

ISSN 0172-7613

# **Forschungsbericht 82**

BUNDESANSTALT FÜR  
MATERIALPRÜFUNG (BAM)

BERLIN

## **Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagbiegeversuches Assessment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test**

von /by

Rolf Helms

Hans-Joachim Kühn

Siegmar Ledworuski

---

April 1982

52 Seiten, 14 Bilder, 2 Tabellen

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

## Kurzfassung

Der herkömmliche Kerbschlagbiegeversuch ermöglicht vergleichende und eingruppierte Aussagen über die Sprödbrochbarkeit von Stahlwerkstoffen; weitergehende Informationen werden vom instrumentierten Versuch (Schlagkraft-Verformungs-Diagramm) in Kombination mit einer fraktografischen Auswertung erwartet, und zwar an Hand

- der Temperatur  $T_{gy}$  bei gerade vollplastischem Kerbquerschnitt ("General Yield"),
- der Temperatur  $T_i$  bei Entstehen eines duktilen Anrisses im Kerbgrund ("Initiation")
- der kerbbedingten Erhöhung der Probenfließgrenze ("Constraintwirkung") unter Einwirkung verschiedener Prüfgeschwindigkeiten, Temperaturen und Verformungseinflüsse
- des Entstehens eines instabilen Rißfortschrittes aus dem elastischen oder plastischen Bereich heraus.

Bei Probenzuständen nach Erreichen des vollplastischen Kerbquerschnittes können bei Beachtung einiger meßtechnischer Kriterien sichere Werte für die Werkstoffbeurteilung gewonnen werden. Unter der Voraussetzung eines starr-idealplastischen Werkstoffmodells werden so wertvolle Hinweise auf die globale Constraintwirkung und den Mechanismus der temperaturabhängigen Versprödung gewonnen.

Differenzierende Aussagen zum Bruchmechanismus und damit zu den Vorgängen bei der Versprödung werden an Hand einer Zuordnung signifikanter Spannungen und Verfor-

## Summary

The conventional notched-bar impact test makes it possible to compare and to classify statements about the brittle fracture safety of the steel material; more extensive informations are expected from the instrumented test (load-deformation-diagram) combined with a fractographic analysis with the aid of

- the temperature  $T_{gy}$  at a just full plastic cross section at the notch (general yield),
- the temperature  $T_i$  at the initiation of an incipient ductile crack in the notch root,
- the notch related increase of the sample yield limit (constraint) at several test speeds, temperatures and deformations,
- the occurrence of an unstable crack propagation in the elastic or plastic range of the sample.

After attaining the full plastic range of the notch cross section reliable information may be obtained for a material assessment under due regard of some measurement criteria. Valuable suggestions are obtained about the overall constraint and the mechanism of temperature dependent embrittlement for rigid-ideal plastic material behaviour.

Discriminating statements about the fracture mechanism and thus about the process of embrittlement are evaluated by way of example for a carbon steel by assigning significant stresses and deformations to qualitative and quantitative statements

mungen zu qualitativen und quantitativen Aussagen zu den Bruchflächen am Beispiel eines Kohlenstoffstahles gemacht. Auf der Grundlage von vier Diagramm-Typen des instrumentierten Schlagversuches wird dann folgende Einteilung nach der Temperatur  $T$  vorgenommen:

- Instabiler Niederspannungsbruch bei  $T < T_{gy}$  mit nur teilplastischem Kerbquerschnitt und extremer Tieflage der Kerbschlagarbeit ( $< 10$  J);
- Instabiler Spaltbruch nach Durchplastizieren des Kerbquerschnittes,  $T \geq T_{gy}$ ;
- Entstehen eines daumennagelförmigen stabil fortschreitenden Wabenbruches im Kerbgrund bei  $T \geq T_i$  mit anschließendem instabilen Spaltbruch;
- nur stabil fortschreitender Wabenbruch.

Aufgrund experimenteller Ergebnisse und theoretischer Überlegungen ist eine werkstoffmechanisch begründete Übertragung von Ergebnissen des Kerbschlagversuches auf werkstoffgleiche Bauteile eher auf der Grundlage der aus einer Instrumentierung und einer fraktografischen Bruchflächenbeurteilung gewonnenen Temperaturen  $T_{gy}$  und  $T_i$  möglich, als mittels der üblichen Werte für Kerbschlagarbeit  $A_v$  und Übergangstemperatur  $T_{\ddot{u}}$ .

about the fracture surface. Based on four diagram types of the instrumented impact test the following classification according to temperature is proposed:

- Unstable low stress brittle fracture at  $T < T_{gy}$  and only partial plastic state of the cross section and extreme low energy absorption ( $< 10$  J),
- unstable cleavage fracture after general yield of the notch cross section,  $T \geq T_{gy}$ ,
- initiation of an incipient thumbnail shaped stable propagating ductile fracture at the notch root at  $T \geq T_i$  with subsequent unstable cleavage fracture,
- only stable propagating ductile fracture.

Based on experimental results and theoretical considerations, a transposition by material mechanics of results of impact tests to structures out of the same material is more likely to be possible on the basis of  $T_{gy}$  and  $T_i$  evaluated by instrumentation and fractographic analysis than by the conventional values of absorbed energy  $A_v$  and transition temperature  $T_{\ddot{u}}$ .

<u>Gliederung</u>	Seite
1. Einleitung	1
2. Grundsätzliches zum instrumentierten Schlagversuch	6
3. Aufbau und Leistungsfähigkeit der verwendeten Instrumentierung	9
4. Versuchsmaterial, Probenformen, Versuchsparameter	14
5. Ergebnisse und Analysen der Ergebnisse instrumentierter Versuche bei quasistatischer und schlagartiger Beanspruchung	15
5.1 Nennspannungen	15
5.2 Globale Constraint-Wirkung	17
5.3 Bruchvorgänge; lokaler Constraint	23
5.3.1 Bereich I ; Niederspannungsbruch	29
5.3.2 Bereich II; Spaltbruch nach Erreichen des vollplastischen Zustandes	31
5.3.3 Bereich III; duktiler Bruch und Spaltbruch	35
5.3.4 Bereich IV; rein duktiler Bruch	42
6. Zusammenfassung und Schlußfolgerungen	43

<u>Contents</u>	Page
1. Introduction	1
2. Basic points concerning the instrumented impact test	6
3. Configuration and performance of the instrumentation used	9
4. Test material, specimen shapes, test parameters	14
5. Results and analysis of the results of instrumented tests under quasistatic and impact-type loading conditions	15
5.1 Nominal stresses	15
5.2 Overall constraint effect	17
5.3 Fracture processes; local constraint	23
5.3.1 Range I; low stress brittle fracture	29
5.3.2 Range II; cleavage fracture after general yield	31
5.3.3 Range III; ductile and cleavage fracture	35
5.3.4 Range IV; ductile fracture only	42
6. Summary and conclusion	43



Formelzeichen

a	Kerb(Riß)tiefe
a <sub>s</sub>	Tiefe des duktilen Anrisses
b	Abstand des Spaltbruch-Nukleus vom Kerbgrund
c	Probensteifigkeit
f	Probendurchbiegung
k <sub>f</sub>	Formänderungsfestigkeit (plastisch)
l	Auflagerabstand
t	Zeit
v	Geschwindigkeit
A <sub>v</sub>	Kerbschlagarbeit
A <sub>5</sub>	Bruchdehnung
B	Probendicke
C	dickenbedingter "Constraint"
F	Kraft, Schlagkraft
K <sub>I</sub>	Spannungsintensitätsfaktor (Mode I)
K <sub>ε</sub>	Dehnungskonzentrationsfaktor (Formzahl Dehnung)
K <sub>σ<sub>p</sub></sub>	plastischer Spannungskonzentrationsfaktor
L	kerbbedingter "Constraint"
M	Moment
R <sub>e</sub>	Streckgrenze
R <sub>p0,2</sub>	0,2 %-Dehngrenze
R <sub>m</sub>	Zugfestigkeit (auch σ <sub>u</sub> )
T	Temperatur
W	Probenhöhe
Z	Brucheinschnürung
ε	konventionelle Dehnung
ε̇	Dehngeschwindigkeit
ν	Schwingfrequenz
ρ	Kerbrundungsradius
σ	Spannung
σ <sub>xx</sub>	} Normalspannungen in x,y,z-Richtung
σ <sub>yy</sub>	
σ <sub>zz</sub>	

Notation

a	notch (crack) depth
a <sub>s</sub>	depth of incipient ductile crack
b	distance of cleavage fracture nucleus from the root of the notch
c	specimen rigidity (spring rate)
f	deflection of specimen
k <sub>f</sub>	yield strength (plastic)
l	distance between supports
t	time
v	velocity
A <sub>v</sub>	notch-impact energy absorbed
A <sub>5</sub>	elongation at fracture
B	specimen thickness
C	thickness-related constraint
F	force, impact force, load
K <sub>I</sub>	stress intensity factor (mode I)
K <sub>ε</sub>	strain concentration factor
K <sub>σ<sub>p</sub></sub>	plastic stress concentration factor
L	notch-related constraint
M	moment
R <sub>e</sub>	yield point
R <sub>p0.2</sub>	0.2 % proof stress
R <sub>m</sub>	ultimate tensile strength (also σ <sub>u</sub> )
T	temperature
W	specimen width
Z	reduction of area at fracture
ε	conventional strain
ε̇	velocity of strain
ν	vibration frequency
ρ	radius of notch curvature
σ	stress
σ <sub>xx</sub>	} normal stresses in x,y,z direction
σ <sub>yy</sub>	
σ <sub>zz</sub>	

$\sigma_f$	Netto-Bruchspannung
$\sigma_{fc}$	Spaltbruchspannung
$\sigma_{gy}$	Netto-Nennspannung bei "General Yield"
$\sigma_{Koll}$	Kollapsspannung
$\sigma_v$	Vergleichsspannung (v. Mises)
$\sigma_y$	Fließgrenze
$\tau$	Periodendauer einer Schwingung
$\varphi$	logarithmische Formänderung
$\varphi_v$	Vergleichsformänderung
$\omega$	halber Kerböffnungswinkel

$\sigma_f$	net fracture stress
$\sigma_{fc}$	cleavage fracture stress
$\sigma_{gy}$	net nominal stress at "general yield"
$\sigma_{Koll}$	collapsing stress
$\sigma_v$	equivalent stress (von Mises)
$\sigma_y$	yield stress
$\tau$	period of an oscillation
$\varphi$	logarithmic deformation
$\varphi_v$	equivalent deformation
$\omega$	notch half-angle

### Indizes

① ... ④	Punkte im Schlagkraft-DurchbiegungsDiagramm; s. Schema <u>Bild 1</u> .
e	Wert bei völligem Probenbruch
el	elastisches Werkstoffverhalten
pl	plastisches Werkstoffverhalten
gy	"General Yield"; Wert bei gerade vollplastischem Querschnitt
i	Wert bei Rißinitiiierung
inst	Wert bei Rißinstabilität
f	Wert bei Bruch
k	Wert für eine gekerbte Probe
stat	quasistatisch ermittelter Wert
Schlag	unter Schlagbedingungen ermittelter Wert

### Indices

① ... ④	points in the impact force - deflection diagram; see schematic representation in <u>fig. 1</u> .
e	value at complete fracture of specimen
el	elastic behaviour of material
pl	plastic behaviour of material
gy	"general yield"; value for just fully plastic cross-section
i	value at crack initiation
inst	value at crack instability
f	value at fracture
k	value for a notched specimen
stat	quasistatically determined value
Schlag	value determined under impact conditions

## 1. Einleitung

Beim herkömmlichen Kerbschlagversuch wird eine integrale Energiegröße in Form der verbrauchten Schlagarbeit  $A_v = \int_0^{f_e} F(f) \cdot df$  gewonnen.\*) Der Verlauf dieser Größe in Abhängigkeit von der Versuchstemperatur gestattet zwar vergleichende und eingruppierende Aussagen über die Sprödbbruchsicherheit z.B der Stahlwerkstoffe; eine auch nur empirische Übertragung der Schlagarbeit oder der Temperatur  $T_{\ddot{u}}$  des Überganges von der Hoch- zur Tieflage der Kerbschlagarbeit auf die Sprödbbruchtemperatur von werkstoffgleichen statisch belasteten Bauteilen ist ohne entsprechende Bauteilversuche nicht möglich. - Auf den früher üblichen Bezug der Kerbschlagarbeit auf die Kerbquerschnittsfläche wird heute zunehmend verzichtet, da im Bereich der Hochlage die Kerbschlagarbeit mit der dritten Potenz der Probenabmessungen und somit mit dem verformten Volumen zunimmt, und nur im Bereich der Tieflage mit der zweiten Potenz, d.h. mit der Kerbquerschnittsfläche /1/.

Zusätzliche Aussagen zum Werkstoffverhalten wie auch über den werkstoffmechanischen Mechanismus von Bruchvorgängen überhaupt werden dagegen vom instrumentiert geführten Kerbschlagversuch in Kombination mit einer eingehenden fraktographischen Auswertung erwartet. Die Verwendung einer kleinen und billigen Probe wie der Kerbschlagprobe hat Vorteile gegenüber anderen, wesentlich aufwendigeren Versuchen. So ist mit dieser auch seit langem in die Regelwerke eingeführten Probe eher eine Parameter-Studie möglich, als mit größeren Prüfständen.

---

\*) Bedeutung der Formelzeichen siehe gesonderte Zusammenstellung.

## 1. Introduction

In the conventional notched-bar impact test, an integral quantity of energy is obtained as impact energy absorbed  $A_v = \int_0^{f_e} F(f) \cdot df$ .\*) Although changes in this parameter in relation to testing temperature allow conclusions to be drawn with regard to comparisons and classifications of materials such as steel in respect of resistance to brittle fracture, it is not possible to transpose the impact energy or the high to low impact energy transition temperature  $T_{\ddot{u}}$  - even empirically - to the brittle fracture temperature of statically loaded components of equivalent materials without appropriate component tests. It is less usual nowadays - as was once standard practice - to relate notched-bar impact energy to the cross-sectional area of the notch, since in the upper range impact energy increases as the third of the specimen dimensions, thus increasing with the deformed volume, and increases as the second power only in the lower range i.e. with the cross-sectional area at the notch /1/.

Additional information on material behaviour and on the material property-related mechanism of fracture processes in general, on the other hand, is supplied by the instrumented notched-bar impact test in combination with a detailed fractographic analysis. The use of a small, cheap specimen such as the notched bar has advantages over other considerably more expensive test procedures. This test, which has in any case been a standard element in control and inspection

---

\*) For the meaning of the symbols, see separate list.

Über die nominale Erhöhung der Verformungsgeschwindigkeit beim Schlagversuch hinaus wird durch die durch die Formänderungskonzentration im Kerbquerschnitt bewirkte weitere Erhöhung der örtlichen Formänderungsgeschwindigkeit und die damit zusätzlich erhöhte Fließspannung die verformungsbehindernde Wirkung der Kerbflanken (Constraint-Wirkung) erhöht. Insgesamt wirkt sich das so aus, daß die für eine Probenversprödung maßgeblichen Vorgänge bei höheren, versuchstechnisch einfacher darzustellenden Temperaturen ablaufen, als bei quasistatischer Beanspruchung derart kleiner Proben. Das hat dazu geführt, daß zahlreiche Untersuchungen durchgeführt wurden mit dem Ziel, gerade mit Hilfe dieses einfachen Versuches und einer zusätzlichen Instrumentierung weitergehende Aussagen zu ermöglichen.

Das Ziel der Instrumentierung ist die Ermittlung von Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagrammen  $F(f)$ , auch bei unterschiedlichen Temperaturen. In Bild 1, I ... IV, sind die vier z.B. bei Stahl mit ferritischem Grundgefüge zu erwartenden Diagramm-Typen schematisch dargestellt. Bei Vorliegen dieser Diagramme ist es auch möglich, Fließgrenze  $\sigma_y$  (entspricht  $R_e$  bzw.  $R_{p0,2}$ ) bzw. Fließspannung  $k_f$  einerseits und die bis zum instabilen Rißfortschritt mögliche plastische Probenverformung  $f_3$  andererseits in ihrem Einfluß auf die verbrauchte Gesamtenergie  $A_v$  zu trennen. Ohne diese zusätzliche Aussage erscheinen hochfeste Werkstoffe geringerer Duktilität und niederfeste hoher Duktilität mit jeweils gleicher Zähigkeit (Schlagarbeit).

procedure for some time, lends itself more readily to a parameter study than tests involving larger specimens.

The deformation-inhibiting effect of the notch sides (constraint effect) is increased beyond the nominal increase in deformation velocity in the impact test by the further increase in local deformation velocity, caused by the strain concentration in the notch cross-section, and the accompanying additional increase in yield stress. The significance of this altogether is that the processes determining specimen embrittlement take effect at higher temperatures - which can be more easily represented by appropriate testing techniques - than under the quasistatic loading condition of small specimens of this type. Consequently, a large number of investigations have been conducted with the aim of providing more detailed information using this simple test and additional instrumentation.

The purpose of the instrumentation is to provide impact load - deflection diagrams  $F(f)$  for different temperatures. The four diagram types to be expected, for example, for steels with a basic ferritic structure are shown schematically in fig. 1, I ... IV. Where these diagrams are available, it is also possible to separate the influence, on the one hand, of yield point  $\sigma_y$  (corresponding to  $R_e$  or  $R_{p0.2}$ ) or yield stress  $k_f$  and, on the other hand, of plastic specimen deformation  $f_3$ , which may be sufficient for unstable crack propagation, on total energy absorbed  $A_v$ . Without this additional information, highstrength materi-

- ① : Beginn des allgemeinen Fließens ("General Yield", Index gy)
- ② : Einsetzen eines stabilen (langsamen) Rißfortschritts (Initiation, Index i)
- ③ : Einsetzen eines instabilen (schnellen) Rißfortschritts ("Fracture", Index f bzw. inst.)
- ④ : Stop des instabilen Rißfortschritts

$$A_v \approx A_{v1} + A_{v2} \text{ Verbrauchte Schlagarbeit}$$

- ① : Commencement of general yield (index gy)
- ② : Initiation of stable (slow) crack propagation (index i)
- ③ : Initiation of unstable (rapid) crack propagation ("fracture": index f, or German "instabil": index inst.)
- ④ : End of unstable crack propagation

$$A_v \approx A_{v1} + A_{v2} \text{ impact energy absorbed (Arbeit, verbraucht)}$$

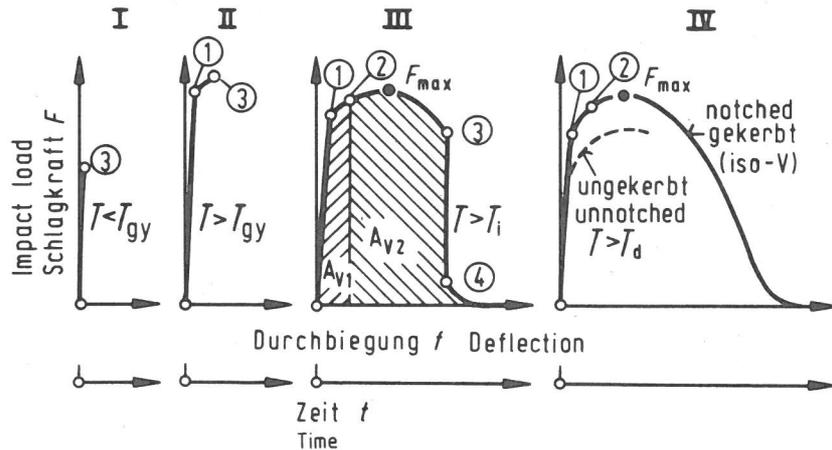


Bild 1

Typische Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramme; schematische Darstellung; Temperatur

$$T_I < T_{II} < T_{III} < T_{IV}$$

Fig. 1

Typical impact load - deflection diagrams; schematic representation; temperature

$$T_I < T_{II} < T_{III} < T_{IV}$$

Läßt man bei den weiteren Betrachtungen die anteilmäßig zumindest bei den Diagrammtypen III und IV (Bild 1) vernachlässigbar kleinen elastischen, d.h. rückgewinnbaren Schlagenergieanteile unberücksichtigt, so kann die verbrauchte Gesamtenergie  $A_v$  nach dem in Bild 1, III, dargestellten Schema in

- den Anteil  $A_{v1}$  zum Einsetzen eines stabilen Rißfortschritts und
- den zusätzlichen Anteil  $A_{v2}$  bis zum Einsetzen eines instabilen Rißfortschritts

aufgeteilt werden, /2, 3, 4/, wobei allerdings die Festlegung der Deformation  $f_2$  bei Entstehung des stabilen Risses anhand des Schlagkraftmaximums  $F_{max}$  zu gro-

als of low ductility and low-strength materials of high ductility appear to show the same degree of toughness (impact energy).

If we ignore in our further consideration the - at least in diagram types III and IV (fig. 1) - negligibly small elastic, i.e. recoverable, part of impact energy, total energy  $A_v$  can be subdivided, in accordance with the schematic representation of fig. 1, III, into

- the portion  $A_{v1}$  up to initiation of stable crack propagation and
- the additional portion  $A_{v2}$  up to the initiation of unstable crack propagation

Ben Fehlern führen kann (vergl. dazu Abschnitt 5).

Aus dem ersten Anteil könnte mit den Quotienten  $A_{v1}/\sigma_y$  bzw.  $A_{v1}/k_f$  auf die Größe  $f_2$  der plastischen Durchbiegung bei Entstehung eines Schubanrisses geschlossen werden, der bei festgelegten Proben- und Kerbabmessungen dann eine bestimmte Plastizierung im Kerbgrund und damit die Duktilität des Werkstoffes zugeordnet werden kann. - Der zweite Anteil  $A_{v2}$  ist kennzeichnend für den Energiebedarf während des anschließenden stabilen Reißfortschrittes ("Tearing").

Weitere über den konventionellen Kerbschlagbiegeversuch hinausgehende Aussagen können mittels einer Instrumentierung über die kerbbedingte Erhöhung der Probenfließgrenze (Constraint-Wirkung, Bild 1, IV) gemacht werden, und zwar im einzelnen über

- die Einwirkung einer erhöhten Prüfschwindigkeit
- den Temperatureinfluß und
- den Verformungseinfluß

auf diesem Effekt. Bei bekannter Constraint-Wirkung /5, 6, 7/ kann andererseits mit einem sinnvollen Ansatz für den Spannungs-Verformungs-Zusammenhang des Werkstoffes auch auf dessen dynamische Fließgrenze geschlossen werden.

Alle hier aufgezählten zusätzlichen, sich aus einer Instrumentierung ergebenden Größen sind besonders in Abhängigkeit von der Temperatur T interessant. Als besonders signifikante Ereignisse gelten dabei

- das Auftreten eines gerade vollplastischen Kerbquerschnittes ("General Yield", Index gy)

/2, 3, 4/, although it should be noted that the determination of deformation  $f_2$  for the initiation of a stable crack using maximum impact load  $F_{max}$  can be a source of considerable error (cf. section 5).

From the first portion, the quotients  $A_{v1}/\sigma_y$  or  $A_{v1}/k_f$  could be used to determine the quantity  $f_2$  of plastic bending at initiation of a shear crack to which a certain plasticization in the notch root and hence the ductility of the material can be assigned for known specimen and notch dimensions. The second portion  $A_{v2}$  is characteristic of the energy requirement during subsequent stable crack propagation (tearing).

Further information going beyond the limits of the conventional notched-bar impact test can be obtained with the use of instrumentation regarding the notch-related raising of the specimen yield point (constraint effect, fig. 1, IV); this information relates specifically to

- the effect of an increase in test velocity
- the influence of temperature, and
- the influence of deformation

on this effect. Also, where the constraint effect is known /5, 6,7/ and where a convenient assumption can be made regarding the stress-strain relation of the material, its dynamic yield point, can be determined.

All the additional parameters indicated here, which are obtained through instrumentation, are of particular interest in relation to temperature T. Particularly

- das Entstehen eines (stabil fortschreitenden) duktilen Anrisses im Kerbgrund ("Initiation", Index i).

Die jeweils dem erstmaligen Vorliegen dieser Ereignisse zugeordneten Temperaturen  $T_{gy}$  und  $T_i$  sowie die  $T_i$  zugeordnete Probendeformation  $f_{2i}$  sind Kernpunkte der weiteren Betrachtungen. - Beim gerade vollplastischen Querschnitt durchsetzt plastisches Fließen ausgehend vom Kerb (oder auch einer anderen Störstelle) völlig den Probenquerschnitt innerhalb begrenzter Fließbereiche (z.B. Fließlinien). Dabei liegen diese Fließbereiche zumeist nicht im Kerbquerschnitt (Ligament), sondern erstrecken sich auch auf benachbarte Bereiche.

Durch eine sinnvolle Kombination des instrumentierten Versuches mit fraktographischen Untersuchungen /8/ können darüberhinaus wertvolle Hinweise auf

- den eigentlichen Bruchablauf gewonnen werden, der durch die Reihenfolge der Entstehung von Spaltbruch und duktilem Bruch, durch das Fortschreiten der unterschiedlichen Brucharten und durch den Instabilitätspunkt für den Schlagkraftverlauf zu beschreiben ist, sowie
- die nominelle und unter bestimmten Voraussetzungen auch die örtlich größte Normalspannung bei Auftreten spaltflächigen Bruches abgeschätzt werden.

Die an Kerbschlagproben zu beobachtenden Vorgänge während des Bruchablaufes sind in vielen Fällen prinzipiell auch beim Bruch größerer Proben oder großer Bauteile zu erwarten. Auch somit können instru-

- significant events in this connection are
- the occurrence of a just fully plastic notch cross-section (general yield, index gy)
- the initiation of a ductile crack (with stable propagation) at the notch root (initiation, index i).

Temperatures  $T_{gy}$  and  $T_i$ , and the specimen deformation  $f_{2i}$  attributed to  $T_i$ , which are assigned to the first occurrence of these events are focal points for the considerations which follow. In the case of the just fully plastic cross-section, plastic yield proceeding from the notch (or another discontinuity) completely pervades the cross-section of the specimen within limited zones of flow (e.g. flow lines). These zones do not usually lie within the notch cross-section (ligament), but also extend to neighbouring fields.

In addition, by a judicious combination of the instrumented test with fractographic investigations /8/, valuable indications can be obtained

- on the actual progress of the fracture, which is described by the sequence in which brittle fracture and ductile fracture are initiated, by the mode of propagation of the different types of fracture and by the point of instability in the impact load signal.
- The nominal and, under certain conditions, the locally maximum normal stress at the occurrence of cleavage fracture can also be estimated.

The processes which can be observed in notched-bar impact specimens as fracture

mentierte Kerbschlagversuche wertvolle Beiträge zur Erforschung der Sicherheit von Konstruktionen liefern.

In der vorliegenden Arbeit werden schwerpunktmäßig die Vorgänge im üblichen Anwendungsbereich des Kerbschlagversuches, d.h. nach Erreichen des vollplastischen Kerbquerschnitts untersucht. Dem gerade vollplastischen Querschnitt bei  $T_{gy}$  entspricht erfahrungsgemäß eine nur sehr geringe Kerbschlagarbeit in der Größe  $A_v < 10 \text{ J}$ ; d.h. bei Temperaturen  $T \leq T_{gy}$  befindet man sich in der extremen Tieflage der  $A_v$ -T-Kurve. Bruchvorgänge aus dem elastischen Deformationsbereich der Proben heraus, die besonders für die Ermittlung dynamischer Bruchzähigkeitswerte ( $K_{Id}$ ) von Interesse sind, werden hier nur der Vollständigkeit halber angeführt.

## 2. Grundsätzliches zum instrumentierten Schlagversuch

Unabhängig von der Art der Instrumentierung und im Prinzip ähnlich wie auch bei statischen Versuchen sind bei solchen Werkstoffen, die ein Umschlagen des Bruchmechanismus vom duktilen (wabenhöförmigen) zum kristallinen (spaltflächigen) Typ und damit auch einen ausgeprägten Zähigkeitsübergang zeigen, die Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramme in vier Grundtypen einzuteilen (Bild 1):

takes place are in many cases also likely to occur, in principle, in the fracturing of larger specimens or large components. Thus instrumented notched-bar tests can also supply valuable contributions to research on the safety of structures.

In the present project, investigation has been concentrated on processes taking place in the usual range of application of the notched-bar impact test, i.e. after the fully plastic notch cross-section has been attained. Experience shows that a very small amount of impact energy - of the order of  $A_v < 10 \text{ J}$  - corresponds to the just fully plastic cross-section at  $T_{gy}$ ; in other words, at temperatures  $T \leq T_{gy}$  we are dealing with the very low shelf of the  $A_v$ -T curve. Fracturing processes from the elastic deformation range of the specimens, which are of particular interest in the determination of dynamic fracture toughness values ( $K_{Id}$ ), are only indicated here for the sake of completeness.

## 2. Basic points concerning the instrumented impact test

Irrespective of the type of instrumentation used and, in principle, as in other static tests, impact force - deflection diagrams for those materials the fracture mechanism of which changes from the ductile (fibrous) to the crystalline (cleavage) type and hence show a distinct toughness transition can be grouped into four basic types (fig. 1):

- |   |   |
|---|---|
| <p>I. Instabiler Rißfortschritt aus dem elastischen Bereich heraus, d.h. ohne Erreichen des vollplastischen Kerbquerschnittes; dabei liegt im Kerbgrund bereits eine plastische Zone vor.</p> <p>II. Instabiler Rißfortschritt nach Erreichen des vollplastischen Kerbquerschnittes.</p> <p>III. Instabiler Rißfortschritt nach Erreichen des vollplastischen Kerbquerschnittes und nach einem stabilem Rißfortschritt (Wabenbruch);</p> <p>IV. Nur stabiler Rißfortschritt nach Erreichen des vollplastischen Kerbquerschnittes.</p> | <p>I. Unstable crack propagation from the elastic range, i.e. without attaining the fully plastic notch cross-section; a plastic zone is already present in this case in the notch root.</p> <p>II. Unstable crack propagation after attainment of the fully plastic notch cross-section.</p> <p>III. Unstable crack propagation after attainment of the fully plastic notch cross-section and after stable crack propagation (fibrous fracture);</p> <p>IV. Only stable crack propagation after attainment of the fully plastic notch cross-section.</p> |
|---|---|

Schwierigkeiten bei der Auswertung dieser Diagramme sind durch zahlreiche dynamische Vorgänge bedingt, die sich als Beschleunigungsstoß (sog. "inertial peak") und als überlagerte Schwingungen darstellen, siehe Bild 2. Das "Wegdämpfen" dieser Vorgänge im elektronischen Teil der Meßkette kann dabei zu drastischen Verfälschungen der zu beobachtenden Signale führen /9/.

Während die Entnahme signifikanter Kraft- und Verformungswerte nach Erreichen des vollplastischen Kerbquerschnitts ("General-Yield"; II, III u. IV in Bild 1) keine nennenswerte Schwierigkeit macht, ist die Auswertung des Diagramm-Typs I nicht unproblematisch. Da gerade in diesem Bereich des Niederspannungsbruches dynamische Bruchmechanikwerte ( $K_{Id}$ ) an Kleinproben mit Kerb oder Schwingungsanriß ermittelt werden, liegen zahlreiche Vorschläge zur Auswertung dieses Diagrammtyps vor. Ist die beim Niederspannungs-

Difficulties in the evaluation of these diagrams arise from a variety of dynamic processes which manifest themselves in an inertial peak and in superimposed vibrations (see fig. 2). The "damping out" of these processes in the electronic part of the measurement system can lead to drastic misrepresentations of the signals to be interpreted /9/.

While no major difficulties are encountered in obtaining significant values for load and deformation after the attainment of the fully plastic notch cross section (general yield; II, III and IV in fig. 1), the evaluation of diagram type I is not without problems. Since precisely in this range of low-stress brittle fracture, fracture mechanics values ( $K_{Id}$ ) are determined on small specimens with a notch or incipient fatigue crack, a large number of proposals exist for the evaluation of this diagram type. If the very short time to failure  $\Delta t_f$  in low-stress brittle fracture can be determined with

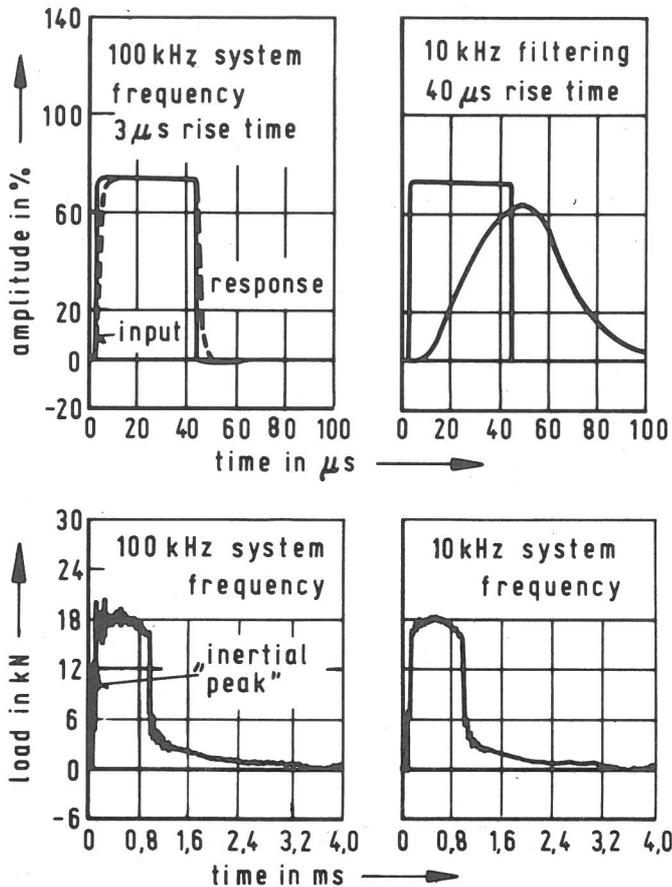


Bild 2

Einfluß der Grenzfrequenz der Kraftmeßkette auf das Schlagkraft-Zeit-Diagramm (unten). Wiedergabe eines simulierten Rechtecksignals durch die Meßkette (oben).

Fig. 2

Influence of the limited frequency response of the load measurement system on the impact load - time diagram (below). Reproduction of a simulated squarewave by the instrument system (above).

bruch sehr kurze Zeit bis zum Bruch  $\Delta t_f$  sicherer zu bestimmen als die Kraft selbst, so soll unter der Voraussetzung nahezu konstant bleibender Schlaggeschwindigkeit  $v(t) = v_0^*$  mit der Nachgiebigkeit  $C_{ges}$  (Compliance) des gesamten Systems Hammer-Probe-Auflager die Bruchkraft zu  $F_f = F_{(3)} = 1/C_{ges} \cdot v_0 \Delta t_f$  bestimmt werden können /10, 11/, wobei für die Ermittlung der dazu erforderlichen System-Compliance mehrere Verfahren vorgeschlagen werden /10/. - Der Verlauf des Schlagkraft-Signals hängt gerade in diesem Bereich drastisch von den Prüfbedingungen ab. Nicht nur die Schlaggeschwindigkeit sondern auch die Alternative "ruhende Probe am Widerlager - bewegte Probe am Pendelhammer" beeinflussen die dynami-

greater certainty than the load itself, is should be possible, assuming virtually constant impact velocity  $v(t) = v_0^*$ , to determine the load at fracture as  $F_f = F_{(3)} = 1/C_{ges} v_0 \Delta t_f$ ,  $C_{ges}$  being the compliance of the entire hammer-specimen-support system /10, 11/; several procedures are proposed for the determination of the system compliance required /10/. The course of the impact load signal, particularly in this area, depends to a considerable extent on the testing conditions. Not only impact velocity but also the alternatives "resting specimen on support - moving specimen on pendulum hammer" influence the dynamic effects /9, 12/ and hence also the scope for evaluation to supply information from a frac-

\*) Auftreffgeschwindigkeit  $v_0$  zumeist 5,5 m/s

\*) usually 5,5 m/s

schen Effekte /9, 12/ und damit auch die Auswertbarkeit für Aussagen im Sinne der Bruchmechanik. Schattenoptische Untersuchungen (Kaustikenverfahren) an größeren rißbehafteten Biegeproben aus Kunstharz ergaben, daß sich bei Nichtbeachten von Trägheitseffekten die tatsächlich wirksamen Spannungsintensitäten an der Rißspitze in diesem Bereich nicht aus den Hammerkräften ableiten lassen /13/.

Beschränkt man die Aussage des instrumentierten Kerbschlagversuches aber schwerpunktmäßig auf den für den üblichen Kerbschlagversuch relevanten Temperaturbereich  $T > T_{gy}$ , d.h. auf Zeiten  $t \geq t_{\text{①}} = t_{gy}$  (Bild 1) vom Erreichen des vollplastischen Kerbquerschnittes an, so ist auch die im Schrifttum /14/ angegebene konservative Bedingung  $t \geq 3\tau$  für den Zeitpunkt, von dem ab eine zuverlässige Erfassung der Schlagkräfte möglich sein soll, zumeist erfüllt;  $\tau$  ist dabei die Periodendauer der an der Schlagfinne gemessenen Proben-schwingungen. Damit können bei Beachten weiterer Kriterien für die Leistungsfähigkeit der Kraftmeßkette /14/, s. auch Abschn. 3, sichere Schlagkraftwerte für die Werkstoffbeurteilung im plastischen Bereich gewonnen werden. Die Kraftwerte bei  $T < T_{gy}$  können dann allenfalls als Näherungswerte gelten.

### 3. Aufbau und Leistungsfähigkeit der verwendeten Instrumentierung

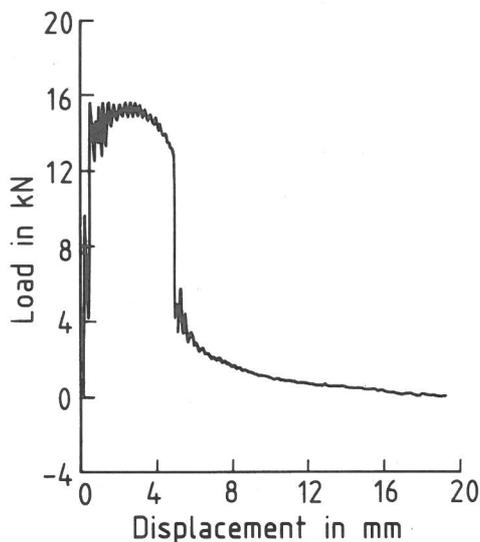
Die verwendete Instrumentierung zur Ermittlung des Kraft-Durchbiegungsdiagramms und des Schlagenergieverlaufs (Bild 3) beruht abweichend vom heute üblichen Vorgehen auf dem Einsatz nur e i n e r Meßke-

ture mechanics angle. Shadow-optical investigations (caustic methods) on larger cracked bend specimens of synthetic resin have shown that, where inertia effects are not taken into consideration, the stress intensities effectively acting at the crack tip in this range cannot be deduced from the hammer forces /13/.

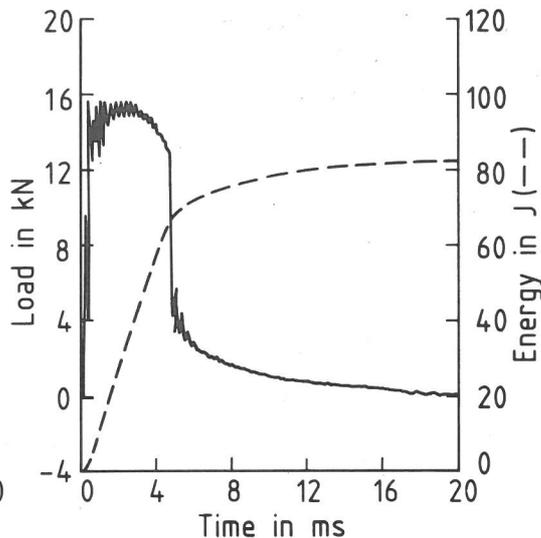
If, however, the information obtained from the instrumented notched-bar impact test is related exclusively to the temperature range of relevance to the conventional notches-bar impact test  $T > T_{gy}$ , i.e. to times  $t \geq t_{\text{①}} = t_{gy}$  (fig. 1) from the attainment of a fully plastic cross-section, the conservative condition given in the literature /14/  $t \geq 3\tau$  for the point in time from which it should be possible to record impact loads reliably is usually fulfilled;  $\tau$  is then the period of specimen vibrations measured at the striking edge. Thus, if further criteria for the performance of the load measuring system are taken into consideration /14/ (see also section 3), reliable impact force values can be obtained for the evaluation of materials properties in the plastic range. The load values at  $T < T_{gy}$  will then be no more than approximation values.

### 3. Configuration and performance of the instrumentation used

The instrumentation used for plotting the load deflection diagram and the curve of impact energy (fig. 3) departs from the procedure which is usual today in that it depends upon the use of only one measure-



Material: A50



Energy: 82.2-300 J/temp.: -10 Grd  
BAM-1.21 23.7.80

Bild 3

"Computer Plotting" für einen instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch

te für die Schlagkraft. Die Ermittlung der Probendurchbiegung erfolgt nach dem Grundgesetz der Dynamik aus der der Schlagkraft proportionalen Beschleunigung der Hammermasse und zweifacher numerischer Integration des Beschleunigungs-Zeitverlaufes. Gegenüber der Verwendung einer zusätzlichen Wegmeßkette entfallen damit solche Probleme, die aus der meßtechnischen Erfassung kleiner und kleinster Probendurchbiegungen sowie aus der Anpassung möglicherweise unterschiedlichen Laufzeitverhaltens der Signale in zwei Meßketten resultieren.

Zur genauen Registrierung der bis in den  $\mu$ s-Bereich hinabreichenden dynamischen Vorgänge beim Kerbschlagbiegeversuch ist das Frequenzverhalten der verwendeten Meßeinrichtungen zu beachten. Ausgehend von im statischen Biegeversuch ermittelten Steifigkeiten  $c$  üblicher Kerbschlagproben und der Schlaggeschwindigkeit  $v_0$

Fig. 3

Computer plots for an instrumented notch-impact bend test.

ment circuit i.e. the channel for the impact load. Specimen deflection is determined in accordance with the fundamental law of dynamics from the acceleration of the hammer mass, proportional to the impact force, and the double numerical integration of the acceleration - time relationship. Problems, which arise from the measurement and recording of small and minute deflections of specimens and from the adaptation of possibly different signal transit times in two measuring channels are thus eliminated.

In order to record the dynamic processes taking place in the notched-bar impact test down into the  $\mu$ s range, the frequency response of the measurement equipment used has to be taken into account. Proceeding on the basis of rigidity values  $c$  (spring rate) for conventional notch impact specimens and impact velocity  $v_0$ , theoretical times of increase

ergeben sich für Schlagkräfte  $F_A$  theoretische Anstiegszeiten

$$t_A \approx \frac{F_A}{c \cdot v_0} \quad (1)$$

Bei Schlagkräften bis zum Einsetzen vollplastischer Probenverformung in der Größenordnung 10 kN und einer Schlaggeschwindigkeit  $v_0 = 5,5$  m/s ergeben sich dann theoretische Anstiegszeiten der Kraft im elastischen Verformungsbereich der Proben in der Größenordnung von nur 20  $\mu$ s.

Sollen auch die durch die mechanischen Schwingungen von Probe, Hammer und Auflager beim Schlagversuch entstehenden schnellen Änderungen der Kraftamplitude erfaßt werden, so sind bei der Kraftaufzeichnung Anstiegszeiten  $t_A \leq 5$   $\mu$ s zu berücksichtigen. Unter der vereinfachenden Betrachtung eines Dreiecksignals als Kraftverlauf bedeutet dies eine erforderliche obere Grenzfrequenz der Kraftmeßkette  $f_0 = 1/2t_A = 100$  kHz.

Bild 4 zeigt das Blockschaltbild der verwendeten Instrumentierung. Die Schlagkraftmessung erfolgt mit Dehnungsmeßstreifen (DMS) an der als Dynamometer ausgebildeten Hammerfinne, Bild 5. Die Finne ist statisch bis zu  $F = 40$  kN kalibriert. Mit Hilfe eines bei der Kalibrierung festgelegten Referenzsignals können Schlagkraftwerte simuliert werden, wodurch die Meßanlage jederzeit bequem überprüft werden kann.

Das beim Durchschlagen der Probe gemessene Kraftsignal gelangt über einen Differenzverstärker mit einer oberen Grenzfrequenz

$$t_A \approx \frac{F_A}{c \cdot v_0} \quad (1)$$

are obtained for impact forces  $F_A$ .

At impact forces up to the onset of fully plastic specimen deformation of the order of 10 kN and an impact velocity  $v_0 = 5.5$  m/s, the theoretical rise time for load in the elastic specimen deformation range are of the order of only 20  $\mu$ s.

If the rapid changes in force amplitude generated by the mechanical vibrations of specimen, hammer and support are also recorded, a rise time  $t_A \leq 5$   $\mu$ s must be taken into account in the frequency response of the load channel. With the simplified approach of using a triangular load signal, the upper limited frequency of the measurement system must be  $f_0 = 1/2t_A = 100$  kHz.

Fig. 4 is a block circuit diagram of the instrumentation used. The impact load is measured with strain gauges on the striking edge which has been adapted to form a dynamometer (fig. 5). The edge is statically calibrated up to  $F = 40$  kN. Impact load values can be simulated with the aid of a reference signal fixed during calibration, so that the measurement system can be conveniently checked at any time.

The load signal measured during the fracture of the specimen passes through a differential amplifier with an upper limited frequency of approx. 100 kHz at -1 dB amplitude attenuation to a transient recorder with a 5 MHz analog-digital converter. The device digitalizes the

Instrumentierter Kerbschlagbiegeversuch

Instrumented notch-impact bend test

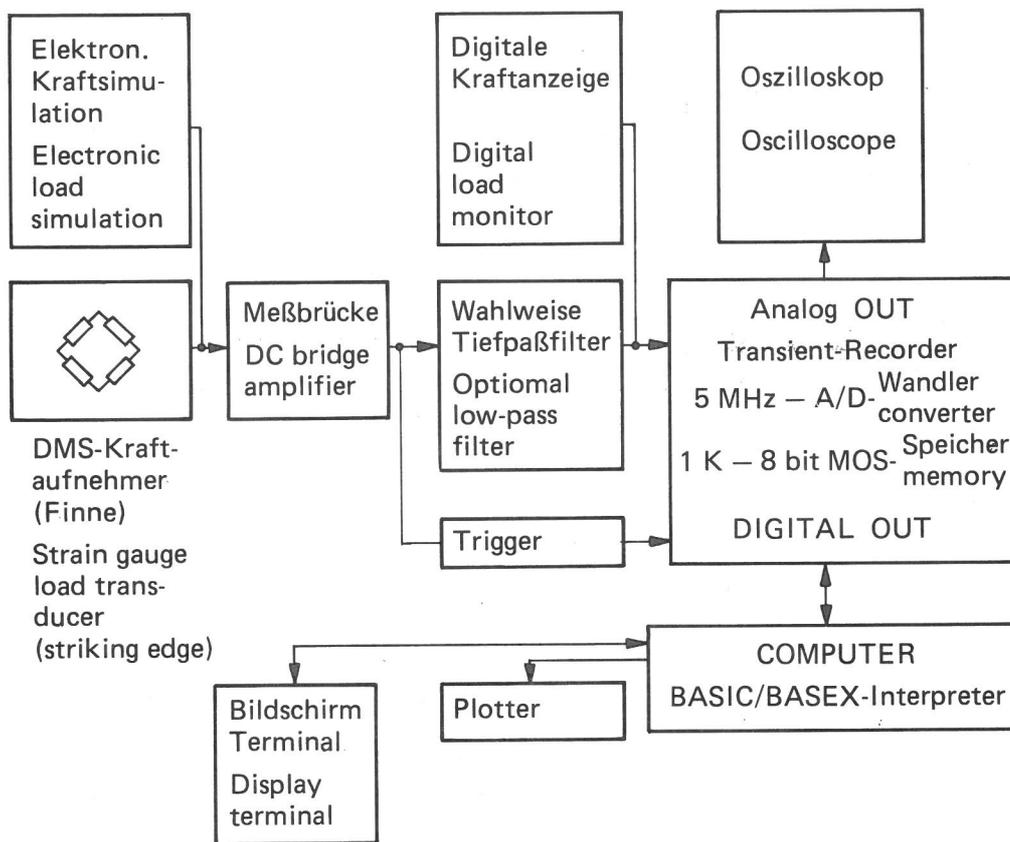


Bild 4  
Blockschaltbild einer rechnergestützten Instrumentierung des Kerbschlagbiegeversuches

Fig. 4  
Block circuit diagram of a computerized instrumentation system for the notch-impact bend test

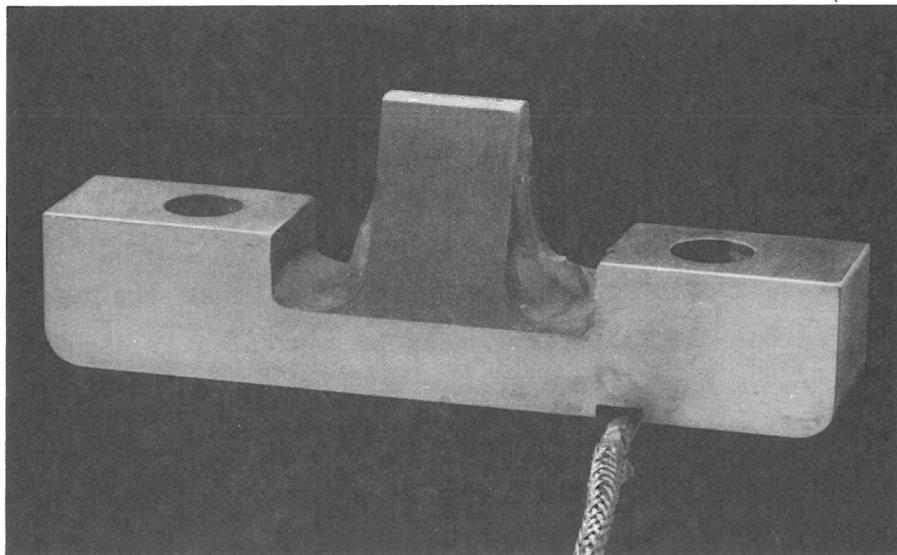


Bild 5  
Instrumentierte Hammfinne (ASTM) eines Pendelhammers

Fig. 5  
Instrumented knife edge (ASTM) of a pendulum hammer

quenz von ca. 100 kHz bei - 1 dB Amplitudenabfall in einen Transienten-Recorder mit einem 5 MHz Analog-Digital-Wandler. Das Gerät digitalisiert das eintreffende Analogsignal und speichert die Informationen für die Weiterverarbeitung mit dem angeschlossenen Rechner. Der verwendete Transienten-Recorder speichert 1024 Meßwerte (8 bit-Auflösung), die er in äquidistanten Schritten während eines der erwarteten Versuchsdauer angepaßten Zeitintervalles (0,1 ms...20 ms) aufnimmt. Die Meßwertregistrierung des Recorders startet nach Eintreffen eines Triggersignals, das mittels einer speziellen Triggereinrichtung aus dem Kraftsignal elektronisch abgeleitet wird; dadurch werden sonst übliche optische oder mechanische Startmarken am Pendelschlagwerk nicht benötigt. Wahlweise, zumeist bei verformungsreichen Proben, kann ein in der Grenzfrequenz einstellbares Tiefpaßfilter mit nicht überschwingendem Verhalten (Bessel/RC) vor den Eingang des Transienten-Recorders geschaltet werden. Die im Meßsignal enthaltenen Oberschwingungen können dadurch, so weit dies für die Übersichtlichkeit des Diagramms notwendig und vertretbar erscheint, gedämpft werden (Bild 2).

Nach Ablauf des Schlagversuches und Speicherung des Kraft-Zeitverlaufes kann dieser zur Darstellung auf einem x-y-Schreiber oder einem Kathodenstrahlzillographen ausgegeben werden, ohne daß dabei die im Recorder gespeicherte Information zerstört wird. Zur Ermittlung des Kraft-Durchbiegungs-Diagramms und des Schlagenergieverlaufes erfolgt die Eingabe der gespeicherten Information in den Rechner.

incoming analog signal and stores the information for further processing by the online computer. The transient recorder used stores 1024 measurement values (8 bit resolution), which it logs in equidistant steps during one of the time intervals adapted to the expected duration of the test (0.1 ms ... 20 ms). The recorder begins to record measurement values once a trigger signal has been received which is electronically derived from the load signal by a special trigger device. Therefore no optical or mechanical start marks are necessary on the pendulum hammer device which are otherwise usual. Optionally, usually in the case of specimens which undergo high deformation, a non-overshooting low-pass filter with adjustable cutoff frequency (Bessel/RC) can be inserted before the input of the transient recorder. The harmonic vibrations contained in the measurement signal can be attenuated by this means to the extent that it may appear necessary and justifiable in making the diagram easier to interpret (fig. 2).

When the impact test has been carried out and the load-time signal has been stored, the latter can be reproduced by an x-y recorder or a cathode-ray oscillograph without destruction of the information stored in the recorder. The stored information is fed into the computer in order to calculate the force - deflection diagram and the impact energy curve. The necessary calculations and diagram plotting are effected by means of programmes specially developed for the system described (Realtime-Basic).

Die Durchführung der erforderlichen Berechnungen und die Plotterausgabe der Diagramme erfolgt mit Hilfe von speziell für die beschriebene Anlage entwickelten Programmen (Realtime-Basic).

4. Versuchsmaterial, Probenformen, Versuchsparameter

Die vorangestellten Überlegungen wurden in einer größeren Anzahl von Versuchen auf Proben aus den in Tab. 1 a u. b aufgeführten und anhand der chemischen Zusammensetzung sowie der mechanischen Eigenschaften gekennzeichneten Stahlwerkstoffen angewendet.

Als Proben wurden normgerechte ISO-V-Proben (B = 10, W = 10, a = 2) sowie zum Vergleich auch ungekerbte Stäbe 10 x 8 mm<sup>2</sup> (B = 10, W = 8, a = 0) verwendet.

4. Test material, specimen shapes, test parameters

The investigations described above were carried out during the course of a considerable number of tests on specimens of the steels listed in tables 1 a and b, characterized by chemical composition and mechanical properties.

Standard ISO V-notched specimens (B = 10, W = 10, a = 2) and, for comparison, unnotched 10 x 8 mm<sup>2</sup> bars (B = 10, W = 8, a = 0) were used. The settings for supports (anvils) and application of load for both specimen shapes were in accor-

Tabelle 1a  
Chemische Zusammensetzung (in Gew.-%) des Versuchsmaterials

Table 1a  
Chemical composition (weight-%) of the materials

	C	Si	Mn	P	S	Al <sub>ges</sub>	N	Cr	Cu	Mo	Ni	Ti	V
St E 460	0,16	0,35	1,65	0,019	0,003	0,020	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	0,34	n.b.	0,17
St E 500	0,168	0,219	1,64	0,015	0,015	<0,010	n.b.	0,132	0,151	0,040	0,68	<0,003	0,187
C-Stahl C-Steel	0,20	0,18	0,63	0,013	0,012	n.b.	0,013	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.	n.b.

Tabelle 1b  
Mechanische Eigenschaften des Versuchsmaterials

Table 1b  
Mechanical properties of the materials

	R <sub>e</sub> bzw. R <sub>p0,2</sub> N/mm <sup>2</sup>	R <sub>m</sub> N/mm <sup>2</sup>	A <sub>5</sub> %	Z %	Erzeugnisform und Probenlage Product geometry and sampling
St E 460	473 ..... 491	604 ..... 632	26 ... 29	n.b.	Grobblech; 40 mm dick Querproben sheet metal; 40 mm, transverse
St E 500	546 ..... 550	709 ..... 711	22 ... 23	57 ... 58	Grobblech; 13,5 mm dick Längsproben sheet metal; 13,5 mm, longitudinal
C-Stahl C-Steel	340 ..... 375	536 ..... 566	29 ... 35	62 ... 67	Stangenmaterial 30 · 12 mm <sup>2</sup> Längsproben rod material 30 · 12 mm <sup>2</sup> , longitudinal

Die Auflager- und Krafteinleitungsbedingungen entsprachen bei beiden Probenformen den Vorschriften für den Kerbschlagversuch DIN 50 115 (2.75) bzw. ISO R 148 (60).

Zusätzlich zum Schlagversuch bei einer der üblichen Bauart der Pendelhämmer entsprechenden Auftreffgeschwindigkeit von  $v_0 = 5,5$  m/s wurden auch quasistatische Versuche in einer servohydraulischen Prüfmaschine bei einer Prüfgeschwindigkeit von  $v = 0,1$  mm/s durchgeführt. Auflager- und Krafteinleitungsbedingungen entsprachen dabei denen der Schlagversuche.

Haupt-Versuchsparameter bei allen Versuchen war die Prüftemperatur. Sie wurde im Bereich zwischen  $-140$  °C und  $+30$  °C in jeweils geeigneter Stufung variiert.

Für einen Teil der folgenden Überlegungen war auch die Kenntnis der Fließgrenze  $\sigma_y(T)$  bei unterschiedlichen Temperaturen erforderlich. Hierzu konnten die Ergebnisse von Zugversuchen mit Rundproben, 6 mm Durchmesser, die unter besonders biegemomentarmen Einspannbedingungen durchgeführt worden waren, herangezogen werden /15/.

## 5. Ergebnisse und Analyse der Ergebnisse instrumentierter Versuche bei quasistatischer und schlagartiger Beanspruchung

### 5.1 Nennspannungen

Bei Vorliegen von Kraft-Durchbiegungs-Diagrammen kann die Beurteilung des Werk-

dance with the requirements for the notched-bar impact test to DIN 50 115 (2.75) or ISO R 148 (60).

In addition to the impact test, applying an impact velocity  $v_0 = 5.5$  m/s, as obtainable with Charpy machines of conventional design, quasistatic tests were also carried out in a servohydraulic testing machine at a test velocity  $v = 0.1$  mm/s. The settings for supports and application of load in this case were the same as those for the impact tests.

The main parameter in all the tests was the testing temperature. It was varied in the range of  $-140$  °C to  $+30$  °C at intervals appropriate to each case.

For part of the subsequent investigations it was necessary to have knowledge of the yield stress  $\sigma_y(T)$  at different temperature  $T$ . For this purpose, use was made of the results of tensile tests on round specimens of 6 mm diameter, carried out under particularly low bending moment clamping conditions /15/.

## 5. Results and analysis of the results of instrumented tests under quasistatic and impact-type loading conditions

### 5.1 Nominal stresses

When load - deflection diagrams are available, the material can be evaluated on the basis not only of significant

stoffes nicht nur anhand signifikanter Kräfte sondern auch anhand von Nennspannungen erfolgen. Letzteres Vorgehen hat sogar, wie sich weiter unten zeigen wird, bestimmte Vorteile.

Die Ermittlung der Nennspannungen setzt die Aufnahme eines geeigneten Werkstoffmodells voraus. Die Erfahrung zeigt, daß die Annahme eines starr-idealplastischen Werkstoffes in allen Fällen, in denen der entscheidende Querschnitt vollplastisch ist, ausreichend repräsentative Ergebnisse liefert. Im vorliegenden Fall sollen die Nennspannungen auch für die teilplastischen Fälle im Niederspannungsbruchbereich  $F_{\text{③}} = F_f < F_{\text{①}} = F_{gy}$  zumindest als Näherung nach demselben Verfahren ermittelt werden.

Die Nennspannung (Nettospannung) bei plastischer Biegung ist dann bei rechteckigem oder quadratischem Probenquerschnitt

$$\sigma = \frac{1}{CL} \cdot \frac{M}{B(W-a)^2/4} = \frac{1}{CL} \cdot \frac{Fl/4}{B(W-a)^2/4} = \frac{1}{CL} \cdot \frac{Fl}{B(W-a)^2} \quad (2)$$

- mit F Schlagkraft  
 l Auflagerabstand (hier 42 mm)  
 B Probendicke, bei der ISO-V-Probe 10 mm  
 W Probenhöhe, bei ISO-V-Proben 10 mm  
 a Kerb(Riß)tiefe, bei der ISO-V-Probe 2 mm  
 C durch die Probendicke (B) bedingter Constraint-Faktor.  
 C = 1 beim Tresca-Fließkriterium  
 C =  $1 \dots 2/\sqrt{3}$  beim v. Mises-Fließkriterium, entsprechend einer Beanspruchung zwischen dem ebenen Spannungszustand (ESZ) und dem ebenen Verzerrungszustand (EVZ)  
 L kerbbedingter Constraint Faktor

Als Beurteilungskriterium sollen bei dieser Auswertung jeweils

- die Nennspannung  $\sigma_{\text{①}} = \sigma_{gy}$  bei gerade

forces but also of nominal stresses. The latter procedure, as will be shown below, has certain advantages.

A suitable material model is needed in order to determine the nominal stresses. Experience has shown that the assumption of a rigid-ideally plastic material supplies sufficiently representative results in all cases in which the critical cross-section is fully plastic. In the case concerned, the nominal stresses will also be determined for partially plastic cases in the low-stress brittle fracture range  $F_{\text{③}} = F_f < F_{\text{①}} = F_{gy}$ , at least as an approximation, in accordance with the same procedure.

The nominal stress (net stress) in plastic bending, therefore, in the case of a rectangular or quadratic specimen cross-section, is

$$\sigma = \frac{1}{CL} \cdot \frac{M}{B(W-a)^2/4} = \frac{1}{CL} \cdot \frac{Fl/4}{B(W-a)^2/4} = \frac{1}{CL} \cdot \frac{Fl}{B(W-a)^2} \quad (2)$$

where

- F impact load  
 l distance between supports (here 42 mm)  
 B specimen thickness: for the ISO V-notched specimen, 10 mm  
 W width of specimen: for the ISO V-notched specimen, 10 mm  
 a notch (crack) depth: for the ISO V-notched specimen, 2 mm  
 C constraint factor determined by specimen thickness (B)  
 C = 1 under the Tresca flow criterion  
 C =  $1 \dots 2/\sqrt{3}$  under the von Mises flow criterion, corresponding to a stress condition between plane stress and plane strain

L notch-related constraint factor

The evaluation criterion employed in this analysis is

vollplastischem Kerbquerschnitt und  
- die Nennspannung  $\sigma_3 = \sigma_f$  bei Einsetzen  
eines instabil (schnell) fortschreiten-  
den Bruches

herangezogen werden. Die erstere liefert  
Hinweise auf den wirksamen globalen "Con-  
straint", die letztere auf den Mechanis-  
mus der temperaturabhängigen Versprödung.

## 5.2 Globale Constraint-Wirkung

Die Constraint-Wirkung als aufsummierte  
Wirkung der Spannungserhöhung im gesamten  
Nettoquerschnitt hängt vorwiegend von der  
Plastizierung im Fernfeld eines  
Kerbs ab (Knott 1973 /16/); sie wird  
durch den als Constraint-Faktor bezeich-

$$L = F_{gy} k / F_{gy} \text{ bzw. } M_{gy} k / M_{gy} \quad (3)$$

beschrieben, d.h. durch das Verhältnis  
der Kräfte bzw. Momente der gekerbten  
(Index k) zu der der ungekerbten Probe  
üblicherweise bei gerade vollplastischem  
Kerbquerschnitt (Fließgrenze). Er kenn-  
zeichnet also allein die kerbbedingte Er-  
höhung der Fließgrenze. Gesichert ist,  
daß L von der Probengeometrie, d.h. vom  
Kerbwinkel, gegebenenfalls auch vom Kerb-  
radius, von der bezogenen Kerbtiefe a/W  
und der Probendicke B und besonders auch  
von der Belastungsart (Normal-, Biege-,  
Torsionsbeanspruchung) abhängt. Ob dar-  
überhinaus die Verformungsbehinderung bei  
anderer Fließgrenze anders ist, was de  
facto zu einer Fließgrenzenabhängigkeit  
und damit auch zu einer Temperatur- und  
einer Geschwindigkeitsabhängigkeit von L  
führt, wurde mit den Werkstoffen StE 460  
und StE 500 (Tab. 1) und gekerbten sowie  
ungekerbten Proben bei quasistatischer

- the nominal stress  $\sigma_1 = \sigma_{gy}$  in the  
case of a just fully plastic cross-  
section and

- the nominal stress  $\sigma_3 = \sigma_f$  in the case  
of unstable (rapid) crack propagation.

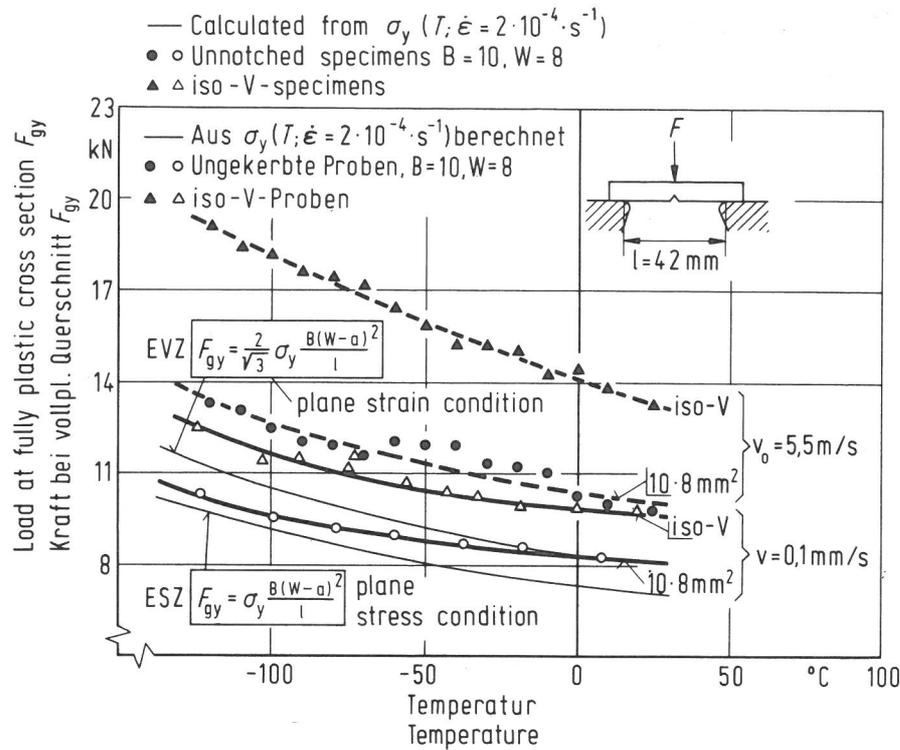
The first supplies indications on the ef-  
fective overall constraint, the second on  
the mechanism of temperature-related em-  
brittlement.

## 5.2 Overall constraint effect

The constraint effect, as a cumulative  
effect of the increase in load over the  
entire net cross-section, depends mainly  
on plasticization in the remote field of  
a notch (Knott 1973 /16/); it is describ-

$$L = F_{gy} k / F_{gy} \text{ bzw. } M_{gy} k / M_{gy} \quad (3)$$

designated as the constraint factor, i.e.  
by the ratio of forces or moments of the  
notched specimen (index k) to those of  
the unnotched specimen, usually for a  
just fully plastic notch cross-section  
(yield limit). It therefore only charac-  
terizes the notch-related increase in  
yield point. It is certain that L will  
depend on the specimen geometry, i.e. on  
the notch angle, possibly also on the  
notch radius, on the relative notch depth  
a/W, on specimen thickness B and, parti-  
cularly, on the mode of loading (normal  
loading, bending, torsion). The question  
whether, in addition, the inhibition of  
deformation at another yield point is  
different, which in practice means that L  
is dependent on yield point and hence  
also on temperature and velocity, was in-  
vestigated for materials StE 460 and  
StE 500 (table 1), with notched and un-



**Bild 6**

$F_{gy}$  für glatte und gekerbte Proben bei zwei Prüfgeschwindigkeiten und unterschiedlichen Temperaturen. Vergleich mit aus  $\sigma_y(T)$  errechneten Werten. St E 460.

**Fig. 6**

$F_{gy}$  for smooth and notched specimens at two testing velocities and different temperatures. Comparison with values calculated from  $\sigma_y(T)$ , StE 460.

und dynamischer Versuchsführung untersucht. Die Ergebnisse sind in Bild 6 zusammengestellt; es enthält die Temperaturabhängigkeit der für jeweils gleiche Nettoquerschnitte experimentell ermittelten Werte  $F_{gy}$  sowie die entsprechenden aus der Fließgrenze  $\sigma_y(T)$ , /15/, errechneten Werte.

notched specimens, in tests conducted under quasistatic and dynamic condition. The results are presented in fig. 6, which shows the temperature dependence of the values  $F_{gy}$  experimentally determined for equal net cross-sections in each case and the corresponding values calculated from the yield stress  $\sigma_y(T)$  /15/.

Die Beurteilung der aus Bild 6 ermittelten Constraint-Wirkungen und ein Vergleich mit Literaturangaben und anderen Versuchsergebnissen geht also von gleichen Nettoquerschnitten jeweils bei den gekerbten und ungekerbten Proben und von jeweils gleichen Prüfbedingungen (3-Pkt.-Biegung) aus, so daß die ermittelten Prüfkräfte direkt verglichen werden können. Als Bezugsgrundlage dienten dabei

The evaluation of the constraint effects calculated from fig. 6 and a comparison with the data given in the literature and with other experimental results will therefore be based on equal net cross-sections for notched and unnotched specimens (three-point bending), so that the test loads determined can be directly compared. The reference basis for this purpose consisted of

die aus der im Zugversuch ermittelten quasistatischen Fließgrenze  $\sigma_y / 15/$  für starr-idealplastisches Werkstoffverhalten

- errechneten Biege-Fließlasten

$$F_{gy} = C \sigma_y B W^2 / l \text{ mit } B = 10 \text{ mm und}$$

$W = 8 \text{ mm}$  sowie bei Gültigkeit des

• v. Mises-Fließkriteriums mit  $C = 1$  für den ESZ bzw.  $C = 2/\sqrt{3}$  für den EVZ oder bei Gültigkeit

• Tresca-Fließkriteriums (EVZ) generell mit  $C = 1$ , sowie die

- experimentell gefundenen Biegefließlasten  $F_{gy} 10x8$  ungekerbter Proben.

Die Biegefließlasten bei gerade vollplastischem Querschnitt konnten aus den Kraft-Durchbiegungs-Diagrammen entweder anhand der ausreichend deutlich ausgeprägten Kraftplateaus vor Einsetzen der Werkstoffverfestigung oder anhand der Stellen in den Diagrammen mit einer ausgeprägten Richtungsänderung in jedem Falle eindeutig ermittelt werden. Bei den Schlagversuchen waren die Lastsignale von den oben bereits erwähnten Lastschwingungen überlagert; die Fließlasten wurden dann unter Eliminieren dieser Schwingungen aus den Schwingungs-Nulldurchgängen bestimmt.

Ein Vergleich der Constraint-Wirkungen in Tab. 2, Spalten 1, 2 u. 3, die jeweils auf die errechneten Biegefließlasten bezogen sind, mit solchen, die auf die experimentell gefundenen ( $F_{gy} 10x8$ , Spalte 4) bezogen sind, läßt erkennen, daß die ersteren mit steigender Temperatur und damit abnehmender Fließgrenze zunehmen. Für eine Erklärung dieses an sich unerwarteten Effektes kommt vermutlich nur die unterschiedliche Aus-

- calculated bending-yield loads for rigid - ideally plastic material

$F_{gy} = C \sigma_y B W^2 / l$  with  $B = 10 \text{ mm}$  and  $W = 8 \text{ mm}$  and,

• where the von Mises yield criterion applies  $C = 1$  for the plane stress condition or  $C = 2/\sqrt{3}$  for the plane strain condition or,

• where the Tresca yield criterion (plane strain) applies, generally,  $C = 1$ , and with

the quasistatic yield stress  $\sigma_y / 15/$ .

- the experimentally determined bending-yield loads  $F_{gy} 10x8$  of unnotched specimens.

The bending-yield loads for just fully plastic cross-sections were determined unequivocally in each case from the load - deflection diagrams, either by the sufficiently prominent load plateau prior to work hardening or by the points on the diagrams with a pronounced change of direction. In the impact tests, the load signals were superimposed from the vibrations already referred to. The yield loads were then determined, the vibrations being eliminated from the zero vibration transitions.

A comparison of the constraint effects in table 2, columns 1, 2 and 3, related to the calculated bending-yield loads, with those related to the experimentally determined values ( $F_{gy} 10x8$ , column 4) shows that the former increase with increasing temperature and therefore decreasing yield stress. The only explanation of this, in itself, unexpected effect is presumably to be sought in the different shape of the flow curve. Here

Eigene Untersuchungen nach Bild 6	Temp. °C	Ungekerbte Probe unnotched sample 10 x 8 mm <sup>2</sup> v = 0,1 mm/s	Kerbedingte Constraint-Wirkung – notch related constraint				Geschwindigkeitseinfluß velocity influence stat.: v = 0,1 mm/s Schlag: v <sub>0</sub> = 5,5 m/s	
			bezogen auf die rechnerischen Fließlasten *) related on calculated field load *) v = 0,1 mm/s		bezogen auf ungekerbte Proben related on unnotched samples 8 x 10 mm <sup>2</sup> v = 0,1 mm/s   v <sub>0</sub> = 5,5 m/s		Probe sample 10 x 8 mm <sup>2</sup>	ISO-V- Probe sample
			$C = \frac{F_{gy} 10 \times 8}{B(W_g)^2}$ $\sigma_y \frac{1}{l}$	$CL = \frac{F_{gy} \text{ ISO-V}}{B(W-a)^2}$ $\sigma_y \frac{1}{l}$	** $L_{EVZ} = \frac{F_{gy} \text{ ISO-V}}{\sqrt{2} \sigma_y \frac{B(W-a)^2}{l}}$	$L = \frac{\text{Spalte 2 column 2}}{\text{Spalte 1 column 1}} = \frac{F_{gy} \text{ ISO-V}}{F_{gy} 10 \times 8}$	$L = \frac{F_{gy} \text{ ISO-V}}{F_{gy} 10 \times 8}$	$\frac{F_{gy} \text{ Schlag impact}}{F_{gy} \text{ stat.}}$
Spalte 1	2	3	4	5	6	7		
Own results after fig. 6	0	1,13	1,34	1,17	1,19; (1,22)	1,36	1,25	1,44
	-50	1,09	1,29	1,13	1,18; (1,22)	1,42	1,29	1,53
	-100	1,05	1,27	1,10	1,21; (1,22)	1,43	1,32	1,56
Literaturangaben after Literature	Prager (zit. in [16], Energiebetrachtung, Tresca, obere Grenzen energy-consideration, Tresca, upper Limit			< 1,38				
	Green [5], Tresca Green u. Hundy [6] Green a. Hundy [6]			1,26 für $\frac{a}{W} > 0,18$	Tabelle 2 Constraint-Wirkung bei ungekerbten und gekerbten (ISO-V) Biegeproben unter 3-Punkt-Biegung; Geschwindigkeitseinfluß. Werkstoff St E 460 und St E 500 (nur Werte in Spalte 4 in Klammern)			
	Ewing [7], Tresca, je nach Breite der mittigen Kraft-einleitung according to the width of midspan loading			1,22 ... 1,28 für $\frac{a}{W} = 0,2$	Table 2 Constraint of unnotched and notched (ISO-V) bending samples under 3 Pt-bending; Influence of velocity. Material StE 460 and StE 500 (results in column 4 only in brackets)			
	Schmidtman und Nierhoff [19], a = 3 mm, ρ = 0 ... 0,5 mm. Experimentelle Untersuchungen experimental investigation	1,2 ± 0,03 für $\frac{a}{W} = 0,3$						
*) Mit $\sigma_y(T)$ aus Zugversuchen mit Proben $6\phi$ , $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$								
*) With $\sigma_y(T)$ from tensile tests with samples $6\phi$ , $\dot{\epsilon} = 2 \cdot 10^{-4} \text{ s}^{-1}$								
**) EVZ: plane strain condition								

prägung der Fließkurve in Frage. Dabei entspricht der bei tiefen Temperaturen größere Lüdersbereich /15,17/ mit konstanter Fließspannung eher dem zugrunde gelegten starr-idealplastischen Werkstoffverhalten als der kleinere bei höheren Temperaturen, bei denen in den Randbereichen der Biegeproben möglicherweise bereits die ersten Werkstoffverfestigungen vorliegen. - Die bei den ungekerbten Proben festgestellten Biege-Fließlasten (Spalte 1) sind vermutlich überhaupt nur durch die Werkstoffverfestigung der Randbereiche gegenüber den rechnerischen Werten erhöht. Eine Erhöhung durch eine generelle Querverformungsbehinderung dürfte bei dem hier vorliegenden kleinen Verhältnis  $B/W = 10 \text{ mm} / 8 \text{ mm} = 1,25$  sehr gering /18/ und die formal ermittelten C-Werte somit bei allen Temperaturen zu hoch sein.

the greater Lüders range at lower temperatures /15, 17/, with constant flow stress, coincides more readily with the rigid - ideally plastic material behaviour taken as a basis than the smaller Lüders range at higher temperatures, at which the first work hardening effects may already arise in the edge regions of the bend specimens. The bending-yield loads observed in the unnotched specimens (column 1) are presumably only increased beyond the calculated values by the work hardening of the material in the edge regions. It is likely that any increase brought about by a general inhibition of cross-section deformation will be very low at the low ratio  $B/W = 10 \text{ mm} / 8 \text{ mm} = 1.25$  arising here /18/ and that the formally determined C values will therefore be too high at all temperatures.

Ein Vergleich der bei quasistatischer Belastung ermittelten kerbbedingten Constraint-Wirkung (Spalte 2 und 3) mit älteren theoretischen Abschätzungen mittels des Tresca-Fließkriteriums für starridealplastisches Werkstoffverhalten (Tab. 2, unten) zeigt, daß die auf den ESZ (v. Mises) bzw. auf das Tresca-Fließkriterium bezogenen höher, die auf den EVZ (v. Mises) bezogenen Versuchsergebnisse niedriger als die Abschätzungen sind.

Zum Vergleich seien auch die aus einer anderen Versuchsreihe an größeren Biegeproben ( $W = 40$  mm,  $a = 10$  mm,  $2\omega = 45^\circ$ ) und  $a/W = 0,25$  aus einem ähnlichen Werkstoff sich ergebenden Werte  $CL = 1,25 \dots 1,31$  für  $B = 20$  mm;  $CL = 1,29 \dots 1,34$  für  $B = 40$  mm;  $CL = 1,35 \dots 1,39$  für  $B = 80$  mm herangezogen /15/, die für quadratische Querschnitte ( $B = W = 40$  mm) in derselben Höhe wie bei den ISO-V-Proben liegen.

Ganz anders liegen die Verhältnisse bei einem Bezug der Biegefließlasten auf Versuchsergebnisse  $F_{gy\ 10x8}$  ungekerbter Proben (Spalte 4); dabei kommt der vermutete Verfestigungseinfluß bei den beiden Probenformen (gekerbt, ungekerbt) und jeweils gleicher Temperatur in ähnlicher Weise zum Tragen, so daß hier die ermittelte kerbbedingte Constraint-Wirkung wie erwartet nahezu temperaturunabhängig gefunden wird. Dieser Befund wird durch die Versuchsergebnisse an einem zweiten Werkstoff (St E 500) bestätigt.

Einer weiteren Erklärung bedarf auch der Unterschied der kerbbedingten Constraint-Faktoren für quasistatische (Spalte 4)

A comparison of the notch-related constraint effect determined at quasistatic loadings (columns 2 and 3) with older theoretical estimations using the Tresca yield criterion for rigid ideally plastic material behaviour (table 2, below) shows that the test results based on the plane stress condition (von Mises) or on the Tresca yield criterion are higher than the estimates and that those based on the plane strain condition (von Mises) are lower.

For the purposes of comparison, we can make use of the values obtained from another series of tests on larger bend specimens ( $W = 40$  mm,  $a = 10$  mm,  $2\omega = 45^\circ$  and  $a/W = 0.25$ ):  $CL = 1.25 \dots 1.31$  for  $B = 20$  mm;  $CL = 1.29 \dots 1.34$  for  $B = 40$  mm;  $CL = 1.35 \dots 1.39$  for  $B = 80$  mm /15/, which lie in the same range for quadratic cross-sections ( $B = W = 40$  mm) as for the ISO V-notched specimens.

The situation is entirely different when bending-yield loads are related to test results  $F_{gy\ 10x8}$  from unnotched specimens (column 4). Here the assumed influence of work hardening on both types of specimens (notched and unnotched) at the same temperature is similarly in evidence, so that the notch-related constraint effect determined here is as expected, found to be almost independent of temperature. This result is confirmed by the results of tests on a second material (StE 500).

The difference in the notch-related constraint factors as between quasistatic (column 4) and impact (column 5) loading

und schlagartige (Spalte 5) Beanspruchung. An sich sollte für alle Prüfungsgeschwindigkeiten Verteilung und Höhe der Dehngeschwindigkeitsverhältnisse  $\dot{\epsilon}_{ISO-V}/\dot{\epsilon}_{10x8}$  gleich sein. Aufgrund von temperatur- und geschwindigkeitsbedingten Einflüssen auf die Ausprägung der Fließkurve kommt es bei den dynamischen geprüften Proben und besonders bei den tieferen Temperaturen möglicherweise zu einer Verengung des plastisch verformten Probenbereichs und somit zu einer zusätzlichen Erhöhung der Dehngeschwindigkeiten in diesen Bereichen. Die Zunahme der L-Werte mit fallender Temperatur (Spalte 5) könnte so erklärt werden.

Zur zumindest qualitativen Klärung der globalen Unterschiede bei quasistatischer und dynamischer Prüfung können weiterhin die empirischen Gesetzmäßigkeiten über den Geschwindigkeitseinfluß herangezogen werden. Bereits auf Ludwik geht ein vielfach bestätigter Ansatz

$$k_{f2} = k_{f1} + A \lg \frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1} \quad (4)$$

zurück, nach dem zumindest jeweils in begrenzten  $\dot{\epsilon}$ -Bereichen der Geschwindigkeitseinfluß beschrieben werden kann. Es gibt nun Hinweise /20/, daß der Geschwindigkeitseinfluß bei hohen Geschwindigkeiten ausgeprägter wird, d.h. A von  $\dot{\epsilon}$  abhängt. Damit wird bei einem Geschwindigkeitsverhältnis von z.B.  $\dot{\epsilon}_{ISO-V}/\dot{\epsilon}_{10x8} = 10^2$  bei der für geschlagene ISO-V-Proben hohen Dehngeschwindigkeit in der Größenordnung  $10^3 \text{ s}^{-1}$  /21/ eine höhere kerbbedingte Constraint-Wirkung vorge-täuscht als bei quasistatisch geprüften Proben. Tatsächlich ist dieser Unter-

requires further elucidation. In principle the distribution and level of the strain rate ratio  $\dot{\epsilon}_{ISO-V}/\dot{\epsilon}_{10x8}$  should be the same for all testing speeds. Because of temperature and velocity-related influences on the shape of the flow curve, a narrowing of the plastically deformed region of the specimen, and hence an additional increase in strain rate in these regions, may occur in dynamically tested specimens, particularly at the lower temperatures. The increase in L values with decreasing temperature (column 5) could be explained in this way.

The empirical interrelationships governing the influence of velocity could be used to explain, at least qualitatively, the overall differences in quasistatic and dynamic testing. A relationship originally attributable to Ludwik, which has been confirmed many times,

$$k_{f2} = k_{f1} + A \lg \frac{\dot{\epsilon}_2}{\dot{\epsilon}_1} \quad (4)$$

can be used to describe the influence of velocity, at least in limited  $\dot{\epsilon}$  regions. There are now indications /20/ that the influence of velocity becomes more pronounced at high velocities, i.e. A is dependent on  $\dot{\epsilon}$ . Thus at a velocity ratio of, for example  $\dot{\epsilon}_{ISO-V}/\dot{\epsilon}_{10x8} = 10^2$  at the high strain rate for impacted ISO V-notched specimens of the order of  $10^3 \text{ s}^{-1}$  /21/, a higher notch-related constraint effect appears to arise than in quasistatically tested specimens. Actually however, this difference is material-related because  $A_{dyn.} > A_{stat.}$ .

These mechanisms can likewise be adduced

schied wegen  $A_{dyn.} > A_{stat.}$  aber werkstoffgedingt.

Diese Mechanismen können nun gleichermaßen auch für eine qualitative Erklärung des getrennt betrachteten Geschwindigkeitseinflusses (Spalte 6 und 7) bei gekerbten und ungekerbten Proben herangezogen werden, wenn man beachtet, daß das Dehngeschwindigkeitsniveau bei gekerbten Proben wegen der hier geometrisch bedingten Verengung des plastizierten Probenbereiches generell höher als bei ungekerbten ist.

Eine weitere Einflußgröße auf die kerbbedingte Constraintwirkung ist sicherlich die Größe der durchlaufenden plastischen Formänderungen. Hierzu liegen nur wenige Ergebnisse in Form der Verhältnisse  $F_{ISO-V}/F_{10x8}$  (statische Belastung) für unterschiedliche Probendurchbiegungen vor. Danach steigt dieses Verhältnis bis zu rd. 2 mm Probendurchbiegung leicht an, um dann wieder zu fallen.

### 5.3 Bruchvorgänge; lokaler Constraint

Eine wichtige Kenngröße im Zusammenhang mit der temperaturbedingten Versprödung des Werkstoffes ist die auf den Nettoquerschnitt bezogene Nennspannung  $\sigma_f$  bei Auslösen eines instabilen, schnell fortschreitenden Risses. Die Größe  $\sigma_f$  interessiert dabei besonders bezüglich ihrer Lage zur Nennspannung  $\sigma_{gy}$  bei gerade vollplastischen Querschnitt. Die Bruchvorgänge wurden hier am Beispiel des in Tab. 1 aufgeführten C-Stahles untersucht; die Ergebnisse sind in Bild 7 zusammenfassend über der Temperatur aufgetragen.

to provide a qualitative explanation of the influence of velocity, considered separately (columns 6 and 7) for notched and unnotched specimens, if it is remembered that the level of strain rate in notched specimens is generally higher than in unnotched specimens, because of the - in this case geometrically determined - narrowing of the plasticized region of the specimen.

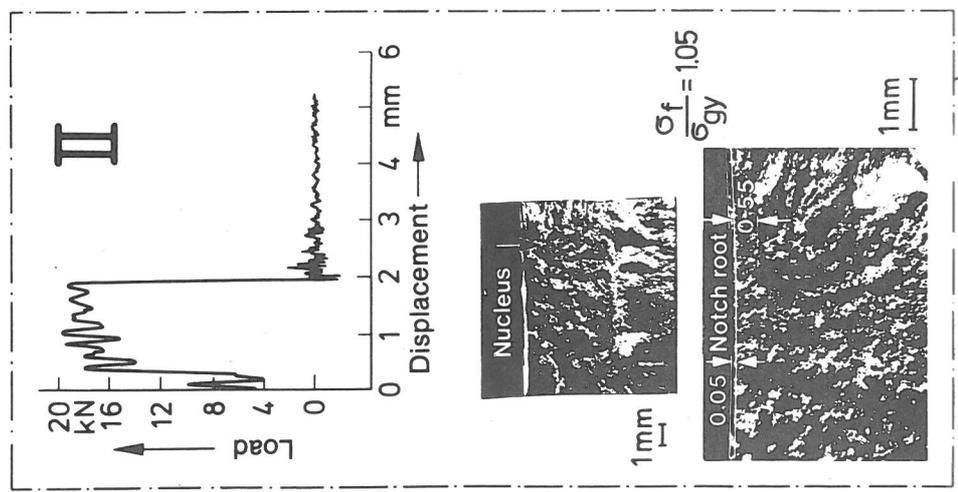
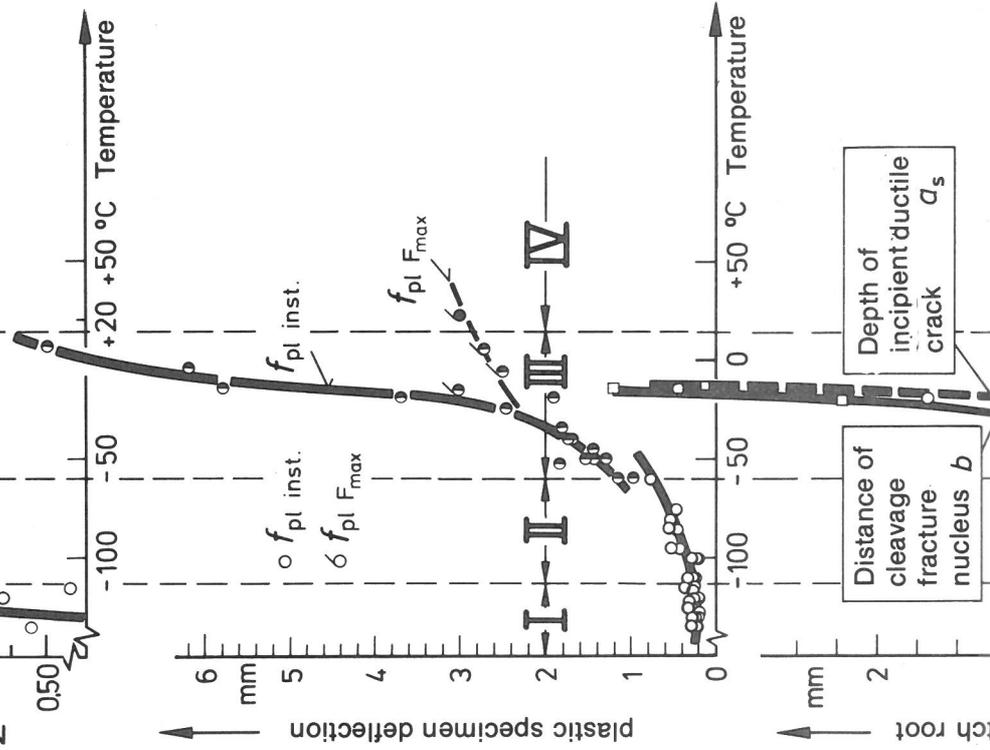
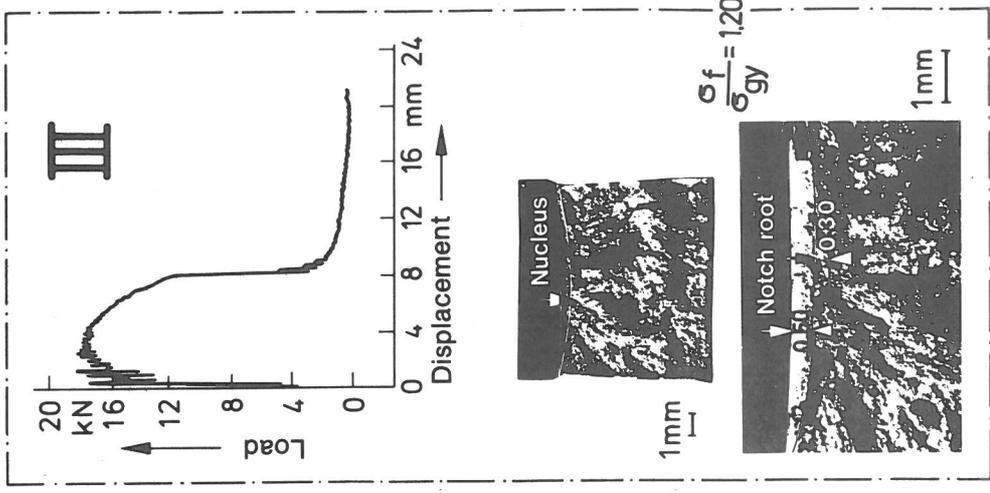
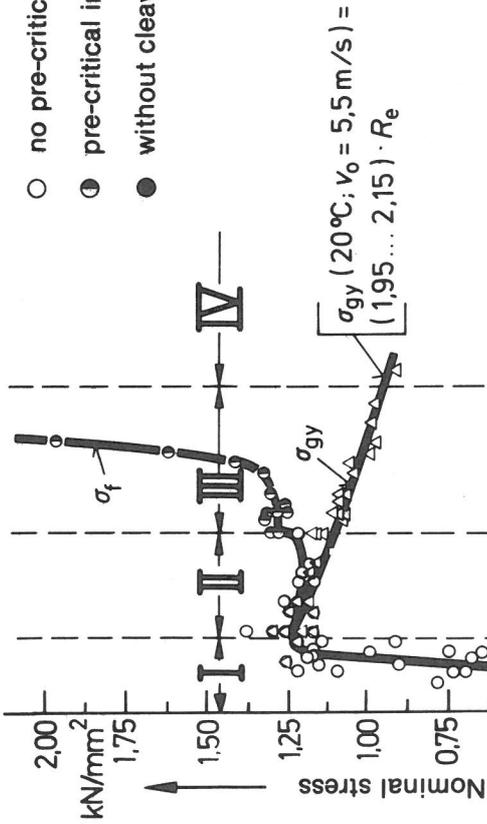
A further parameter influencing the notch-related constraint effect is certainly the extent of plastic deformations. The data available on this aspect, in the form of  $F_{ISO-V}/F_{10x8}$  (static loading) ratios for different specimen deflections are sparse. Subsequently this ratio easily increases to approx. 2 mm specimen deflection, but then falls back.

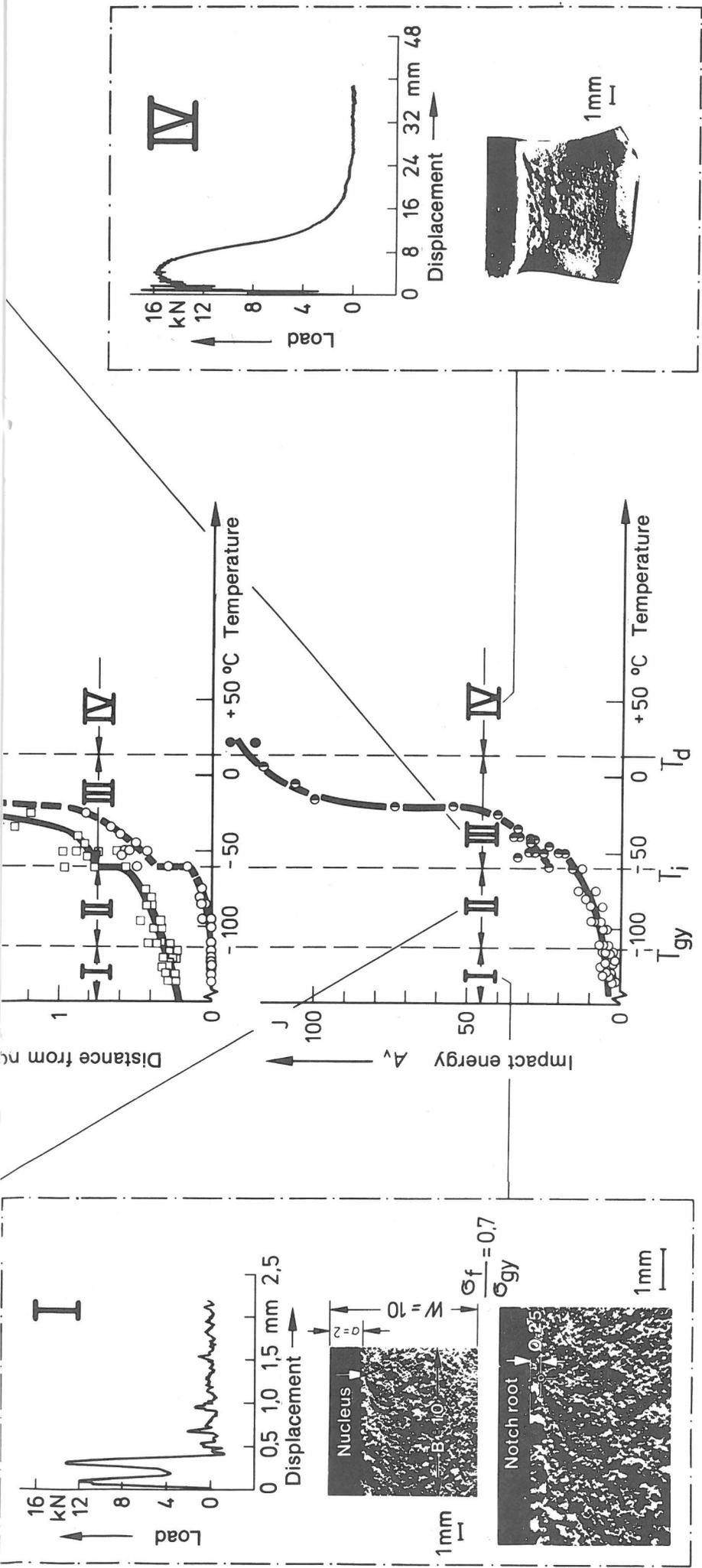
### 5.3 Fracture processes; local constraint

An important parameter associated with temperature-related embrittlement of the material is the nominal stress  $\sigma_f$  referred to the net cross-section at the initiation of an unstable, rapidly propagating crack. The quantity  $\sigma_f$  is of particular interest in this connection because of its position in relation to the nominal stress  $\sigma_{gy}$ , where there is just a fully plastic cross-section. The fracture processes in this case were investigated by the example of the carbon steel presented in table 1; the results are shown in a summarized form in fig. 7 against temperature.

Since, in principle, only net stresses (loads or moments referred to net cross-

- no pre-critical incipient ductile crack
- pre-critical incipient ductile crack
- without cleavage portion, only fibrous fracture





**Fig. 7**  
 Results of instrumented notch-impact bend tests on a carbon steel, including fractographic investigations.

**Bild 7**  
 Ergebnisse von instrumentiert durchgeführten Kerbschlagbiegeversuchen an einem C-Stahl einschließlich fraktographischer Untersuchungen.

Da hier grundsätzlich nur Netto-Spannungen (Kräfte bzw. Momente bezogen auf Nettoquerschnitte) betrachtet werden sollen, waren die von der Temperatur  $T_1$  ab im Kerbgrund vorliegenden duktilen Anrisse der Tiefe  $a_s$  der Kerbtiefe  $a$  zuzurechnen, so daß

$$\sigma_f = \frac{F_f l}{B[W-(a+a_s)]^2}; \sigma_{gy} = \frac{F_{gy} l}{B(W-a)^2} \quad (5)$$

mit  $F_f = F_{(3)}$  und  $F_{gy} = F_{(1)}$  wird. In den Fällen, in denen nur stabiler (langsamer) Rißfortschritt beobachtet wird (Diagramm-typ IV, Bild 1), kann eine fiktive Bruch-nennspannung

$$\sigma_f^* = \sigma_{max}^* = \frac{F_{max} l}{B(W-a)^2} \quad (6)$$

eingeführt werden. - Constraintwirkungen C durch die Probendicke sowie kerbbeding-ter Constraint L bleiben hier bei der Er-mittlung der Spannungen unberücksichtigt; die Nennspannung  $\sigma_{gy}$  ist somit auch nicht mit der Fließgrenze  $\sigma_y(T, \dot{\epsilon})$  identisch.

Den weiteren Überlegungen liegt folgende Vorstellung vom Bruchverhalten zumindest von Stahl mit ferritischem Grundgefüge zugrunde, nach der spaltflächiger Bruch (engl. cleavage) mit kristallinem Bruch-aussehen nach einem Spannungskriterium /8,16,22,23/ nur dann zu erwarten ist, wenn die größte Normalspannung

$$\sigma_{yy max} = K_{\sigma p} \cdot \sigma_y(\dot{\epsilon}, T) = \sigma_{fc}, \quad (7)$$

d.h. gleich der temperaturunabhängig an-genommenen Spaltbruchfestigkeit  $\sigma_{fc}$  ist. Dabei kennzeichnet der plastische Span-nungskonzentrationsfaktor

$$K_{\sigma p} = \frac{\sigma_{yy max}}{\sigma_y(\dot{\epsilon}, T)} = f(F/F_{gy}; \omega; \rho; a/W; B; W) \quad (8)$$

sections) are to be considered here, the incipient ductile cracks of a depth  $a_s$  present at the notch root from tempera-ture  $T_1$  onward had to be assigned to the notch depth  $a$ , so that

$$\sigma_f = \frac{F_f l}{B[W-(a+a_s)]^2}; \sigma_{gy} = \frac{F_{gy} l}{B(W-a)^2} \quad (5)$$

where  $F_f = F_{(3)}$  and  $F_{gy} = F_{(1)}$ . In cases in which only stable (slow) crack propaga-tion is observed (diagram type IV, fig. 1), a fictitious nominal fracture stress

$$\sigma_f^* = \sigma_{max}^* = \frac{F_{max} l}{B(W-a)^2} \quad (6)$$

can be introduced. Constraint effects C resulting from specimen thickness and notch-related constraint L are not taken into account in the determination of these stresses; the nominal stress  $\sigma_{gy}$  therefore is also not identical to the yield stress  $\sigma_y(T, \dot{\epsilon})$ .

The further development of these consid-erations is based on a concept of fracture behaviour, at least for steel with a ba-sically ferritic structure, according to which cleavage fracture with a crystal-line appearance in accordance with a stress criterion /8, 16, 22, 23/ is only to be expected if the maximum normal stress is

$$\sigma_{yy max} = K_{\sigma p} \cdot \sigma_y(\dot{\epsilon}, T) = \sigma_{fc}, \quad (7)$$

i.e. is equal to the cleavage fracture strength  $\sigma_{fc}$ , which is assumed to be tem-perature-independent. In this case the plastic stress concentration factor

$$K_{\sigma p} = \frac{\sigma_{yy max}}{\sigma_y(\dot{\epsilon}, T)} = f(F/F_{gy}; \omega; \rho; a/W; B; W) \quad (8)$$

die örtliche Spannungsspitze  $\sigma_{yy \max}$  vor einem Kerb- oder Rißgrund, d.h. im Nahfeld einer derartigen Störstelle.  $K_{\sigma p}$  hängt von der örtlichen Constraint-Wirkung in diesem Bereich ab und wird somit bei vorgegebener Kerbschärfe ( $\omega, \rho$ ) bis zum Erreichen des ebenen Verformungszustandes (EVZ) von den Probenabmessungen beeinflusst. Die erforderlichen Mindestabmessungen  $B, W, a/W$  für die Darstellung des den möglichen maximalen  $K_{\sigma p}$ -Wert garantierenden EVZ steigen dabei mit fallender Fließgrenze  $\sigma_y$ .

Auffällig beim spaltflächigen Bruch ist, daß man die Ausgangsstelle anhand des strahlenförmigen Bruchbildes in dessen Umgebung zumeist auf einen rosettenförmigen "Nukleus" lokalisieren kann (Bild 7, Bruchflächenbilder, Pfeile), was in Bezug auf die Klärung des Bruchmechanismus nützlich ist.

Ein duktiler, sehnig oder matt aussehender Wabenbruch entsteht dagegen nach einem Verformungskriterium dann, wenn irgendwo die Duktilität (Bruchformänderungsvermögen) des Werkstoffes erreicht wird:

$$\varphi_v = \varphi_{vf}, \quad (9)$$

wobei  $\varphi_v$  die Vergleichsformänderung und  $\varphi_{vf}$  die von  $\dot{\epsilon}$  und  $T$  nur wenig, besonders dagegen von dem während der Plastizierung wirksamen Spannungszustand abhängende Duktilität ist /24/.

Eine wichtige Voraussetzung für die angestrebte Systematik der Bruchvorgänge ist die Kenntnis der Bereiche, in denen die unterschiedlichen Brucharten zu erwarten

characterizes the local stress peak  $\sigma_{yy \max}$  below a crack or notch root, i.e. in the immediate proximity of such a discontinuity.  $K_{\sigma p}$  depends on the local constraint effect in this zone and is therefore influenced by the specimen dimensions at a given notch sharpness ( $\omega, \rho$ ) up to the attainment of the plane strain condition. The required minimum dimensions  $B, W, a/W$  required for the demonstration of the plane strain condition, which guarantees the maximum  $K_{\sigma p}$  value possible increase with decreasing yield stress  $\sigma_y$ .

A striking feature of cleavage fracture is that it is possible to localize the point of initiation by the radiated appearance of the fracture in the surrounding region, mostly with a rosette shaped "nucleus" (fig. 7, fracture surface images, arrows), which is of value in clarifying the mechanism of fracture.

A ductile fibrous fracture with a dull, matt appearance, on the other hand, occurs in relation to a deformation criterion when the ductility limit (capacity for deformation without fracture) of the material is reached:

$$\varphi_v = \varphi_{vf}, \quad (9)$$

where  $\varphi_v$  is the equivalent deformation and  $\varphi_{vf}$  the ductility which does not depend greatly on  $\dot{\epsilon}$  and  $T$  but does depend to a considerable extent on the stress condition obtaining during plasticization /24/.

sind. Während der duktile, wabenförmige Bruch stets an der Stelle der größten plastischen Formänderung, d.h. unmittelbar im Kerb- bzw. Rißgrund einsetzt, liegt der Nukleus des spaltflächigen Bruches an der Stelle der größten Hauptspannung  $\sigma_{yy \max}$  vor dem Kerb oder Rißgrund /25/. Mit einer Verringerung des Kerbflankenwinkels  $2\omega$  bis hin zur Rißgeometrie mit  $2\omega = 0$  verringert sich auch der Abstand der Stelle mit  $\sigma_{yy \max}$  vom Kerbgrund, so daß dann die Ausgangsstellen für die beiden Brucharten zusammenrücken.

Im Gegensatz zu der die globale Fließgrenze bestimmenden integralen Constraint-Wirkung (L) sind die zum Bruch führenden Vorgänge also auf Werkstoffbereiche in der unmittelbaren Umgebung einer Kerb- oder Rißspitze, d.h. auf das *N a h f e l d* einer darartigen Störstelle lokalisiert.

Erst die gemeinsame Zuordnung (Bild 7)

- der Netto-Nenn-Spannungen bei "General Yield"  $\sigma_1 = \sigma_{gy}$  und beim instabilen Rißfortschritt  $\sigma_3 = \sigma_f$ ,
- der plastischen Probendurchbiegung  $f_{p13} = f_{p1 \text{ inst}}$  beim instabilen Rißfortschritt,
- qualitativer Aussagen zur Bruchfläche (spaltflächiger Bruch, Wabenbruch),
- quantifizierender Aussagen zur Bruchfläche (Tiefe  $a_s$  des duktilen Anrisses, Abstand  $b$  des Nukleus des instabilen Bruches vom Kerbgrund und
- der Kerbschlagarbeit  $A_v$  zur Temperatur vermittelt bessere Ein-sichten in den Bruchmechanismus und die Vorgänge bei der Versprödung. Die Zuordnung zu den vier bereits in Bild 1 sche-

An important precondition in elucidating the systematism of fracture processes is a knowledge of the zones in which the various modes of fracture are to be expected. While fibrous ductile fracture is always initiated at the point of greatest plastic deformation, i.e. directly in the root of the notch or crack, the nucleus of cleavage fracture lies at the point of maximum principal stress  $\sigma_{yy \max}$  below the notch or crack root /25/. If the notch side angle  $2\omega$  is reduced to the point of crack geometry having  $2\omega = 0$ , the distance from the point of  $\sigma_{yy \max}$  to the notch root is also reduced, so that the points of initiation for the two modes of fracture converge.

In contrast to the integral constraint effect (L) which determines the overall yield point, the processes which lead to fracture, therefore, are localized in zones of the material adjacent to a notch or crack tip, i.e. to a discontinuity of that type.

Only common assignment (fig. 7) of

- the net nominal stresses at general yield  $\sigma_1 = \sigma_{gy}$  and, in the case of unstable crack propagation,  $\sigma_3 = \sigma_f$ ,
- plastic specimen deflection  $f_{p13} = f_{p1 \text{ inst}}$  at unstable crack propagation,
- qualitative information on the fracture surface (cleavage fracture, fibrous fracture),
- quantitative data on the fracture surface (depth  $a_s$  of the incipient ductile crack, distance  $b$  from the nucleus of the unstable fracture to the notch root and
- notch impact energy  $A_v$

matisch, in Bild 7 nochmals anhand tatsächlich ermittelter Fälle dargestellter Diagrammtypen erleichtert dabei zusätzlich die Analyse der Bruchvorgänge. Ähnlich wie bei anderen, älteren Erklärungsverschlagen /3,26/, jedoch mit einigen Modifikationen, wird im folgenden eine im wesentlichen auf dem Diagramm-Typ beruhende Einteilung vorgeschlagen (Bild 1 u. 7):

### 5.3.1 Bereich I:

Dieser Bereich ist durch den sog. Niederspannungsbruch mit  $F_f < F_{gy}$  bzw.  $\sigma_f < \sigma_{gy}$  gekennzeichnet. Der Kerbquerschnitt ist nur teilplastisch, d.h. im Kerbgrund liegt lediglich eine mit steigender Temperatur anwachsende plastische Zone vor. Die Bruchfläche zeigt ein durchweg kristallines Aussehen, und die Kerbschlagarbeit liegt in der extremen Tieflage ( $A_v < 10$  J).

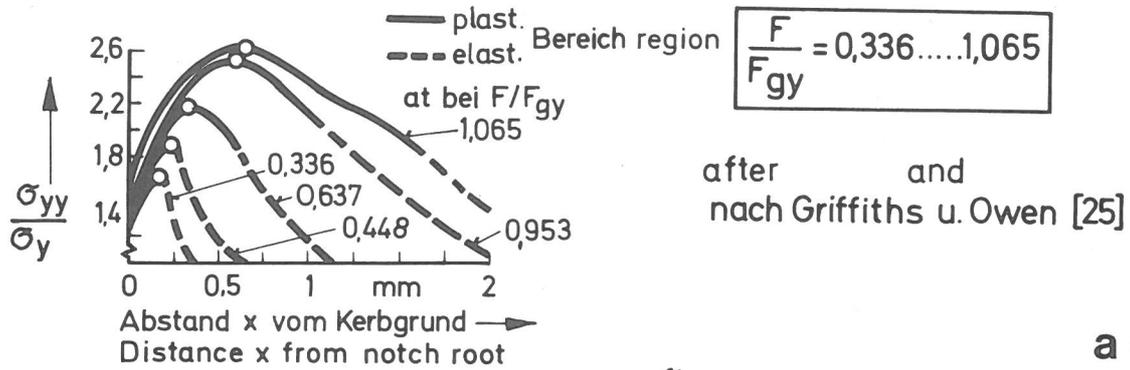
Der Nukleus des spaltflächig entstehenden und fortschreitenden Bruches liegt wie erwartet vor dem Kerbgrund. In Bild 7 ist der Abstand  $b$  des Nukleus vom Kerbgrund zusätzlich aufgetragen. Dieser Abstand wurde ähnlich wie die größte Tiefe  $a_s$  des vom Kerbgrund aus gemessenen duktilen Anrisses mit einem Meßmikroskop (10...20-fache Vergrößerung) ermittelt. Ein Vergleich mit der Lage des Maximums  $\sigma_{yy \max}$  der größten, senkrecht zur Bruchfläche wirkenden Hauptspannung vor dem Kerbgrund nach FE-Rechnungen von Griffiths und Owen, Bild 8 u. 9 /25/, zeigt die erwartete Zunahme des Abstandes  $b$  mit  $F/F_{gy}$ . Die ausgemessenen Werte liegen dabei durchaus in der Größe der nach /25/ erwarteten; die Unterschiede können z.B.

to temperature provides better insight into the fracture mechanism and the processes involved in embrittlement. Assignment to the four diagram types presented in fig. 1, once again with the aid of data from instances of practical experience, fig. 7, further eases the analysis of fracture processes. As in the case of earlier attempts at elucidation /3, 26/, but with some modifications, a classification is proposed below based essentially on the diagram type (figs. 1 and 7):

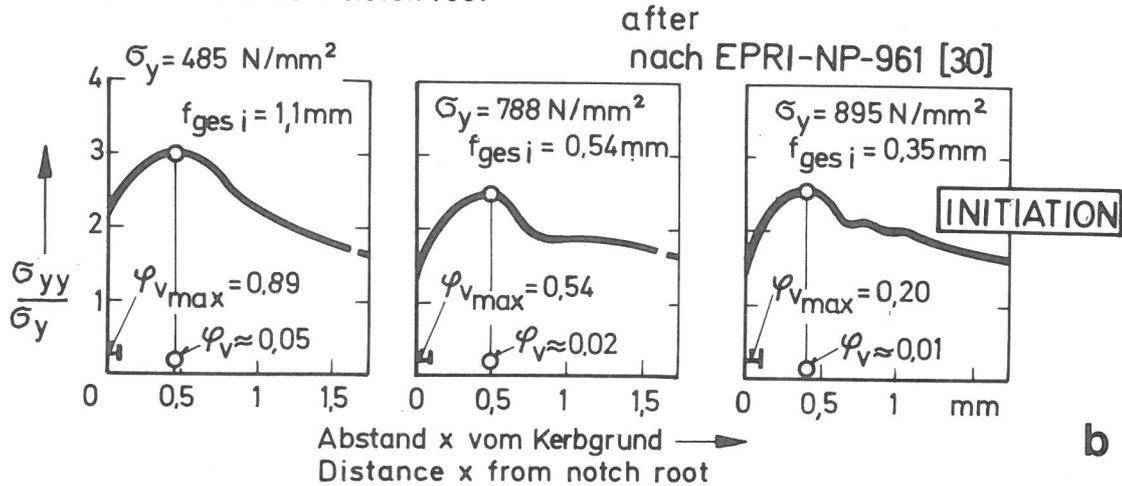
### 5.3.1 Range I

This range is characterized by a so-called low-stress brittle fracture, where  $F_f < F_{gy}$  or  $\sigma_f < \sigma_{gy}$ . The fracture cross-section is only partially plastic, i.e. there is a plastic zone in the notch root which grows with increasing temperature. The fracture surface has a definite crystalline appearance, and the notch impact energy lies at the very low shelf ( $A_v < 10$  J).

The nucleus of the fracture, which originates and is propagated in a cleavage mode, is located, as expected, below the notch root. Fig. 7 also shows a plot of the distance  $b$  from the nucleus to the notch root. This distance was measured, as in the case of the maximum depth  $a_s$  of the incipient ductile crack, with a measuring microscope (10 ...20 - magnification). A comparison with the position of the maximum  $\sigma_{yy \max}$  of the greatest main stress acting vertically to the fracture surface below the notch root according to the FE calculations of Griffiths and Owen, fig. 8 and 9 /25/, shows the ex-



after and  
nach Griffiths u. Owen [25]



a

b

Bild 8

Verteilung der auf die Fließgrenze bezogenen größten Hautspannung  $\sigma_{yy}/\sigma_y$  vor einem 45°-Kerb

- a: Nach Griffiths u. Owen /25/ für verschiedene Laststufen  $F/F_{gy}$ ; Biegeprobe  $12,7 \cdot 12,7 \text{ mm}^2$ ,  $a/W = 1/3$
- b: Nach EPRI-NP-961 /30/ für drei Werkstoffzustände mit unterschiedlicher Fließgrenze jeweils mit Initiierung eines duktilen Anrisses im Kerbgrund. ISO-V-Probe.

Fig. 8

Distribution of maximum principal stress  $\sigma_{yy}/\sigma_y$  referred to yield stress below a 45° notch

- a: after Griffiths and Owen /25/ for various loads  $F/F_{gy}$ ; bend specimen  $12.7 \cdot 12.7 \text{ mm}^2$ ,  $a/W = 1/3$
- b: after ERPI-NP-961 /30/ for three material conditions with different yield stresses with the initiation of a ductile crack at the notch root. ISO-V-specimen.

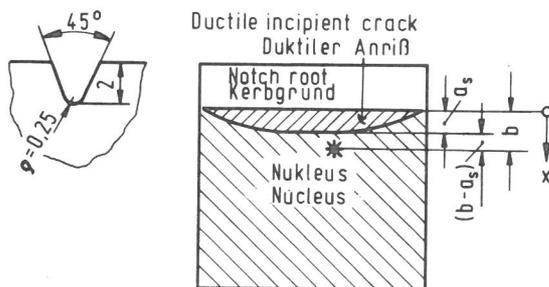


Bild 9

Lage des Nukleus des instabilen Rißfortschritts;

Vergleich mit der Lage des  $\sigma_{yy}$ -Maximums aus Literatur-Angaben (s. Bild 8):

- o--- nach Griffiths u. Owen /25/
- I nach EPRI-NP-961 /30/

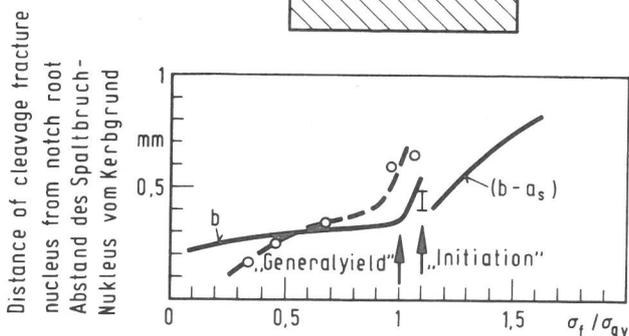


Fig. 9

Position of the nucleus of unstable crack propagation; Comparison with the position of maximum  $\sigma_{yy}$  from indications in the literature (see fig. 8):

- o--- after Griffiths and Owen /25/
- I after ERPI-NP-961 /30/

durch unterschiedliches Verfestigungsvermögen der Werkstoffe bedingt sein.

Aus der Bruchbedingung  $\sigma_{fc} = K_{\sigma p} \cdot \sigma_y(\dot{\epsilon}, T)$  = const. folgt in diesem Bereich, daß der beim Bruch wirksam gewordene plastische Spannungskonzentrationsfaktor  $K_{\sigma p}$  mit der Temperatur  $T$  ansteigt, da die Fließgrenze  $\sigma_y(\dot{\epsilon}, T)$  mit  $T$  fällt. Je steiler der Verlauf  $\sigma_y = f(T)$  in diesen Temperaturbereich ist, desto ausgeprägter wird auch die Änderung von  $K_{\sigma p}$  und damit der Nettobruchspannungs-Abfall im Niederspannungsbruch-Bereich bei gegebener Funktion  $K_{\sigma p}(F/F_{gy})$  sein.

### 5.3.2 Bereich II:

Von der Temperatur  $T_{gy}$  ab wird im Bereich II der Kerbquerschnitt vor dem Bruch vollplastisch. Die Bruchnennspannung ist also  $\sigma_f \geq \sigma_{gy}$ , wobei es im Verlaufe einer auch anhand des Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramms erkennbaren Durchplastizierung zu einer - wenn auch nur geringen - globalen Werkstoffverfestigung kommt. Die globale Formänderung erfolgt hier nach dem aus der Fließlinientheorie bekannten "Scharnier(engl. hinge)"-Typ /27/.

Die Probendurchbiegung bei gerade vollplastischem Querschnitt wurde von Norris /21/, Bild 10, für einen Werkstoff mit einer Fließgrenze  $\sigma_y = 458 \text{ N/mm}^2$  zu  $f_{ges\ gy} = 0,49 \text{ mm}$  berechnet, was unter Beachtung der Proben-Compliance von rd.  $11 \cdot 10^{-6} \text{ mm/N}$  und  $F_{gy} = 10 \dots 20 \text{ kN}$  zu  $f_{pl\ gy} \approx 0,3 \dots 0,4 \text{ mm}$  führt. Die für den hier untersuchten C-Stahl aus den Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagrammen ermittelten Werte liegen in gleicher Größe. Mit  $F_{gy} \approx 17 \text{ kN}$  ergibt sich damit bei

pected increase in distance  $b$  for  $F/F_{gy}$ . The difference may be caused by different work hardening capacities of materials.

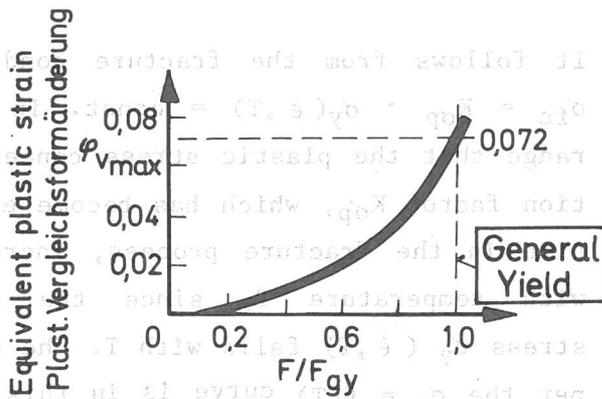
It follows from the fracture condition  $\sigma_{fc} = K_{\sigma p} \cdot \sigma_y(\dot{\epsilon}, T) = \text{const.}$  in this range that the plastic stress concentration factor  $K_{\sigma p}$ , which has become effective in the fracture process, increases with temperature  $T$ , since the yield stress  $\sigma_y(\dot{\epsilon}, T)$  falls with  $T$ . The steeper the  $\sigma_y = f(T)$  curve is in this temperature range, the more pronounced is the change of  $K_{\sigma p}$  and also the drop in net fracture stress in the low stress brittle fracture range at a given function  $K_{\sigma p}(F/F_{gy})$ .

### 5.3.2 Range II

From temperature  $T_{gy}$  onward in range II, the notch cross-section becomes fully plastic before fracture. Nominal stress at fracture therefore is  $\sigma_f \geq \sigma_{gy}$ , and overall work hardening - albeit to a minor degree - is attained in the course of full plasticization which can also be observed with the aid of the impact load - deflection diagram. Overall deformation here is of the "hinge type", which is known from flow line theory /27/.

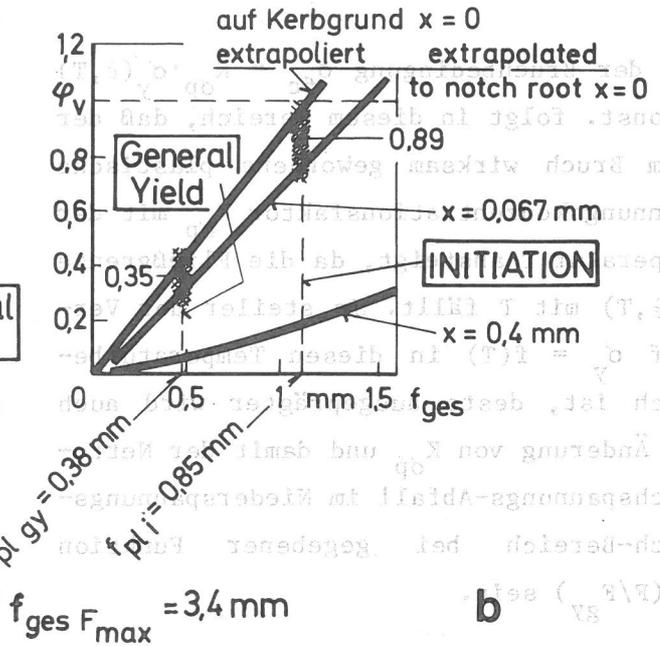
The specimen deflection in the case of the just plastic cross-section was calculated by Norris /21/ (fig. 10) as  $f_{ges\ gy} = 0.49$  for a material with a yield stress  $\sigma_y = 458 \text{ N/mm}^2$ , which results in  $f_{pl\ gy} \approx 0.3 \dots 0.4$  taking into account a specimen compliance of approx.  $11 \cdot 10^{-6} \text{ mm/N}$  and  $F_{gy} = 10 \dots 20 \text{ kN}$ . The values determined from the impact load - deflection diagrams for the carbon steel investi-

after and  
nach Griffiths u. Owen [25]



a

after  
nach Norris [21]



b

**Bild 10**

Rechnerisch ermittelte Plastizierung im Kerbgrundbereich; 45°-Kerb,  $\rho' = 0,25$  mm.

a: Plastizierung als Funktion der Belastung, nach Griffiths u. Owen /25/; Finite-Elemente-Rechnung für  $\sigma_y = 420$  N/mm<sup>2</sup>,  $d\sigma_v/d\phi_v = 1760$  N/mm<sup>2</sup>; Biegeprobe 12,7·12,7 mm<sup>2</sup>,  $a/W = 1/3$

b: Plastizierung als Funktion der Proben- durchbiegung, nach Norris /21/; Finite-Differenzen-Rechnung für  $\sigma_y = 458$  N/mm<sup>2</sup>;  $Z = 65$  %.

$f_{pl} = f_{ges} - f_{el}$ ;  $f_{el} = F \cdot \text{Compl.}$   
Proben-Compliance =  $11 \cdot 10^{-6}$  mm/N. ISO-V-Probe

$T_{gy}$  eine verbrauchte Schlagarbeit  $A_v \approx F_{gy} f_{pl} = 17 \text{ kN} \cdot 0,35 \text{ mm} \approx 6 \text{ J}$ , d.h. zunächst noch Werte in der extremen Tief- lage, wie sie bei den Versuchen auch tat- sächlich registriert wurden (Bild 7).

Die für  $f_{ges}$  abgeschätzten Werte ent- sprechen bei  $v_o = 5,5$  m/s einer Schlag- zeit  $t_{gy} \sim 100 \mu\text{s}$ . Die zu Beginn der Pla- stizierung dem Kraftsignal überlagerten Schwingungen haben eine Frequenz  $\nu \approx 24$  kHz /9/ und somit eine Periodendauer  $\tau = 1/\nu \approx 40 \mu\text{s}$ . Damit ist selbst die vermut-

**Fig. 10**

Calculated plasticization in the notch root zone; 45° notch,  $\rho = 0.25$  mm.

a: Plasticization as a function of load, after Griffiths and Owen /25/; Finite element calculation for  $\sigma_y = 420$  N/mm<sup>2</sup>,  $d\sigma_v/d\phi_v = 1760$  N/mm<sup>2</sup>; bend specimen 12.7·12.7 mm<sup>2</sup>,  $a/W = 1/3$

b: Plasticization as a function of spe- cimen deflection, after Norris /21/; Finite difference calculation for  $\sigma_y = 458$  N/mm<sup>2</sup>;  $Z = 65$  %.

$f_{pl} = f_{ges} - f_{el}$ ;  $f_{el} = F \cdot \text{Compl.}$   
Specimen compliance =  $11 \cdot 10^{-6}$  mm/N. ISO-V-specimen.

gated here are of the same order of mag- nitude. With  $F_{gy} \approx 17$  kN, therefore, at  $T_{gy}$  the resultant absorbed impact energy is  $A_v \approx F_{gy} f_{pl} = 17 \text{ kN} \cdot 0,35 \text{ mm} \approx 6 \text{ J}$ , i.e. still at values at the very low shelf as were actually recorded in the tests (fig. 7).

The value estimated for  $f_{ges}$  corres- pond to an impact time of  $t_{gy} \sim 100 \mu\text{s}$  at  $v_o = 5.5$  m/s. The vibrations superimpos- ed on the load signal at commencement of plasticization have a frequency  $\nu \approx$

lich zu konservativer Bedingung  $t \geq 3\tau$  (siehe auch Abschnitt 2, /14/) für eine sichere Erfassung der Schlagkräfte von  $t_{gy}$  ab, d.h. bereits von der extremen Tieflage der Kerbschlagarbeit ab näherungsweise erfüllt.

Die Bruchfläche ist in diesem Temperaturbereich bei den üblichen Walz- und Schmiedestählen weiterhin kristallin, allenfalls mit ganz schmalen Scherlippen an der Berandung. Somit muß davon ausgegangen werden, daß das Bruchgeschehen auch in diesem Bereich noch vorrangig durch die Vorgänge im Spaltbruchnucleus vor dem Kerbgrund bestimmt wird.

Bei "General Yield" erreichen aber die lokalen plastischen Verformungen im Kerbgrund bereits größere Werte, wie rechnerische Untersuchungen ergeben haben (Bild 10). Für den Fall des gerade vollplastischen Kerbquerschnittes wurden in einem Falle  $\varphi_v \approx 0,07$  /25/, in einem anderen sogar  $\varphi_v \approx 0,35$  /21/ ermittelt, bei jeweils mit zunehmender globaler Plastizierung (plastische Probendurchbiegung  $f_{pl}$ ) weiterhin stark ansteigenden Werten. Nach neueren, bisher unveröffentlichten Berechnungen /40/ liegen bei "General Yield" im Kerbgrund plastische Verformungen von rd. 0,3 vor. Die für diesen Bereich gemachte Beobachtung, daß der Bruch spaltflächig erfolgt, gilt sicherlich nur für solche Werkstoffe, bei denen das Formänderungsvermögen (Duktilität) von den hier vorliegenden Verformungen im Kerbgrund noch nicht erreicht wird.

Maßgeblich für das Auftreten eines Spaltbruches ist neben der Fließgrenze  $\sigma_y$  die

24 kHz /9/ and hence a period of  $\tau = 1/\nu \approx 40 \mu s$ . Thus even the presumably over-conservative condition  $t \geq 3\tau$  (see also section 2 /14/) is approximately fulfilled for a reliable determination of impact loads from  $t_{gy}$  onward, i.e. already from the very low shelf of impact energy.

The fracture surface in this temperature range is still crystalline in the common rolled and forged steels, albeit with quite narrow shear lips at the edges. It must therefore be assumed that the progress of fracture is determined primarily by processes in the cleavage fracture nucleus below the notch root in this range too.

In the case of general yield, however, local plastic deformations in the notch root attain higher values, as have been shown by calculation studies (fig. 10). For the instance of the just fully plastic notch cross section in one case  $\varphi_v \approx 0.07$  was determined /25/ and, in another, even  $\varphi_v \approx 0.35$  /21/, and in each case substantially increased values were obtained with increasing overall plasticization (plastic deflection of specimen  $f_{pl}$ ). According to recent still unpublished calculations /40/ at general yield there are plasticizations of approx. 0,3 in the notch root. The fact noted in this range that fracture occurs in the cleavage mode, certainly only applies to materials in which the deformations taking place at the notch root do not attain the ductility limit.

The level of cleavage fracture stress  $\sigma_{fc}$  and of the plastic stress concentration

Höhe der Spaltbruchfestigkeit  $\sigma_{fc}$  und des plastischen Spannungskonzentrationsfaktors  $K_{\sigma p}$  (Gl. 6). Die Spaltbruchfestigkeit  $\sigma_{fc}$  wird in der vorliegenden Arbeit als näherungsweise temperaturunabhängig angenommen. Es muß jedoch davon ausgegangen werden, daß die Plastizierung auch über die Spaltbruchfestigkeit einen Einfluß auf das Bruchverhalten hat /28/. Kürzlich abgeschlossene systematische Untersuchungen über diesen Einfluß haben ergeben, daß Verformungen bis zu 5 % zunächst zu einem Abfall von  $\sigma_{fc}$  gegenüber dem nicht vorverformten Zustand führen können, höhere Verformungen dagegen zu einer Erhöhung /29/.

Bezüglich des Wertes für  $K_{\sigma p}$  im Bereich II liegen z.Zt. zwei verwertbare Angaben im Schrifttum vor (Bild 8). Danach steigt  $K_{\sigma p}$  mit wachsender Annäherung der Last an den vollplastischen Zustand ( $F/F_{gy} \rightarrow 1$ ) bei Biegeproben mit  $B = W = 12,7$  mm;  $a/W = 1/3$ ;  $\rho = 0,25$  mm;  $2\omega = 45^\circ$  bis auf einen Wert von 2,6 /25/. Nach den bereits o.a. Berechnungen /40/ ist dieser Wert geringer:  $K_{\sigma p}(GY) = 2,35$ . Er steigt jedoch mit zunehmender Plastizierung ( $F/F_{gy} > 1$ ) weiter schnell an. Am Ende des Bereiches II, d.h. bei Initiierung eines duktilen Bruches, kann nach anderen Berechnungen an ISO-V-Proben /30/  $K_{\sigma p}$  noch bis 3,0 ansteigen. Somit kommt es in diesem Bereich vermutlich zu keinem effektiven Constraint-Abbau und dadurch auch zu keinem Abbau von  $K_{\sigma p}$ . Auch ist nicht auszuschließen, daß eine Tendenz dazu durch die auch vor dem Kerbgrund bei  $\sigma_{yy \max}$  noch vorliegende plastische Verformung (Bild 8b) und die damit wirksame Verfestigung /27/ kompensiert oder über-

factor  $K_{\sigma p}$  (Eq. 6), along with the yield stress  $\sigma_y$  is of critical significance in the occurrence of cleavage fracture. The cleavage fracture stress  $\sigma_{fc}$  in the present investigations is assumed by way of approximation to be independent of temperature. It must be assumed, however, that plasticization also has an influence on fracture behaviour by way of cleavage fracture stress /28/. Systematic investigations of this influence recently concluded have shown that deformations of up to 5 % may result initially in a reduction of  $\sigma_{fc}$  in relation to the non-predeformed condition; greater amounts of deformation, on the other hand, result in an increase /29/.

Concerning the value for  $K_{\sigma p}$  in range II, two useful indications are currently to be found in the literature (fig. 8). According to these,  $K_{\sigma p}$  increases as the load approaches the fully plastic condition ( $F/F_{gy} \rightarrow 1$ ), in bend specimens with  $B = W = 12.7$  mm;  $a/W = 1/3$ ;  $\rho = 0.25$  mm;  $2\omega = 45^\circ$ , up to a value of 2.6 /25/. According to already mentioned calculations /40/ this value is smaller:  $K_{\sigma p} = 2.35$ , but quickly increases with increasing plasticization ( $F/F_{gy} > 1$ ). At the end of range II, i.e. at the initiation of a ductile fracture, according to other calculations on ISO V-specimens /30/,  $K_{\sigma p}$  can also increase up to 3.0. Thus presumably no effective reduction in constraint takes place in this range, and hence no reduction in  $K_{\sigma p}$ . Also the possibility cannot be excluded that a tendency in that direction is compensated or over-compensated by the plastic deformation occurring below the notch root at

kompensiert wird. - Weiterhin vergrößert sich von  $T_{gy}$  ab der Kerbflankenwinkel  $2\omega$ , was einen wenn auch nur geringen Abbau von  $K_{\sigma p}$  bewirken sollte /27/.

Eine genauere Quantifizierung der einzelnen Faktoren in der Spaltbruchbedingung (Gl. 6) ist bei  $T > T_{gy}$  im Augenblick also noch nicht möglich, so daß die weiteren Untersuchungen auf eine Ordnung phänomenologischer Einzelheiten beschränkt bleibt:

Der Spaltbruch schreitet instabil (schnell) vom Nukleus nach allen Seiten fort, also auch zum Kerbgrund hin; an den Berandungen - und auch im Kerbgrund - wird die Mehrachsigkeit des Spannungszustandes soweit abgebaut, daß der Bruchmechanismus umschlägt und kleinste Scherlippen (Wabenbruch) entstehen. Die Entstehung dieser kleinen Scherlippen ist aber in Bezug zum gesamten Bruchvorgang als *S e k u n d ä r* vorgang zu bezeichnen.

Der Nukleus des Spaltbruches entfernt sich in diesem Bereich merklich vom Kerbgrund (Bild 9). Die an den gebrochenen Proben aus dem C-Strahl ausgemessenen Abstände  $b = 0,35 \dots 0,55$  mm liegen jedoch in dem auch im Schrifttum angegebenen Bereich /25,30/.

### 5.3.3 Bereich III:

Wesentlich andere Verhältnisse liegen im Temperaturbereich III vor, der vom Bereich II durch die Temperatur  $T_i$  abgegrenzt wird (Bild 7). Der Index "i" kennzeichnet dabei das von dieser Temperatur ab beobachtete Auftreten (Initiation) eines daumennagelförmigen Wabenbruches so-

$\sigma_{yy \max}$  (fig. 8b) and the associated work hardening /27/. - The notch side angle  $2\omega$  continues to increase from  $T_{gy}$  onward, which should give rise to a reduction in  $K_{\sigma p}$ , even though this may be small /27/.

It is not yet possible at present, therefore, to quantify more precisely the individual factors in the cleavage fracture condition (Eq. 6) with  $T > T_{gy}$ , so that further investigations must remain limited to an ordering of phenomenological details:

Cleavage fracture propagates in an unstable manner (rapidly) from the nucleus to all sides, in other words to the notch root also; at the edges - and in the notch root - the multiaxiality of the stress condition is reduced to such a degree that the fracture mechanism is reversed and minute shear lips (fibrous fracture) are formed. The formation of these tiny shear lips has to be regarded as a *s e c o n d a r y* process, however, taken in relation to the overall process of fracture.

The nucleus of cleavage fracture in this region shows a marked movement away from the notch root (fig. 9). The distances  $b = 0.35 \dots 0.55$  mm measured on fractured specimens of the carbon steel, however, are in a region which is also given in the literature /25, 30/.

### 5.3.3 Range III

The conditions present in temperature range III, which is separated from range II by temperature  $T_i$ , are fundamentally different (fig. 7). The index "i" here denotes the initiation observed from this

gleich nennenswerter Abmessungen im Kerbgrund. An diesen "Daumennagel" schließt sich dann wieder ein kristalliner Bruchflächenanteil (der sog. kristalline Fleck) mit ebenfalls wieder anhand eines Nukleus erkennbarer Ausgangsstelle an, dessen schnelles Fortschreiten im Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramm (Bild 7) durch einen steilen Kraftabfall gekennzeichnet ist, im Gegensatz zum stabilen (langsamen) Fortschreiten des Daumennagelbruches zu Beginn der Plastizierung. Dieser instabile Bruch wird bei höheren Temperaturen wieder aufgefangen und geht dann wieder in einen stabil fortschreitenden duktilen Restbruch an den Seiten und im Probenrücken über, was im Schlagkraft-Durchbiegungs-Diagramm am Auftreten des Punktes ④ erkennbar wird (Bild 1 u. 7).

Die Deformation  $f_{pl} ② = f_{pl i}$  der Probe, von der ab im Kerbgrund ein daumennagelförmiger Schubriß entsteht, ist anhand des Schlagkraft-Diagramms nicht sicher festzulegen. Da sich der Werkstoff im Kerbquerschnitt mit zunehmender bleibender Durchbiegung ständig verfestigt, kann nicht angenommen werden, daß dieser Riß erst im Schlagkraftmaximum ( $F_{max}$ ) entsteht, und  $F$  dann bei kleiner werdendem tragenden Querschnitt langsam abfällt. Die bereits o.a. Untersuchungen von Norris /21/ haben dagegen gezeigt, daß aufgrund des ausgesprägten Verformungsanstieges im Kerbgrund ein duktiler Riß selbst bei sehr duktilen Werkstoffen sehr frühzeitig, d.h. bei geringen Globalverformungen der Probe und weit vor Erreichen des Kraftmaximums entsteht (Bild 10).

temperature onward of a thumbnail-shaped fibrous fracture which is immediately of significant dimensions in the notch root. A crystalline fracture portion (the so-called crystalline spot) then continues from this thumbnail with a starting point which is likewise recognizable by a nucleus; its rapid propagation in the impact load - deflection diagram (fig. 7) is characterized by a steep drop in load, in contrast to the stable (slow) propagation of the thumbnail fracture at the start of plasticization. This unstable fracture is checked at higher temperatures, changing into a ductile residual fracture which propagates in a stable manner, at the sides and on the back of the specimen; this is recognizable at point ④ on the impact load - deflection diagram (fig. 1 and 7).

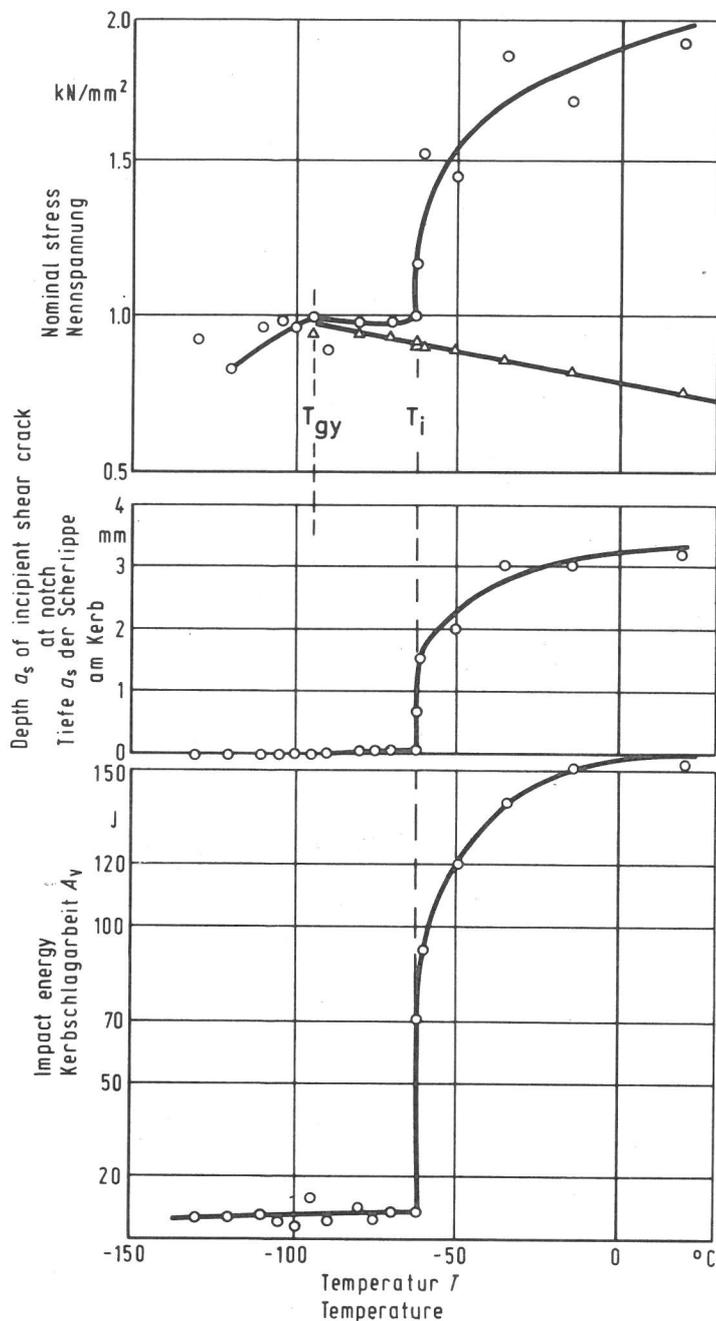
The deformation  $f_{pl} ② = f_{pl i}$  of the specimen, at which a thumbnail-shaped shear crack is initiated cannot be determined with certainty by means of the impact load - deflection diagram. Since the material constantly work-hardens in the notch cross-section with increasing plastic deflection, it cannot be assumed that this crack is only initiated when the maximum impact load ( $F_{max}$ ) is attained and that  $F$  then slowly falls as the load-bearing cross-section becomes smaller. The previously mentioned studies by Norris /21/, on the other hand, have shown that, because of the marked increase in deformation at the notch root, a ductile crack is initiated at a very early stage even in very ductile materials, i.e. at low overall deformations of the specimen, long before maximum force is reached (fig. 10).

Die Nettospannung  $\sigma_f$  bei Instabilwerden des Bruches, d.h. beim Umschlagen des langsam fortschreitenden wabenförmigen in einen schnell fortschreitenden spaltflächigen Bruch steigt bei  $T_i$  spontan an und erreicht dann bei  $T > T_i$  schnell größere Werte merklich oberhalb von  $\sigma_{gy}$ , was typisch für gekerbte Biegeproben ist. Die plastische Probendurchbiegung  $f_{pl\ inst.} = f_{pl} \textcircled{3}$  kann aus der Lage des Kraftabfalls in F-f-Diagramm ( $\textcircled{3}$  in Bild 1) sicher ermittelt werden.  $f_{pl\ inst.}$  zeigt im Bereich III ebenfalls schnell mit der Temperatur ansteigende Werte (Bild 7), womit auch der entsprechende Anstieg für die Kerbschlagarbeit  $A_v$  erklärbar wird. Dabei ist auffällig, daß bei der Temperatur  $T_i$  für alle vier beim instrumentierten Versuch zur Verfügung stehenden Größen ( $\sigma_f$ ,  $f_{pl\ inst.}$ ,  $a_s$ ,  $A_v$ ) stets ein auch mit einem Streugebiet verbundener Steilabfall vorliegt, der von Fall zu Fall unterschiedlich deutlich, gelegentlich aber auch ganz ausgeprägt (Bild 11) vorliegt. Dabei liegt zumeist in diesem Steilabfall oder im sich daran anschließenden Temperaturbereich der starken Zunahme von  $A_v$  das für praktische Zwecke oft zur Bestimmung der Übergangstemperatur  $T_{ii}$  benutzte Kriterium  $A_v = 27\text{ J}$  entsprechend dem früher geltenden Wert für die Kerbschlagzähigkeit von  $3,5\text{ kgm/cm}^2$ .

Der Mechanismus des Bruchvorganges im Bereich III ist zweifelsfrei durch die gegenüber I und II sich umkehrende zeitliche Reihenfolge der Bruchvorgänge gekennzeichnet. Das ist durch folgende mit steigender Temperatur zu erwartende Veränderungen zu erklären:

The net stress  $\sigma_f$  at fracture instability, i.e. when the slowly propagating fibrous fracture becomes a fast propagating cleavage fracture, increases spontaneously at  $T_i$  and, when  $T > T_i$ , rapidly attains higher values substantially above  $\sigma_{gy}$ , which is typical for notched bend specimens. The plastic specimen deflection  $f_{pl\ inst.} = f_{pl} \textcircled{3}$  can then be determined with certainty from the position of the load drop in F-f diagrams ( $\textcircled{3}$  in fig. 1). In range III  $f_{pl\ inst.}$  also shows values which increase rapidly with temperature (fig. 7), which also explains the corresponding increase in impact energy  $A_v$ . It is noticeable here that a steep drop, albeit associated with an area of scatter, is always in evidence for all four magnitudes ( $\sigma_f$ ,  $f_{pl\ inst.}$ ,  $a_s$ ,  $A_v$ ) which are available in the instrumented test. This steep drop is variously marked from one case to another, but is occasionally quite pronounced (fig. 11). It is usually in this steep drop or in the neighbouring temperature range of the sharp increase in  $A_v$  that the criterion  $A_v = 27\text{ J}$  - frequently used for the determination of the transition temperature  $T_{ii}$  - is to be found in accordance with the previously applicable value for notch-impact toughness of  $3.5\text{ kgm/cm}^2$ .

The mechanism of fracture in range III is doubtless characterized by the time-dependent sequence of fracture processes which show the reverse pattern to that of I and II. This is to be explained by the following changes, which are to be expected with increasing temperature:



**Bild 11**

Ergebnisse instrumentierter Kerbschlagversuche (ISO-V-Proben) mit Kerblage in einem UP-Schweißgut, spannungsarmgeglüht. Zusatzwerkstoff S2Mo, 4 mm Dmr., Schweißpulver UV 420 TT (WU). Streckenenergie 20...23 kJ/cm.

**Fig. 11**

Results of instrumented notch-impact tests (ISO-V-specimens) with notch located in a UP weld, stress-relieved. Filler metal S2Mo, 4 mm Dia., welding powder UV 420 TT (WU). Heat input 20 ... 23 kJ/cm.

- Umschlagen des Plastizierungstyps vom "Scharnier"-Typ zu einer Vollplastizierung des gesamten Kerbbereiches der Probe /27/,
- nach anfänglichem Anstieg von  $K_{\sigma p}$  bei Initiierung eines Risses ( $2\omega = 45^\circ \rightarrow 0^\circ$ ) dann möglicherweise sogar eine Verminderung dieser Werte /3,27/,
- weiter sinkende Fließgrenze  $\sigma_y(T)$  und
- weiter anwachsende Kerbgrundplastizierung bis zur Initiierung eines duktilen Risses.

Somit kommt es primär an der Stelle

- transformation of the mode of plasticization from the hinge type to a full plasticization of the entire notch region of the specimen /27/,
- after an incipient increase in  $K_{\sigma p}$  on the initiation of a crack ( $2\omega = 45^\circ \rightarrow 0^\circ$ ) possibly even a reduction in these values /3, 27/,
- a further reduction in yield point  $\sigma_y(T)$  and
- a further increase in notch root plasticization up to the initiation of a ductile crack.

der stärksten Plastizierung, d.h. im Kerbgrund, zu einem duktilen Anriß /3,27/, der zunächst stabil (langsam) fortschreitet. Dazu haben FE-Rechnungen /30,31/ ergeben, daß die Verschiebungen und damit auch die Plastizierung in der Mitte der Proben (bei B/2) generell größer als an den Seitenflächen ist, während die Duktilität bei B/2 aufgrund der dort größten Querspannungen  $\sigma_{zz}$  am geringsten ist. Das hat zur Folge, daß der Anriß in Form eines "Daumennagels" in Probenmitte am weitesten fortschreitet. Erst nach Entstehen und Fortschreiten dieses duktilen Bruches liegen dann v o r dessen Spitze durch

- die geometrische Ausschärfung ( $2\omega = 0$ ),
- die zunehmende Rißtiefe ( $a/W > 0,2 \rightarrow 1$ ) und
- die starke Kaltverfestigung

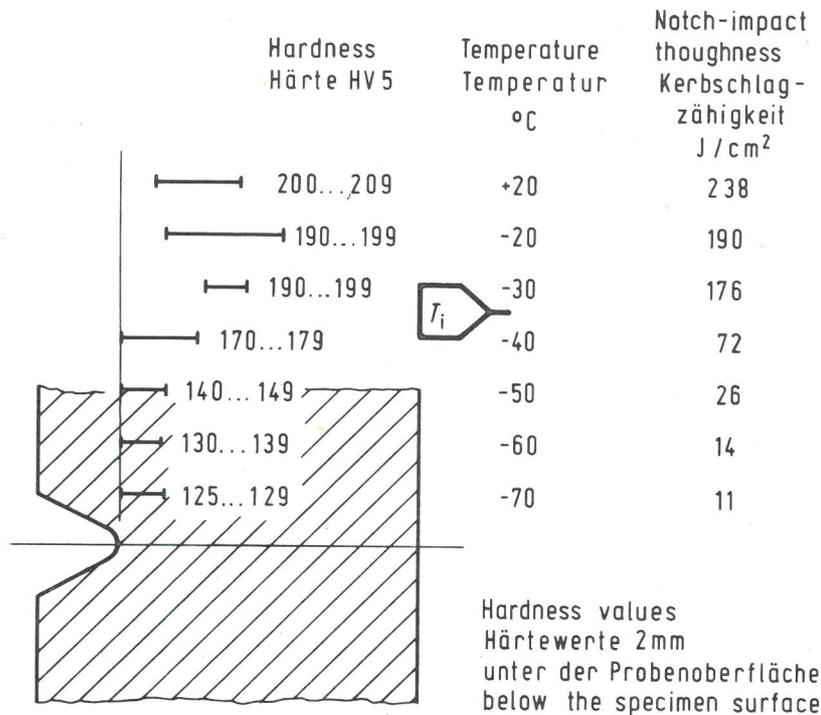
wieder die Bedingungen für das Entstehen eines spaltflächigen instabil fortschreitenden Bruches vor.

Die angeführten Vermutungen bezüglich der Reihenfolge des Bruchgeschehens in diesem Bereich werden auch durch eine Analyse der Härte- und damit der Verformungsverteilung im Kerbquerschnitt gestützt /32/. Bild 12 zeigt eine Zusammenfassung; danach steigt mit zunehmender Temperatur die Härte und damit die durchlaufene plastische Verformung am Kerbgrund, die dann zunächst durch den durch den gesamten Kerbquerschnitt laufenden Spaltbruch unterbrochen wird, so daß an keiner Stelle höhere Kaltverfestigungen auftreten können. Von der Tempertur  $T_1$  ab liegt jedoch die Stelle höchster Härte (Plastizierung) nicht mehr am Kerbgrund, sondern mehrere Millimeter davor, was auf das Vorliegen

Thus a ductile crack develops p r i m a - r i l y at the point of maximum plasticization, i.e. at the notch root /3, 27/, which is initially propagated in a stable (slow) manner. In addition, FE calculations /30, 31/ have shown that displacements and hence also plasticization at the specimen centres (at B/2) are generally larger than on the side surface, while the ductility at B/2 is lowest because of the maximum cross-sectional stresses  $\sigma_{zz}$  acting there. The consequence of this is that the incipient thumbnail-shaped crack propagates furthest at the specimen centre. It is only when this ductile fracture has been initiated and has propagated that the conditions for the initiation of cleavage fracture propagating in an unstable manner are present because of

- geometrical sharpening ( $2\omega = 0$ ),
- the increasing depth of the crack ( $a/W > 0.2 \rightarrow 1$ ) and
- the high degree of cold working.

The assumptions stated regarding the sequence of fracture in this range are also supported by an analysis of the distribution of hardness and hence deformation in the notch cross-section /32/. Fig. 12 shows a summary; after that hardness increases with increasing temperature and so does full plastic deformation at the notch root, which is then firstly interrupted by the cleavage fracture running through the entire notch cross-section, so that higher amounts of cold working cannot take place at any point. From temperature  $T_1$  onward, however, the point of maximum hardness (plasticization) is no longer at the notch root, but several



**Bild 12**

Lage (—) des am stärksten kaltverfestigten (Kaltverformten) Bereiches vor dem Kerbgrund einer ISO-V-Probe; RR St 37-3. Nach Krisch und Gramberg /32/.

**Fig. 12**

Position (—) of the zone of maximum strain hardened (cold deformation) area below the notch root of an ISO-V-specimen; RR St 37-3. After Krisch and Gramberg /32/.

stabil fortschreitender Schubanrisse hinweist, die jeweils eine Zone starker plastischer Verformung vor sich herschieben.

millimetres in front of it, which is indicative of the presence of stable-propagating shear cracks, which push ahead of them a zone of high plastic deformation.

Weitere Hinweise vermittelt auch die Lage des Spaltbruchnukleus. Zusätzlich zur Tiefe des primär, d.h. vor einem Spaltbruch (vorkritisch) entstandenen duktilen Anrisses  $a_s$  wurde auch der Abstand  $b$  des Spaltbruchnukleus vom Kerbgrund aus gemessen (Bild 9). Im Abstand  $(b-a_s)$  vor der jeweiligen Anriß-Spitze ist dann das mit dem Spaltbruchnukleus zusammenfallende Maximum  $\sigma_{yy \max}$  zu erwarten. Da der Übergang vom ISO-V-Kerb ( $2\omega = 45^\circ$ ;  $r = 0,25 \text{ mm}$ ) zur Rißspitze ( $2\omega = 0$ ;  $r \approx 0$ ) eine Verringerung des Abstandes der Stelle max. Normalspannung erwarten läßt, bestätigen die in Bild 9 zusammengestellten Meßergebnisse mit einem Sprung

Further indications are also furnished by the position of the cleavage fracture nucleus. In addition to the depth of the incipient ductile crack  $a_s$ , which has been initiated primarily, i.e. prior to a cleavage fracture (precritically), the distance  $b$  of the cleavage fracture nucleus was also measured from the notch root (fig. 9). The maximum  $\sigma_{yy \max}$  coinciding with the cleavage fracture nucleus is then to be expected at distance  $(b-a_s)$  from the tip of the ductile crack in question. Since the transition from the ISO V-notch ( $2\omega = 45^\circ$ ;  $r = 0.25 \text{ mm}$ ) to the crack tip ( $2\omega = 0$ ;  $r \approx 0$ ) prompts

von  $b$  zu geringeren Werten ( $b-a_s$ ) gerade bei der die Entstehung eines Schubanris-ses kennzeichnenden Temperatur  $T_1$  auch wiederum die angegebenen Reihenfolge der Bruchmechanismen.

Da bei  $T \geq T_1$  die Größe  $\sigma_f$  gleichzeitig die Nettospannung für den stabil fort-schreitenden Wabenbruch wie auch für den instabil einsetzenden Spaltbruch reprä-sentiert, ist in diesem Temperaturbereich die Differenz ( $\sigma_f - \sigma_{gy}$ ) auch kennzeich-nend für die jeweilige für ein Fort-schreiten des duktilen Bruches erforder-liche globale und damit auch für die lo-kale (Rißspitze) Plastizierung. Sie kenn-zeichnet damit auch das Formänderungsver-mögen (Duktilität) des Werkstoffes. Bei vergleichbarem Verfestigungsvermögen wird bei geringerer Duktilität des Werkstoffes die Differenz ( $\sigma_f - \sigma_{gy}$ ) somit kleiner zu erwarten sein und die Temperatur  $T_1$  näher an  $T_{gy}$  heranrücken, als bei hoher Dukti-lität.

Für Stähle mit ausreichender, z.B. durch hohe Werte für die Brucheinschnürung ge-kennzeichneter Duktilität wird stets  $T_{gy} < T_1$  sein. Nur bei Werkstoffen mit gerin-gem plastischen Formänderungsvermögen ist dagegen wegen der auch bei  $F/F_{gy} \leq 1$  be-reits vorliegenden merklichen Verformun-gen im Kerbgrund (Bild 10) durchaus zu erwarten, daß bereits v o r Erreichen des vollplastischen Kerbquerschnittes ein duktiler Bruch im Kerbgrund entsteht und dann auch fortschreitet.

Ein zusätzlich zu beachtender Einfluß ist die bei Schlagversuchen im Kerbbereich auftretende Temperaturerhöhung durch die

the expectation of a reduction in the distance to the point of max. normal stress, the measurement results presented in fig. 9, with a leap from  $b$  to lower values ( $b-a_s$ ) precisely at temperature  $T_1$ , which characterizes the development of an incipient shear crack, again con-firm the sequence of the fracture mecha-nisms indicated.

Since, when  $T \geq T_1$ , the magnitude  $\sigma_f$  si-multaneously represents the net stress for fibrous fracture propagating in a stable manner and for cleavage fracture initiating in an unstable manner, the difference ( $\sigma_f - \sigma_{gy}$ ) in this temperature range is also characteristic to the over-all and hence also local (crack tip) plasticization required for the propaga-tion of a ductile fracture. It therefore also characterizes the fracture strain (ductility) of the material. With com-parable strain hardening capacity, the difference ( $\sigma_f - \sigma_{gy}$ ) at a lower level of material ductility may thus be expected to be less and the temperature  $T_1$  to move closer to  $T_{gy}$  than at higher levels of ductility.

For steels with sufficient ductility, e.g. ductility characterized by high values for reduction in cross-section at fracture,  $T_{gy}$  will always be less than  $T_1$ . Only in the case of materials with low fracture strain, on the other hand, it is fully to be expected that a ducti-le fracture will be initiated at the notch root and will also propagate before the fully plastic notch cross-section is attained, because of the pronounced de-formations already present at the notch

plastische Verformung. Im Kerbgrund kann diese bei adiabatischen Bedingungen und den dort vorliegenden Verformungskonzentrationen hohe Werte annehmen /33/. Für die ISO-V-Probe wurde bei "Initiation" (Bild 10b;  $\varphi_v \max \approx 0,89$ ) im Kerbgrundbereich ( $x \rightarrow 0$ ) eine Temperaturerhöhung  $\Delta T \approx 150$  K errechnet /21/. Die plastische Verformung bei "General Yield" ist dagegen insgesamt geringer, besonders an der Stelle des Spannungsmaximums  $\sigma_{yy \max}$  ( $x \approx 0,4$  mm), an der sich plastische Verformungen  $\varphi_v \approx 0,01 \dots 0,05$  (Bild 8 u. 10) /21/ bzw.  $\varphi_v = 0,075$  /40/ mit dann abzuschätzenden Werten  $\Delta T \approx 2 \dots 10$  K für die Temperaturerhöhung ergeben. Die Auswirkungen dieser verformungsbedingten Temperaturerhöhungen auf die Bruchvorgänge dürften aber insgesamt gering sein, da

- die die Bruchinitiation beeinflussende Verformungsfähigkeit (Duktilität) der Werkstoffe bei  $\Delta T \approx 150$  K noch nicht nennenswert beeinflusst wird und
- die Temperaturerhöhung am Spaltbruchnukleus im Bereich der Temperatur  $T_{gy}$  nur gering ist.

#### 5.3.4 Bereich IV:

Innerhalb dieses durch die Temperatur  $T_d$  (d: duktil) nach unten abgegrenzten Bereiches erfolgt der Probenbruch nur als stabil (langsam) fortschreitender Wabenbruch mit ausgeprägten plastischen Verformungen der Probe im gekerbten Bereich in Form von Querkontraktion und Breitung. Der sich einstellende Spannungskonzentrationsfaktor  $K_{\sigma p}$  reicht bei der hier niedrigen Fließgrenze  $\sigma_y(T)$  auch nach stärkerer Vorplastizierung trotz der dabei sich einstellenden Verfestigung, der geo-

root when  $F/F_{gy} \leq 1$  (fig. 10).

An additional influence to be taken into consideration is the increase in temperature occurring in impact testes in the region of the notch resulting from plastic deformation. At the notch root, this can assume high values under adiabatic conditions and with the strain concentrations present there /33/. For the ISO V-specimen, a temperature increase  $\Delta T \approx 150$  K /21/ was calculated at initiation (fig. 10b;  $\varphi_v \max \approx 0.89$ ) in the notch root zone ( $x \rightarrow 0$ ). Plastic strain at general yield, on the other hand, is smaller overall, particularly at the point of maximum stress  $\sigma_{yy \max}$  ( $x \approx 0.4$  mm), at which values for plastic strain  $\varphi_v \approx 0.01 \dots 0.05$  (figs. 8 and 10) /21/ respective  $\varphi_v \approx 0.075$  /40/ are obtained; values  $\Delta T \approx 2 \dots 10$  K can then be estimated for the temperature increase. The effects of these strain-related temperature increases on the fracture processes must be small in total, however, since

- the fracture strain (ductility) influencing initiation of ductile fracture in materials at  $\Delta T \approx 150$  K is not yet significantly influenced and
- the temperature increase at the cleavage fracture nucleus in the temperature range  $T_{gy}$  is low.

#### 5.3.4 Range IV

Within this range which is bounded below by the temperature  $T_d$  (d: ductile), specimen fracture is exclusively fibrous, with stable (slow) propagation and with

metrischen Ausschärfung (Riß) und der zunehmenden Rißtiefe nicht mehr für die Entstehung eines spaltflächigen Bruches aus. Die Schlagkraft nimmt entsprechend dem vom Kerbgrund aus fortschreitenden Riß und dabei verbleibendem Rest-Kerbquerschnitt stetig, d.h. ohne den in den Bereichen I, II und III beobachteten instabilen Vorgang ab. Die Kerbschlagarbeit liegt, entsprechend der großen Probendeformation bis zum endgültigen Bruch, in der Hochlage und ändert sich in diesem Bereich nicht mehr wesentlich.

## 6. Zusammenfassung

Beim herkömmlichen Kerbschlagbiegeversuch wird als Beurteilungsgröße die verbrauchte Schlagarbeit gewonnen. Diese integrale Aussage des konventionell, d.h. im plastischen Werkstoffbereich geführten Versuches ist zweifellos nach wie vor eine nützliche Form der Qualitätsüberwachung und Werkstoffabnahme. Eine Instrumentierung erlaubt jedoch bereits hier eine Aufgliederung der in diese globale "Zähigkeit" eingehenden Größen "Festigkeit" und "Verformungsvermögen" des Werkstoffes. - Weiter differenzierende Aussagen auch im Sinne eines Vergleiches von Werkstoffen oder Werkstoffzuständen auf der Grundlage unterschiedlicher Eigenschaften

pronounced plastic straining of the specimen in the notched zone, taking the form of transverse contraction and widening. The stress concentration factor  $K_{\sigma p}$  is no longer sufficient for the development of a cleavage fracture at the low yield stress  $\sigma_y(T)$  obtaining here, even after extensive pre-plasticization, in spite of the associated work hardening, geometrical sharpening (crack) and increasing crack depth. Impact load decreases constantly commensurate with the crack as it propagates from the notch root and with the residual notch cross-section i.e. without the unstable progress observed in ranges I, II and III. The impact energy absorbed - consistent with the high specimen strain up to final fracture - lies in the upper shelf and does not show any significant change in this range.

## 6. Summary

In the conventional notch-impact bend test, the magnitude used for evaluation is the amount of impact energy absorbed. This integral analysis from a test conducted in a conventional manner, i.e. in the plastic material range, is doubtless a useful approach to quality control and material acceptance. Instrumentation, however makes possible a more discriminating approach in respect of the factor "strength" and "deformation capacity" which form part of this overall "toughness". Greater differentiation of results - including comparison of materials or material conditions - on the basis of different properties in relation to dif-

in Bezug auf unterschiedliche Bruchmechanismen (Spaltbruch, Wabenbruch) sind jedoch nur aus dem mit einer genauen fraktographischen Analyse kombinierten instrumentierten Versuch zu erwarten. Gleiches gilt auch für die auf das Bruchgeschehen einwirkenden Randbedingungen wie z.B. die globale und die lokale Constraint-Wirkung, die ihrerseits von Probengeometrie, Kerbform, Prüfgeschwindigkeit und Fließgrenze (und damit von der Temperatur) abhängen.

Differenzierende Aussagen bezüglich der beiden Bruchmechanismen sind beim Kerbschlagversuch besonders dort zu erwarten, wo die Brucharten primär auftreten, d.h. für den spaltflächigen Bruch im Temperaturbereich  $T < T_i$ , für den Wabenbruch bei  $T > T_i$ .

Für den Spaltbruch kann die Temperatur  $T_{gy}$  als signifikante Größe herangezogen werden, wobei es Ziel weiterer eingehender FE-Analysen wäre, für den dort gerade vollplastischen Kerbquerschnitt und verschiedene Werkstoffgesetze besser gesicherte Angaben über  $K_{\sigma p}$  zu erarbeiten. Aus den hier in der extremen Tieflage liegenden Kerbschlagarbeits-Werten ist eine verwertbare Aussage nicht zu erwarten. Als werkstoffbezogene Einflußgrößen auf  $T_{gy}$  sind die Spaltbruchfestigkeit  $\sigma_{fc}$  und die Fließgrenze  $\sigma_y(T, \dot{\epsilon})$  zu nennen. Für beide Größen liegt ein Korngrößen- und Verfestigungseinfluß vor.

Die Temperatur  $T_{gy}$  hat generell große praktische Bedeutung für Sicherheitsabschätzungen an realen Bauteilen aus zähen Stählen mit Rissen oder ähnlichen Fehl-

ferent fracture mechanisms (cleavage fracture, fibrous fracture), however, can only be expected from the instrumented test combined with a precise fractographic analysis. The same applies to the boundary conditions acting upon the fracture process, for example the overall and local constraint effect which, in turn, is dependent on specimen geometry, notch shape, test velocity and yield point (and hence also temperature).

Discriminating information regarding the two fracture mechanisms may be obtained from the notch-impact test particularly where the modes of fracture occur primarily, i.e. for cleavage fracture in the temperature range  $T < T_i$ , for fibrous fracture where  $T > T_i$ .

For cleavage fracture, the temperature  $T_{gy}$  can be adduced as a significant magnitude and an aim of further detailed FE analyses would be to develop more reliable data for  $K_{\sigma p}$  for the fully plastic notch cross section at that temperature and for various material properties. Impact energy values which in this case occur at the extreme low shelf cannot be expected to supply useful information.

Cleavage fracture stress  $\sigma_{fc}$  and yield stress  $\sigma_y(T, \dot{\epsilon})$  may be mentioned as material-related factors influencing  $T_{gy}$ . For both values there is a grain size and work hardening influence.

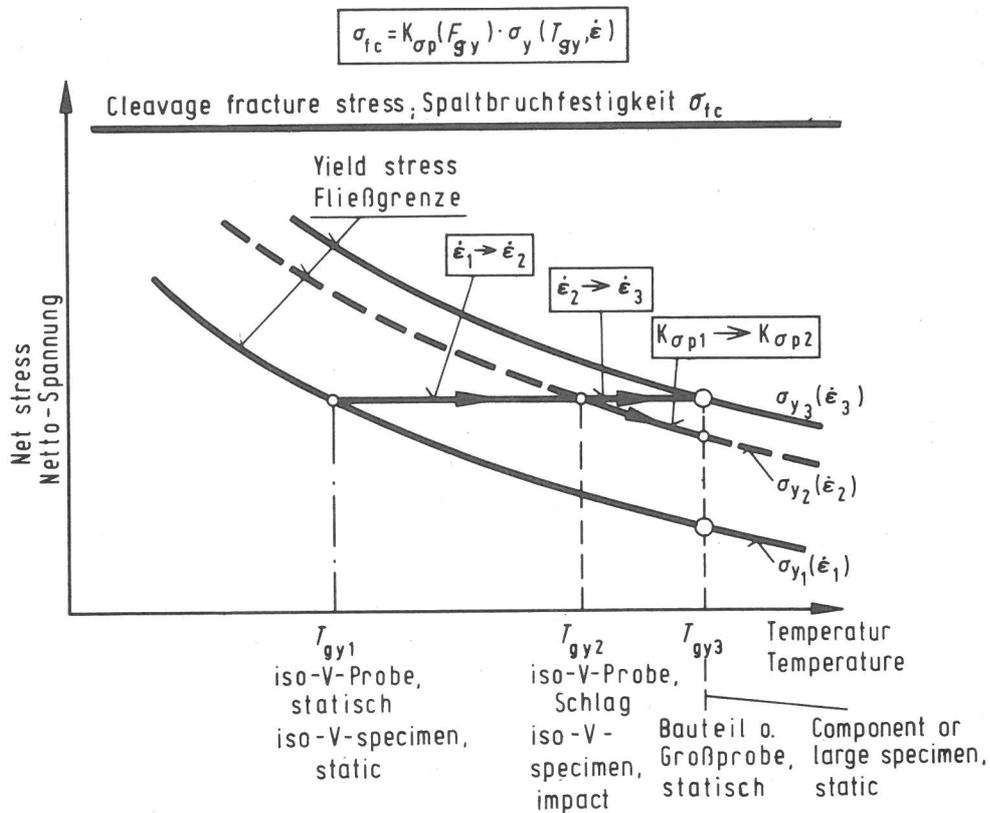
Temperature  $T_{gy}$ , generally speaking, has great practical importance for evaluations of safety in real components of tough steels with cracks or similar dis-

stellen. Für eine Abschätzung der Versagenslast nach dem Konzept des plastischen Kollapses wird nach plastischen Ansätzen für den jeweils tragenden Nettoquerschnitt die Traglast ermittelt /34, 35/. Als Kollapsspannung  $\sigma_{Koll}$  wird dabei die Zugfestigkeit  $\sigma_{Koll} = \sigma_u (\hat{=} R_m)$  oder der Mittelwert  $\sigma_{Koll} = 0,5 (\sigma_y + \sigma_u)$  eingesetzt. Neuere Untersuchungen ergaben dazu, daß nur die Verwendung der Fließgrenze  $\sigma_y$  als Kollapsspannung in allen Fällen ausreichend sichere Traglastwerte liefert /36/. - In jedem Falle muß bei der Anwendung dieses Konzeptes sichergestellt sein, daß die tiefste Betriebstemperatur  $T_{Betrieb} > T_{gy}$  (Bauteil) ist, da nur dann der Nettoquerschnitt vor einem Bruch vollplastisch wird.

Eine Abschätzung von  $T_{gy}$  (Bauteil) wird nun eher aus der im instrumentierten Kerbschlagbiegeversuch ermittelten Temperatur  $T_{gy}$  möglich sein, als mit Hilfe der konventionellen Beurteilungsgrößen  $T_{\dot{u}}$  und  $A_v$ . In Bild 13 ist schematisch im Davidenkov-Orowan-Diagramm /22, 23/ dargestellt, wie  $T_{gy}$  eines statisch beanspruchten Bauteils (oder einer großen Probe) mit einem Riß oder einem anderen Fehler auch mit einer kleinen Probe, wie z.B. der Kerbschlagprobe, durch gezielte Erhöhung der Prüfgeschwindigkeit und ggf. Variation der Probenabmessungen und der Kerbschärfe angenähert werden kann; erste Untersuchungen bestätigen diese Möglichkeit ganz generell /37/. Die viel geringere Constraint-Wirkung in der kleinen Probe wird dabei ganz oder teilweise durch die geschwindigkeitsbedingte (Schlagversuch) Fließgrenzenerhöhung kompensiert.

continuities. For an estimation of the failure load according to the concept of plastic collapse, the bearing load is determined for the net load bearing cross section in accordance with plastic criteria /34, 35/. The tensile strength  $\sigma_{Koll} = \sigma_u (\hat{=} R_m)$  or the mean value  $\sigma_{Koll} = 0.5 (\sigma_y + \sigma_u)$  is written for the collapse stress  $\sigma_{Koll}$ . More recent investigations have shown that only the use of the yield stress  $\sigma_y$  for collapse stress will supply sufficiently safe bearing load values in all cases /36/. - At all events, where this concept is used, it must be ascertained that the lowest operating temperature is  $T_{operat.} > T_{gy}$  (component), since only in that case the net cross-section becomes fully plastic before a fracture.

$T_{gy}$  (component) may be estimated more readily from the temperature  $T_{gy}$  determined in the instrumented notched-bar impact test than with the aid of the conventional magnitudes of evaluation  $T_{\dot{u}}$  and  $A_v$ . Fig. 13 shows in schematic form how in the Davidenkov-Orowan-Diagramm /22, 23/  $T_{gy}$  can be approximated for a statically loaded component (or a large specimen) with a crack or some other flaw - even using a small specimen, such as the notch-impact specimen - by a controlled increase in testing velocity and, where appropriate, by varying specimen dimensions and notch sharpness; initial investigations have confirmed this possibility in a very general way /37/. The much smaller constraint effect in the small specimen is either fully or partially compensated for by the velocity-related (impact test) increase in yield stress.



**Bild 13**

Darstellung des Einflusses der Verformungsgeschwindigkeit ( $\dot{\epsilon}_1 < \dot{\epsilon}_2 < \dot{\epsilon}_3$ ) und des plast. Spannungskonzentrationsfaktors ( $K_{\sigma p1} < K_{\sigma p2}$ ) auf die Temperatur  $T_{gy}$  im Davidenkov-Orowan-Diagramm. Stark schematisierte Darstellung.

**Fig. 13**

Representation of the influence of strain rate ( $\dot{\epsilon}_1 < \dot{\epsilon}_2 < \dot{\epsilon}_3$ ) and the plastic stress concentration factor ( $K_{\sigma p1} < K_{\sigma p2}$ ) on temperature  $T_{gy}$  in the Davidenkov-Orowan diagram. Highly schematized.

Die bei der Temperatur  $T_1$  vorliegende plastische Probenverformung, z.B. durch  $f_{pl1}$  gekennzeichnet, bei der erstmalig primär ein duktiler Anriß entsteht, kennzeichnet die Duktilität, d.h. das Formänderungsvermögen des Werkstoffes. Hier dürfen als Haupteinflußgrößen der Gehalt und die Verteilung nichtmetallischer Einschlüsse vermutet werden, die erfahrungsgemäß die Bruchformänderung besonders bei geringen Gehalten stark beeinflussen. Über bereits vorliegende Untersuchungen /21/ hinausgehende weitere auch für unterschiedliches Werkstoffverhalten sollten hier einen breiten Überblick über die Formänderungskonzentrationen ( $K_\epsilon$ ) im

The plastic specimen strain occurring at temperature  $T_1$ , characterized by  $f_{pl1}$  for example, at which a ductile crack develops for the first time primarily, characterizes the ductility, i.e. the deformation capacity of the material. Here the suspected main factors of influence are the content and distribution of non-metallic inclusions which have been found by experience to have a particularly marked influence on deformation at fracture, particularly with low contents. Further investigations going into greater depth than those available to date /21/, also covering variations in material behaviour, should provide a broad overview

Kerbgrund und über die dort wirksamen Spannungsverhältnisse  $\sigma_{zz}/\sigma_{yy} = 0 \dots 0,5$  schaffen.

Ein großer Abstand zwischen  $\sigma_f$  und  $\sigma_{gy}$  und somit auch zwischen  $T_i$  und  $T_{gy}$  deutet auf ein gutes Formänderungsvermögen des untersuchten Werkstoffes hin. Erfolgt dagegen ein duktiler Anriß im Kerbgrund bei oder gar vor Erreichen des vollplastischen Zustandes des Kerbquerschnittes, d.h. bei  $T_i \leq T_{gy}$  so liegt ein wenig duktiler Werkstoff vor, und auch eine Anwendung des Konzeptes des plastischen Kollapses ist dann nicht möglich. Ein ungenügendes Formänderungsvermögen führt aus gleichen Gründen auch zu geringen Werten für die Kerbschlagarbeit  $A_v$  in der Hochlage bei  $T \geq T_d$ .

Ob stabiler (langsamer) oder instabiler (schneller) Rißfortschritt auftritt, hängt generell vom Bruchmechanismus (Spaltbruch, Wabenbruch) und von der während der Prüfung wirksamen Nachgiebigkeit der gesamten Prüfanordnung ab. Bei Wabenbruch ist die für einen Rißfortschritt (engl. tearing) erforderliche plastische Verformung im Kerbbereich und damit die globale Probendurchbiegung so groß, daß die Prüfanordnung beim Kerbschlagbiegeversuch fast die Bedingung "fixed grips" repräsentiert; damit ist instabiler Rißfortschritt bei Wabenbruch ausgeschlossen. Beim Spaltbruch ist die erforderliche Verformung für den Rißfortschritt dagegen so gering, daß die elastische Nachgiebigkeit der Anordnung dabei grundsätzlich instabilen Rißfortschritt erzwingt. - Diese auf den Kerbschlagbiegeversuch bezogene Aufteilung

of strain concentrations ( $K_e$ ) at the notch root and of the stress conditions  $\sigma_{zz}/\sigma_{yy} = 0 \dots 0.5$  effective there.

A large distance between  $\sigma_f$  and  $\sigma_{gy}$ , and hence also between  $T_i$  and  $T_{gy}$ , points to good deformation capacity of the material under investigation. If, on the other hand, a ductile crack is initiated in the notch root when or even before the fully plastic condition at the notch cross-section is attained, i.e. when  $T_i \leq T_{gy}$ , the material is of low ductility and it is not possible then to apply the concept of plastic collapse. Insufficient deformation capacity for the same reasons also results in low values for notch-impact energy  $A_v$  in the upper shelf when  $T \geq T_d$ .

Whether stable (slow) or unstable (rapid) crack propagation occurs depends generally on the fracture mechanism (cleavage fracture, fibrous fracture) and on the compliance during the test of the entire test assembly. In the case of ductile fracture, the plastic deformation required for crack propagation (tearing) in the region of the notch and hence the overall deflection of the specimen is so great that the test assembly in the notch-impact test almost represents the "fixed grips" condition. Unstable crack propagation with fibrous fracture is therefore impossible. For cleavage fracture, on the other hand, the amount of strain required for crack propagation is so small that the crack propagation is bound to be unstable in principle because of the elastic compliance of the assem-

ist allerdings auf keinen Fall auf andere Probenformen, Versuchansordnungen oder auf Bauteile zu übertragen, da deren Verhalten bezüglich stabilen oder instabilen Rißfortschritts im Bereich des Wabenbruches grundsätzlich von der elastischen Nachgiebigkeit der dann dort vorliegenden Gesamtanordnung abhängt /38/. - Da die bis zum Bruch aufgenommene gesamte Deformationsarbeit aber durch die Lage des Instabilitätspunktes im Kraft-Deformations-Diagramm (vergl. ③ in Bild 1) abhängt, ist auch nicht zu erwarten, daß  $A_V$ -Werte des Kerbschlagversuches ohne weiteres auf größere Proben oder auf Bauteile übertragbar sind.

Unabhängig von der bisher geübten Praxis der empirischen Bewertung der Bauteilsicherheit aufgrund von Erfahrungswerten für die Kerbschlagarbeit  $A_V$  und die Übergangstemperatur  $T_{\ddot{u}}$  ist eine werkstoffmechanisch begründete Übertragung von Ergebnissen dieses Versuches auf Bauteile daher eher auf der Grundlage der Temperaturen  $T_{gy}$  und  $T_i$  möglich; für die Bestimmung von  $T_{gy}$  ist eine Instrumentierung notwendig.

Ein vergleichbares Sicherheitsniveau kann aufgrund der vorliegenden Erörterung bei einem Vergleich unterschiedlicher Werkstoffe z.B. gleichen plastischen Verformungen bis zum Bruch unter Sicherstellung einer Mindestduktilität ( $T_{gy} < T_i$ ) zugeordnet werden. Nimmt man beim Kerbschlagversuch als kennzeichnende plastische Verformung die plastische Probendurchbiegung bei Rißinstabilität  $f_{pl\ inst.} = f_{pl}$  ③ an, so sind bei den hier vorliegenden Beanspruchungs- und Verformungsver-

bly. This arrangement, which is based on the notch-impact bend test, of course can never be transposed to other specimen shapes or test assemblies or to components, since their behaviour in respect of stable or unstable crack propagation in the fibrous fracture range is basically dependent on the elastic compliance of the complete assembly in operation in the case in question /38/. - Since, however, the total strain energy absorbed up to fracture depends on the position of the point of instability in the load - deformation diagram (cf ③ in fig. 1), it may not be assumed that  $A_V$  values from the notch-impact test can simply be transposed to larger specimens or to components.

In contrast to the practice hitherto applied of empirically evaluating component safety on the basis of values obtained by experience for notch-impact energy  $A_V$  and the transition temperature  $T_{\ddot{u}}$ , transposition justified by material mechanics of results from this test to components is more likely to be possible on the basis of temperatures  $T_{gy}$  and  $T_i$ . Instrumentation is required for the determination of  $T_{gy}$ .

A comparable safety level can be attributed, on the basis of the present discussion, at comparison of different materials, for example, to the same degree of plastic strain up to fracture with a minimum level of ductility ( $T_{gy} < T_i$ ) guaranteed. If in the notch-impact test we take the plastic specimen deflection with crack instability  $f_{pl\ inst.} = f_{pl}$  ③ to be

hältnissen aufgrund des Kerbschlagversuches vergleichbare Sicherheitsniveaus bei Werkstoffen unterschiedlicher Fließgrenze  $\sigma_y$  an unterschiedliche Anforderungen bezüglich der Kerbschlagarbeit  $A_V$  gebunden. Folgende grobe Abschätzung ergibt den dabei zu beachtenden Zusammenhang:

$$A_V(T) = F_{gy}(T) \cdot f_{pl \text{ inst.}} \quad (10)$$

Mit den in Tab. 2 zusammengestellten Verhältnissen (Spalte 2 und 7) kann die Abschätzung wie folgt erfolgen:

$$A_V(T) \approx \underbrace{\frac{F_{gy \text{ stat}}}{\sigma_y \text{ stat}} \cdot \frac{B(W-a)^2}{l}}_{\text{Mittelwert 1,30}} \cdot \underbrace{\frac{F_{gy \text{ Schlag}}}{F_{gy \text{ stat}}}}_{\text{Mittelwert 1,51}} \cdot \frac{\sigma_y \text{ stat}(T)}{\sigma_y \text{ stat}(20^\circ\text{C})} \cdot \underbrace{\sigma_y \text{ stat}(20^\circ\text{C})}_{\hat{=} R_e \text{ bzw. } R_{p0,2}} \cdot \underbrace{\frac{B(W-a)^2}{l}}_{15,24 \text{ mm}^2} \cdot f_{pl \text{ inst.}}$$

d.h. zusammengefaßt

$$A_V(T) \approx 30 \text{ mm}^2 \frac{\sigma_y \text{ stat}(T)}{\sigma_y \text{ stat}(20^\circ\text{C})} \cdot R_e \cdot f_{pl \text{ inst.}}$$

Dabei kann im Mittel bei Feinkornbaustählen und Stählen nach DIN 17 100 bei einer Temperatursenkung von z.B.  $+20^\circ\text{C}$  auf  $-60^\circ\text{C}$  mit einer Erhöhung der Fließgrenze um rd. 10 %, d.h. mit  $\sigma_y \text{ stat}(-60^\circ\text{C}) / \sigma_y \text{ stat}(20^\circ\text{C}) = 1,1$  gerechnet werden.

Damit ergeben sich als Beispiel die in Bild 14 für verschiedene Fließgrenzen zusammengestellten  $A_V$ -Werte für unterschiedliche plastische Probenverformungen und jeweils zwei Prüftemperaturen.

Für die Erzielung vergleichbarer Sicherheitsniveaus auch bei Bauteilen sind jedoch noch weitere Gesichtspunkte zu be-

the critical plastic strain, comparable safety levels in materials of different yield stresses  $\sigma_y$  are subject to different requirements in respect of notch-impact energy  $A_V$  under the loading and strain conditions arising here. The following approximation gives the context to be considered here:

$$A_V(T) = F_{gy}(T) \cdot f_{pl \text{ inst.}} \quad (10)$$

With the conditions presented in table 2 (columns 2 and 7), the approximation can be as follows:

$$A_V(T) \approx \underbrace{\frac{F_{gy \text{ stat}}}{\sigma_y \text{ stat}} \cdot \frac{B(W-a)^2}{l}}_{\text{mean value 1,30}} \cdot \underbrace{\frac{F_{gy \text{ impact}}}{F_{gy \text{ stat}}}}_{\text{mean value 1,51}} \cdot \frac{\sigma_y \text{ stat}(T)}{\sigma_y \text{ stat}(20^\circ\text{C})} \cdot \underbrace{\sigma_y \text{ stat}(20^\circ\text{C})}_{\hat{=} R_e \text{ resp. } R_{p0,2}} \cdot \underbrace{\frac{B(W-a)^2}{l}}_{15,24 \text{ mm}^2} \cdot f_{pl \text{ inst.}}$$

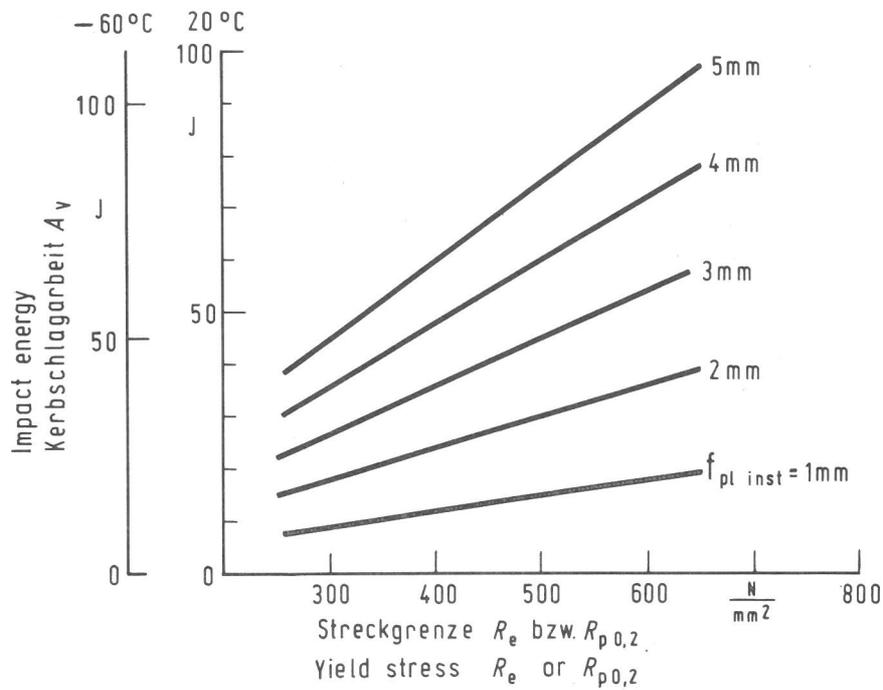
i.e. summarized:

$$A_V(T) \approx 30 \text{ mm}^2 \frac{\sigma_y \text{ stat}(T)}{\sigma_y \text{ stat}(20^\circ\text{C})} \cdot R_e \cdot f_{pl \text{ inst.}}$$

A mean increase of approx. 10 % in yield stress can be expected in fine-grained structural steels to DIN 17 100 with a temperature drop, for example, from  $+20^\circ\text{C}$  to  $-60^\circ\text{C}$ , i.e. where  $\sigma_y \text{ stat}(-60^\circ\text{C}) / \sigma_y \text{ stat}(20^\circ\text{C}) = 1.1$ .

By way of example, the  $A_V$  values presented in fig. 14 for different yield stresses are obtained for different plastic specimen strains at two testing temperatures in each case.

In order to achieve comparable safety levels in components also, however, other aspects have to be considered. Thus the



**Bild 14**

Erforderliche Kerbschlagarbeit für Werkstoffe unterschiedlicher Streckgrenze bei jeweils gleichem durch die plastische Probenverformung gekennzeichnetem Sicherheitsniveau.

**Fig. 14**

Notch-impact energy required for materials of different yield stress at the same level of safety characterized by specimen plastic strain.

rücksichtigen. So hat das Streckgrenzeniveau des Stahles einen Einfluß auf den Zusammenhang zwischen signifikanten Ergebnissen des Kerbschlagversuches und dem Verhalten großer Proben und Bauteile /39/.

yield stress level of the steel has an influence on the connection between significant results in the notch-impact test and the behaviour of large specimens and components /39/.

Die Verfasser danken Herrn Dr.-Ing. D. Aurich für die zahlreichen wertvollen Hinweise und die kritische Durchsicht des Manuskripts.

The authors wish to thank Dr. D. Aurich for the many valuable suggestions he has made and for his critical reading of the manuscript.

Ein Teil der Untersuchungen zur Instrumentierung wurde im Zusammenhang mit Arbeiten des Referenzbüros (BCR) der Europäischen Gemeinschaften zur Schaffung von Referenzmaterial für den Kerbschlagversuch durchgeführt. Das Referenzbüro der Gemeinschaften besorgte auch die Übersetzung der vorliegenden Veröffentlichung, wofür die Verfasser danken.

Some of the research on instrumentation was carried out in conjunction with work being done by the Bureau of Reference (BCR) of the European Communities for the acquisition of reference material for the notch-impact test. The Community Bureau of References also arranged for the translation of this publication, for which the authors would like to express their tanks.

## Literatur

- /1/ Naseband, K., E. Martin u. R. Helms: Einfluß der Probenform auf das Ergebnis des Kerbschlagbiegeversuches. Forschungsbericht des Landes Nordrhein-Westfalen, Nr. 1908, Köln und Opladen 1968.
- /2/ Degenkolbe, J., u. B. Müsgen: Analysen des Kerbschlagbiegeversuches durch Aufnahme von Kraft-Weg-Schaubildern mit einem instrumentierten Rotationsschlagwerk. Stahl u. Eisen 90 (1970), S.1348/50.
- /3/ Wullaert, R.A.: Applications of the instrumented Charpy impact test, in "Impact testing of metals", ASTM-STP 466, 1970, S. 148/64.
- /4/ Kuklinski, P., u. K. Zwetkow: Einfluß der Gefügeausbildung und der Prüftemperatur auf den Rißbildungs- und Rißausbreitungsanteil der Kerbschlagzähigkeit des Stahles C 45. Neue Hütte 18 (1973), S. 738/41.
- /5/ Green, A.P.: The plastic yielding of notched bars due to bending. Qu. J. Mech. Appl. Maths 6 (1953), S. 223/39.
- /6/ Green, A.P., u. B.B. Hundy: Initial plastic yielding in notched bend tests. J. Mech. Phys. Solids 4 (1965), S. 128/44.
- /7/ Ewing, D.J.F.: Calculations on the bending of rigid/plastic notches bas. J. Mech. Phys. Solids, 16 (1968), S. 205/13.
- /8/ Aurich, D., u. R. Helms: Grundlagen zum Spannungs- und zum Werkstoffverhalten bei quasistatischer Beanspruchung. VDI-Bericht Nr. 354 (1979), S. 7/25.
- /9/ Helms, R., u. S. Ledworuski: Reference material for proof tests of method and apparatus for notched-bar impact tests. Symposium on the Product and use of Reference Materials, 13. - 16. November 1979, Berlin.
- /10/ Ireland, D.R.: Procedures and problems associated with reliable control of the instrumented impact test, in "Instrumented Impact Testing", ASTM-STP 563, 1974, S. 3/29.
- /11/ Venzi, S., u. A. Martinelli: Determination of fracture mechanics parameters with instrumented impact tests. Meeting and panel discussion: "Industrial systems for crack speed and propagation resistance production", Costruzioni Aeronautiche Giovanni Agusta, Milano, 31.5. u. 1.6.1979.
- /12/ Meyer, L.W., u. K. Seifert: Entwicklung einer neuen Prüftechnik für die dynamische Bruchzähigkeitsmessung. DVM, 9. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge, 12.10.1977, Berlin.
- /13/ Kalthoff, J.F., H. Beinert, u. S. Winkler: Dynamische Effekte beim instrumentierten Kerbschlagbiegetest. DMM, 9. Sitzung des Arbeitskreises Bruchvorgänge 12.10.1977, Berlin.
- /14/ Ireland, D.R., u. J. Aleszka: Dynamic fracture toughness measurements from instrumented impact testing of precracked Charpy specimen. Quelle wie /10/.
- /15/ Persönliche Mitteilung von K. Wobst u. H. Krafka, BAM - 1.1
- /16/ Knott, J.F.: Fundamentals of Fracture Mechanics. London 1973, S. 34 ff.
- /17/ Dahl, W., u. H. Rees: Die Spannungs-Dehnungskurve von Stahl. Verlag Stahleisen mbH., Düsseldorf 1976
- /18/ Helms, R.: Untersuchung verfahrensbedingter Einflußgrößen auf die Aussagefähigkeit des Kaltversuches. Arch. Eisenhüttenwes. 46 (1975), Nr. 12, S. 789/94
- /19/ Schmidtman, E., u. H. Nierhoff+: Einfluß der Temperatur und Kerbschärfe auf das Spröbruchverhalten höherfester Stähle bei Schlagbeanspruchung. Arch. Eisenhüttenwes. 50 (1979), Nr. 4, S. 155/60.
- /20/ Manjoine, M.: Influence of rate of strain and temperature on yield stress of mild steel. J. appl. Mech. 11 (1944), S. A - 211.
- /21/ Norris, D.M. Jr.: Computer simulation of the Charpy-V-notch toughness tests.

- Engineering Fract. Mech. 11 (1979), S. 261/74
- /22/ Davidenkow, N.N., u. F. Wittmann:  
Techn. Phys. USSR, 4 (1937), S. 308.
- /23/ Orowan, E.:  
Trans. Inst. Engrs. and Shipbuilders Scot. 89 (1945/46), S. 165.
- /24/ Helms, R., u. K. Naseband:  
A ductile fracture criterion for metals.  
Fracture 1977, Vol. 2, ICF 4, Waterloo, Canada, Juni 1977, S. 503/11.
- /25/ Griffiths, J.R., u. D.R.J. Owen:  
An elastic-plastic stress analysis for a notches bar in plane strain bending.  
J. Mech. Phys. Solids 19 (1971), S. 419/31.
- /26/ Wilshaw, T.R., u. P.L. Pratt:  
The Effect of temperature and strain-rate on the deformation and fracture of mild steel Charpy specimens.  
Proc. 1rst Int. Conf. Fracture, Sendai, Japan, 1965, Vol. 2, S. 973/91.
- /27/ Knott, J.F.:  
Some effects of hydrostatic tension on the fracture behaviour of mild steel.  
J. Iron Steel Inst. 1966, S. 104/11.
- /28/ Dahl, W., H. Hengstenberg u. H. Behrens:  
Das Sprödbbruchverhalten unlegierter und niedriglegierter Baustähle im Kerbschlagbiege- und Zugversuch in Abhängigkeit von Korngröße, Temperatur, Vorverfestigung und Alterung.  
Stahl u. Eisen 88 (1968), S. 578/96.
- /29/ Aurich, D., u. K. Wobst:  
Der Einfluß plastischer Verformung auf den Spaltbruch von Stahl.  
Veröffentlichung in Kürze.
- /30/ Computer model for ductile fracture: Applications to the Charpy-V-notch test.  
EPRI NP-961, 1979.
- /31/ Brocks, W., u. H.-H. Erbe:  
Elastisch-plastische 3 D-FE-Rechnungen an einer Dreipunkt-Biegeprobe und einer CT-Probe.  
12. Sitzung des DVM-AK Bruchvorgänge, Freiburg 1980
- /32/ Krisch, A., u. U. Gramberg:  
Über die Verteilung der Verfestigung in ISO-V-Kerbschlagproben.
- Arch. Eisenhüttenwes. 48 (1977), Nr. 2, S. 105/108.
- /33/ Koropp, J., u. A. Kochendörfer:  
Temperaturerhöhung bei der plastischen Verformung von ungekerbten und gekerbten Zugproben eines Baustahls.  
Arch. Eisenhüttenwes. 49 (1978), Nr. 4, S. 189/93
- /34/ Dowling, A.R., u. C.H.A. Towley:  
The effect of defects on structural failure: A two-criteria approach.  
Intern. J. Pres. Vessel and Piping 3 (1975), S. 77 /107.
- /35/ Chell, G.G.:  
Elastic-plastic fracture mechanics, in Developments in Fracture Mechanics-1, herausgeg. von G.G. Chell, London, 1979
- /36/ Aurich, D., H. Veith u. R. Helms:  
Ermittlung kritischer Rißgrößen nach dem General-Yield-Kriterium.  
12. Sitzung des DVM-Arbeitskreises "Bruchvorgänge", Freiburg, 1980
- /37/ Helms, R., H. Veith u. J. Ziebs:  
Correlation between charpy test results and those from larger specimens and structures on the base of general yield.  
CSNI-meeting, 1.-3.12.1980, Palo Alto, Cal. USA.
- /38/ Paris, P.C., H. Tada, A. Zahoor u. H. Ernst:  
The theory of instability of the tearing mode of elastic-plastic crack growth.  
Paris, P.C., H. Tada, H. Ernst u. A. Zahoor:  
An initial experimental investigation of tearing instability theory.  
A treatment of the subject of tearing instability,  
NUREG-0311, Washington University, 1977.
- /39/ Aurich, D., R. Helms, H. Veith u. K. Wobst:  
Abschätzung der Anwendungsgrenzen des Kollapskonzeptes mittels des Kerbschlagversuches.  
Bericht 13. Sitzung des DVM-AK "Bruchvorgänge" am 6./7. Okt. 1981 in Hannover
- /40/ Wehner, G.:  
Spannungs- und Verformungsanalyse einer ISO-V-Probe; elast.-plast. 3D-FE-Rechnung.  
Interner BAM-Bericht vom 16.7.1981

## 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 Feuchtigkeitschutzes von Dehnungsmeßstreifen und Halbleitergebern**  
von Dr.-Ing. Götz Andrae

Nr. 3/September 1970 (vergriffen)

**Über das mechanische Verhalten von Aluminium-Stahl-Freileitungssellen 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 Netzwerkettendichte 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 Sprödbbruchverhalten 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

**Reiche- 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 Idealsotropen 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 ionisiertem 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 Spröbruchverhalten 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. Holzöhner

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 Andrae 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 behelzbarer 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. Langlie

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 Farbmeterik 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 Rücker

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

Nr. 66/Mai 1980

**Auswirkung von Druckentlastungsvorgängen auf die Umgebung**  
von Dr. rer. nat. Martin Hattwig

Nr. 67/Mai 1980

**Beitrag zur dynamischen Analyse von vorgespannten und vorbelasteten Feder-Masse-Systemen mit veränderlicher Gilederung unter stoßartiger Beanspruchung**

von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees

Nr. 68/Mai 1980

**Oberflächenmeßverfahren unter besonderer Berücksichtigung der Stereomeßtechnik. Entwicklung eines volleuzentrischen Präzisions-Goniometers**

von Dr. rer. nat. Dieter Petersohn

Nr. 69/Juni 1980

**Untersuchungen zur Integrität des Liners von Reaktorsicherheitshüllen (Containments) in Stahlbeton- und Spannbetonbauweise**

von Dr.-Ing. Frank Buchhardt und Dipl.-Ing. Peter Brandl

Nr. 70/August 1980 (vergriffen)

**Schwellenwerte beim Betondruckversuch**

von Dr.-Ing. Gerald Schickert

Nr. 71/August 1980

**Untersuchungen über durch den Boden gekoppelte dynamische Wechselwirkungen benachbarter Kernkraftwerksbauten großer Masse unter seismischen Einwirkungen**

von Dr.-Ing. Wolfgang Matthees und Dipl.-Ing. Götz Magiera

Nr. 72/September 1980

**Übertragbarkeit der Ergebnisse von Brandprüfungen am Beispiel von Stahl- und Holzstützen**

von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi

Nr. 73/November 1980

**Vergleichende Untersuchungen zum Tragverhalten von Klemmkupplungen für Stahlrohrgerüste nach bestehenden deutschen Prüfvorschriften und geplanten europäischen bzw. internationalen Prüfnormen**

von Dipl.-Ing. Peter Wegener

Nr. 74/November 1980

**ALGOL-Computerprogramm zur Berechnung zweidimensionaler instationärer Temperaturverteilungen mit Anwendungen aus dem Brand- und Wärmeschutz**

von Dr.-Ing. Reinald Rudolphi und Dipl.-Inform. Renate Müller

Nr. 75/November 1980

**Beitrag zur Kenntnis des zeitlichen und örtlichen Druckverlaufs bei der plötzlichen Entlastung unter Druck stehender Behälter und Behälterkombinationen**

von Dir. u. Prof. Dr. Hans-Jürgen Heinrich

Nr. 76/November 1980

**Deformationsverhalten von Rein- und Reinstaluminium sowie Cu 99,9 und St 37 bei Biegewechselbeanspruchung im Rasterelektronenmikroskop**

von Dr.-Ing. Dieter Klaffke und Prof. Dr.-Ing. Wolfgang-Werner Maennig

Nr. 77/April 1981

**Untersuchung des Verhaltens von Lagerzementen**

von Dipl.-Ing. Michael Gierloff und Dr.-Ing. Matthias Maultzsch

Nr. 78/September 1981

**Dynamische Wechselwirkung eines Schlenen-Schwellensystems mit dem Untergrund**

von Dr.-Ing. Werner Rücker

Nr. 79/Dezember 1981

**Ein Beitrag zur Untersuchung der wasserstoffbeeinflussten Kalttribneigung höherfester niedriglegierter Feinkornbaustähle mit dem Implantversuch**

von Dr.-Ing. Volker Neumann

Nr. 80/Dezember 1981

**Ursachen des Teileinsturzes der Kongreßhalle in Berlin-Tiergarten**

von Dr.-Ing. Arno Plank, Dr.-Ing. Werner Struck und Dr.-Ing. Manfred Tzschätzsch

Nr. 81/Dezember 1981

**Graphisch-rechnerisches Verfahren zum Erfassen der Zündhäufigkeit zündbarer Stoffe; Anwendung auf Datenmaterial aus dem Bereich der Statistik**

von Dipl.-Ing. Jürgen Schmidt

Nr. 82/April 1982

**Zur werkstoffmechanischen Beurteilung des Kerbschlagblegeversuches**

**Assessment of the mechanical behaviour of materials in the notched bar impact test**

von Rolf Helms, Hans-Joachim Kühne und Siegmund Ledworski