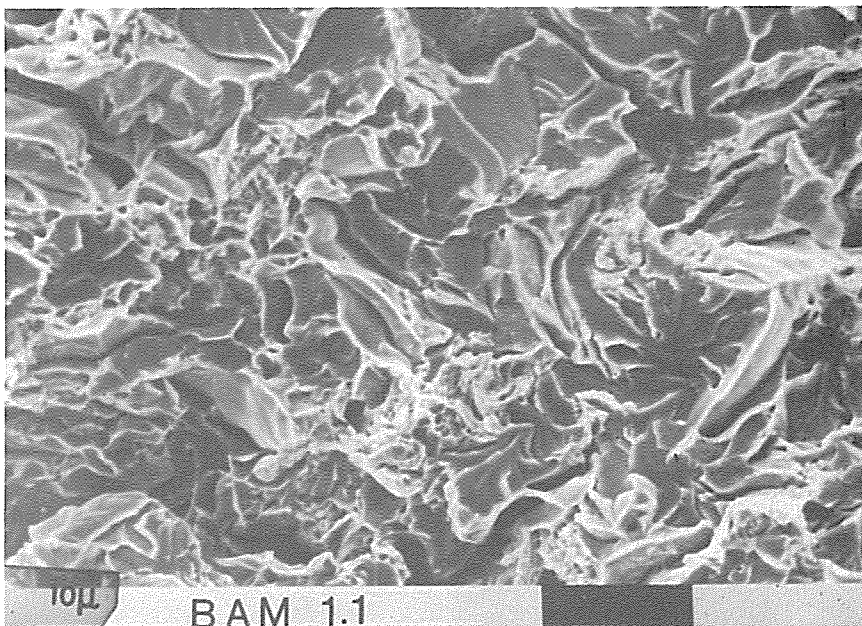


Bild 48 c

Bild 49 a – c
REM-Aufnahmen der Bruch-
flächen von Proben
nach Bild 16 bei 29 K

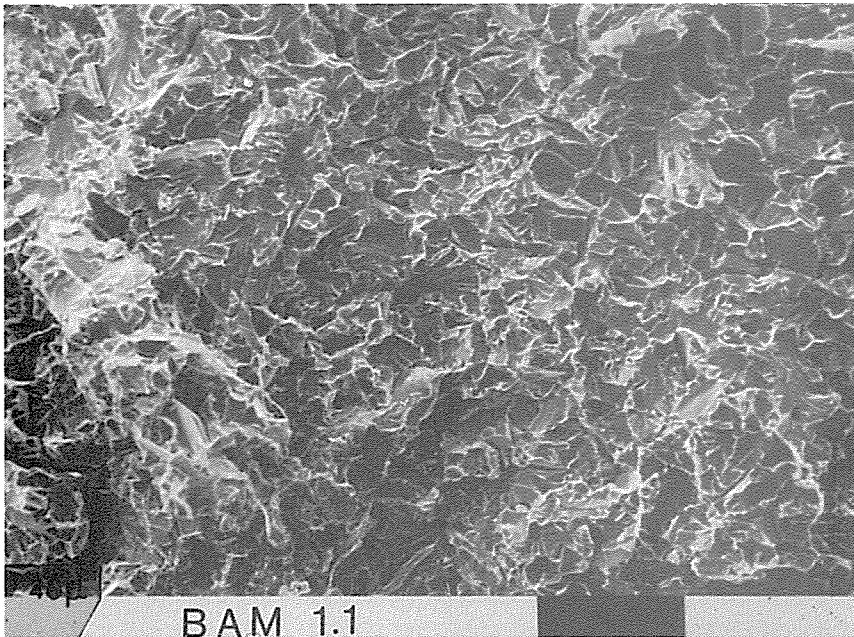


Bild 49 a

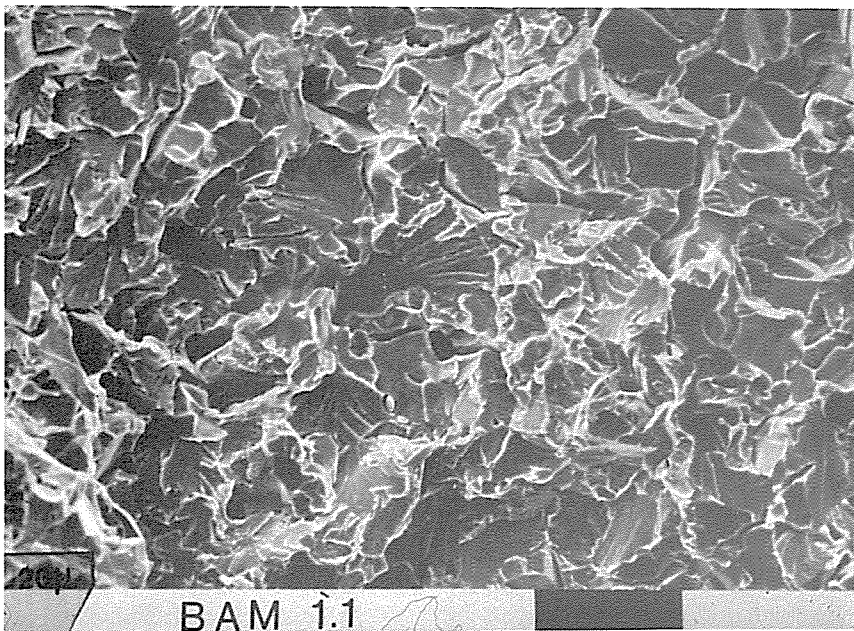


Bild 49 b

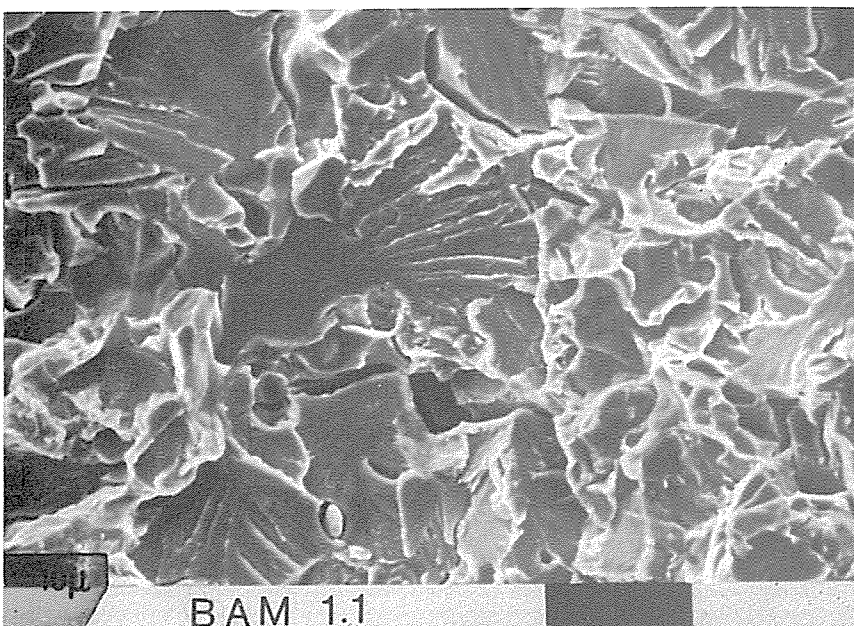


Bild 49 c

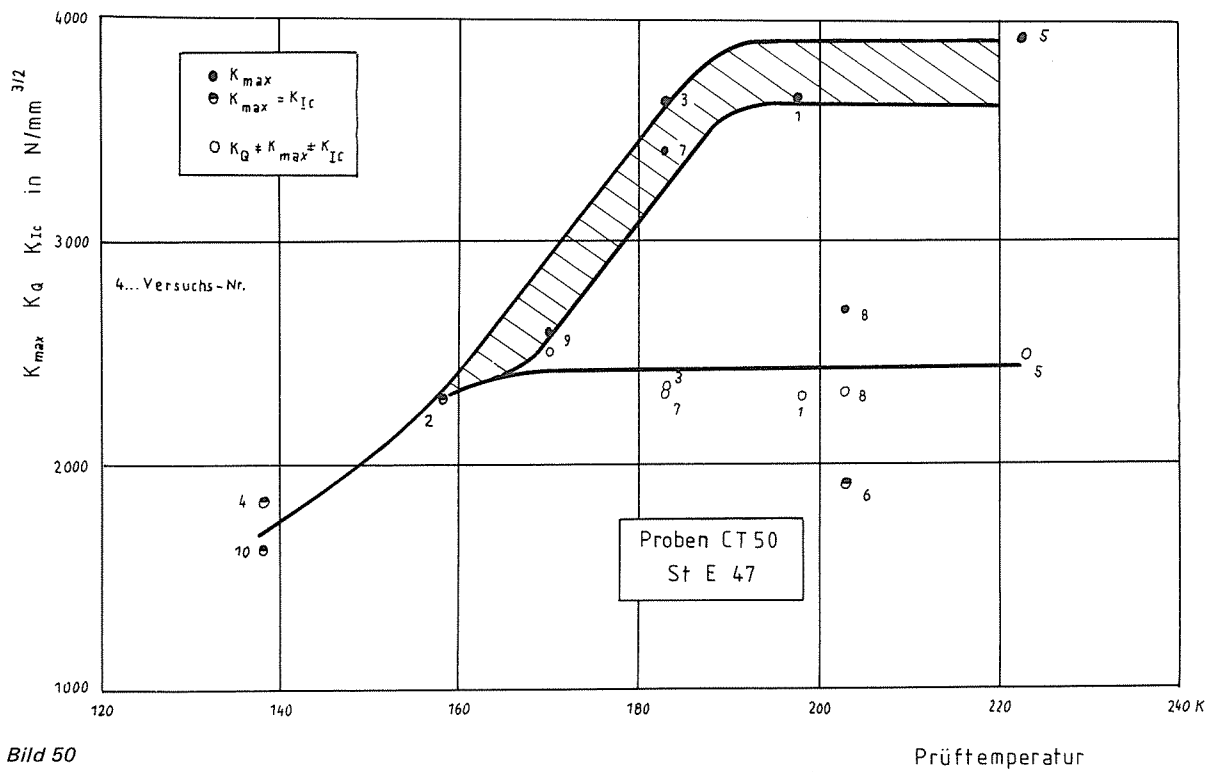


Bild 50
Bruchzähigkeit in Abhängigkeit von der Prüf temperatur, ermittelt an Kompaktzugproben

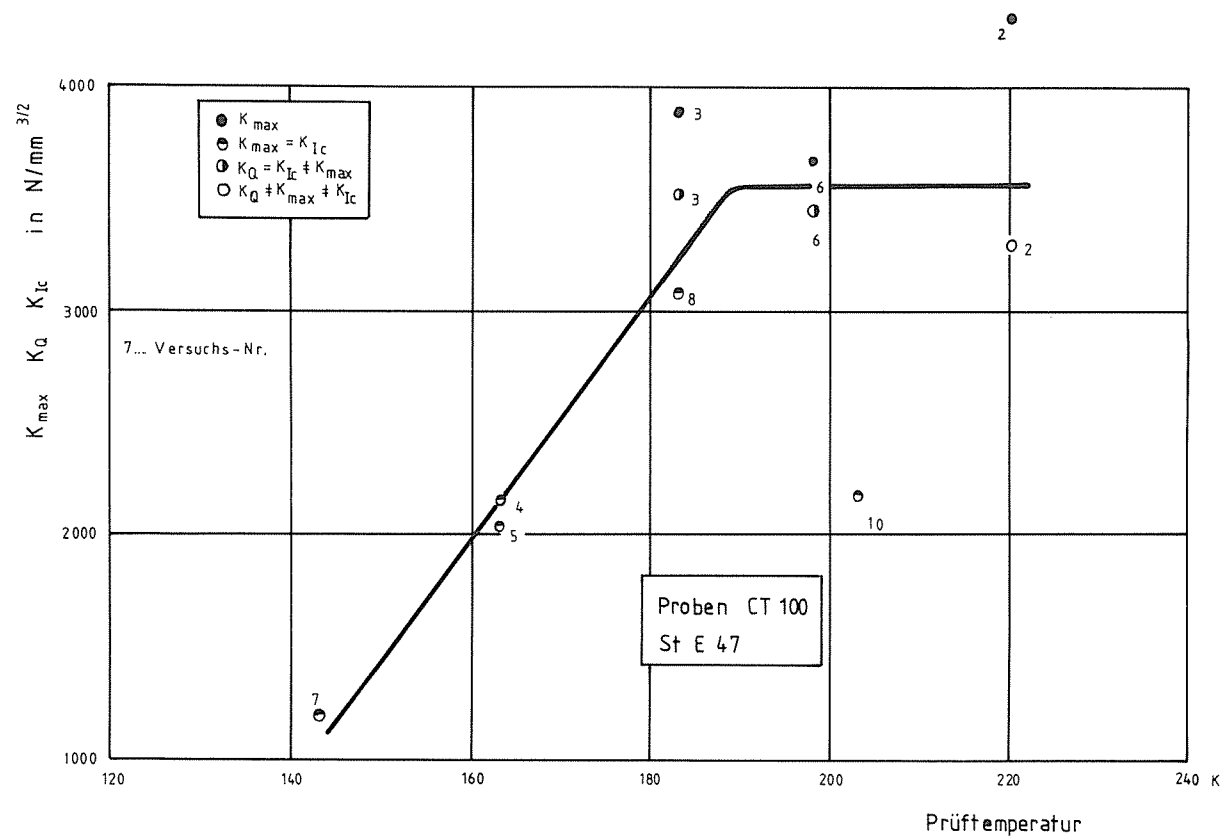


Bild 51
Bruchzähigkeit in Abhängigkeit von der Prüf temperatur, ermittelt an Kompaktzugproben

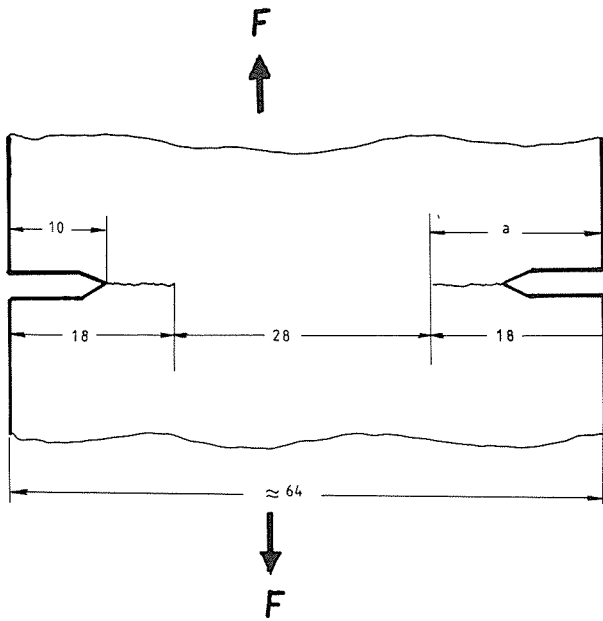


Bild 52
Beidseitige Anordnung von Kerb und Ermüdungsanriß für Probenform 2 b, 1 b (schematisch)

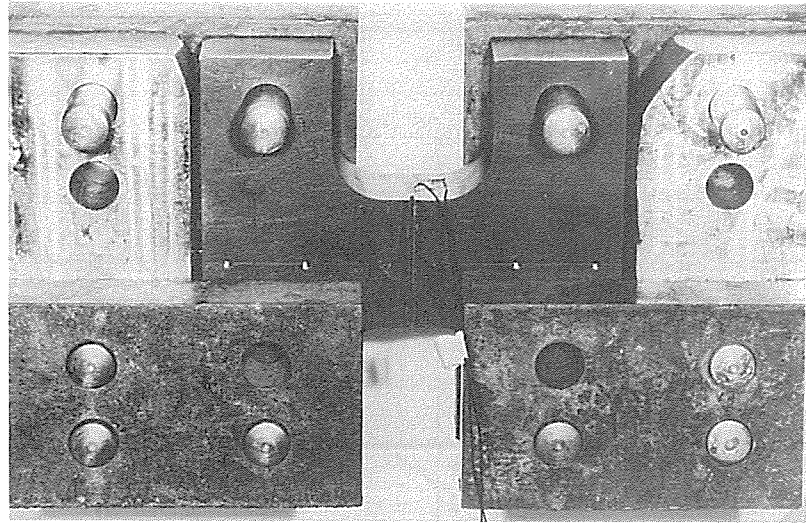


Bild 53
Einspannung einer Probe Form 2 b in der Prüfmaschine, Teilansicht der Vorrichtung aus Bild 20

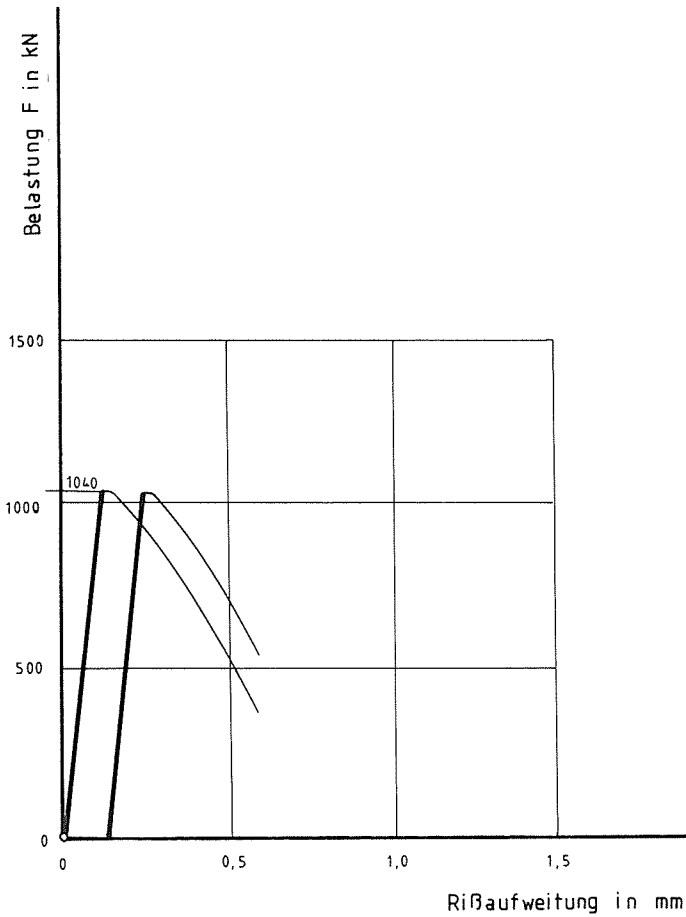


Bild 54
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm
Hauptversuch Nr. 4, Form 2 b (Tafel 9)
Prüftemperatur -130°C / 143 K, St E 47

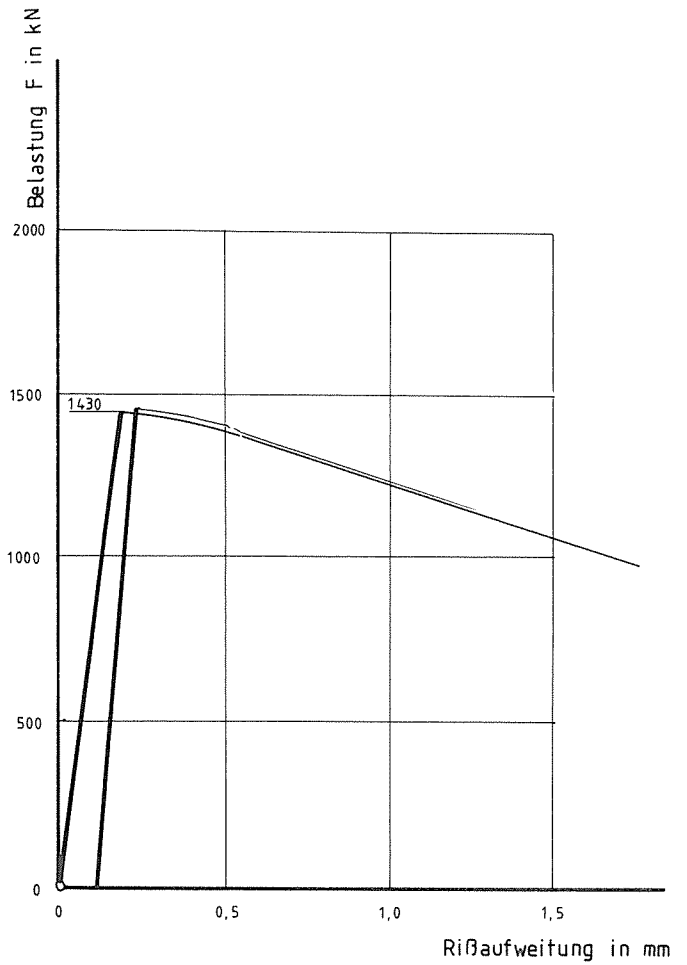


Bild 55
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm
Hauptversuch Nr. 8, Form 2 b (Tafel 9)
Prüftemperatur -102°C / 171 K, St E 47

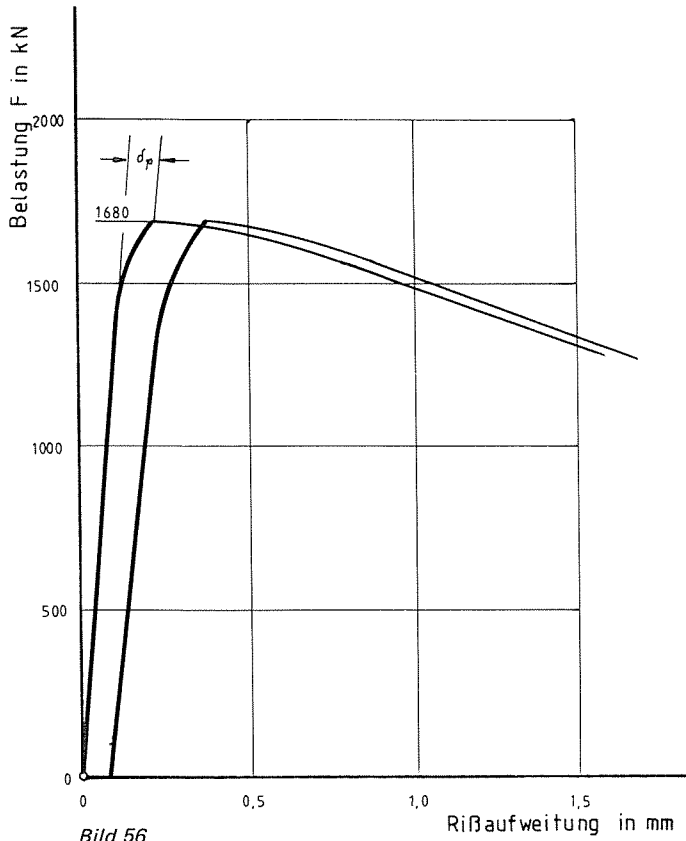


Bild 56
 Kraft-Rißöffnungs-Diagramm
 Hauptversuch Nr. 12, Form 2b (Tafel 9)
 Prüftemperatur - 73 °C / 200 K, St E 47

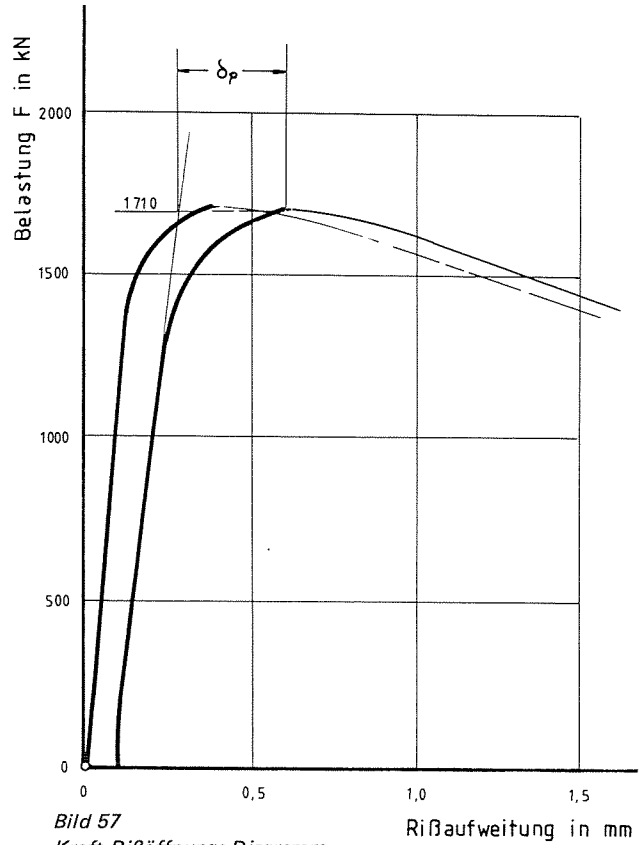


Bild 57
 Kraft-Rißöffnungs-Diagramm
 Hauptversuch Nr. 13, Form 2b (Tafel 9)
 Prüftemperatur - 50 °C / 223 K, St E 47

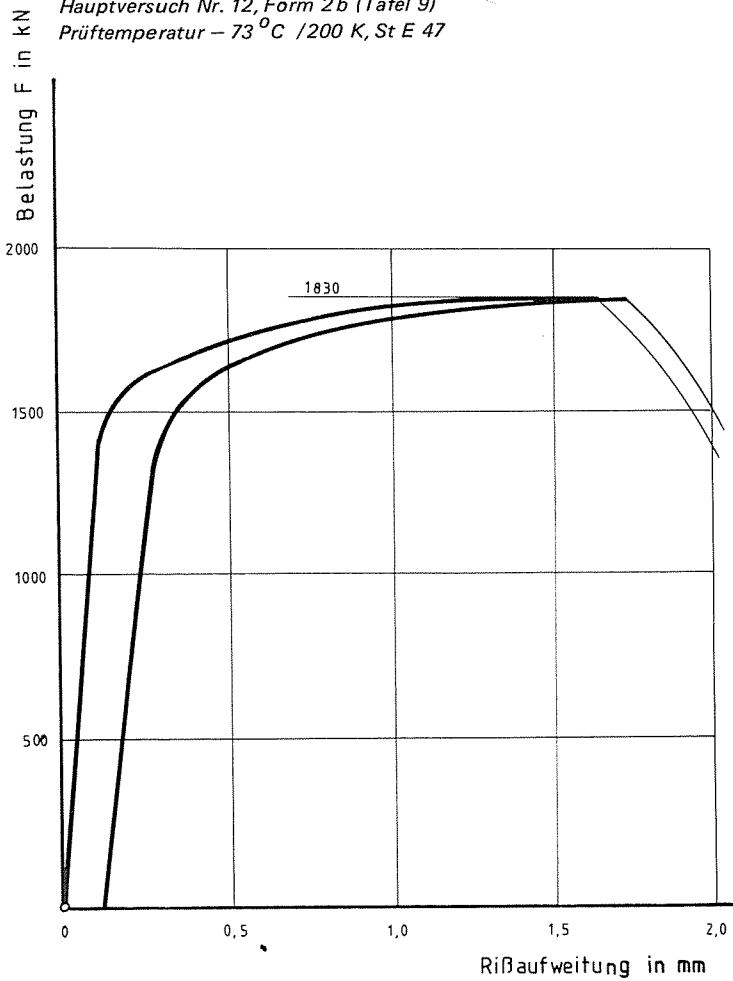


Bild 58
 Kraft-Rißöffnungs-Diagramm
 Hauptversuch Nr. 16, Form 2b (Tafel 9)
 Prüftemperatur - 21 °C / 252 K, St E 47

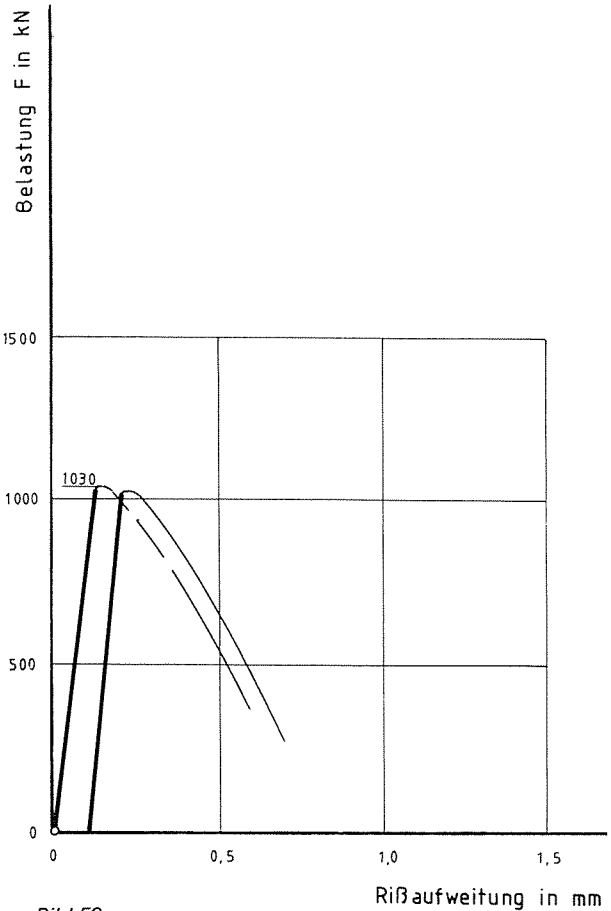


Bild 59
 Kraft-Rißöffnungs-Diagramm
 Hauptversuch Nr. 17, Form 1b (Tafel 9)
 Prüftemperatur - 130 °C / 143 K, St E 47

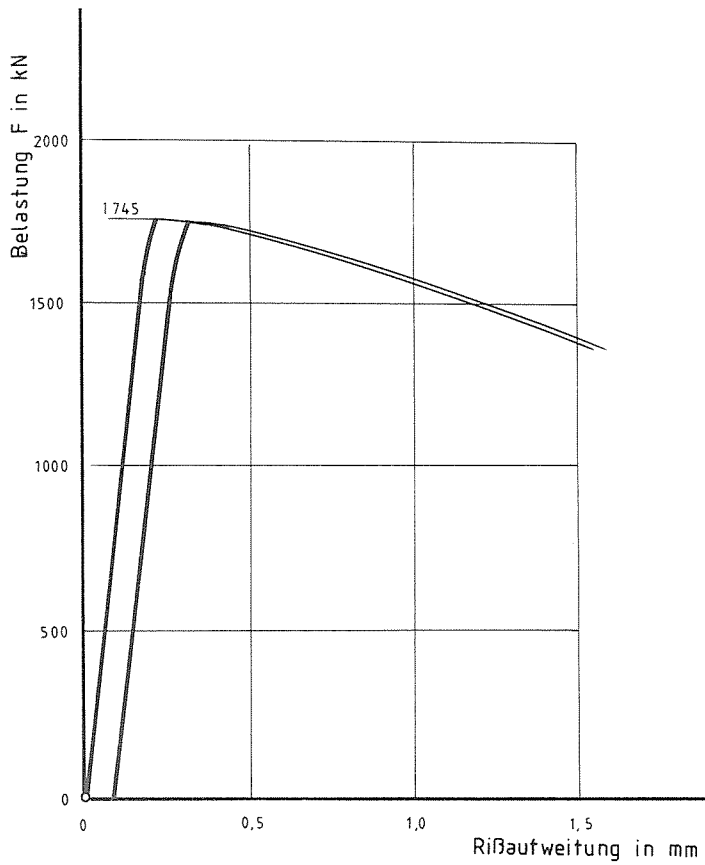


Bild 60
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm
Hauptversuch Nr. 22, Form 1 b (Tafel 9)
Prüftemperatur $-102^{\circ}\text{C}/171\text{ K}$, St E 47

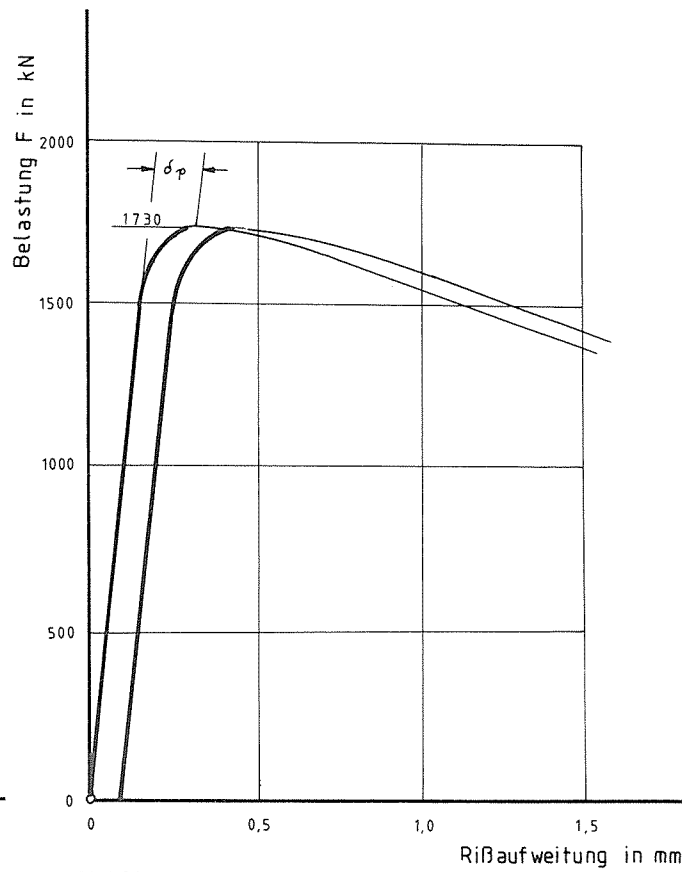


Bild 61
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm
Hauptversuch Nr. 24, Form 1 b (Tafel 9)
Prüftemperatur $-71^{\circ}\text{C}/202\text{ K}$, St E 47

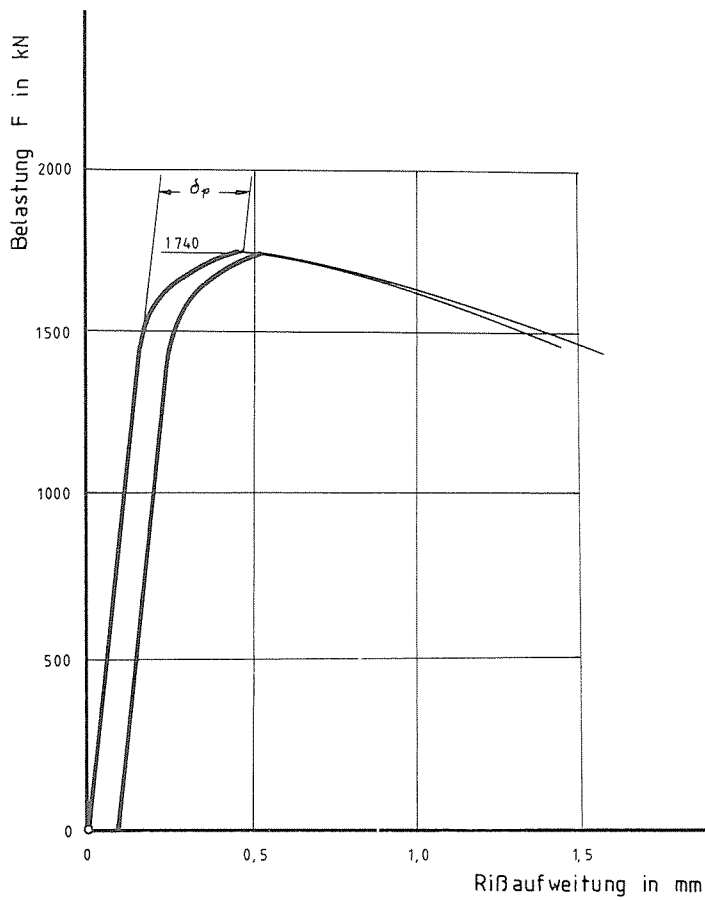


Bild 62
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm
Hauptversuch Nr. 26, Form 1 b (Tafel 9)
Prüftemperatur $-51^{\circ}\text{C}/222\text{ K}$, St E 47

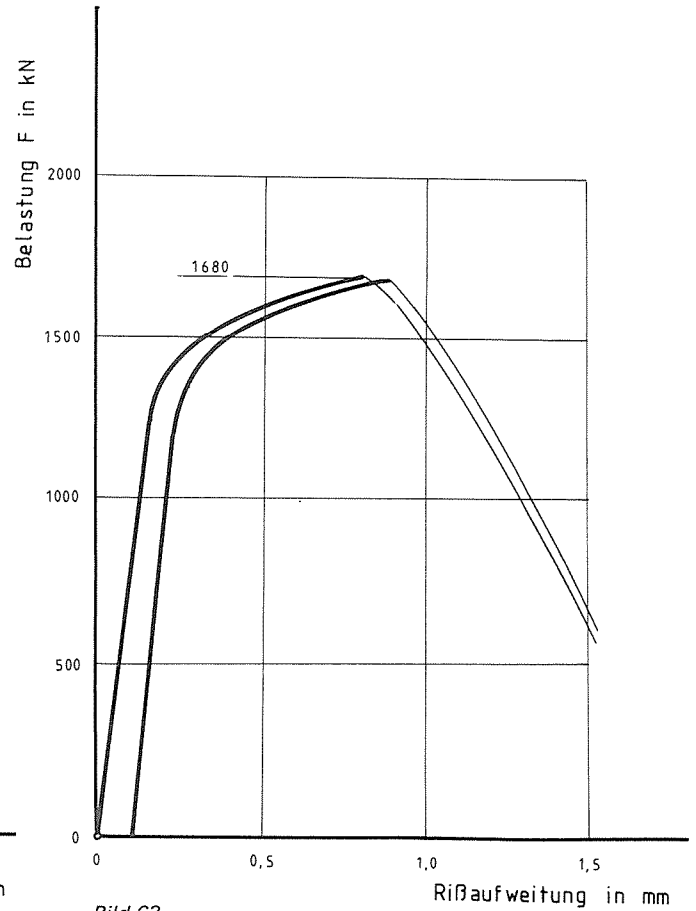


Bild 63
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm
Hauptversuch Nr. 30, Form 1 b (Tafel 9)
Prüftemperatur $-21^{\circ}\text{C}/252\text{ K}$, St E 47

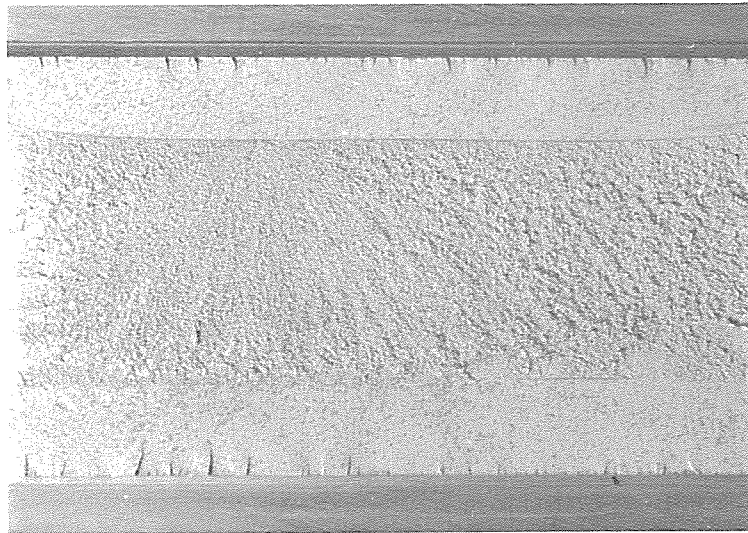


Bild 64
Bruchfläche Probe Form 2 b, Versuch Nr. 6 Prüftemperatur $-105^{\circ}\text{C}/168\text{ K}$ St E 47 Bruchlast $F_{\max} = 1495\text{ kN}$

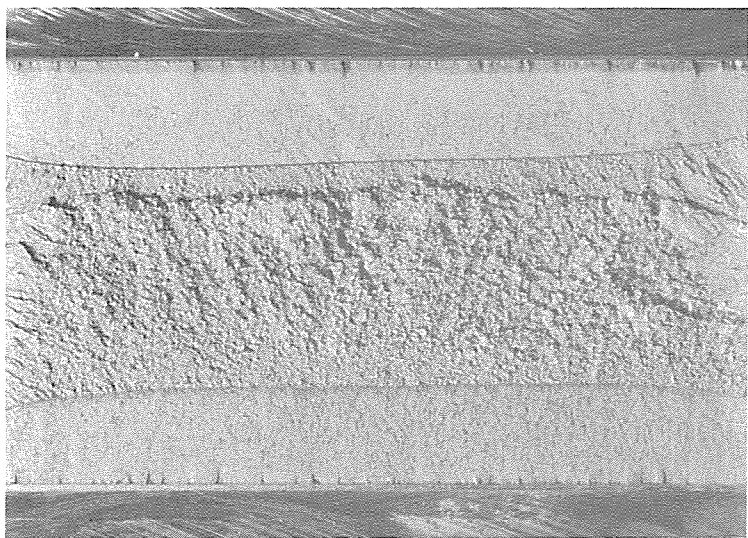


Bild 65
Bruchfläche Probe Form 2 b Versuch Nr. 12 Prüftemperatur $-73^{\circ}\text{C}/200\text{ K}$ St E 47 Bruchlast $F_{\max} = 1680\text{ kN}$

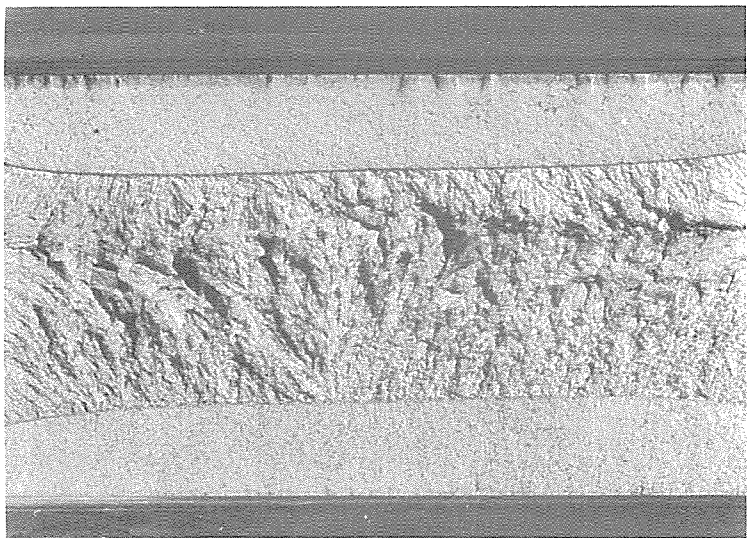
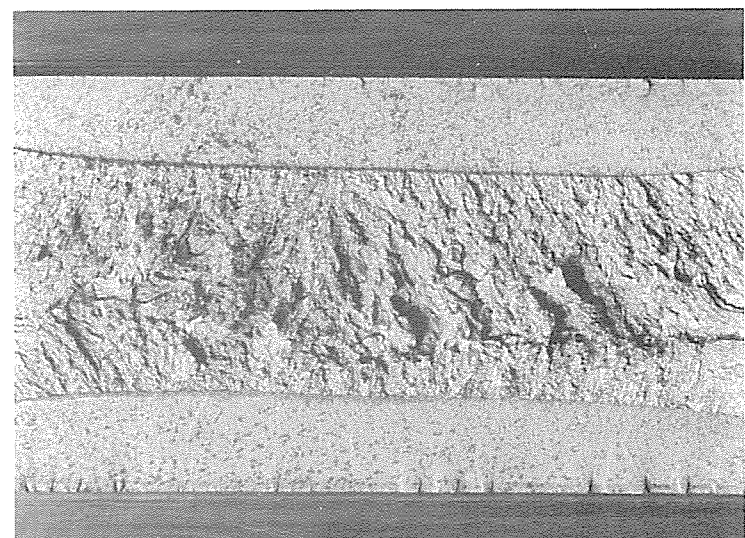


Bild 66
Bruchfläche Probe Form 2 b, Versuch Nr. 13 Prüftemperatur $-50^{\circ}\text{C}/223\text{ K}$ St E 47 Bruchlast $F_{\max} = 1710\text{ kN}$

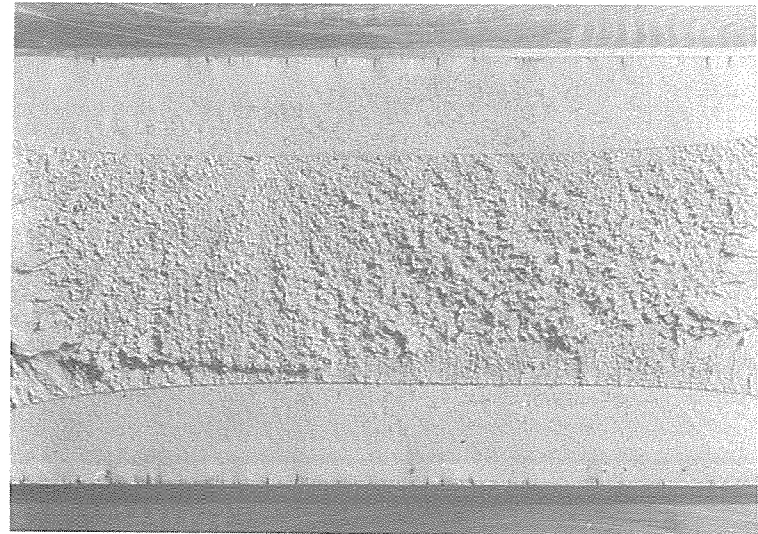
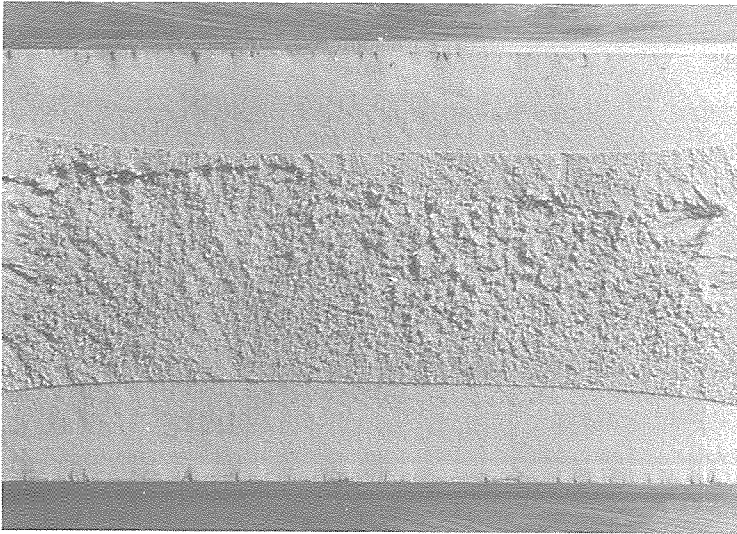


Bild 67
 Bruchfläche Probe Form 1 b, Versuch Nr. 24 Prüftemperatur $-73^{\circ}\text{C}/200\text{ K}$ St E 47 Bruchlast $F_{\max} = 1730\text{ kN}$

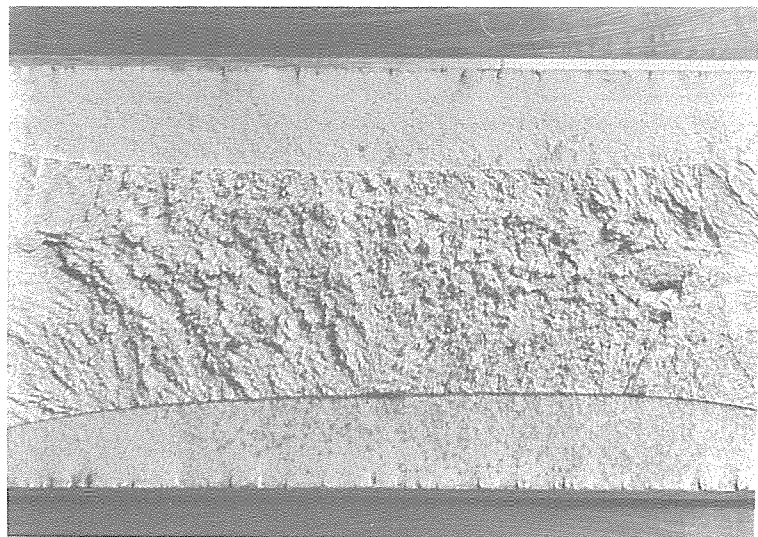
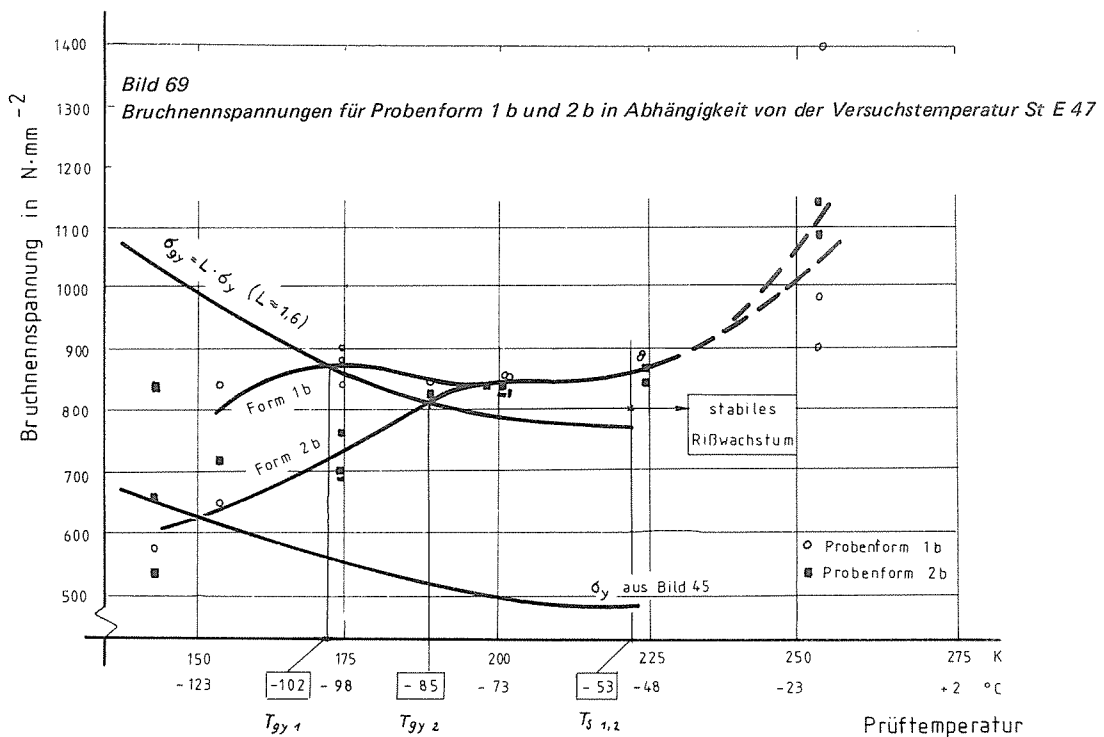


Bild 68
 Bruchfläche Probe Form 1 b, Versuch Nr. 27 Prüftemperatur $-50^{\circ}\text{C}/223\text{ K}$ St E 47 Bruchlast $F_{\max} = 1720\text{ kN}$



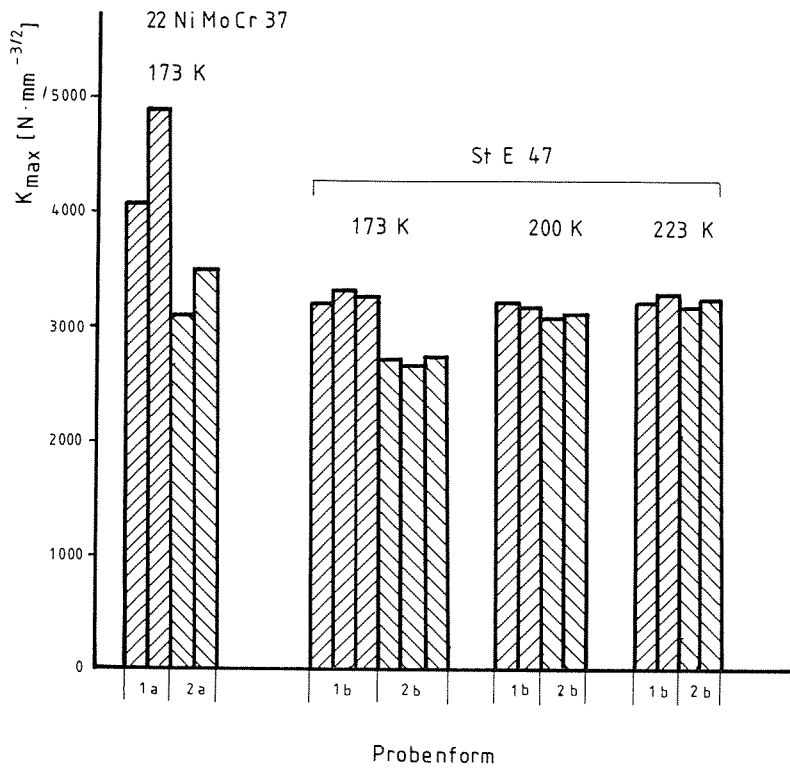


Bild 69 a
Bruchzähigkeit K_{max} für Probenform
1 a, b und 2 a, b Versuchswerkstoffe
22 NiMoCr 37
St E 47

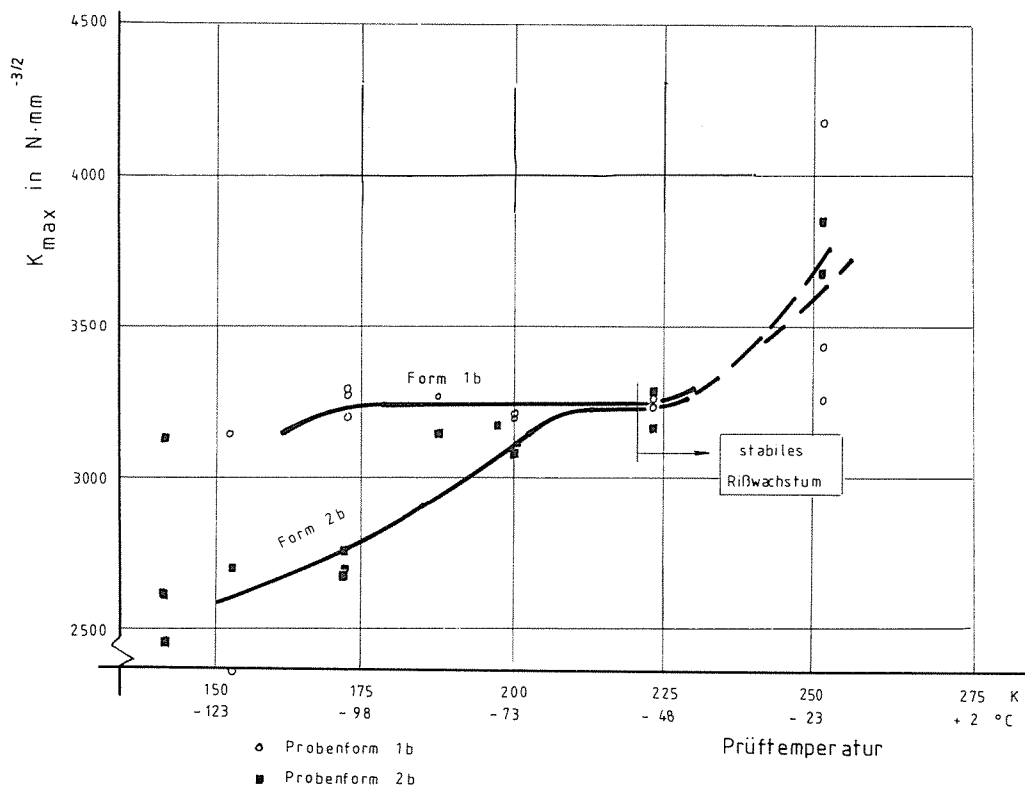


Bild 70
Bruchzähigkeit für Probenform
1 b und 2 b in Abhängigkeit
von der Versuchstemperatur
St E 47

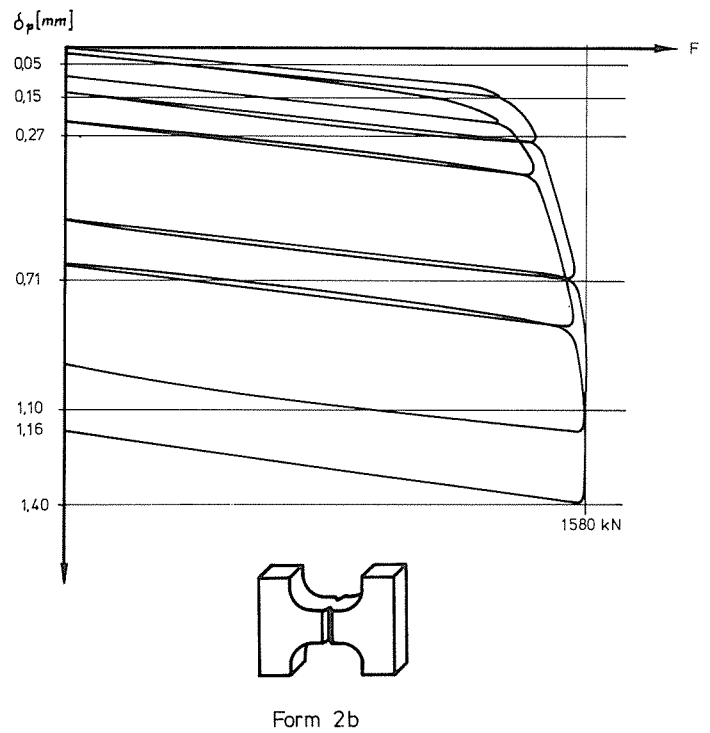
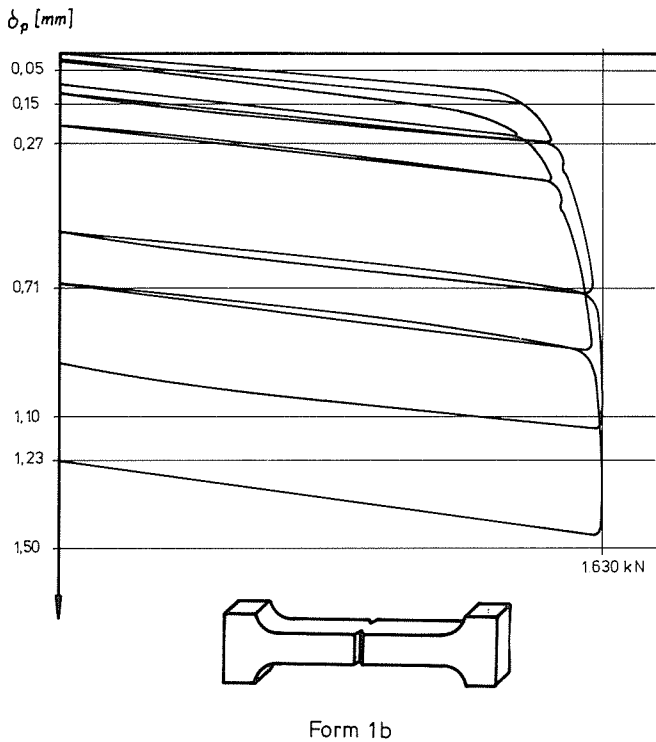
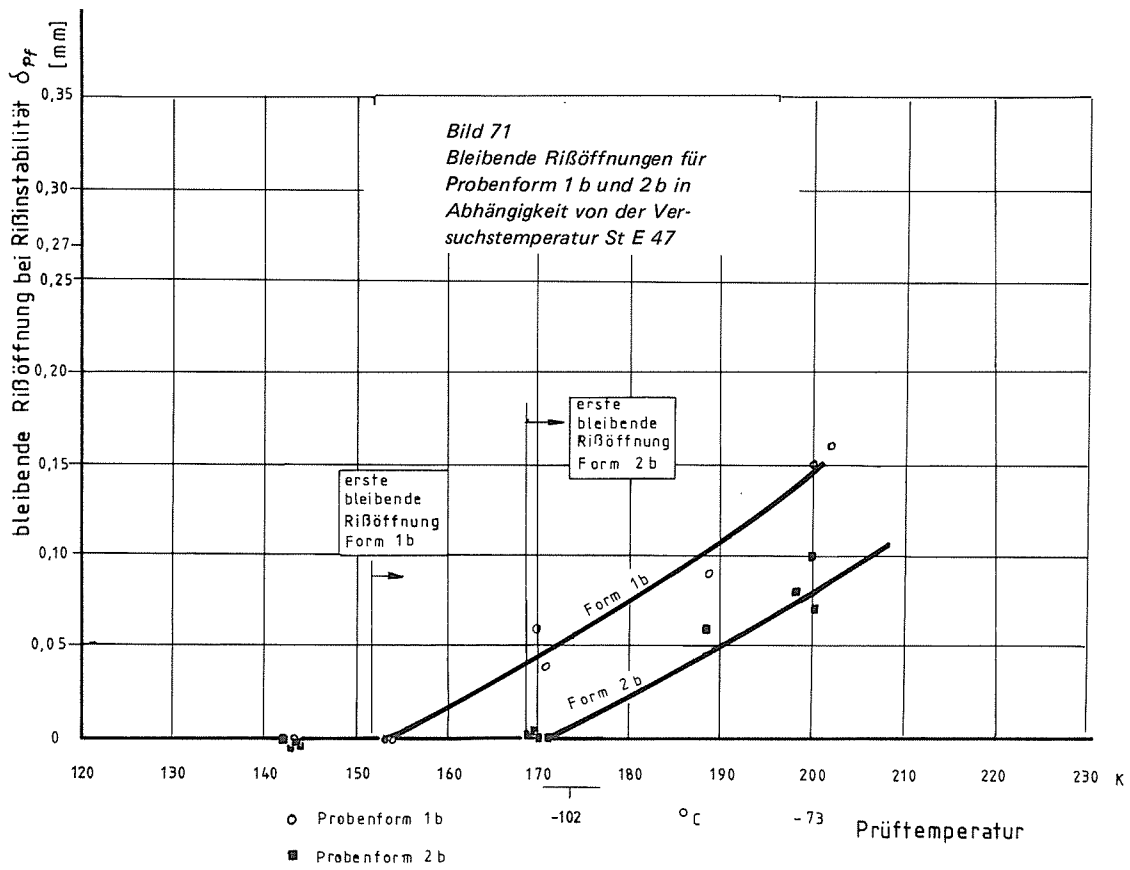


Bild 72
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm mit Zwischenentlastung, Form 1 b

Bild 73
Kraft-Rißöffnungs-Diagramm mit Zwischenentlastung, Form 2 b

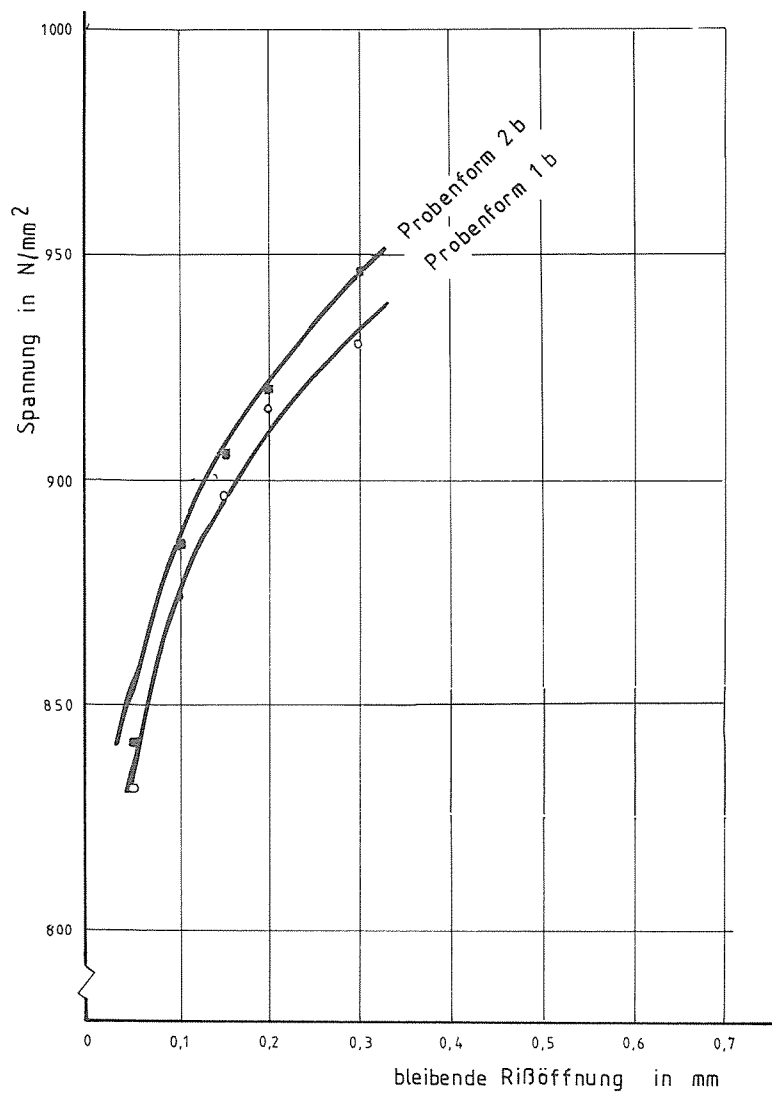


Bild 74
Spannungen für Probenform 1 b und 2 b
in Abhängigkeit von der bleibenden Riß-
öffnung bis 0,4 mm, St E 47

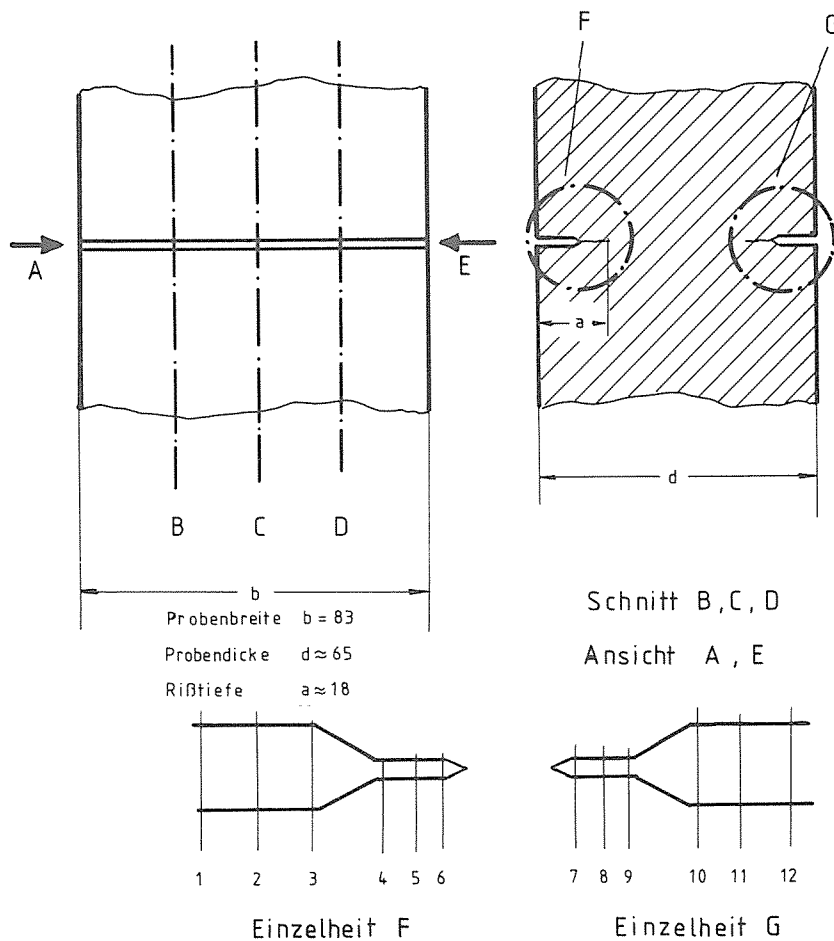
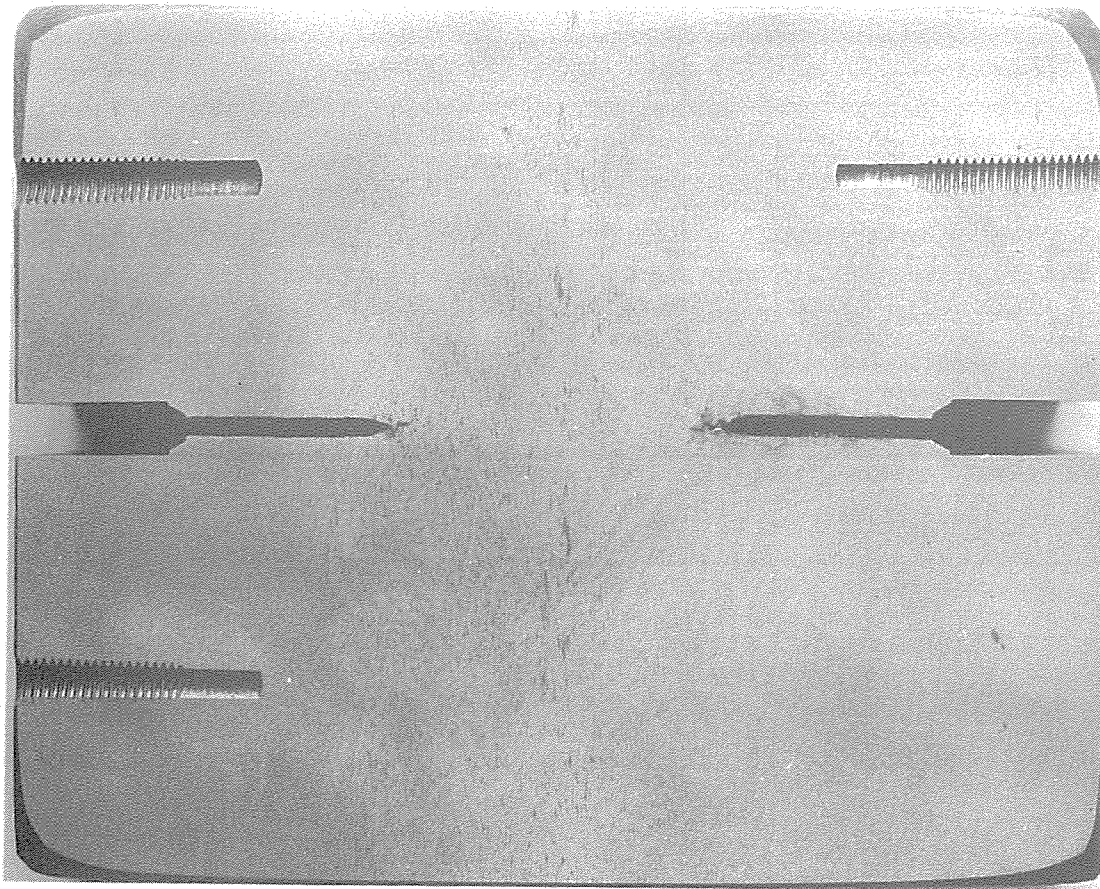
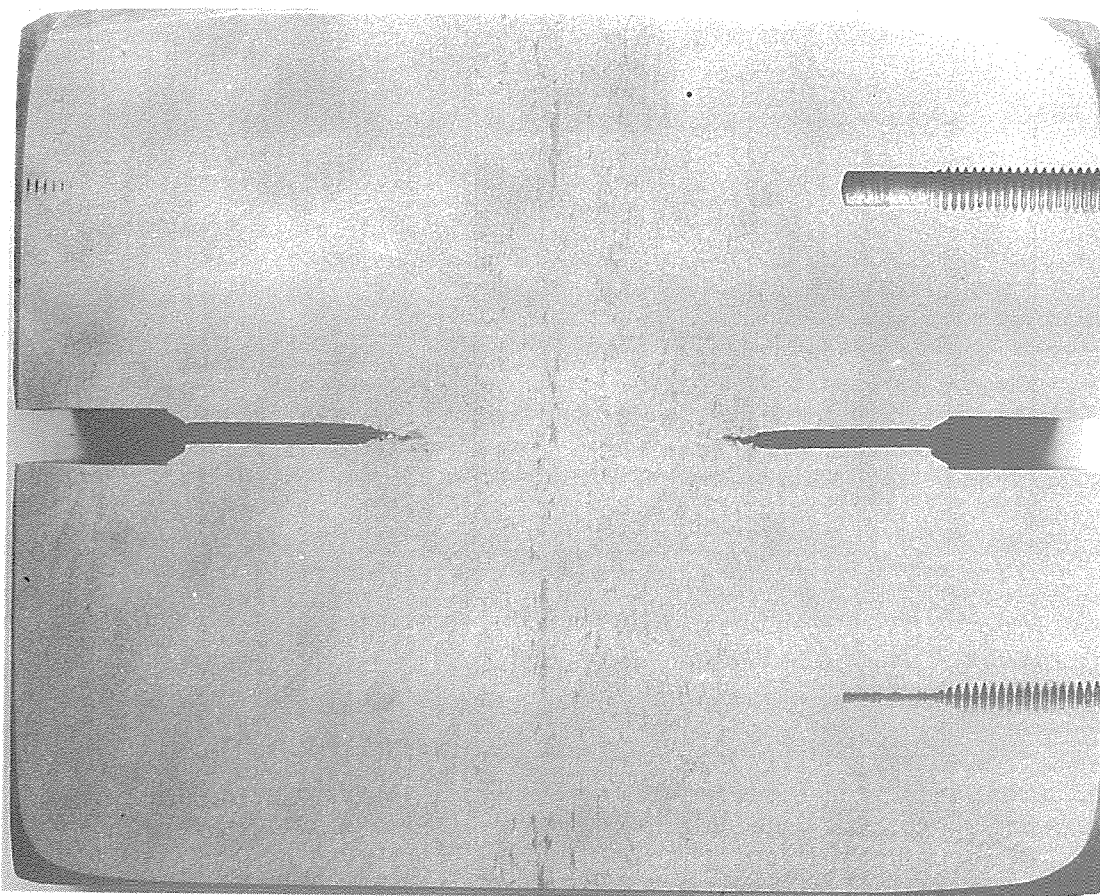


Bild 75
Probenform 1 b, 2 b vor den Versuchen



*Bild 77
Bleibende Rioffnung in Proben-
mitte Probenform 2 b, Schnitt „C“
nach Bild 75*



*Bild 76
Bleibende Rioffnung in Probenmitte
Probenform 1 b, Schnitt „C“ nach Bild 75*

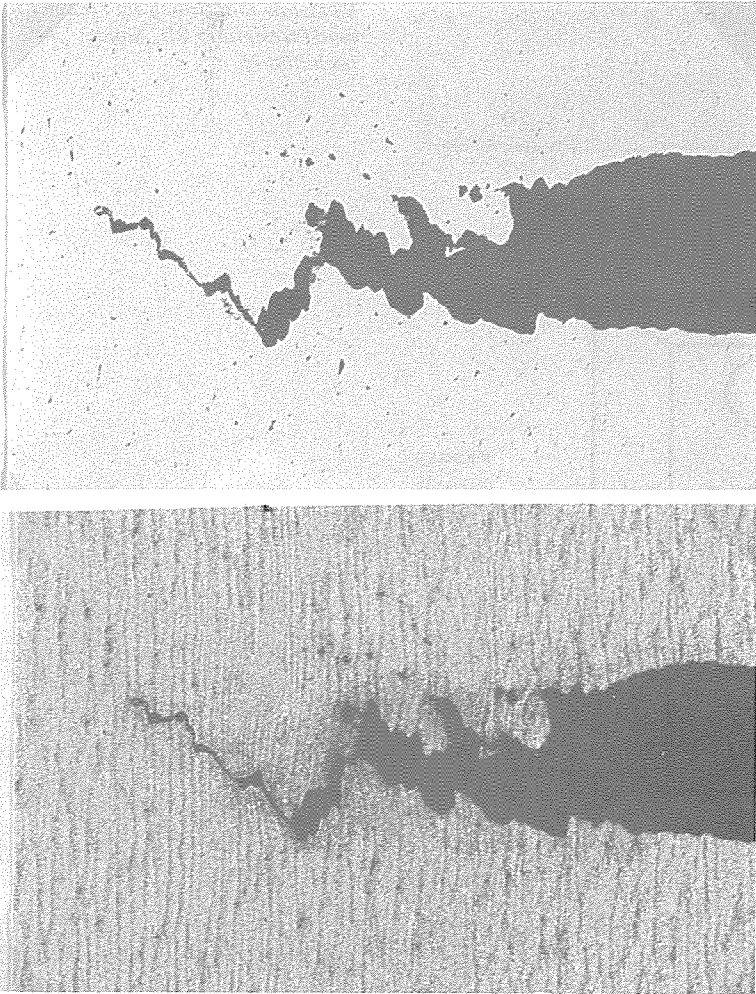


Bild 78
Bleibende Rißöffnung in Probenmitte Probenform 2 b, Risauslauf

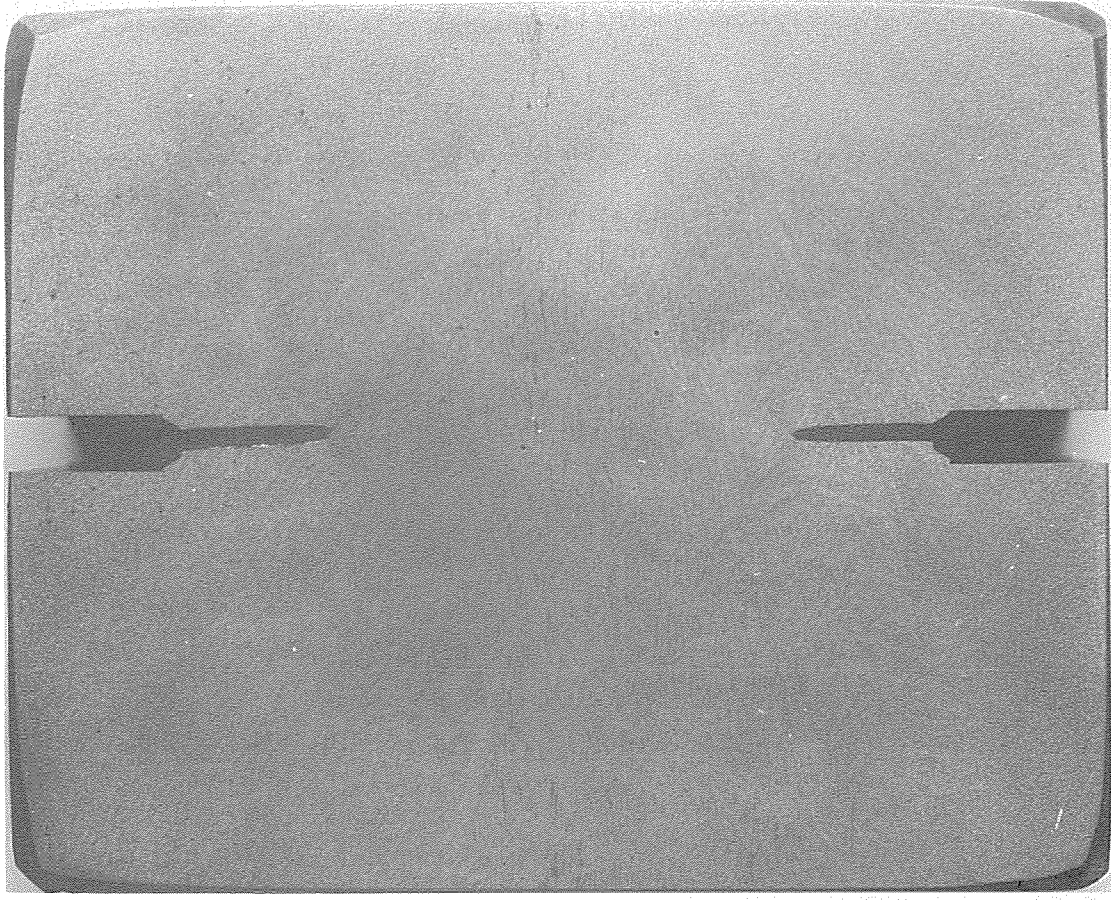


Bild 79
Bleibende Rißöffnung am Probenrand Probenform 1 b, Ansicht „A“ nach Bild 75

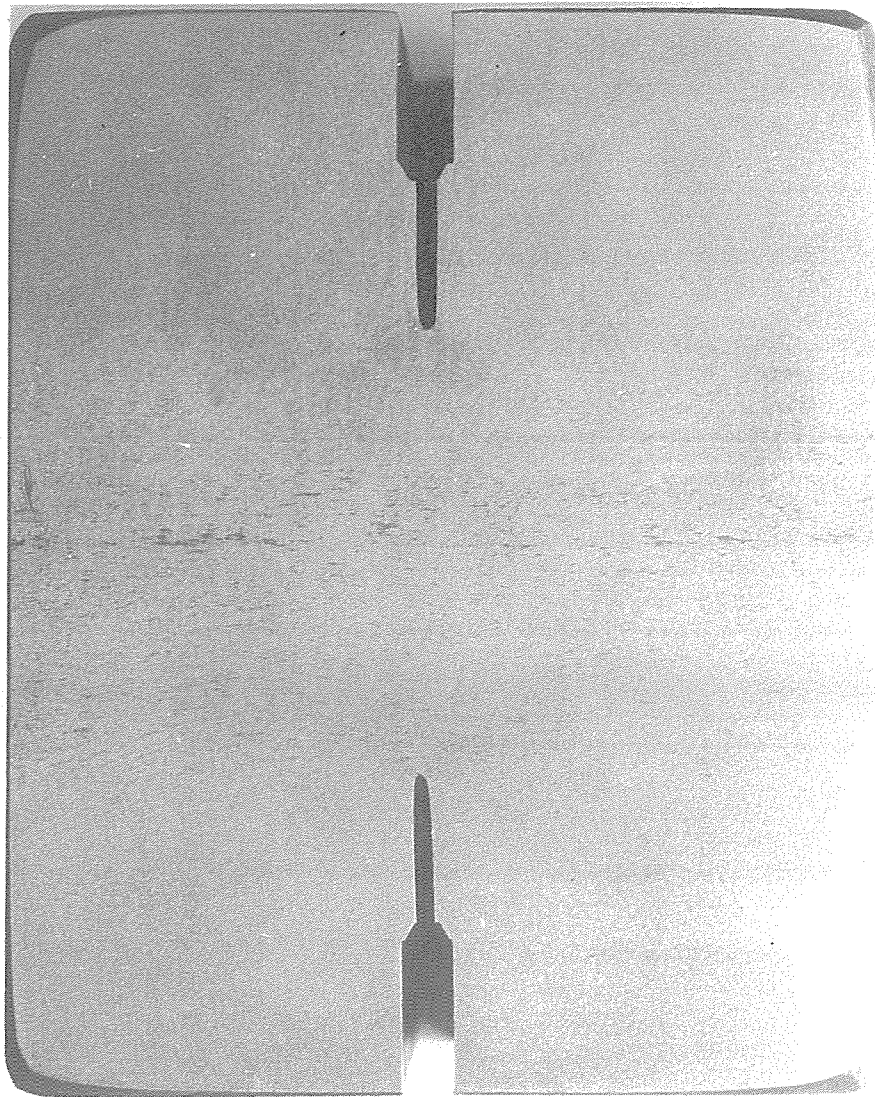


Bild 80
Bleibende Riffnung am Proben-
rand Probenform 2 b, Ansicht „A“
nach Bild 75

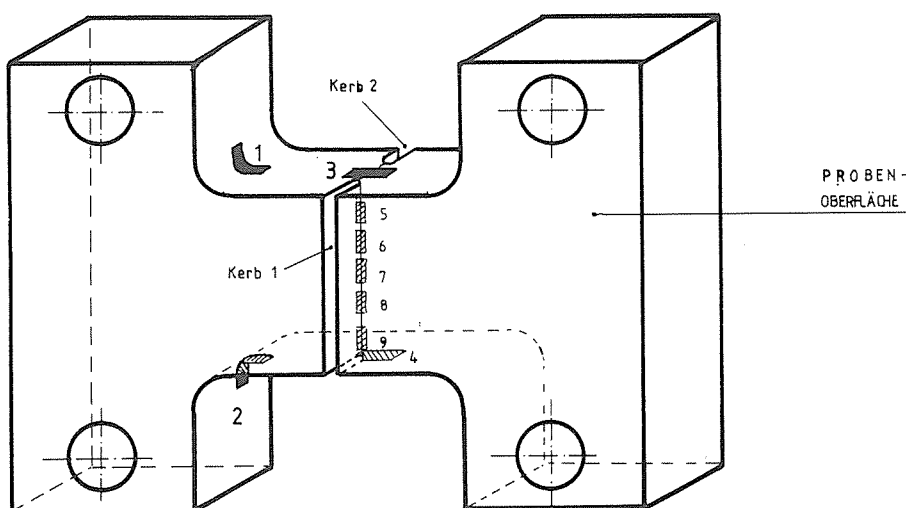


Bild 81
Anordnung der Dehnmeßstreifen
an der Probe Form 2 c
Meßstellen 1 bis 9

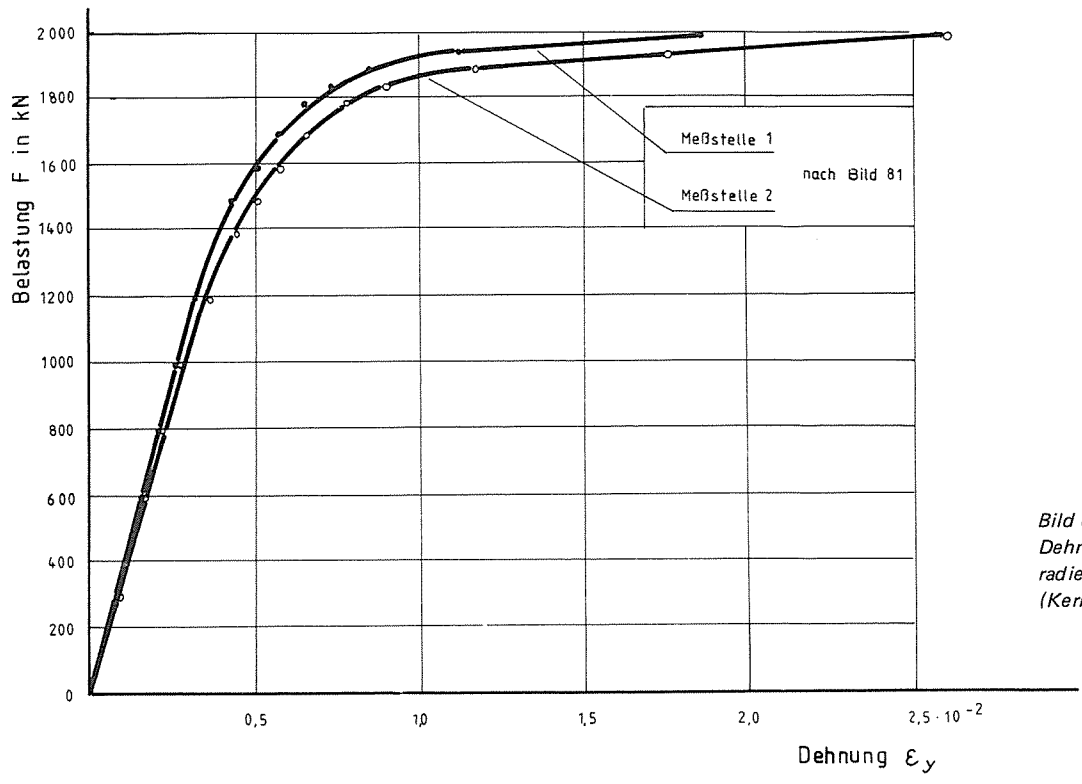


Bild 82
Dehnungen in den Proben-
radien Probe Form 2 c
(Kerbradius $r=5$)

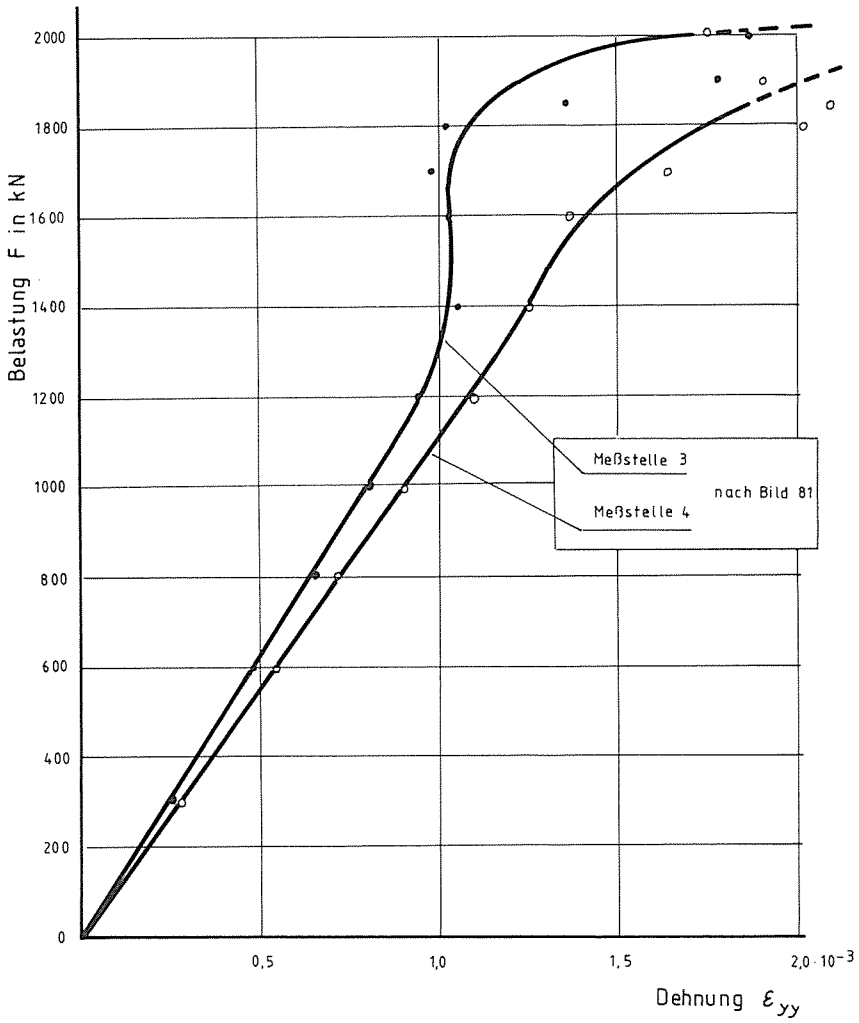


Bild 83
Dehnungen in Längsrichtung
Probe Form 2 c (Kerbradius $r=5$)

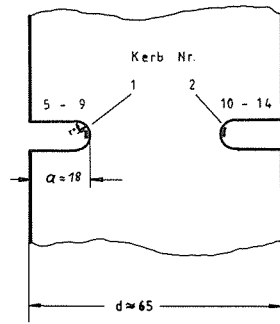
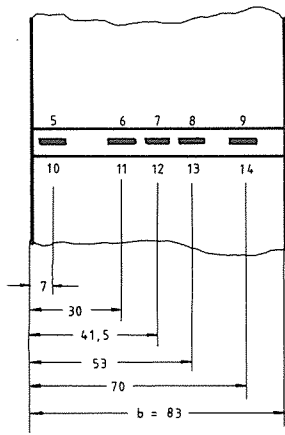


Bild 84
 Probenform 1 c, 2 c;
 Anordnung der Dehnmeßstreifen
 Meßstellen 5 – 14 zur Messung
 der Querdehnungen

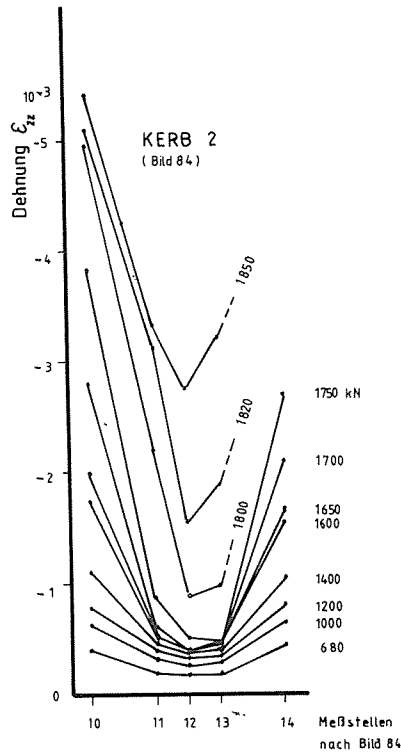
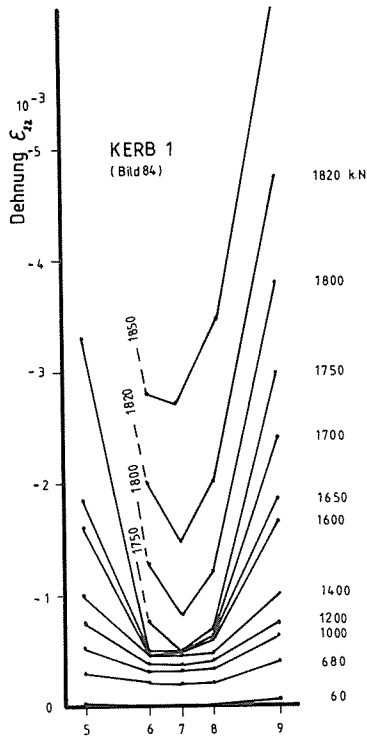


Bild 85
 Querdehnungen im Kerbgrund
 $r=5$ Probe Form 1 c

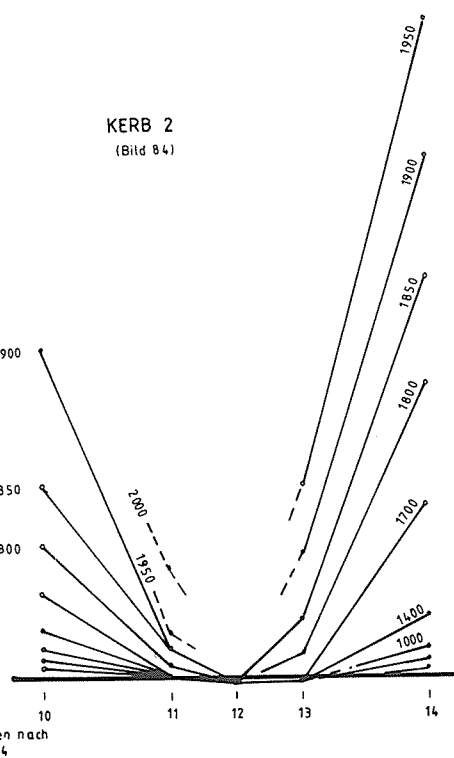
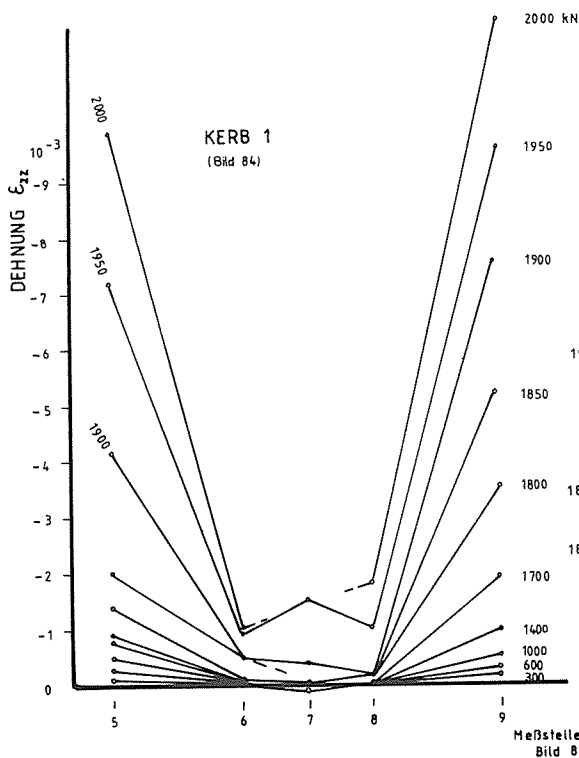


Bild 86
 Querdehnungen im
 Kerbgrund $r=5$
 Probe Form 2 c

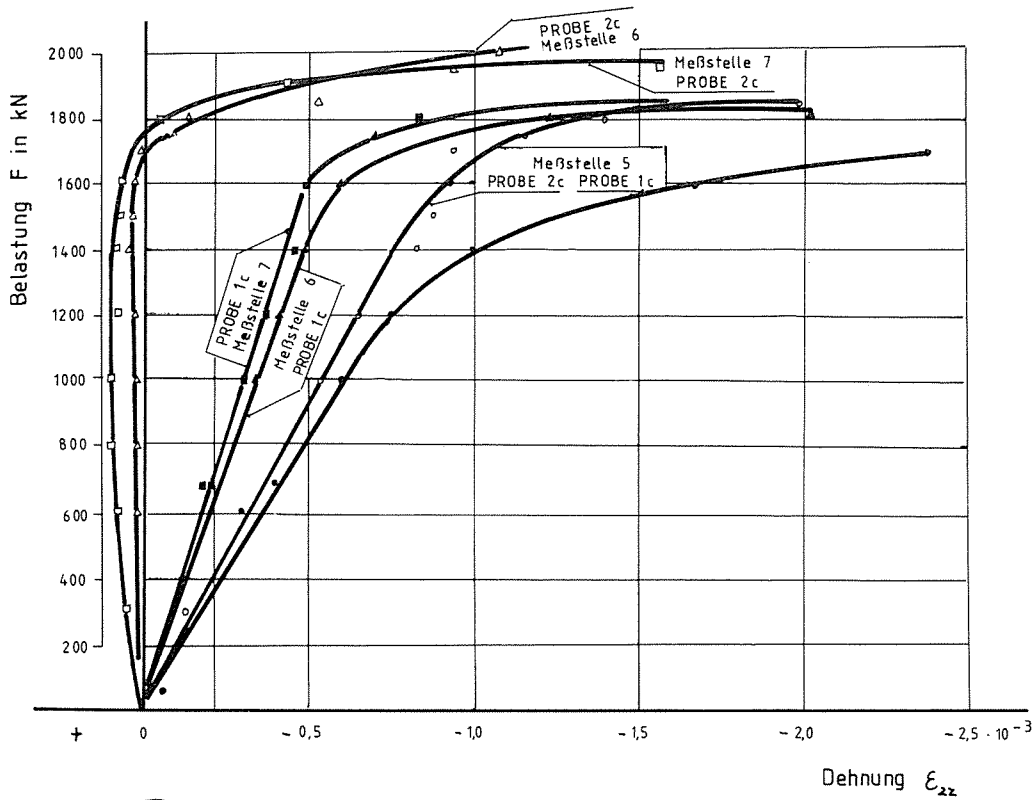


Bild 87
Querdehnungen im Kerbgrund
Proben 1 c und 2 c

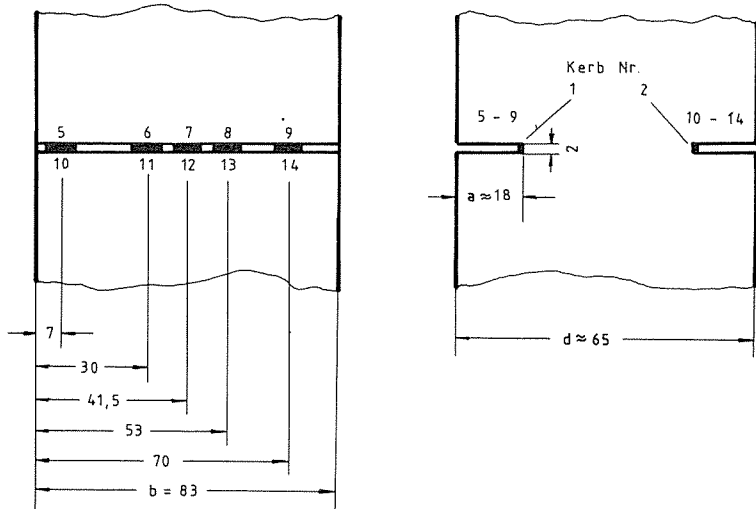


Bild 88
Probenform 1 d, 2 d;
Anordnung der Dehnmeßstreifen Meß-
stellen 5 - 14 zur Messung der Quer-
dehnungen

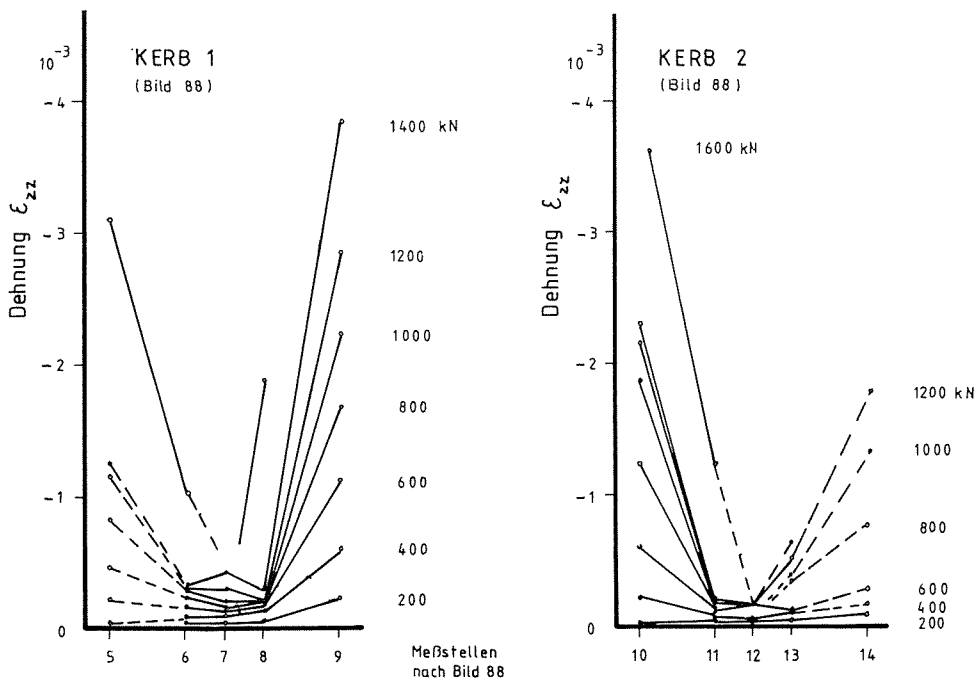


Bild 89
Querdehnungen im Kerbgrund
2 mm \square Probe Form 1 d

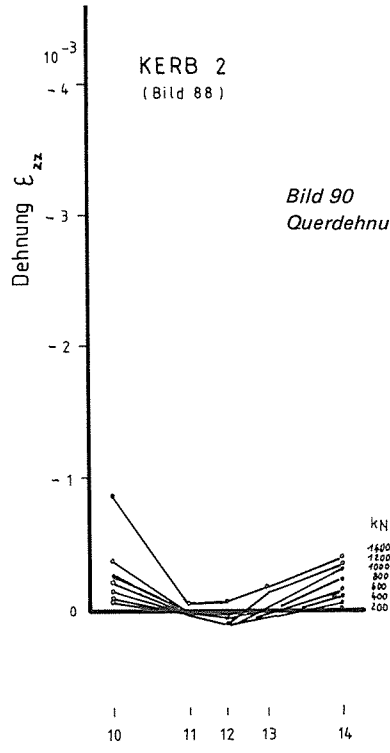
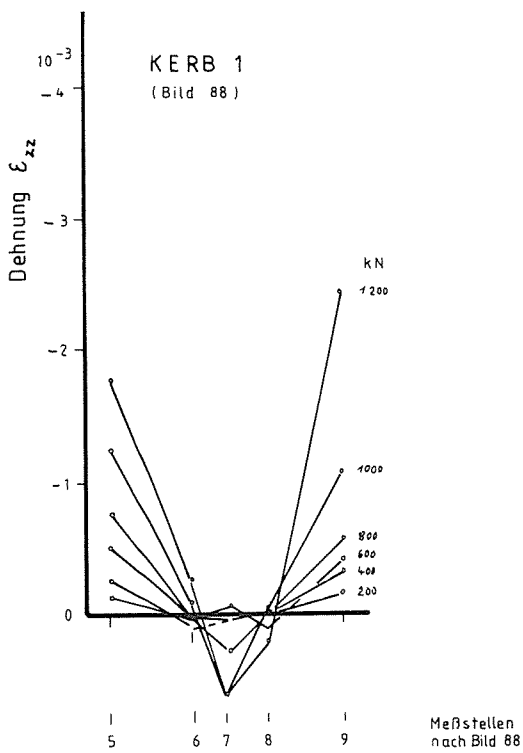


Bild 90
Querdehnungen im Kerbgrund 2 mm □ Probe Form 2 d

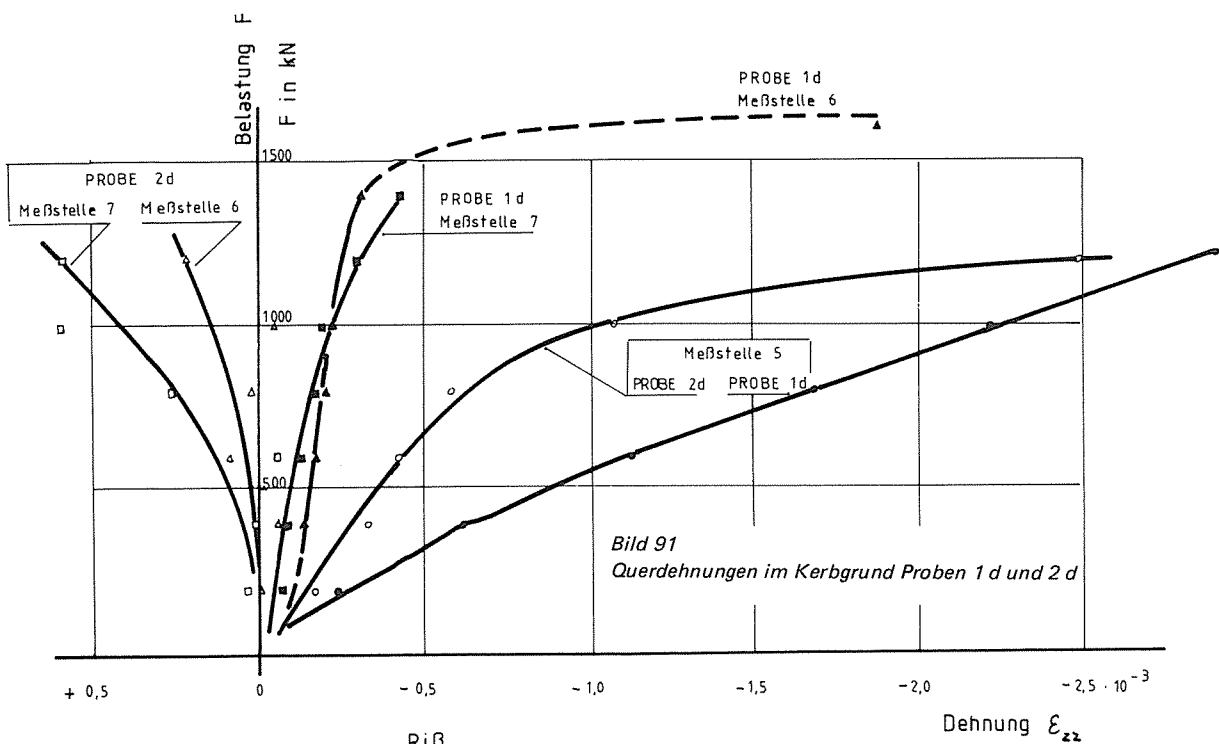


Bild 91
Querdehnungen im Kerbgrund Proben 1 d und 2 d

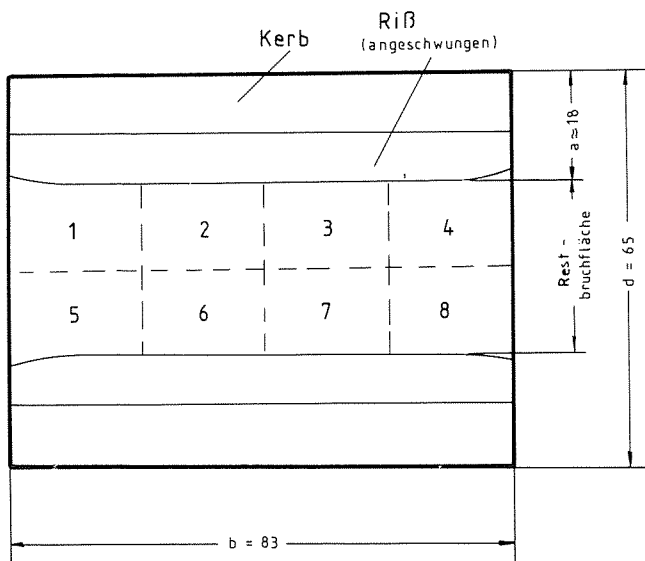
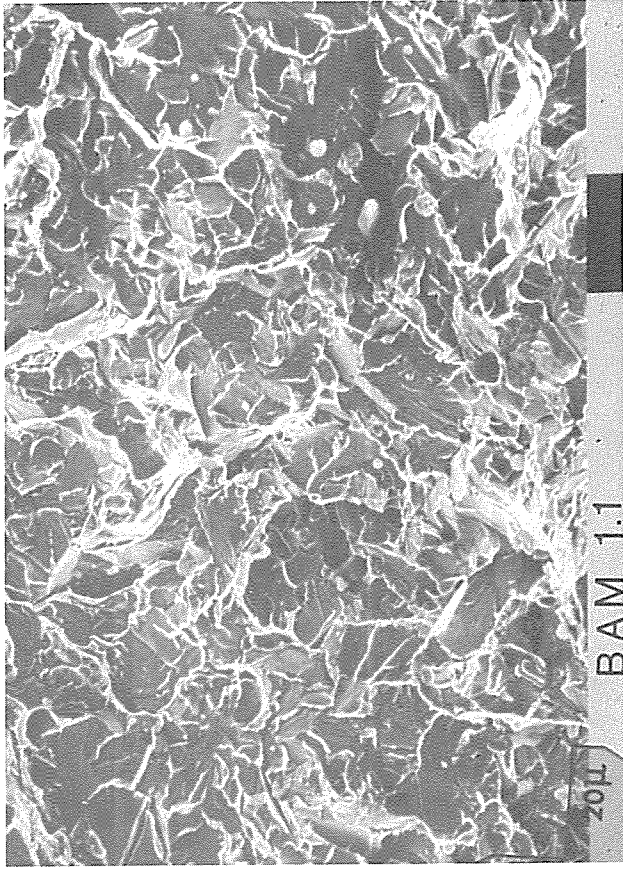
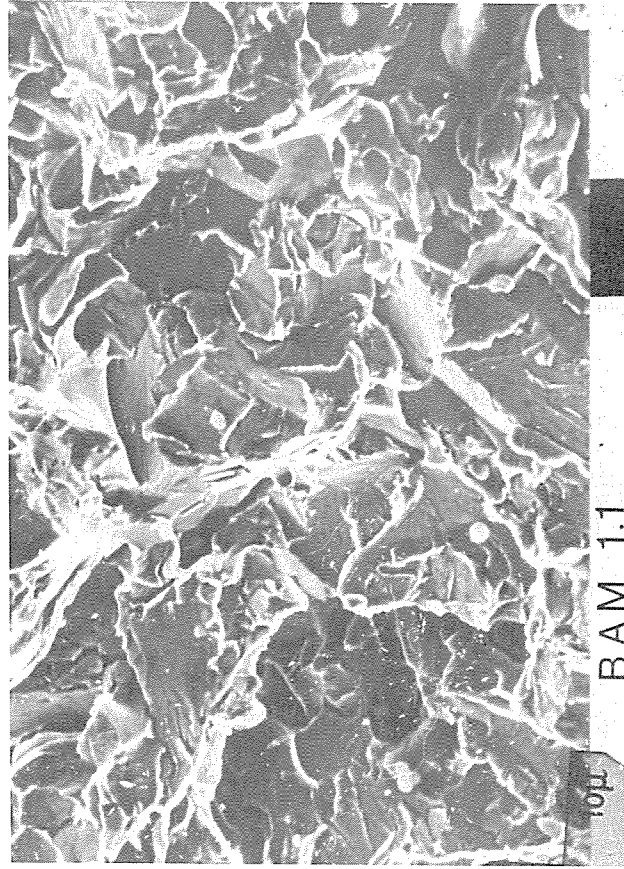


Bild 92
Einteilung der Restbruchfläche für REM-Aufnahmen
Probe Form 2 b und 1 b

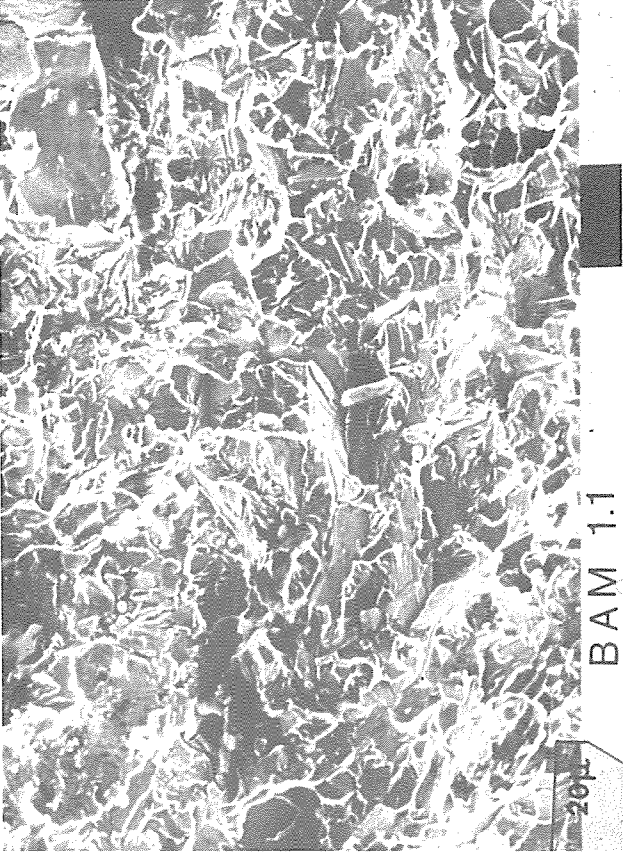


93 a

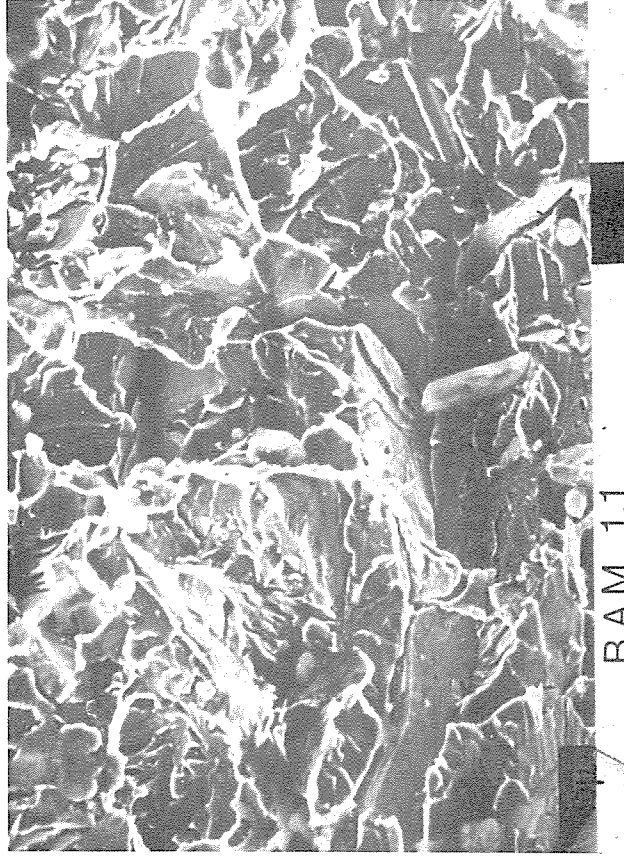


93 b

Bild 93 a, b
Restbruchfläche Probe Form 1 b Bereich 5 nach Bild 92



94 a



94 b

Bild 94 a, b
Restbruchfläche Probe Form 1 b Bereich 6 nach Bild 92

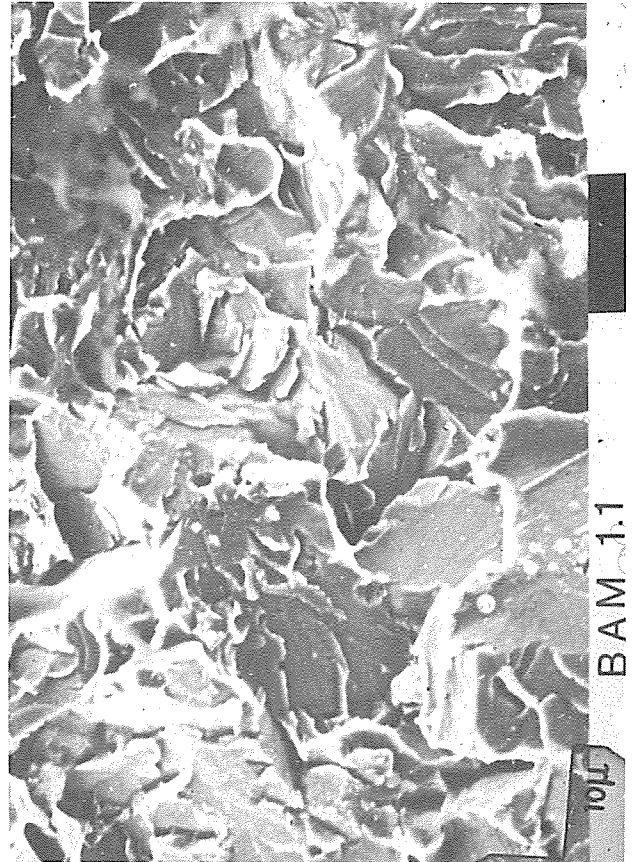
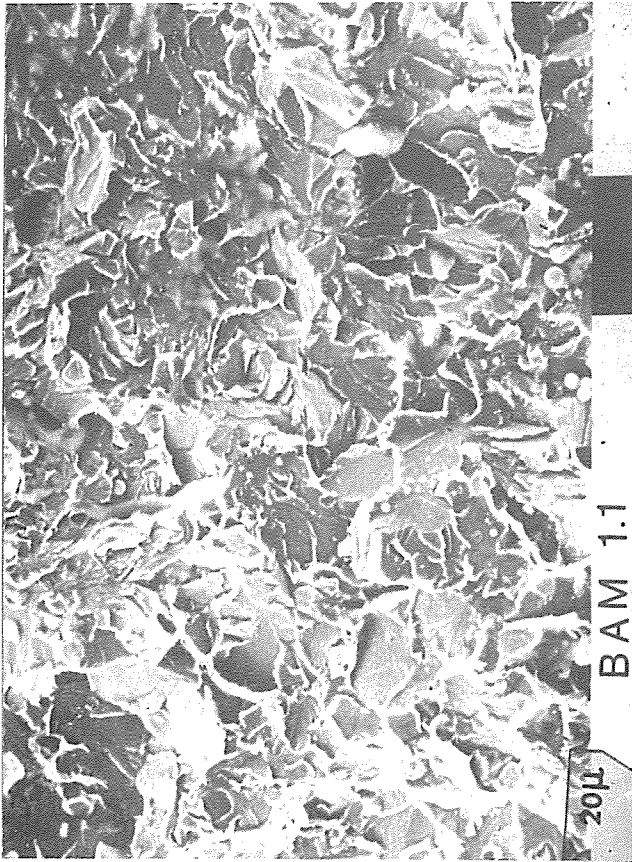


Bild 95 a, b
Restbruchfläche Probe Form 2 b Bereich 1 nach Bild 92

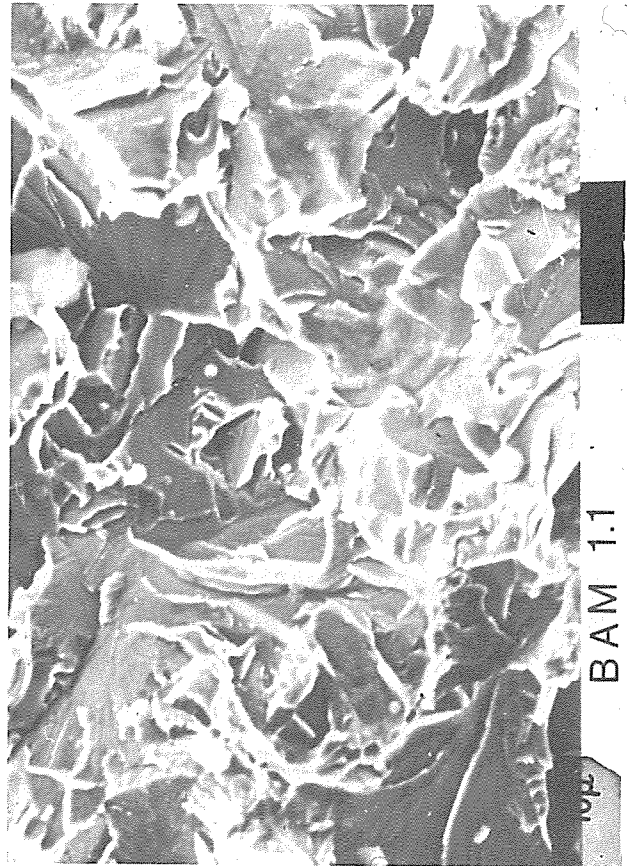
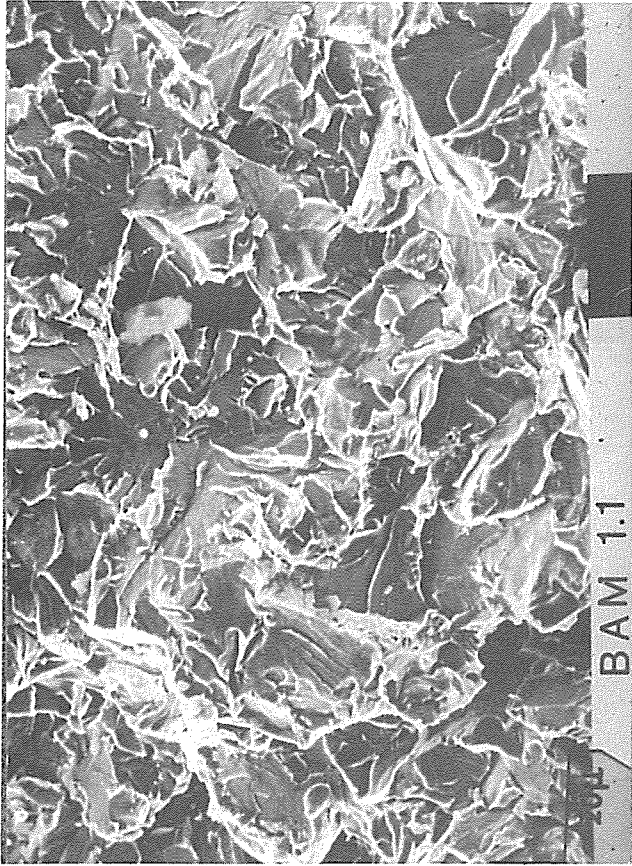


Bild 96 a, b
Restbruchfläche Probe Form 2 b Bereich 7 nach Bild 92

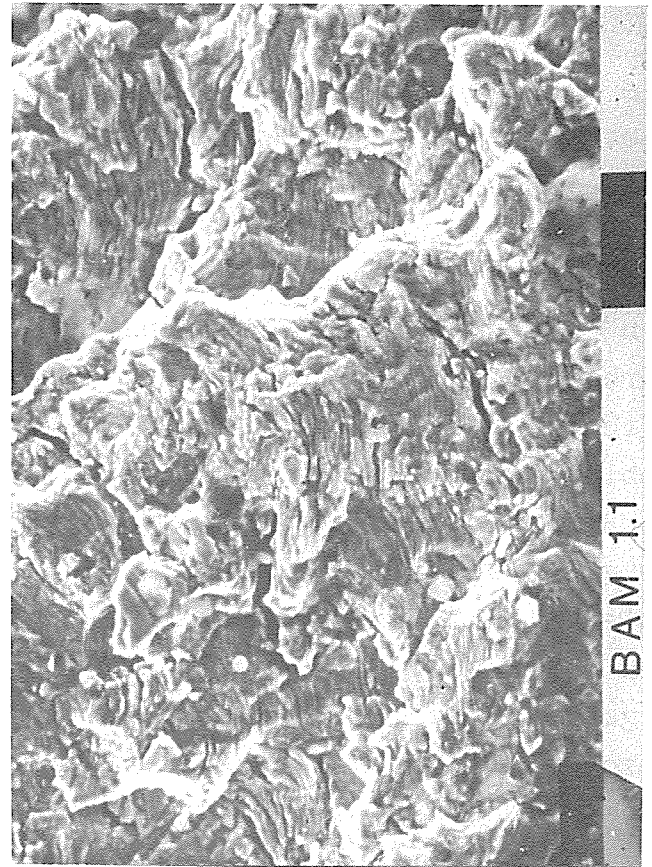
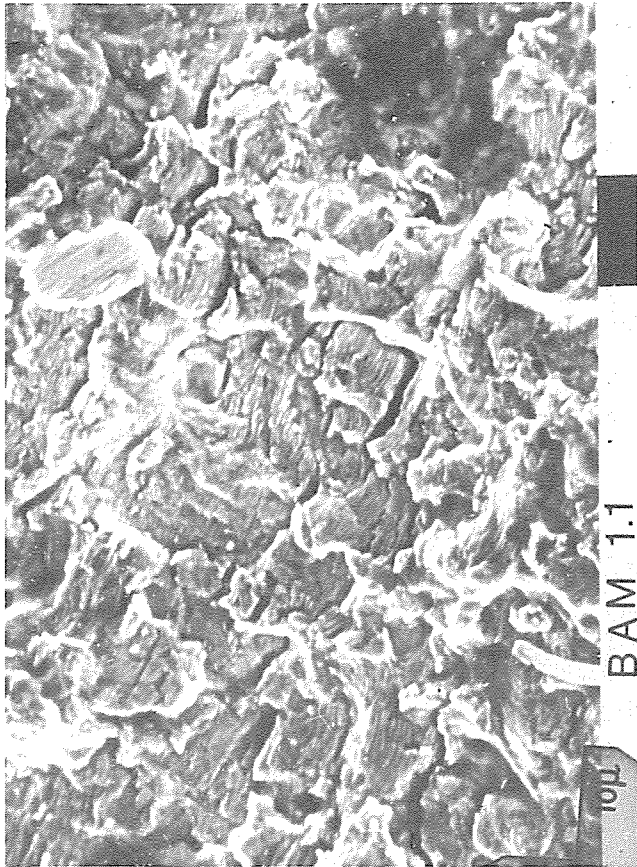


Bild 97 a, b
Übergang Restbruchfläche/Riß Probenform 1 b und 2 b

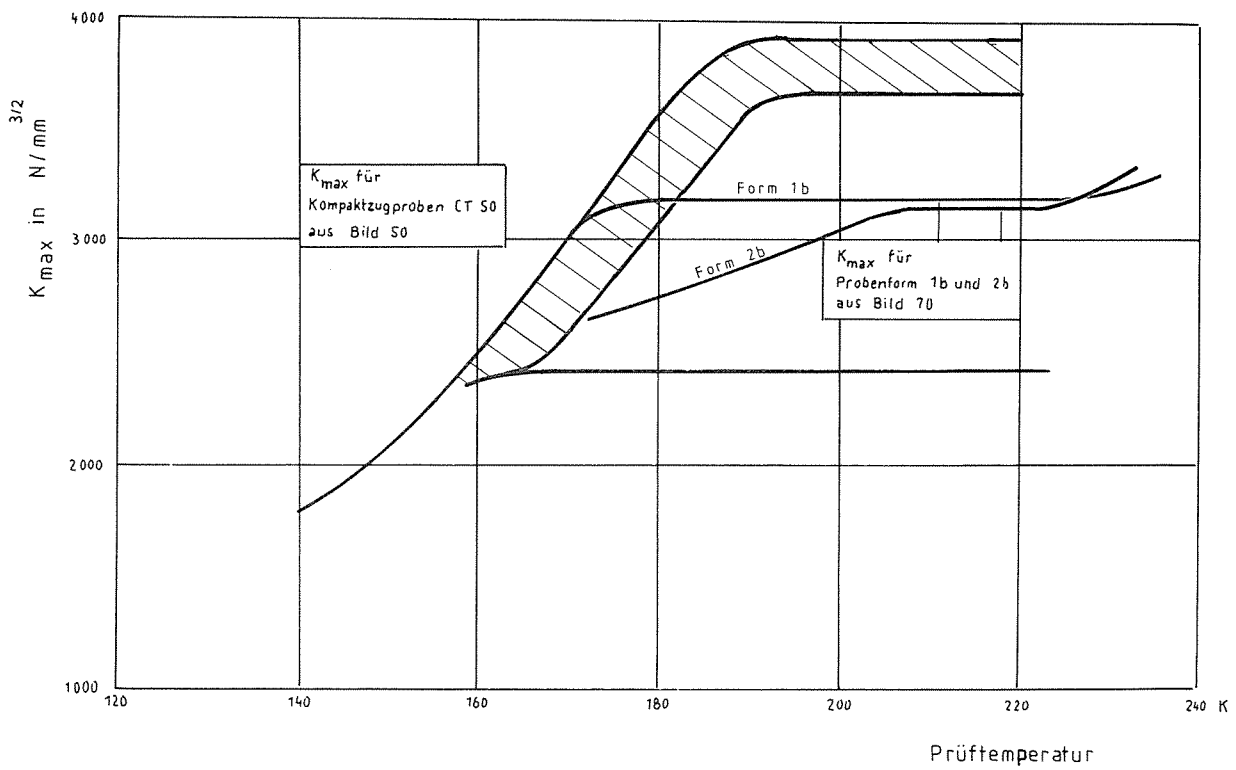


Bild 98
Vergleich der Bruchzähigkeit aus den Hauptversuchen Form 1 b, 2 b mit den Kompaktzugproben CT 50

7. Diskussion der Ergebnisse

7.1 Vorversuche, Probenform 1 a, 2 a

Die Vorversuche mit den 4 Proben mit einseitigem Randriß gaben bereits einen ersten Aufschluß über das unterschiedliche Probenverhalten von Probenform 1 a und Probenform 2 a, obwohl diese nur bei einer Temperatur von 173 K (-100 °C) geprüft worden sind. Anhand der Rißaufweitungsdiagramme nach den Bildern 27 bis 30 zeichnen sich Unterschiede im Probenverhalten bereits ab: Bei den Proben der Form 2 a ist die Abweichung vom linear elastischen Verhalten bis zum Bruch erheblich geringer als bei den Proben der Form 1 a. Die bleibende Rißaufweitung bis zum Bruch der Proben 1 a ist 2 bis 7 mal so groß wie die der Proben 2 a, wie sich aus den Diagrammen ablesen läßt. Die Unterschiede werden noch deutlicher, wenn man die Nennbruchspannungen im Prüfquerschnitt aus der jeweiligen, von der Probe bis zum Bruch ertragenen Maximallast, bezogen auf die ausgemessene Restbruchfläche, ermittelt (siehe Tafel 5 und Bild 31). Obwohl die Prüfquerschnitte und die Rißabmessungen bei allen Proben nahezu gleich waren, lagen die Bruchnennspannungen für die Probenform 2 a im Mittel um 22 % unter denen der Form 1 a. Errechnet man die Größe von K_{\max} nach Gleichung (52) und vergleicht die Ergebnisse miteinander, dann ergibt sich der grundsätzlich gleiche Sachverhalt, wie aus Tafel 5 und Bild 32 zu erkennen ist: Die Werte liegen für Probenform 2 a etwa um 27 % unter denen der Probenform 1 a.

Die Ergebnisse der Vorversuche weisen also darauf hin, daß die zusätzliche Nennspannung σ_{zz}^e einen Abfall der Bruchnennspannung σ_f , der K_{\max} -Werte sowie der bleibenden Dehnung beim Bruch δ_{pf} bewirkt. Der erwartete Einfluß von σ_{zz}^e ist also vorhanden und mit der gewählten Probenform darstellbar.

7.2 Hauptversuche, Probenform 1 b, 2 b

Die Ergebnisse der mit doppeltem Randriß versehenen Proben Form 1 b und 2 b aus St E 47 wurden in der gleichen Weise wie die der Proben 1 a und 2 a aus 22 NiMoCr 37 aus den Vorversuchen ausgewertet. Greift man aus dem untersuchten

Temperaturbereich der Hauptversuche zunächst die Ergebnisse heraus, die bei Prüftemperaturen um 173 K gefunden wurden, dann zeigen sich in einem Vergleich mit den Vorversuchen bei der gleichen Versuchstemperatur für beide Werkstoffe prinzipiell die gleichen Ergebnisse. Wie in dem Säulendiagramm Bild 69 a dargestellt ist, ergeben sich deutlich geringere K_{\max} -Werte für Probenform 2 gegenüber Probenform 1. Die Streuung der Ergebnisse bei den je 3 Proben 1 b und 2 b ist hierbei sogar noch geringer gegenüber den je 2 Proben 1 a bzw. 2 a. Der Unterschied zwischen den K_{\max} -Werten der Proben 1 b und 2 b beträgt etwa 20 % und liegt damit in der gleichen Größenordnung wie bei den Vorversuchen - Proben 1 a und 2 a - bei gleicher Versuchstemperatur. Bei höheren Temperaturen nimmt die Differenz der Ergebnisse aus den Proben 1 b und 2 b ab und ist bei 200 K nur noch sehr gering, wie aus Bild 69 a gleichfalls zu ersehen ist. Ermittelt man wiederum die Nennbruchspannungen für beide Probenformen, dann ergibt sich die in Bild 69 dargestellte Temperaturabhängigkeit. Auch hier zeigt sich das unterschiedliche Probenverhalten der Probenform 1 b gegenüber der Probenform 2 b. Man erkennt, daß allenfalls unterhalb einer Temperatur von 170 K ein Vergleich auf der Basis von K_c -Werten möglich ist, da oberhalb von 170 K die Probenform 1 b vor dem Bruch vollplastisch wird. Das deckt sich auch mit den Ergebnissen der Rißzähigkeitsuntersuchungen an den CT-Proben, deren Ergebnisse in Abschnitt 6.31.3 dargestellt sind. Dort wurden gültige K_{Ic} -Werte bei Temperaturen um 180 K und darunter gefunden. Bei den Probenformen 1 b und 2 b waren jedoch die Streuungen der Versuchsergebnisse unterhalb 170 K so groß, daß eine klare Aussage über den Einfluß von σ_{zz}^e in diesem Temperaturgebiet nicht möglich ist. Diese Streuungen sind vermutlich eine Folge von Biegespannungen, die bei höheren Temperaturen durch plastisches Fließen abgebaut werden.

Die in Bild 6 h qualitativ dargestellte Änderung der Spaltbruchtemperatur durch Erhöhung der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes zeigt sich bei Gegenüberstellung der Probenformen 1 b und 2 b in Bild 69. Bei einem Verhältnis $W/(W-a) = 2,3$ der untersuchten Proben beträgt der Constraintfaktor $L \approx 1,6$. [31]. Die daraus mit der Streckgrenze aus Bild 45 sich ergebende Nennfließgrenze ist in Bild 69 einge-

zeichnet. Bei Probenform 1 b, d. h. bei EFZ, fallen Nennfließgrenze σ_{gy} und Bruchnennspannung σ_f bei ca. 170 K zusammen, d. h. $T_{gy} (1 b) = 170 \text{ K}$.

Die Nennfließgrenze von Probenform 2 b fällt mit der von Probenform 1 b zusammen, weil σ_{zz}^e hier offensichtlich keine nennenswerte Constraintwirkung ausübt. Bei Probenform 2 b fällt die Bruchnennspannung erst bei 190 K mit der Nennfließgrenze zusammen, so daß

$$T_{gy} (2 b) = 190 \text{ K}.$$

Die Erhöhung von T_{gy} durch eine Nennspannung σ_{zz}^e , wie sie anhand von Überlegungen vermutet wurde (s. Abschn. 2), konnte also experimentell nachgewiesen werden und beträgt im vorliegenden Fall etwa 20 K.

Die T_{gy} -Werte wurden durch Beobachtung der Fließlinien an den Probenseiten erhärtet. Außerdem zeigt sich, daß der gerade vollplastische Zustand bei beiden Probenformen bei einer bleibenden Verschiebung der Rißufer von etwa 0.05 mm erreicht ist. Die Verschiebung von T_{gy} zu höheren Temperaturen bedeutet, daß, bedingt durch die Zusatzspannung σ_{zz}^e , Niederspannungsbrüche bei höheren Temperaturen auftreten als im ebenen Formänderungszustand, worauf in Abschnitt 1.32 und Bild 5 bereits hingewiesen wurde.

Folgt man den Überlegungen in Abschnitt 1.32, so ist nach Gleichung (50) unter Voraussetzung der für den Spaltbruch angegebenen Hypothese für Probenform 1 b

$$K_{\sigma p} (F_{gy}) = \frac{\sigma_{fc}}{\sigma_y (T_{gy})} = \frac{1444}{550} = 2,63$$

und für Probenform 2 b

$$K_{\sigma p} (F_{gy}) = \frac{1444}{525} = 2,75.$$

Nach der Fließlinientheorie in Verbindung mit der Tresca-Hypothese wird für den EFZ nach Gleichung (27) ein Wert von 2,51, in Verbindung mit der v.-Mises-Hypothese von ca. 2,90 erwartet. Der für Probe 1 b erhaltene Wert liegt näher dem von 2,51. Durch die Nennspannung σ_{zz}^e wird $K_{\sigma p} (F_{gy})$ und damit die größte Hauptnormalspannung σ_{yymax} (Gl. 24) vor Rissen um 4,5 % erhöht.

Die Ergebnisse der FEM-Rechnungen von Miller und Kfourri [26] sind zwar wegen der Zusatzbelastung in x-Richtung nicht un-

mittelbar vergleichbar, jedoch kann die Größenordnung der Beeinflussung von $K_{\sigma p}$ durch eine Zusatzspannung betrachtet werden. Bei einer Nennspannung von rd. 50 % der Streckgrenze erhalten Miller und Kfourri für ein Spannungsverhältnis von $\sigma_{yy}^e : \sigma_{xx}^e = 1:1$ eine 13,6 %ige Erhöhung von $K_{\sigma p}$. Nimmt man in erster Näherung an, daß eine Erhöhung von $K_{\sigma p}$ durch σ_{xx}^e proportional der Zusatzspannung σ_{xx}^e ist, so würde bei einem Verhältnis von $\sigma_{yy}^e : \sigma_{xx}^e = 1:0,4$, also entsprechend dem Nennspannungsverhältnis von Probe Form 2 b mit $\sigma_{yy}^e : \sigma_{zz}^e = 1:0,4$ eine Erhöhung von $K_{\sigma p}$ von rd. 5,5 % resultieren, was ziemlich genau der beobachteten Erhöhung von 4,5 % entspricht. Die Erhöhung von $K_{\sigma p}$ um 4,5 % und T_{gy} um 20 K erscheint zunächst geringfügig. Man muß jedoch beachten, daß bei ungünstigerem Werkstoffverhalten, z. B. in Schweißverbindungen, T_{gy} beim EFZ bei wesentlich höheren Temperaturen, also im flacheren Teil der Streckgrenzen-Temperatur-Kurve liegen kann, so daß die gleiche Erhöhung von $K_{\sigma p}$ zu einer wesentlich stärkeren Verschiebung von T_{gy} führen wird. Unterhalb von etwa 170 K fällt die Bruchnennspannung von Probenform 1 b, unterhalb von 190 K die von Probenform 2 b stark ab. Es treten Niederspannungsbrüche auf. Auf die Streuungen der Versuchsergebnisse unterhalb 170 K wurde oben schon hingewiesen. In diesem Temperaturgebiet ist wegen dieser Streuungen eine Tendenz hinsichtlich des Einflusses von σ_{zz}^e nicht mehr feststellbar. Vermutlich wurden die Untersuchungen von Kußmaul und Dietmann [48] an den Probenformen 1 a und 2 a bei einer Temperatur in diesem Temperaturgebiet durchgeführt, so daß eine eindeutige Aussage aufgrund dieser Ergebnisse nicht möglich ist.

Die hier dargestellten Ergebnisse haben gezeigt, daß eine zuverlässige Aussage erst dann möglich ist, wenn die Untersuchungen in einem größeren Temperaturbereich durchgeführt werden. Bei beiden Probenformen wurde oberhalb 220 K vor dem instabilen Bruch stabiles Rißwachstum beobachtet. Von der Versuchstemperatur 223 K an wurden jedoch die Querbalken der Proben Form 2 b merklich plastisch verformt. Sie wiesen bleibenden Verschiebungen in der Größenordnung von 1 mm auf, so daß angenommen werden muß, daß der Querschnitt zwischen dem Radius, mit dem der Querbalken angeschlossen ist, und der Balkenober- bzw. unterseite durchplastiziert ist, so daß von dieser Versuchstemperatur an die Spannung σ_{zz}^e unwirksam ge-

worden ist. Über den Einfluß von σ_{zz}^e auf den Beginn des stabilen Rißwachstums kann also nichts ausgesagt werden, da in dem Temperaturgebiet, in dem die stabilen Risse entstehen, sich Probe 2 b wie Probe 1 b verhält.

Die Ergebnisse der CT-50-Proben über den Verlauf der Bruchzähigkeit in Abhängigkeit von der Temperatur können wegen der gleichartigen Rißanordnung unmittelbar mit den Ergebnissen der Probenformen 1 b und 2 b verglichen werden, wobei zu beachten ist, daß bei den Probenformen 1 b und 2 b $W = 32$ ist, während bei der CT-50-Probe $W = 50$ beträgt. In Bild 98 sind die Kurvenzüge der K_{max} -Werte gegenübergestellt. Man erkennt, daß die K_{max} -Werte der Probenform 1 b unmittelbar an die K_{max} -Werte der CT-50-Probe anschließen, so daß man davon ausgehen kann, daß die Probenform 1 b bis T_{gy} gleiche K_{max} -Werte liefert wie eine CT-Probe und die Unterschiede der K_{max} -Werte zwischen der Probenform 2 b und der CT-Probe nicht von der Geometrie der Probe 2 b herrühren. Die K_{max} -Werte der Probenform 2 b weichen deutlich von denen der CT-Probe ab. Oberhalb T_{gy} kann eine Übereinstimmung zwischen CT-Probe und Probenform 1 b nicht mehr erwartet werden, weil beide Proben wesentlich unterschiedliche Constraintfaktoren aufweisen. Wird für jeden Versuch nach Gleichung (53) der Wert K_{max} bestimmt und trägt man die Werte in Abhängigkeit von der Temperatur für beide Proben in einem Diagramm auf (Bild 70), dann ergibt sich der gleiche Zusammenhang wie in Bild 69, wobei die Streuung der Werte sogar noch geringer ist. Dadurch wird der Nachweis des Einflusses von σ_{zz}^e auf das Bruchverhalten im Spaltbruchbereich erhärtet.

In einem weiteren Diagramm wurden die bleibenden Rißöffnungen bei Rißinstabilität in Abhängigkeit von der Temperatur für die Probenformen 1 b und 2 b zusammengestellt, Bild 71. Diese Größen wurden aus den Kraft-Rißöffnungs-Diagrammen in der Weise entnommen, wie in Bild 57 beispielhaft dargestellt ist. Aus Bild 71 erkennt man, daß die Unterschiede zwischen beiden Probenformen deutlich hervortreten: Während bei der Form 2 b bei 170 K noch keine Abweichung vom linear-elastischen Verhalten registriert werden konnte, zeigt die Form 1 b bereits eine plastische Rißöffnung von etwa 0,05 mm. Bei 200 K ist dieser Wert bei der Form 1 etwa doppelt so groß wie bei der Form 2.

Insgesamt wird die δ_p -T-Kurve durch die aufgebrachte Zusatzspannung σ_{zz}^e um 20 K zu höheren Temperaturen verschoben, beginnend von ersten bleibenden δ_p -Werten um 155 bzw. 173 K bis zu Werten von 0,1 mm bei 190 bzw. 210 K. Diese Verschiebung entspricht der Verschiebung von T_{gy} (Bilder 69 und 70).

7.3 Ergänzende Untersuchungen

Die bei Raumtemperatur an den Proben Form 1 b und 2 b durchgeführten Reißaufweitungsversuche mit Zwischenentlastung zeigen, daß bei den für die Versuche verwendeten Belastungsstufen bei der Probenform 2 b generell geringere bleibende Verschiebungen gemessen wurden (Bild 74). Das in Abschnitt 6.32.1 erläuterte Probenverhalten bestätigt damit die Tatsache, daß bei der Probe 2 b infolge $d\epsilon_{zz} > 0$ die bleibende Verschiebung bei gleicher Bruchnennspannung geringer ist als bei der Probenform 1 b. Geht man davon aus, daß sich die bleibenden Verschiebungen wie die entsprechenden plastischen Verformungen im Reißgrund verhalten, sollten sich die folgenden Verhältnisse einstellen:

Ist s die Mittelspannung

$$s = \frac{\sigma_1 + \sigma_2 + \sigma_3}{3}$$

so verhalten sich die Formänderungen wie die Deviatorspannungen

$$\begin{aligned} \varphi_1 : \varphi_2 : \varphi_3 &= \varphi_{yy} : \varphi_{zz} : \varphi_{xx} \\ &= (\sigma_1 - s) : (\sigma_2 - s) : (\sigma_3 - s) \\ &= (\sigma_{yy} - s) : (\sigma_{zz} - s) : (\sigma_{xx} - s). \end{aligned}$$

Unter dem EFZ ist im Kerbgrund

$$\sigma_{yy} = \sigma_{yy}; \sigma_{zz} = 0,5 \sigma_{yy}; \sigma_{xx} = 0 \text{ und } s = 0,5 \sigma_{yy}$$

also

$$\varphi_{yy} : \varphi_{zz} : \varphi_{xx} = 0,5 : 0 : -0,5.$$

Bei Probenform 2 b kommt zu der als Folge der Querverformungs-

behinderung entstehenden Spannung σ_{zz}^c noch die Spannung σ_{zz}^e hinzu. Nimmt man an, daß sich bei beiden Probenformen bei gleicher Nennspannung im Rißgrund etwa die gleiche Spannung σ_{yy} einstellt, so wird bei Probenform 2 b

$$\sigma_{zz} = 0,5 \sigma_{yy} + 0,43 \sigma_{yy} \text{ (vgl. Bild 14)} = 0,93 \sigma_{yy} \text{ und}$$

$$s = 0,643 \sigma_y,$$

also

$$\varphi_{yy} : \varphi_{zz} : \varphi_{xx} = 0,357 : 0,287 : -0,643.$$

Daraus folgt

$$\frac{\varphi_{yy} \text{ (1 b)}}{\varphi_{yy} \text{ (2 b)}} = \frac{0,5}{0,357} \approx 1,4.$$

Mit der obigen Annahme sollte also bei gleicher Nennspannung

$$\frac{\delta_p \text{ (1 b)}}{\delta_p \text{ (2 b)}} \approx 1,4 \text{ sein.}$$

Die Abschätzung ist wegen der getroffenen Annahmen etwas spekulativ, zeigt aber die Größenordnung des Verhältnisses wahrscheinlich richtig. Aus Bild 74 erhält man einen Wert von rd. 1,3, was mit dem abgeschätzten Wert gut übereinstimmt. Die Messungen an den Probenformen 1 c, d und 2 c, d (s. Abschn. 6.32.2) unterstreichen, daß der erwartete Spannungszustand in der Probenform 2 auch tatsächlich wirksam war.

8. Zusammenfassung

In der Bruchmechanik geht man davon aus, daß der ungünstigste Spannungszustand, der in einem Bauteil vorliegen kann, der ebene Formänderungszustand ist. Da eine Übertragbarkeit von Bruchkennwerten von Proben auf Bauteile beim gegenwärtigen Kenntnisstand nur möglich ist, wenn in beiden der gleiche Spannungszustand vorliegt, verwendet man bei den genormten Bruchmechanikprüfungen Probenformen, in denen dieser "ungünstigste" Spannungszustand realisiert ist und kann mit Hilfe des Spannungsintensitätsfaktors eine kritische Rißlänge er-

mitteln, oberhalb derer sich ein Riß instabil ausbreiten wird. Ungelöst war, ob eine höhere Mehrachsigkeit des Spannungszustandes vor Rissen als sie dem ebenen Formänderungszustand entspricht, in Bauteilen auftreten kann und ob damit ein weiteres Absinken der Bruchzähigkeitswerte unter die bisher als kritisch angesehenen unteren Grenzwerte verbunden ist. Weiterhin wurde die Frage aufgeworfen, ob durch eine solche Erhöhung der Mehrachsigkeit des Spannungszustandes vor Rissen auch die für das Bruchverhalten von Stählen charakteristischen Temperaturen T_{gy} und T_S verschoben werden.

Um eine Klärung dieser Fragen herbeizuführen, wurden bruchmechanische Untersuchungen an zwei Probenformen durchgeführt. In Form 1 war parallel zum Riß nur die durch Constraint hervorgerufene Spannung σ_{zz}^c wirksam, während bei Form 2 zusätzlich eine Nennspannung σ_{zz}^e aufgebracht wurde. Verschiedene bruchmechanische Kennwerte wurden in Abhängigkeit von der Temperatur ermittelt, mit werkstoffmechanischen Größen wie Streckgrenze und Spaltbruchfestigkeit in Verbindung gebracht und untereinander verglichen.

Die Untersuchungen wurden durch eine Spannungsanalyse an beiden Probenformen und durch vergleichende Rißaufweitungsmessungen bei Raumtemperatur ergänzt, um die Ergebnisse zu erhärten.

Dabei hat sich ergeben, daß, bedingt durch die Zusatzspannung σ_{zz}^e in Höhe von ca. 40 % der Spannung σ_{yy}^e

- T_{gy} und die δ_{pf} -T-Kurve um ca. 20 K zu höheren Temperaturen verschoben wird,
- K_{max} in bestimmten Temperaturbereichen erheblich abfallen kann,
- $K_{\sigma p}(F_{gy})$ um 4,5 % erhöht wird und
- bei gleicher Nennspannung σ_{yy}^e δ_p um ca. 23 % abfällt.

Um die Übertragbarkeit dieser Ergebnisse auf Bauteile sicherzustellen, sind weitere Untersuchungen erforderlich.

Mit dieser Arbeit sollte zunächst ein Nachweis über den Einfluß von zusätzlichen Nennspannungen auf das Bruchverhalten von Stahl erbracht werden, was mit den dargestellten Ergebnissen gelungen ist.

Anhang I

Tafel 1

chemische Zusammensetzung des Stahles 22 NiMoCr 37
in Masse-%

22 NiMoCr 37	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Mo	Ni
Vorschrift (Vereinbarung für dicke Schmiedestücke)	0,17 0,25	0,15 0,35	0,50 1,00	< 0,25		< 0,50	0,30 0,50	0,60 0,80	1,00 1,50
Schmelze 980740	0,19	0,26	0,95				0,15	0,11	0,18
Kopf	0,19	0,28	1,03	0,12	0,11	0,33	0,46	0,70	1,46
Fuß	0,20	0,28	1,03	0,11	0,12	0,34	0,45	0,69	1,44

Tafel 2

Festigkeitseigenschaften bei Raumtemperatur

22 NiMoCr 37	Streckgrenze [N/mm ²]	Festigkeit [N/mm ²]	Bruchdehnung (l=5d)%	Brucheinschnürung [%]
VdTUV-Werkstoffblatt 366	440	590-690 (735)	18	45
Kopf	560	695	24	67
Fuß	571	707	23	66

Tafel 3

ISO-V-Kerbschlagzähigkeit bei Raumtemperatur und 0°C in J/cm²

22 NiMoCr 37	RT	0°C
Anforderungen	50	40
Kopf	160	167
Fuß	162	150

Tafel 4

Probenform 1a, 2a Werkstoff 22 NiMoCr 37

Proben-		Abmessungen [mm]		Bruchlast F_{max} [kN]	Prüf- temp. [°C]	Rißtiefe a [mm]			Mittel- wert
Form	Nr.	d	b			Schnitt			
						B	C	D	
2a	1	46,8	83,0	860	-100	17,3	17,3	16,2	16,9
2a	2	47,6	83,0	1010	-100	16,8	16,8	16,6	16,7
1a	1	47,5	83,0	1060	-100	18,2	18,2	17,8	18,1
1a	2	44,5	83,0	1200	-100	17,4	17,3	17,3	17,3

Tafel 5

Probenform 1a, 2a Werkstoff 22 NiMoCr 37

Proben-		$K_{max} \cdot \frac{3}{2}$ [N·mm ⁻²]	Bruch- fläche [mm ²]	Nennbruch- spannung [N·mm ⁻²]
Form	Nr.			
2a	1	3090	2482	346,49
2a	2	3460	2565	393,76
1a	1	4050	2440	434,43
1a	2	4910	2258	531,44

Tafel 6

Ergebnisse des Zugversuches

St E 47	Streckgrenze [N/mm ²]	Festigkeit [N/mm ²]	Bruch- dehnung (l=5d)%	Bruchein- schnürung [%]
SEW 089-70	420	560-725	17	-
Prüfergebnisse für vorliegen- des Blech	526	632	28	67
	527	636	29	66
	530	628	29	67
Mittelwert	528	632	29	67

Tafel 7

chemische Zusammensetzung des Stahles St E 47 in Masse-%

St E 47	Ist-Werte Emissions- spektrometer	Soll-Werte VdTÜV-Werk- stoffblatt
C	0,185	≦ 0,20
Si	0,43	0,10-0,60
Mn	1,50	1,10-1,60
P	0,016	≦ 0,035
S	0,008	≦ 0,035
Cu	0,059	
Cr	0,027	
Al	0,021	
Ni	0,51	0,50-0,80
Mo	< 0,005	
V	0,169	
Nb	0,001	
Ti	< 0,003	0,10-0,20
W	< 0,008	
Ta	< 0,010	
Co	0,006	

Tafel 8

Ergebnisse aus Prüfungen an CT-Proben

Versuchs- temperatur [K]	CT 50		CT 100		
	K_{\max}	K_{Ic} [N·mm ^{-$\frac{3}{2}$}]	K_Q	K_{Ic} [N·mm ^{-$\frac{3}{2}$}]	K_Q
138	1628	1628			
138	1843	1843			
143			1193	1193	
158	2300	2300			
163			2034	2034	
163			2148	2148	
170	2588	2503			
183	3611		3879		3517
183	3400		3070	3070	
198	3480		3656		3437
203	2677		2170	2170	
203	1900	1900			
220			4300		3277
223	3876				2469

Zusammenfassung der Ergebnisse aus den Versuchen mit St E 47

Versuch Nr.	Proben		Abmessungen [mm]		Bruchlast F_{\max} [kN]	Rißtiefe [mm] Mittelwert	Prüftemp.	
	Form	Nr.	d	b			[°C]	[K]
1	2b	28	64,1	83,0	1650	20,27	-131	142
2	2b	15	64,0	83,0	1370	20,38	-130	143
3	2b	20	64,3	83,0	1295	20,30	-130	143
4	2b	18	64,4	83,0	1040	20,62	-130	143
5	2b	2	63,95	83,0	1380	20,34	-120	153
6	2b	27	63,9	83,0	1495	19,03	-105	168
7	2b	10	64,2	83,0	1573	18,42	-103	170
8	2b	13	63,4	83,0	1430	20,38	-102	171
9	2b	14	64,0	83,05	1670	20,14	- 85	188
10	2b	21	64,0	83,0	1690	20,09	- 75	198
11	2b	11	64,1	83,0	1650	20,03	- 73	200
12	2b	16	64,3	83,0	1680	20,12	- 73	200
13	2b	3	64,2	83,0	1710	19,90	- 50	223
14	2b	19	64,0	83,0	1780	19,77	- 50	223
15	2b	1	63,8	83,0	1740	22,30	- 21	252
16	2b	12	63,5	83,0	1830	22,13	- 21	252
17	1b	26	63,5	83,0	1030	20,97	-130	143
18	1b	13	63,8	83,0	1230	20,44	-120	153
19	1b	7	64,5	83,0	1700	20,03	-120	153
20	1b	19	64,9	83,0	1775	19,73	-104	169
21	1b	17	63,0	83,0	1725	20,00	-103	170
22	1b	15	63,8	83,0	1745	19,97	-102	171
23	1b	2	64,65	82,9	1890	18,59	- 85	188
24	1b	3	64,3	83,0	1730	20,08	- 71	202
25	1b	11	63,5	83,0	1715	19,77	- 73	200
26	1b	9	64,3	83,0	1740	20,28	- 51	222
27	1b	10	63,6	83,0	1720	20,00	- 50	223
28	1b	32	63,5	83,0	1770	24,13	- 21	252
29	1b	29	63,8	83,0	1700	21,48	- 21	252
30	1b	28	64,1	83,0	1680	20,83	- 21	252

Tafel 10

Zusammenfassung der Ergebnisse aus den Versuchen mit St E 47

Versuch Nr.	Proben Form Nr.		K_{\max} [N mm ^{-$\frac{3}{2}$]}	Bruchfläche [mm ²]	Nenn- bruch- spannung [N·mm ⁻²]	Prüftemp. [°C] [K]	
1	2b	28	3107	1955	844,0	-131	142
2	2b	15	2599	1929	710,2	-130	143
3	2b	20	2430	1967	658,4	-130	143
4	2b	18	1978	1922	541,1	-130	143
5	2b	2	2617	1931	714,7	-120	153
6	2b	27	2662	2144	697,3	-105	168
7	2b	10	2705	2271	692,6	-103	170
8	2b	13	2753	1879	761,0	-102	171
9	2b	14	3130	1970	847,7	- 85	188
10	2b	21	3163	1977	854,8	- 75	198
11	2b	1.1	3070	1995	827,1	- 73	200
12	2b	16	3125	1997	841,3	- 73	200
13	2b	3	3154	2025	844,4	- 50	223
14	2b	19	3277	2030	876,8	- 50	223
15	2b	1	3668	1594	1092	- 21	252
16	2b	12	3853	1597	1146	- 21	252
17	1b	26	2039	1790	575,4	-130	143
18	1b	13	2352	1902	646,7	-120	153
19	1b	7	3134	2029	837,9	-120	153
20	1b	19	3196	2112	840,4	-104	169
21	1b	17	3289	1909	903,6	-103	170
22	1b	15	3259	1980	881,3	-102	171
23	1b	2	3248	2277	830,0	- 85	188
24	1b	3	3212	2004	863,3	- 71	202
25	1b	11	3194	1989	862,2	- 73	200
26	1b	9	3262	1970	883,2	- 51	222
27	1b	10	3233	1959	878,0	- 50	223
28	1b	32	4174	1265	1399	- 21	252
29	1b	29	3430	1730	983,6	- 21	252
30	1b	28	3253	1863	901,8	- 21	252

Tafel 11

Bleibende Rißöffnungen δ_p [mm] an den Stellen A - E und
1 - 12 für Proben Form 1b und 2b

	A	B	C	D	E	
1	1,10	1,10	0,95	0,95	0,95	Form 1 b
2	1,17	1,10	1,07	1,03	1,00	
3	1,20	1,20	1,07	1,03	1,05	
4	1,08	1,25	1,15	1,10	1,08	
5	1,05	1,20	1,12	1,10	1,08	
6	0,88	1,05	1,08	1,00	0,95	
7	0,80	0,94	0,88	0,80	0,83	
8	0,92	1,08	0,93	0,95	0,93	
9	1,00	1,05	0,93	0,98	0,90	
10	1,00	0,70	0,80	0,90	0,85	
11	1,00	0,90	0,83	0,90	0,85	
12	1,00	1,00	0,80	0,85	0,88	
1	1,00	1,05	0,88	0,85	1,10	Form 2 b
2	1,00	1,00	1,00	0,90	1,10	
3	1,05	1,00	0,90	0,90	1,10	
4	0,95	1,05	1,00	1,13	1,10	
5	0,87	1,00	1,08	1,00	1,05	
6	0,85	0,94	0,95	0,95	0,95	
7	0,90	0,97	1,05	1,00	0,85	
8	1,05	1,10	1,10	1,10	1,00	
9	1,13	1,00	1,00	1,05	0,95	
10	1,00	1,00	1,00	1,00	0,80	
11	1,00	1,05	1,00	1,00	0,80	
12	1,00	1,00	0,95	0,95	0,85	

Anhang II

Liste der verwendeten Formelzeichen

Bedeutung	Zeichen
Spannungen	σ, τ
Spannungen in x-, y-, z-Richtung	$\sigma_{xx}, \sigma_{yy}, \sigma_{zz}$
Hauptnormalspannungen	$\sigma_1, \sigma_2, \sigma_3$
Fließgrenze bei einachsiger Zug- oder Druckbeanspruchung	σ_y
Vergleichsspannung	σ_v
Bruchnennspannung	σ_f
Spaltbruchspannung	σ_{fc}
Spannung für den vollplastischen Zustand einer gekerbten Probe, Nennfließgrenze	σ_{gy}
Mehrachsigekeitszahl	$\kappa = 1 - \frac{\sigma_v}{\sigma_1}$
Spannung in z-Richtung, aus der Querverformungsbehinderung herrührend (constrained)	σ_{zz}^c
Dehnungen	\mathcal{E}
Spannungstensor	σ_{ij}
Verzerrungstensor	\mathcal{E}_{ij}
Werkstoffkennwerte, bei deren Erreichen bestimmte Verhaltensweisen des Werkstoffes einsetzen	H, M
Spannungsinintensitätsfaktor	K
Spannungsinintensitätsfaktor bei Modus-I-Belastung	K_I
Riß	R_1, R_2
Kritischer Spannungsinintensitätsfaktor, Rißzähigkeit	K_c
Rißzähigkeit bei ebenem Formänderungszustand	K_{Ic}

Bedeutung	Zeichen
maximaler Spannungsintensitätsfaktor aus der von der Probe ertragenen Last F_{\max}	K_{\max}
plastischer Spannungskonzentrationsfaktor	$K_{\sigma p}$
Polarkoordinaten	r, φ
kartesische Koordinaten	x, y, z
Kraft, Last	F
Maximallast bei Erreichen des Bruches	F_{\max}
Kraft beim Fließbeginn	F_{gy}
Kraft bei beginnender Reißinstabilität	F_f
Reißöffnung	δ
bleibende Verschiebung der Reißufer (plastische Reißöffnung)	δ_p
Probenverlängerung	l
Reißlänge	a
Verzerrungsenergie, elastisch	U_{el}
Oberflächenenergie	U_o
spezifische Oberflächenenergie	γ_o
spezifische Verformungsenergie	γ_p
Elastizitätsmodul	E
Schubmodul, spezifische Bruchenergie	G
Reißerweiterungskraft, Energiefreisetzungsrate	\mathcal{G}
spezifische Bruchenergie	\mathcal{G}_c
Reißwiderstand	R
kritischer Wert des Reißwiderstandes	R_c
Reißwiderstand bei beginnender Reißverlängerung	R_o
oberer Grenzwert des Reißwiderstandes	R_u

Bedeutung	Zeichen
Querzahl	ν
<u>Probenabmessungen:</u>	
Dicke	d
Breite des Prüfquerschnittes = Stegbreite (\cong Rißlänge)	b
Steghöhe (= Abstand zwischen den Querbalken zur Kraftein- leitung)	h
Federkonstante	c
Nachgiebigkeit	$N = \frac{1}{c}$
Arbeit der äußeren Kräfte	A
Verschiebungskomponenten	u, v, w
Ricesches Integral	J
Ricesches Integral bei Modus-I-Belastung	J_I
kritische Werte des Riceschen Integrales	J_c, J_{Ic}
Kerbflankenwinkel	ω
Spaltbruchtemperatur	T_{gy}
erstmaliges Auftreten eines stabilen duktilen Anrisses	T_s
Größe der plastischen Zone	r_p
Ausdehnung der plastischen Zone auf dem Ligament	x_p
stabiler Anriß der Scherlippe unter dem Kergrund	t_s
Abmessungen der Kerbschlag- biegeprobe	b_1, h_1

Literaturverzeichnis

- 1) Kochendörfer, A.: Die Bruchvorgänge in Experiment und Theorie
Zeitschrift für Metallkunde, 62. Jahrgang, 1971, Heft 1 - 4
- 2) Degenkolbe, J.: Vergleich von Sprödbbruchprüfverfahren
Technische Überwachung 10 (1969), Nr. 8, S. 259 ff
- 3) Aurich, D., Ziebs, J.: Konzepte für die Beurteilung der Bruchsicherheit von Bauteilen
Vortrag zur Kuratoriumssitzung am 13.11.1974 in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) Berlin
Amts- und Mitteilungsblatt der Bundesanstalt für Materialprüfung, Bd. 5 Nr. 3, September 1975
- 4) Helms, R.: Beurteilung der Sprödbruchsicherheit von Konstruktionen an Hand des duktil-spröden Bruchüberganges am Beispiel von Bauteilen mit gestanzten Löchern
DVM: 5. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge
11. und 12. Oktober 1973 Karlsruhe, Mitteilung aus der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) Berlin
- 5) Berns: Die Werkstoffkennwerte der Bruchmechanik
Konstruktion 24 (1972), S. 86 ff
- 6) Spähn, Lenz: Die Bruchmechanik und ihre Anwendung auf Fragen der Bauteilzähigkeit
Zeitschr. f. Werkstofftechnik 4 (1973), S. 16 ff, S. 351 ff
- 7) Heckel, K.: Einführung in die technische Anwendung der Bruchmechanik
Hanser, München 1970
- 8) Blumenauer, Pusch: Bruchmechanik
VEB Deutscher Verlag für Grundstoffindustrie
1. Auflage Leipzig 1973

- 9) Hahn, H.G.: Bruchmechanik - Einführung in die theoretischen Grundlagen
B.G. Teubner Verlag, Stuttgart
- 10) Sommer, E.: Berechnungen der Spannungen und Verschiebungen an der Reißspitze mit Hilfe komplexer Spannungsfunktionen
- 11) Richter, H.: Spannungsfaktor K und spezifische Bruchenergie G
In: "Einführungskurs in die Bruchmechanik", Freiburg/Br. Ernst-Mach-Institut der Fraunhofer-Gesellschaft, 1969
- 12) Begley, J.A., Landes, J.D.: A Comparison of the J-Integral Fracture Criterion with the Equivalent Energy Concept
ASTM Special Technical Publication 536: Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, Proceeding of the 1972 National Symposium on Fracture Mechanics, pp 246-263
- 13) Begley, J.A., Landes, J.D.: The Effect of Specimen Geometrie on J_{Ic}
ASTM Special Technical Publication 514 (1972) pp 24-39
- 14) Begley, J.A., Landes, J.D.: The J-Integral as a Failure Criterion
ASTM Special Technical Publication 514 (1972) pp 1-20
- 15) Keller, H.P., Munz, D.: J-Integralbestimmungen an der Aluminiumlegierung AlCuMg 2
Vortrag auf der 7. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge vom 8. bis 10. Oktober 1975 im Institut für Eisenhüttenkunde der TH Aachen
- 16) Merkle, J.G.: Analytical Applications of the J-Integral
ASTM Special Technical Publication 536; Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, Proceeding of the 1972 National Symposium on Fracture Mechanics, pp 264-280

- 17) Rice, J.R., Paris, P.C., Merkle, J.G.: Some Further Results of J-Integral Analysis and Estimates
ASTM Special Technical Publication 536; Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, Proceeding of the 1972 National Symposium on Fracture Mechanics, pp 231-245
- 18) Hill, R.: The Mathematical Theory of Plasticity
London, Oxford 1950, pp 14-49, 237-252
- 19) Griffiths, J.R., Owen, D.R.J.: An Elastic-Plastic Stress Analysis for a Notched Bar in Plane Strain Bending
Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol. 19, 1971, pp 419-431
- 20) Fracture Toughness Testing and its Application
ASTM Special Technical Publication 381
McClintock, F.A., Irwin, G.R.: Plasticity Aspects of Fracture Mechanics; pp 84-112
- 21) Rice, J.R.: In "Fracture", Bd. 2, Herausg. H. Liebowitz, New York, Academic Press 1968
- 22) Hutchinson, J.W.: Singular Behaviour at the End of a Tensile Crack in a Hardening Material
J. Mech. Phys. Solids, 1968, Vol. 16, pp 13 - 31
- 23) Rice, J.R., Rosengren, G.F.: Plane Strain Deformation Near a Crack Tip in a Power-Law Hardening Material
J. Mech. Phys. Solids, 1968, Vol. 16, pp 1 - 12
- 24) Rice, J.R., Johnson, M.A.: The Role of Large Crack Tip Geometric Changes in Plane Strain Fracture
- 25) Levy, N., Marcal, P.V., Ostergren, W.J., Rice, J.R.: Small Scale Yielding Near a Crack in Plane Strain: A Finite Element Analysis;
International Journal of Fracture Mechanics, Vol. 7, No. 2, June 1971, pp 143-156

- 26) Miller, K.J., Kfoury, A.P.: An Elastic-Plastic Finite Element Analysis of Crack Tip Field under Biaxial Loading Conditions
Int. Journ. of Fracture, 10 (1974) 393-404
- 27) Griffith, A.A.: The Phenomena of Rupture and Flow in Solids (published October 21, 1920)
- 28) Irwin, G.R.: Handbuch der Physik, Band VI, Springer Verlag, Berlin 1958
- 29) Munz, D., Galda, K.H., Link, F.: Effect of Specimen Size on Fracture Toughness of a Titanium Alloy
ASTM Special Technical Publication 590, Mechanics of Crack Growth, 1974, pp 219-242
- 30) Hahn, G.T., Rosenfield, A.: Local Yielding and Extension of a Crack under Plane Stress
Acta Met. 13 (1965) S. 293
- 31) Knott, J.F.: Fundamental of Fracture Mechanics, London, Butterworths 1973
- 32) Schmidtmann, E., Ruf, P., Theißen, A.:
Untersuchungen zur Bestimmung des COS-Wertes aufgrund optischer Rißprofilmessungen an Stählen unterschiedlicher Festigkeit im Dreipunkt-Biegeversuch
Materialprüfung 16 (1974), S. 343
- 33) Dahl, W., Aurich, D.: Zum Problem der Sicherheitsanalyse von Bauteilen aus Stahl
Materialprüf. 20 (1978) Nr. 1, S. 6 - 10
- 34) Deckers, J., Stahlberg, R., Waldner, K.:
Beurteilung der Sicherheit von Reaktordruckbehältern, Tanks, Sicherheitsbehältern und Rohrleitungen der Kerntechnik gegenüber zähem und sprödem Bruch unter Zuhilfenahme von bruchmechanischen Kennwerten
VdTÜV-Forschungsvorhaben Nr. 61, herausgegeben vom Technischen Überwachungsverein Rheinland e.V., April 1974

- 35) Aurich, D.: Der Einfluß des Spannungszustandes auf die Rißzähigkeit im Temperaturbereich des Spaltbruches
Mitteilung aus der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) Berlin; 7. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge, 8. bis 10. Oktober 1975 im Institut für Eisenhüttenkunde der TH Aachen
- 36) Aurich, D.: Bruchvorgänge in metallischen Werkstoffen
Werkstofftechnische Verlagsgesellschaft, Karlsruhe 1978
- 37) Liebowitz, H., Eftis, J., Jones, D.L.: Some Recent Theoretical and Experimental Developments in Fracture Mechanics
Fracture 1977, Volume 1, IFC 4, Waterloo, Canada
June 19-24, 1977
- 38) Aurich, D.: The Influence of the Stress State on the Plastic Zone Size
Engineering Fracture Mechanics, 1975, Vol. 7, pp 761-765
- 39) Helms, R., Aurich, D.: Diskussionsbeitrag zu dem Bericht "Zweiachsiger Nennspannungszustand an der Rißfront" von Dietmann und Kußmaul, 4. MPA-Seminar Stuttgart 1978
- 40) Ewing, D.J.F., Griffiths, J.R.: The Applicability of Slip-Line Field Theorie for Contained Elastic-Plastic Flaw around a Notch
J. Mech. Solids, Vol. 19, 1971, pp 389-394
- 41) Bridgeman, P.W.: Studies in Large Plastic Flaw and Fracture, New York, Toronto, London, 1952
- 42) Weiß, V.: International Conference on Mechanical Behaviour of Materials
Kyoto, Japan 1971
- 43) Hunt, R.T.: Crack Propagation and Residual Static Strength of Stiffened and Unstiffened Sheet
Current Aeronautical Fatigue Problems, Oxford 1965
pp 287-324

- 44) Kibler, J.J., Roberts, R.: The Effect of Biaxial Stresses on Fatigue and Fracture
J. Engin. Industry, Trans ASME 92 (1970) pp 272-734
- 45) Ueda, Y., Ikeda, K., Yao, T., Aoki, M., Yoshie, T., Shirakura, T.: Brittle Fracture Initiation Characteristics under Biaxial Loading
Fracture 1977, Vol. 2, ICF 4, Waterloo, Canada 1977
- 46) Liebowitz, H.: Private Mitteilung 1978
- 47) Krägeloh, E., Sturm, D.: Mehrachsiger Spannungszustand und Verformungsvermögen
VGB Kraftwerkstechnik 57, Heft 9, September 1977, S. 633-641
- 48) Dietmann, H., Kußmaul, K.: Zweiachsiger Nennspannungszustand an der Rißfront
Staatliche Materialprüfungsanstalt Universität Stuttgart; 4. MPA-Seminar 4. und 5. Oktober 1978:
"Bruchverhalten und Brucherscheinungen - Primärsystem und Sicherheitsbehälter "
- 49) ASTM: Proposed Method of Test for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials; ASTM E 399-74
Book of ASTM Standards Part 31 (1969), S. 1099
- 50) Wutzke, G., Hosp, E.: Entwicklung einer Probe zur Ermittlung der Bruchzähigkeit unter der Einwirkung von Spannungszuständen höherer Mehrachsigkeit mittels Spannungsoptik und Holographie
Mitteilung aus der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) Berlin, DVM-Vortrag der 7. Sitzung des AK Bruchvorgänge in Aachen, 1976
- 51) Zusammenfassung der wichtigsten Ergebnisse der dreidimensionalen FEM-Analyse (MARC-CDC) einer Doppel-T-Bruchmechanikprobe bis zum Erreichen der Streckgrenze
Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM) Berlin
BAM-1.01/1.13; 23.06.1976

- 52) Smidt, F.A.: An Analysis of Thermally Activated Flow in α -Iron based on T- τ -Considerations
Acta Metallurgica 1969, S. 381
- 53) Munz, D.: Symbole und Begriffe der linear-elastischen Bruchmechanik
DVM: 7. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge
8. bis 10. Oktober 1975 im Institut für Eisenhüttenkunde der TH Aachen, erarbeitet von der Arbeitsgruppe Linear-elastische Bruchmechanik der DFVLR in Köln-Porz
- 54) Prodan, M.: Bruchzähigkeit im nichtlinearen Bereich
Technische Mitteilung des Eidgenössischen Institutes für Reaktorforschung, Schweiz
TM - IN - 644, 2.11.76
- 55) Wells, A.A.: Application of Fracture Mechanics at and beyond General Yielding
British Welding Journal, November 1963, pp. 563-570
- 56) Aurich, D., Helms, R., Schmidt, P., Veith, H., Ziebs, J.:
Ergebnisse von Versuchen zum Einfluß des Spannungszustandes auf die Bruchzähigkeit
Vortrag auf der 9. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge am 11. und 12. Oktober 1977 in Berlin
- 57) Liebowitz, H., Eftis, J.: On the Significance of Load Biaxiality to the Fracture Problem
4th SMIRT-Conference, Vol. G 5/1 San Francisco 1977
- 58) Berns, H.: Bruchverhalten der Stähle
VDI-Berichte Nr. 318, 1978, S. 15-24
- 59) Tetelman, McEvily: Bruchverhalten technischer Werkstoffe;
Verlag Stahleisen mbH, Düsseldorf
- 60) Berns, H.: Zur Zähigkeit von Vergütungsstählen
Zeitschrift für Werkstofftechnik, 9. Jahrgang,
Juni 1978, Nr. 6, S. 189 - 224

Bisher erschienene Forschungsberichte der BAM

Nr. 1/September 1968

Forschung und Entwicklung in der Bundesanstalt für Materialprüfung (BAM)
Rechenschaftsbericht für den Bundesminister für Bildung und Wissenschaft

Nr. 2/Juli 1970 (vergriffen)

Zum Problem des Feuchtigkeitsschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitergebern
von Dr.-Ing. Götz Andreae

Nr. 3/September 1970 (vergriffen)

Über das mechanische Verhalten von Aluminium-Stahl-Freileitungsseilen als Beispiel für Verbundbauteile
von Dr.-Ing. Josef Ziebs

Nr. 4/Dezember 1970 (vergriffen)

Formbeständigkeit von Holz gegenüber Feuchtigkeit — Grundlagen und Vergütungsverfahren
von Dr. rer. nat. Arno Burmester

Nr. 5/März 1971

Die Bedeutung der Netzstellenart und der Netzwerkkettendichte für die Beschreibung der elastischen Eigenschaften und des Abbaus von elastomeren Netzwerken
von Dr. rer. nat. Norbert Steiner

Nr. 6/April 1971

Zur Problematik der Prüfung und Beurteilung des Luftschallschutzes von Bauelementen bei unterschiedlichen Einbaubedingungen
von Prof. Dr.-Ing. Paul Schneider

Nr. 7/Juli 1971

Chromatographie und chemische Konstitution — Untersuchungen über den Einfluß der Struktur organischer Verbindungen auf das Verhalten bei der Dünnschicht-Chromatographie
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Petrowitz

Nr. 8/November 1971

Zum Spannungs-Dehnungs-Verhalten von Baustählen bei Wechselbeanspruchung
von Dr.-Ing. Helmut Veith

Nr. 9/November 1971

Untersuchung über die sichernde Wirkung poröser Massen in Acetylenflaschen
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Möller

Nr. 10/Januar 1972

Untersuchungen über die Korngrößenbestimmung mit Ultraschall zur Entwicklung einer für die Praxis geeigneten zerstörungsfreien Meßmethode
von Dr.-Ing. Dietmar Aurich und Prof. Dr. phil. Erich Martin

Nr. 11/Februar 1972

Beitrag zur Kenntnis der Schnittriefenbildung und Schnittgütwerte beim Brennschneiden
von Dr.-Ing. Hans-Joachim Krause

Nr. 12/Mai 1972

Über Veränderungen von Nylon-6-Fasern beim Texturieren
von Dir. u. Prof. Dr. rer. nat. Hubert Feuerberg

Nr. 13/Juni 1972

Festkörpergleitreibung und Verschleiß von Eisen, Kobalt, Kupfer, Silber, Magnesium und Aluminium in einem Sauerstoff-Stickstoff-Gemisch zwischen 760 und $2 \cdot 10^{-7}$ Torr
von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig (Berichter), Prof. Dr.-Ing. Kurt Kirschke, Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig und Dipl.-Phys. Harald Tischer

Nr. 14/Juli 1972

Untersuchungen zur Amplitudenabhängigkeit der Ultraschalldämpfung in Metallen bei 20 kHz
von Eberhard Fischer

Nr. 15/August 1972

Studie und Probleme der chemischen Edelmetall-Analyse
von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Heinz Pohl

Nr. 16/August 1972

Über Ausführung und Aussagefähigkeit des Normbrandversuches nach DIN 4102, Blatt 2, im Hinblick auf die Nachbildung natürlicher Schadensfeuer
von Dr.-Ing. Erwin Knublauch

Nr. 17/August 1972

Aktivierungsanalyse mit schnellen Neutronen, Photonen und geladenen Teilchen
von Dr.-Ing. Peter Reimers

Nr. 18/Januar 1973

Das Sprödbruchverhalten des Baustahles R St 37-2 N in geschweißten Konstruktionen, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 19/Januar 1973

Die Bestimmung von Grenzflächentemperaturen bei tribologischen Vorgängen

Literaturrecherche von Dipl.-Phys. K. Kaffanke und Dr.-Ing. H. Czichos

Nr. 20/April 1973

Brandrisiko elektrischer Leitungen und Installationen in Wänden

von Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 21/Juli 1973

Die kontinuumsmechanische Erfassung des zeitlichen Ablaufs der elastisch-plastischen Dehnungen bei der Zerrüttung

Literaturrecherche von Dipl.-Phys. D. Klaffke und Dr.-Ing. W. Maennig

Nr. 22/Juli 1973

Untersuchungen für ein Prüfverfahren zur Bemessung der Brandschutzbekleidung von Stahlstützen

von Dipl.-Ing. R. Rudolphi und Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 23/November 1973

Reichs- und preußische Landesanstalten in Berlin

Ihre Entstehung und Entwicklung als außeruniversitäre Forschungsanstalten und Beratungsorgane der politischen Instanzen

von Prof. Dr. rer. nat. habil. Walter Ruske

Nr. 24/November 1973

Das Brandverhalten von Holzstützen unter Druckbeanspruchung

von Dipl.-Ing. J. Stanke, Ing. grad. E. Klement und Dipl.-Ing. R. Rudolphi

Nr. 25/Dezember 1973

Über das Brandgeschehen vor der Fassade eines brennenden Gebäudes unter besonderer Berücksichtigung der Feuerbeanspruchung von Außenstützen

von Dr.-Ing. E. Knublauch

Nr. 26/August 1974

Der Elektronen-Linearbeschleuniger der BAM — Eigenschaften und erste Anwendungen —

von Dipl.-Ing. P. Jost, Dr.-Ing. P. Reimers und Dr.-Ing. P. Weise

Nr. 27/August 1974

Untersuchungen zum Schallfeld von Winkelprüfköpfen für die Materialprüfung mit Ultraschall

von Dr.-Ing. Hermann Wüstenberg

Nr. 28/August 1974

Zum Ablauf von Gasexplosionen in mit Rohrleitungen verbundenen Behältern

von Prof. Dr. rer. nat. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 29/August 1974

Theorie der dissipativen Luftschalldämmung bei einem idealisotropen porösen Material mit starrem Skelett für senkrechten, schrägen und allseitigen Schalleinfall

von Prof. Dr.-Ing. P. Schneider

Nr. 30/September 1974 (vergriffen)

The Application of Systems Thinking and Systems Analysis to Tribology

von Dr. Horst Czichos und Dr. Geert Salomon

Nr. 31/August 1975

Untersuchungen zur Klärung des Verhaltens thermoplastischer Kunststoffe bei Wechseldehnungsbeanspruchung

von Dr.-Ing. Gerhard Fuhrmann

Nr. 32/September 1975

Ein thermo-elektrisches Netzwerkverfahren zur Berechnung stationärer Temperatur- und Wärmestromverteilungen mit Anwendungsbeispielen

von Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi und Dr.-Ing. Bernhard Böttcher

Nr. 33/November 1975

Die Bestimmung der Temperaturleitfähigkeit von Baustoffen mit Hilfe eines nichtstationären Meßverfahrens

von Dipl.-Ing. Armin Wagner, Dipl.-Phys. Gerhard Kieper und Dipl.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 34/Januar 1976 (vergriffen)

Untersuchungen zur Vergütung von Holzwerkstoffen

von Dipl.-Forsting. Dr. rer. sylv. Hans-Joachim Deppe

Nr. 35/Januar 1976

Der Widerstand von Platten, die als Beplankungsmaterial leichter Wände verwendet werden, gegenüber dem Aufprall harter Körper — Vorschlag für ein Prüfverfahren —

von Dipl.-Ing. Ernst Limberger

Nr. 36/Januar 1976 (vergriffen)

Wärme- und Feuchtigkeitsleitung in Beton unter Einwirkung eines Temperaturgefälles

von Dipl.-Ing. Jürgen Hundt

Nr. 37/Februar 1976

Die stoßartige Beanspruchung leichter, nichttragender Bauteile durch einen mit der Schulter gegenprallenden Menschen — Vorschlag für ein Prüfverfahren —

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 38/Juni 1976

Verschleißuntersuchungen an gas-, bad- und ionitriertem Stahl 42 CrMo 4

von Dr.-Ing. Karl-Heinz Habig

Nr. 39/Juni 1976

Untersuchung der viskoelastischen Eigenschaften von Flüssigkeiten (mit nicht-Newtonschem Fließverhalten) insbesondere bei höherer Scherbeanspruchung

von Prof. Dr.-Ing. K. Kirschke und Dipl.-Phys. G. Kempf

Nr. 40/Juni 1976

Zum Untergrundabzug bei energiedispersiven Spektren nach verschiedenen Verfahren

von Dr. rer. nat. H. Hantsche

Nr. 41/Okttober 1976

Optische Eigenschaften cholesterinischer Flüssigkeiten

von Dr. rer. nat. Bernhard Böttcher

Nr. 42/Okttober 1976

Ermittlung der Mindestzündenergie brennbarer Gase in Mischung mit Luft

von Dr.-Ing. Siegmund Dietlen

Nr. 43/Okttober 1976

Das Sprödbruchverhalten geschweißter Bauteile aus Stahl mit zäh-sprödem Übergang im Bruchverhalten, dargestellt mit Hilfe der Methode des Temperaturvergleiches

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 44/November 1976

Berechnung von räumlichen, linear elastischen Systemen, die aus finiten Stab- und Balkenelementen zusammengesetzt sind, unter Verwendung des Programms „Stab-Werk“

von Dipl.-Ing. W. Matthees

Nr. 45/Dezember 1976

Untersuchung des Elektrodenverhaltens im Vakuum aufgedampfter Metallschichten

von Dr.-Ing. W. Paatsch

Nr. 46/Mai 1977 (vergriffen)

Versuchsergebnisse zur Festigkeit und Verformung von Beton bei mehraxialer Druckbeanspruchung

Results of Test Concerning Strength and Strain of Concrete Subjected to Multiaxial Compressive Stresses

von Dipl.-Ing. Gerald Schickert und Dipl.-Ing. Helmut Winkler

Nr. 47/Juni 1977

Bautechnische Einflüsse auf die Tragfähigkeit von Kunststoffdübeln für Fassadenbekleidungen

von Dr.-Ing. Arno Plank

Nr. 48/Okttober 1977

Setzung von Fundamenten infolge dynamischer Last, angewendet auf die Fundamente einer geplanten Schnellbahn

von Dr.-Ing. U. Holzlöhner

Nr. 49/Dezember 1977

Untersuchungen zur Anwendung von Mikrowellen in der zerstörungsfreien Prüfung

von Dr.-Ing. Günther Wittig

Nr. 50/Juni 1978 (vergriffen)

Zur Meßtechnik für die Sicherheitsbeurteilung und -überwachung von Spannbeton-Reaktordruckbehältern

von Prof. Dipl.-Phys. Norbert Czaika, Dipl.-Phys. Norbert Mayer, Dipl.-Ing. Claus Amberg, Dipl.-Ing. Götz Magiera, Dr.-Ing. Götz Andreae und Dipl.-Ing. Winfried Markowski

Nr. 51/Juni 1978

Auswirkung von chemischen und physikalisch-technologischen Einflußfaktoren auf das Beständigkeitsverhalten von Oberflächenbeschichtungen auf der Basis von Reaktionsbeschichtungsstoffen

von Dr. rer. nat. J. Sickfeld

Nr. 52/August 1978

Zum Einfluß der Gleitgeschwindigkeit auf das tribologische Verhalten von Werkstoffen hoher Härte bei reiner Festkörperreibung

von Dr.-Ing. Aleksandar Tomov

Nr. 53/Okttober 1978

Bemessung und Optimierung beheizbarer Straßen- und Brückenbeläge

von Rolf Günter Rohrmann und Reinald Rudolphi

Nr. 54/Okttober 1978

Magnetisches Verhalten dünner Eisenschichten bei mechanischer Wechselbeanspruchung

von Dr.-Ing. Harro Sander

Nr. 55/November 1978

Beobachtung und Orientierungsbestimmung der Oberflächenkristallite polykristalliner 99,999 %-Al-Proben bei Biegewechselbeanspruchung

von Dr.-Ing. Dieter Klaffke

Nr. 56/Januar 1979

Stabilität von Sandwichbauteilen

von Dipl.-Ing. W. Brünner und Prof. Dr.-Ing. C. Langli

Nr. 57/März 1979

**Untersuchungen an Prüfmitteln für die Magnetpulverprüfung
Investigations on Inspection-Media for Magnetic-Particle-Testing**

von Dipl.-Ing. Meinhard Stadthaus

Nr. 58/März 1979

Ermittlung des Bauteilwiderstandes aus Versuchsergebnissen bei vereinbartem Sicherheitsniveau

von Dr.-Ing. Werner Struck

Nr. 59/Juli 1979

Ermittlung der Verformungen biegebeanspruchter Stahlbetonbalken mit der Methode der Finiten Elemente unter besonderer Berücksichtigung des Verbundes zwischen Beton und Stahl

von Dr.-Ing. Günther Plauk

Nr. 60/August 1979

Untersuchungen zur Erfassung der Kaltformbarkeit von Feinblechen beim Strecken

von Dr.-Ing. H. Spreckelmeyer, Dr.-Ing. R. Helms und Dr.-Ing. J. Ziebs

Nr. 61/Dezember 1979

Beschreibung von Problemen der höheren Farbmatrik mit Hilfe des Gegenfarbensystems

von Dr. Klaus Richter

Nr. 62/Dezember 1979

Geomagnetobiologisch bedingter Zusammenhang zwischen der Fraßaktivität von Termiten und der Zahl der Sterbefälle

von Dir. u. Prof. Dr.-Ing. Wolfgang Gerisch und Prof. Dr. habil. Dr. h. c. Günther Becker

Nr. 63/Dezember 1979

Untersuchungen an Stopfbuchsen von Ventilen und Schiebern für Gase

von Dipl.-Ing. E. Behrend und Dipl.-Ing. J. Ludwig

Nr. 64/Februar 1980

Ermittlung der Schwingungserregung beim Betrieb schienengebundener Fahrzeuge in Tunneln sowie Untersuchung des Einflusses einzelner Parameter auf die Ausbreitung von Erschütterungen im Tunnel und dessen Umgebung

von Dr.-Ing. Werner Rucker

Nr. 65/Februar 1980

Untersuchungen über den Einfluß des Spannungszustandes auf bruchmechanische Kennwerte

von Dr.-Ing. Peter Schmidt, Dr.-Ing. Dietmar Aurich, Dr.-Ing. Rolf Helms, Dr.-Ing. Helmut Veith und Dr.-Ing. Josef Ziebs