

軟鋼の低温における衝撃引張特性*

(鉄鋼材料の高速衝撃引張試験に関する研究—III)

作井誠太**・中村正久**・大森正信***・布村成具**

Tensile Impact Properties of Mild Steel at Low Temperature.

(Studies of tensile properties of steels under high-speed impulsive loading—III)

Seita SAKUI, Tadahisa NAKAMURA,

Masanobu OHMORI and Shigetomo NUNOMURA

Synopsis:

Brittle fracture strength of a mild steel under tensile loading was studied under different conditions of temperature, notch sharpness and deformation rate. The test temperature ranged from room temperature to liquid-nitrogen temperature and the deformation rate was varied from a quasistatic to a dynamic test with a impact velocity of 80 m/s.

The results obtained are summarized as follows:

(1) Both strength reduction factor and deformation limit to fracture are decreased and notch strength is increased on sharpening the notch of the test piece. The main features in these changes are similar in both static and impact tests, but the latter gives more marked changes than the former.

(2) Increase of impact velocity, sharpening of the notch and a drop in testing temperature give the same effect on the appearance of brittle fracture. The notch strength shows a maximum when the fracture mode changes from a ductile to a completely brittle appearance when any one of the above three factors is varied. The maximum fracture notch strength ranges from 102 to 115 kg/mm².

(3) Change of tensile impact properties of notched specimens on testing at different temperatures shows a similar tendency to that of bending properties in Charpy impact test as observed by the authors in the previous experiment (Tetsu-to-Hagané Overseas, 1 (1961), p. 38). At the transition from a ductile to a fully brittle fracture condition, the tensile fracture notch strength shows a maximum. The higher impact velocity gives the higher temperature at which the fracture strength reveals a maximum. The maximum fracture notch strength in brittle fracture ranges from 104 to 110 kg/mm².

(4) In all the static or the impact tensile tests, reduction of area after fracture of the notched specimen drops discontinuously into brittle fracture region and shows more remarkable change on increasing the impact velocity or on lowering the testing temperature.

(5) Brittle fracture of a plain specimen without notch occurs at the impact velocity of 10 m/s on testing at liquid-nitrogen temperature, giving the brittle fracture strength of 98 kg/mm².

(6) Some discussions have been made on the observed brittle fracture strength in relation to the testing conditions.

I. 緒 言

鋼の低温脆性の試験法は数多くの方法が提出されていて、鋼の選択に関しては非常に大きい功績を挙げてきた。しかるに鋼の低温脆性の改善はよく知られているごとく鋼自身の材質によつて解決せねばならず、したがつてこの脆性の本質に立入つた研究が必要であることは

いうまでもない。このためには材料学的には脆性クラックの発生の機構について^{2)~5)}、また材料力学的には脆性クラックの発生および伝播の応力条件あるいは脆性破壊

* 昭和36年10月本会講演大会にて発表

** 東京工業大学 工博

*** 東京工業大学

強度についておのおの別の立場より考察が進められてきた⁹⁾。これらにみられる実験方法は、極低温の諸種の静的引張試験を除いて、多くは切欠きあるいは溶接による脆性肉盛りなどの何らかの応力上昇因子を試けた試験片によつて行なうものであつて、破壊応力の解析に不明確な因子を多く含んでいる。また材料学的な研究は破壊エネルギーの比較を行なつたものが多く、強度の比較を行なつたものが少ない。

筆者らはさきにシャルピー衝撃試験において荷重を記録する方法を提案し、これを用いて2, 3の報告^{7)~9)}を行なつたのも、鋼の低温脆性の研究に最も広く行なわれる切欠き衝撃曲げ試験においても、破壊強度および破壊の過程を知ることによつて、実験結果の解釈を容易にせんとしたにほかならない。

今回はさきに報告した高速衝撃引張試験機¹⁰⁾により、種々の切欠き試験片および平滑試験片を用い、液体窒素温度程度までの低温において脆性破壊を容易にし、試験温度と変形速度を変化せしめた場合、脆性破壊の出現がいかなる条件にあるかについて行なつた基礎実験の結果について述べる。かかる研究に関しては筆者らの知る限りでは E. SIEBEL¹¹⁾らおよび D. S. CLARK¹²⁾らの簡単な報告がなされているのみである。したがつてこの報告は実験方法について主として述べたため1種類の軟鋼について行なつた結果のみであり、材質などの影響について

は次報以下にゆずる。

II. 実験方法

さきに報告した回転円板式高速衝撃引張試験機¹⁰⁾を用い、焼鈍軟鋼の平滑試験片および種種なる切欠き試験片を常温より液体窒素温度におよぶ温度範囲で衝撃引張破壊せしめ主として破断強さの比較を行なつた。試験方法は前報と同様であるので省略し、以下に試験片およびその冷却方法ならびに切欠き試験片における測定について述べる。

(i) 試験片

試料は Table 1 に示す化学組成を有する低炭素キルド鋼を用いた。熱間鍛造により作られた直径 25mm の素材を 900°C, 1h 燃鈍して試験片とした。試料の常温における静的引張試験の結果および結晶粒度も同じく Table 1 に示した。試験片の形状および寸法を Fig. 1 に、切欠き試験片の明細は Table 2 に示した。切欠き試験片の切欠き形状は全数を拡大投影器により検査して実験に供した。

(ii) 試験片の冷却方法

試験片の冷却は液体窒素によつた。装置の概要は Fig. 2 に示す。液体窒素容器にファンにより圧力をかけ、液体窒素を細い管に導き試験片の上方より吹付ける操作を断続することにより試験片を所定の温度に保持した。温度

Table 1. Chemical composition (wt %) of test pieces and results of static tensile test.

C	Mn	Si	P	S	Cu
0.11	0.59	0.19	0.025	0.019	0.09
Yield point kg/mm ²	Tensile strength kg/mm ²	Elongation %	Reduction of area %	Grain size No. A.S.T.M.	
30.1	41.2	29.5	72.4	7.5	

Table 2. Dimensions of notched test pieces.

Groups	Variables	Notations	Dimensions (mm)					
1	d/D	d/D D $d = \text{const.}$ $\rho = \text{const.}$	1.0	0.89	0.67	0.50		
			8.0	9.0	12.0	16.0		
			8.0	8.0	8.0	8.0		
			0.50	0.50	0.50	0.50		
2	D and d	$d/D = \text{const.}$ D d $\rho = \text{const.}$	0.67	0.67	0.67			
			15.0	12.0	9.0			
			10.0	8.0	6.0			
			0.50	0.50	0.50			
3	ρ	$d/D = \text{const.}$ $D = \text{const.}$ $d = \text{const.}$ ρ	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67	0.67
			12.0	12.0	12.0	12.0	12.0	12.0
			8.0	8.0	8.0	8.0	8.0	8.0
			0.05	0.10	0.25	0.50	1.0	2.0

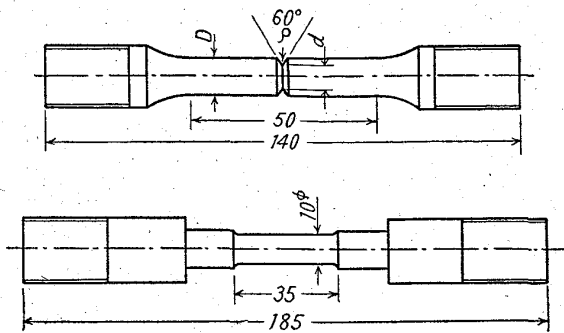


Fig. 1. Shapes and dimensions (mm) of test pieces used.

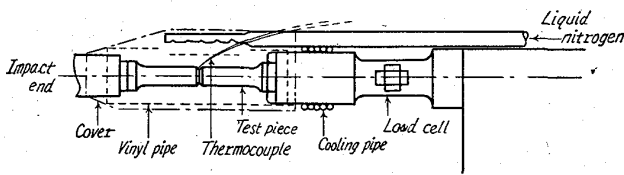


Fig. 2. Cooling system of the test piece.

は試験片に密着させた銅・コンスタンタン熱電対により測定した。ロード・セルには電気抵抗線歪計素子の保護のため、セルの一端に巻きつけた銅管に常温の水を流して保温してある。

なお、以上の方法によつて冷却した試験片の内外の各部の温度分布は標点距離内で $\pm 5^{\circ}\text{C}$ 以内にあり、実験の目的に十分そうことはあらかじめ確めた。

(iii) 切欠き試験片における測定

切欠き試験片における実験結果は通常の引張諸性質のほか、次に示すごとき数値を求めた。それらの記号および算出の方法などについて以下に示す。

引張強さ (平滑試験片のみに用いた) $\dots \sigma_B \text{ kg/mm}^2$

切欠き強さ (切欠き試験片) $\dots \sigma_{BK} \text{ kg/mm}^2$

ただし $\sigma_{BK} = \text{荷重} / \text{切欠き部の最小断面積}$

切欠きを含んだ標点(50mm)間の伸び率 $\dots \epsilon \%$

切欠きの外側(試験片の太い平行部分)に付した標点(20mm)間の伸び率 $\dots \epsilon' \%$

絞り $\dots \varphi \%$

脆性破面率 $\dots \varphi_B \%$

切欠きが鋭いほど、変形速度が大であるほどあるいは試験温度が低いほど、破断面の中央部分に光沢のある脆性破面が現われやすくなる。そこでこのような脆性破面の破断面の全体の投影面積に対する比をとつて上のよう呼んだ。

切欠き係数 $\dots \gamma$

ただし $\gamma = \text{平滑試験片の破断強さ} / \text{切欠き試験片の切欠き強さ}$

切欠き係数は疲労試験の場合に準じて定めた。

III. 実験結果

軟鋼の切欠き試験片が衝撃引張荷重のもとにおいていかなる挙動を示すかについて実験するに先立ち、予備的な実験として切欠きの形状および割合など主として試験片の幾何学的形状について、Table 2の1および2群の試験片について、静的試験と10m/sの衝撃速度における試験の結果を比較した。詳細はすでに報告¹³⁾したので、それらの結果について述べる。

(i) 軟鋼の切欠き試験片の切欠き強さは応力集中と変形の拘束をうけて上昇する。かかる効果は静的試験より衝撃試験においていちじるしい。またとくに切欠き底部の曲率半径 ρ の鋭い場合にその影響は大である。

(ii) d/D および ρ を一定とし、切欠き部直径 d を変化したとき、切欠き係数 γ 、伸び率 ϵ 、断面収縮率 φ ともに静的試験においては殆んど変化がないのに対して衝撃試験の場合、 γ および φ の減少がいちじるしい。

(iii) 破断面の観察により、 d/D が小なるほどあるいは ρ が小なるほど、すなわち切欠きが鋭いほど、また衝撃速度が大であるほど常温の試験においても脆性破面が現われることを認めた。

以上の実験結果から、切欠き深さ(d/D)および試験片寸法(d/D を一定とし d を変化せしめた場合)に特異点は認められなかつたので、以下主として $d/D=2/3$ $d=8\text{mm}$ の試験片において、切欠き底部の曲率半径 ρ を変化せしめて実験を行なつた。

Table 2の3群の試験片のうち、 $\rho=0.50\text{mm}$ の切欠き試験片の衝撃引張諸性質に対する衝撃速度の影響を調べた結果をFig. 3に示す。なお同じ試料の平滑試験

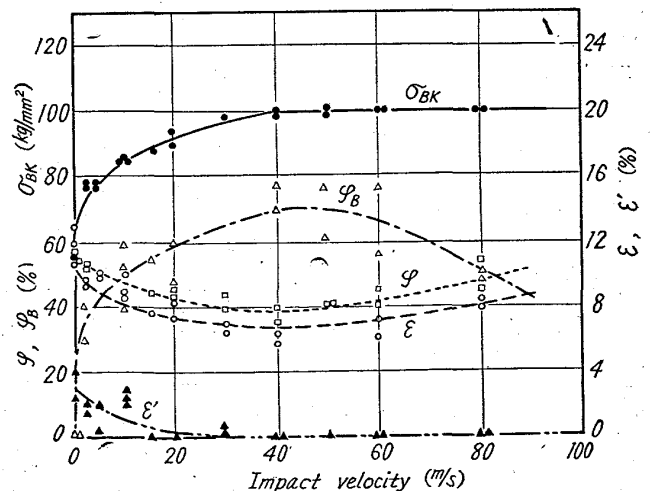


Fig. 3. Variation of tensile properties of notched test pieces with impact velocity. (Test piece: $d/D=2/3$, $d=8.0\text{mm}$ and $\rho=0.50\text{mm}$.)

片における同様の結果はさきに報告した¹⁰⁾.

Fig. 3 において切欠き強さの σ_{BK} は平滑試験片の場合と同様、衝撃速度の増加に対し次第に増加し、40~50 m/s 以上の速度ではほぼ一定の値をとるが、これは平滑試験片よりやや高い衝撃速度である。(平滑試験片において引張強さがこのような飽和値をとる衝撃速度は30~40m/s であつた。) 平滑試験片における引張強さが衝撃速度に対して飽和値をとる原因は応力波伝播の問題であることを述べた。切欠き試験片においては、かかる応力波伝播上の問題を考慮する必要はない。何となれば、応力波の伝播部分は寸法が大で、ほとんどの場合弾性範囲にあるから応力は弾性波としての伝播のみになるからである。切欠き強さ σ_{BK} が衝撃速度に対し飽和状の曲線を描く理由は他の性質と対照すれば明らかであるごとく、脆性破壊の増加(すなわち φ_B の増加)によるものである。しかしこの実験の範囲では、このような試験片の条件では完全な脆性破壊は得られなかつた。また、図において φ_B は一旦上昇し約 70% 程度となつたのち、衝撃速度の上昇に対し減少している。このような傾向は以下に示す実験においても多少現われている。脆性破面率が 60~80% 程度でこのように一旦停止するかあるいは多少減少の傾向をとる理由については現在の筆者らには理解できない。恐らくは試験片の急激な変形による温度の上昇などによるものであろう。しかし、脆性破壊がかかる一時的停滞ののち、再び進行することは、以下に示す実験において明らかである。伸びおよび絞りも平滑試験片の場合と異なり、衝撃速度の増加に対して始めから減少する。

次に注目されるのは、切欠きを含みぬ部分の伸び (ϵ') の変化である。すなわち、 ϵ' が静的試験において約 4% を示しているのは、Table 1 におけるごとき降伏比では、この試験片の切欠部以外も破壊荷重において降伏点を越えていることを示すものである。この値は衝撃速度の増加とともに次第に減少し、約 40m/s 以上の衝撃速度においては零となる。40m/s までの衝撃速度の範囲においてこの試料の平滑試験片の引張強さは顕著な増加を示しているが、降伏比はそれ以上の著しい増加をしたことがこの結果より推定できる。降伏比の測定はさきの報告においても述べたごとく、ロード・セルの慣性あるいは弾性波の反射により高速の試験においては測定精度が十分得られないが、このような実験によれば、それらの測定系の精度を考慮しないで、降伏比の変形速度依存性がいちじるしいことを、より直接的に証明することができる。

同じ試験片を用い、衝撃速度を 5m/s および 40m/s

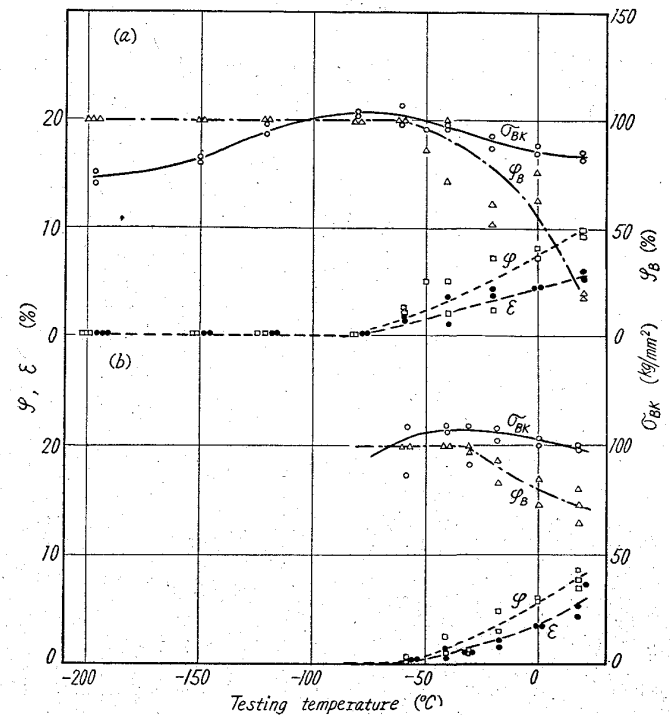


Fig. 4. Variation of tensile properties of notched test pieces at different testing temperatures. (Test piece: $d/D=2/3$, $d=8\text{mm}$ and $\rho=0.50\text{mm}$.) (a) At the impact velocity 5 m/s and (b) in 40 m/s.

とし、試験温度を常温ないし液体窒素温度に変化せしめた実験結果をそれぞれ Fig. 4 (a) および (b) に示す。いずれの結果も、温度の降下にともない、切欠き強さ σ_{BK} は次第に増加し、これに対応して脆性破面率 φ_B も増加し、伸びおよび絞りは減少する。脆性破面率がほぼ 100% となる温度において、 σ_{BK} は極大となるとともに φ および ϵ はほとんど零となる。この結果はシャルピー衝撃試験などの結果と全く同様である。すなわち、 φ および ϵ の変化は吸収エネルギーおよび横収縮率の変化に対応し、 σ_{BK} の変化は筆者らの求めたシャルピー衝撃試験における最大荷重の変化⁷⁾ と同一の傾向にある。

衝撃速度を変化せしめた両実験において、脆性破面率が 100% となる試験温度は、衝撃速度 5m/s の場合は約 -60°C 、また 40m/s の場合は約 -30°C であり、容易に想像できるように変形速度が高いほど高温側に現われている。

脆性破壊がほぼ完全になる試験温度において、破壊強さ (σ_{BK}) が極大となるのは、この試験温度より低温においては、シャルピー衝撃曲げ試験の場合と同様、上昇するであろう最大荷重に達する以前に試験片は鋭いクラックの発生により破壊し去るためであろう。かかる σ_{BK}

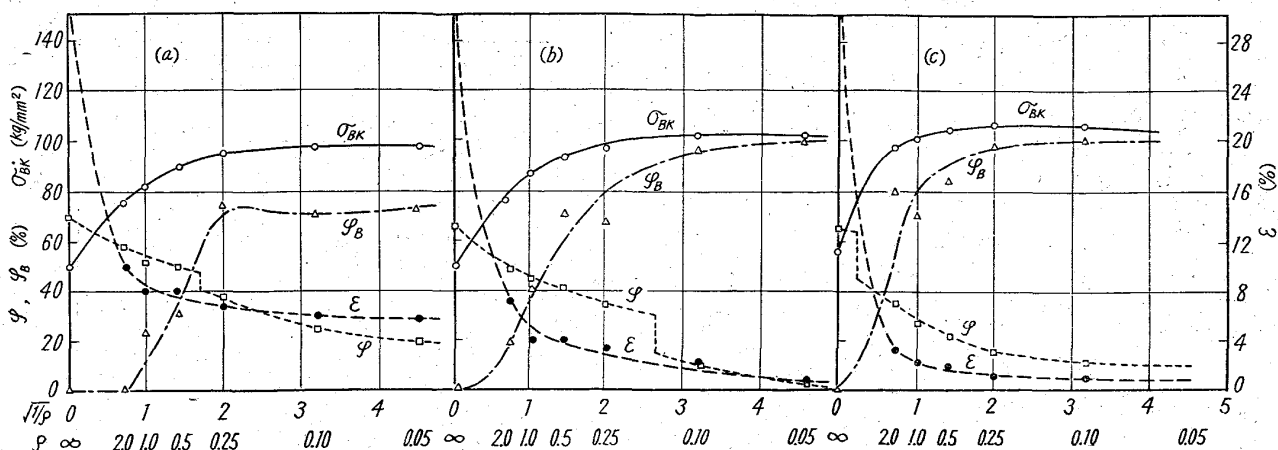


Fig. 5. Tensile properties of notched test pieces as functions of radii of curvature at the root of the notch (I), under the conditions of impact velocity of 10 m/s. (a) at room temperature, (b) at 0°C and (c) at -30°C.

の極大値は、試験温度および変形速度が脆性破壊が完全となる条件を満たしたときの破壊強度を示すものであるから著者らはこの値を以つて脆性破壊強度と定めた。Fig. 3の実験において脆性破壊強度は、衝撃速度 5m/s および 40m/s の場合それぞれ 103.5 kg/mm² および 115.0 kg/mm² であつた。

次に Table 2 の第 3 群の試験片を用い、切欠きの鋭さ、衝撃速度および試験温度を変化せしめたときの脆性破壊の出現について実験した結果について述べる。

Fig. 5 は切欠きの鋭さを変化せしめた試験片の衝撃速度 10 m/s、試験温度常温、0°C および -30°C の衝撃引張試験結果を示す。この場合横軸は H. NEUBER の応力集中係数算定の基準 $1/\sqrt{\rho}$ (ρ は切欠き底部の曲率半径) を似て示した。 ρ を小とすることは荷重速度 (したがつて変形速度) を上昇せしめることになるから、この横軸は衝撃速度と見做される。 Fig. 5 (a) は Fig. 3 とほとんど同一の結果になつた。切欠きの形状が鋭くなるほど、すなわち変形速度の増加に対して、切欠き強さは増加し、脆性破面率は増加し、それに対応して絞りおよび伸びは急激に減少する。しかし、この程度の切欠きの鋭さで 10 m/s という衝撃速度では、常温試験においては、完全な脆性破壊は起らず、脆性破面率は最大 70% 程度に止まつている。(b) は同じく 0°C における結果である。この場合は、ここに用いた試験片のうち最も鋭い切欠きにおいて脆性破壊は完全となり脆性破壊強度は 102 kg/mm² であつた。(c) は同じく -30°C

における試験結果である。脆性破壊は温度の低下により出現容易となり、さらに ρ の大なる範囲におよび、 $\rho = 0.25$ mm 以下の鋭い切欠きにおいて、脆性破面率はほぼ 100% となる。この場合の脆性破壊強度は 105.7 kg/mm² であつた。

Fig. 6 は同様の実験を衝撃速度 40 m/s において行なつた結果である。衝撃速度の増加にともない脆性破壊は容易となり、常温においては、 $\rho = 0.05$ mm の場合および -30°C においては $\rho = 2.0$ mm 以下の鋭い切欠きの場合において脆性破面率は 100% となつた。この実験において脆性破壊強度はそれぞれ 108.5 kg/mm² および 115.0 kg/mm² となつた。

以上 Fig. 4, 5 および 6 の実験において、衝撃速度、切欠きの鋭さおよび試験温度を種々に変化せしめ脆性破壊の出現を調べた結果をまとめて Fig. 7 に示した。脆性破壊強度はさきへのべたごとく、脆性破面率が完全

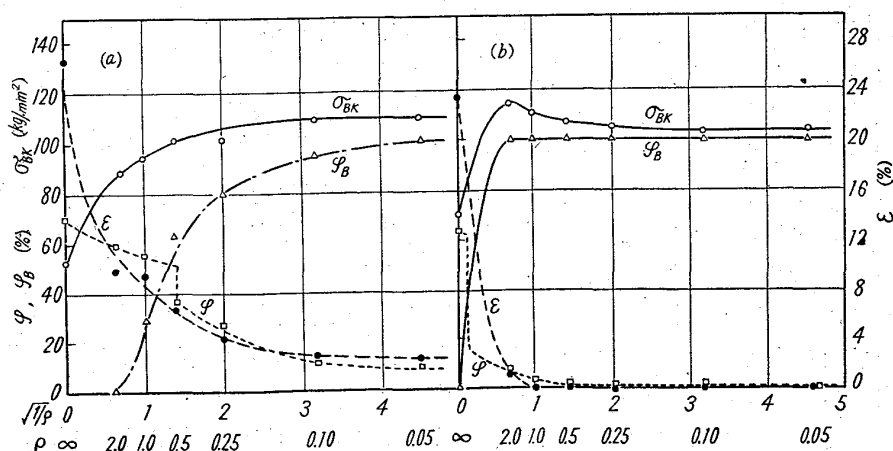


Fig. 6. Tensile properties of notched test pieces as functions of radii of curvature at the root of the notch (II), under the conditions of impact velocity of 40 m/s. (a) at room temperature and (b) at -30°C.

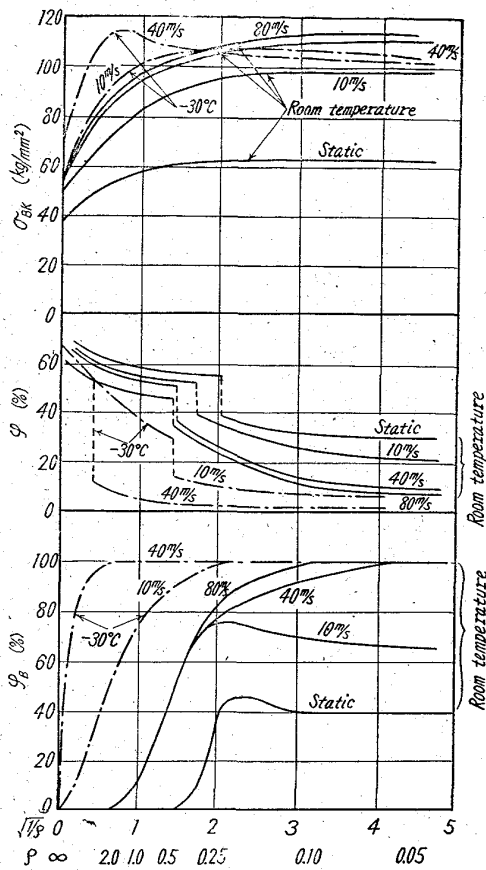


Fig. 7. Comparison of the tensile impact behaviours of notched specimen under various test conditions.

になった点, すなわち図中の極大点において求めた値である. この値は, 衝撃速度, 温度および切欠きの鋭さの3条件の組合せにより, 脆性破壊がはじめて完全になった点における破壊強度を表わし, いずれの値も $102 \cdot 0 \sim 115 \cdot 0 \text{ kg/mm}^2$ の範囲にあり, かつ平均応力を表わすと思われる称呼応力によつて表わした方がよく揃った値を与えることは注目すべき事柄である. つぎに試験片の変形と脆性破面率の関係を示した. 変形としては切欠き部の絞りを以て示した. 絞りは脆性破面が急激に増加する範囲において不連続的に変化し, ある種の遷移現象を示している. またこの不連続域の絞りの変化は衝撃速度が速いほどおよび試験温度が低いほどいちじるしい. さらに, 同図から, 脆性破壊の出現に対しては, 衝撃速度の増加と試験温度の低下が全く同一の効果を示すことが明らかである.

高速変形による低温脆性の研究の本来の目的は, 切欠きを有しない平滑試験片において, 単純な応力の条件の下でかつ液体窒素温度程度までの低温で, 脆性破壊を実現させることにある. しかうして, 材料学的な研究において最も欠除していると思われる脆性破壊強度の検討と

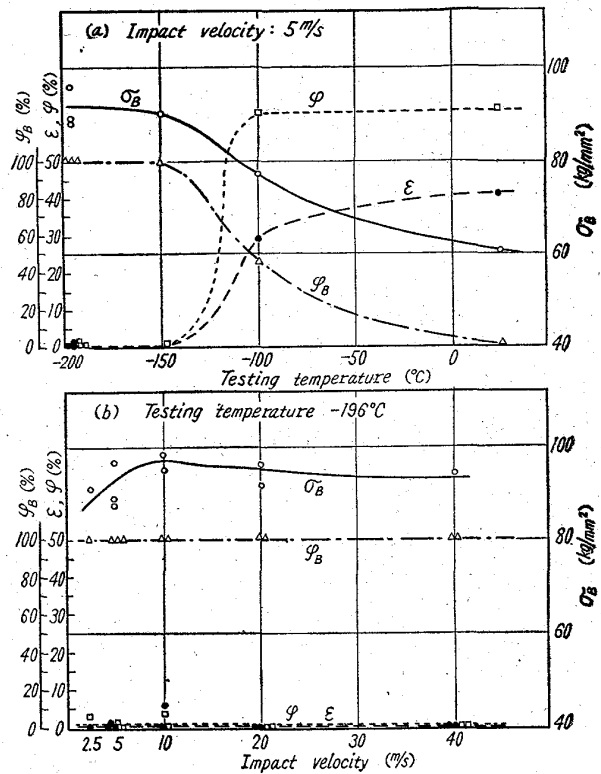


Fig. 8. Impact tensile properties of plain test-pieces as functions of testing temperature (a) and of impact velocity (b).

さらに進んでそれに対する変形速度あるいは種々の材料学的因子の影響などを知らうとするのがわれわれの希望しているところである.

以上述べたごとく切欠きを付した試験片を用いれば, 実験が容易な比較的低い変形速度において脆性破壊を行なわしめることができ, またその際の破壊強度もシャルピー衝撃曲げ試験などよりは単純な形で求めることができる. これら切欠き試験片の値と同様な値を平滑試験片について求めることもまた有意義であると考えられる.

Fig. 8 (a)は, Fig. 1に示した平滑試験片を常温より液体窒素までの温度範囲において, 衝撃速度 5 m/s で衝撃引張試験を行なった結果である. 試験温度の低下に従つて引張強さは次第に上昇し, -100°C において破断面の一部に始めて光沢状の脆性破面が現われる. -150°C 以下の温度においては脆性破面はほとんど 100% となり引張強さは常温における値より約 50% 大となる. しかしこの実験では, これまでの多くの実験のごとく, 脆性破壊が完全になった直後の引張強さの極大はあらわれなかつたので, 衝撃速度が十分でないことを懸念し, 液体窒素温度において, 引張諸性質におよぼす衝撃速度の影響を調べた. 結果は同図 (b) に示した. 試験片の破断面の外観はすべてほとんど完全な脆性破面で, 外見

上の変形は全く認められなかった。引張強さは衝撃速度が増加すれば僅かながら上昇し、予想されたごとく極大を示し、極大点は衝撃速度 10 m/s において得られ、引張強さは 98.0 kg/mm^2 であった。

IV. 考 察

以上の実験結果において、軟鋼の切欠きの鋭さを変化せしめた切欠き試験片および平滑試験片を用い、温度および衝撃速度を変化せしめて引張試験を行ない、脆性破壊を生ぜしめた場合の引張諸性質のうち主として破壊強度について述べた。

脆性破壊強度については、種々の試験法にしたがい定義の方法があると考えられるが、以上の実験結果から著者らは次のように定めた。

すなわち Fig. 4~7 および Fig. 8 (b) に示したごとく、試験温度、切欠きの鋭さおよび衝撃速度などの脆性破壊出現のための周囲条件の相異によつて、脆性破壊が完全になつた直後において破壊強度はいずれの場合とも極大を示した。この関係は筆者らがさきに報告したシャルピー衝撃曲げ試験における破壊荷重の変化^{7,8)}と全く同様であるとともに極低温における静的引張試験の結果とも一致する¹⁴⁾。かかる破壊強度の極大点は、脆性破壊に必要な切欠きの鋭さ、衝撃速度および試験温度の3条件が、必要かつ十分になつた状態を表わすと考えられるので、この破壊強度を以て脆性破壊強度とした。

高速衝撃引張試験によつて求められた脆性破壊強度をその出現条件とともに Table 3 に示す。表中の破壊応力はたびたび述べたごとくすべて称呼应力である。平滑試験片および切欠き試験片の脆性破壊強度はそれぞれ 98 kg/mm^2 および $102 \sim 115 \text{ kg/mm}^2$ であった。切欠き試験片における脆性破壊時の応力分布は力学的に解析されていて切欠き部の横断面にわたつて多少の不均一があることはよく知られている¹⁵⁾。ここに示した値はそのような応力分布に対する平均を表わしているもので、したがつて平滑試験片の値より多少大なる値を示したものと考えられる。切欠き試験片の破壊応力については形状係数などから考察すべきであるが、ここに示した脆性破壊強度の値の相異は最大10%程度であり、この程度に揃つた値であれば、むしろ脆性破壊は称呼应力にて一定の応力値で破断すると考えるべきであろう。さらに、この実験結果は脆性破壊が温度あるいは変形速度などによらないある一定の破壊応力で生ずるとする考え方¹⁵⁾に対する最も直接的な証明であると考えられる。しかし、脆性破壊強度の変形速度ならびに温度に対する依存性は僅少であろうが存在するであろう⁶⁾。表に示した数値の散乱

Table 3. Brittle fracture strength obtained in this experiment.

Dimensions of test piece mm	Impact velocity m/s	Testing temperature °C	Brittle fracture strength kg/mm ²
$d/D=2/3, \rho=0.05$	10	0	102.0
$d/D=2/3, d=8, \rho=0.25$	10	-30	105.7
$d/D=2/3, d=8, \rho=0.10$	40	25 room temp.	108.5
$d/D=2/3, d=8, \rho=2.0$	40	-30	115.0
$d/D=2/3, d=8, \rho=0.50$	5	-60	103.5
$d/D=2/3, d=8, \rho=0.50$	40	-30	110.0
$d=10, \rho=\infty$	10	-196	98.0

もかような依存性によるものと思われる。われわれはかかる問題に対して材質の影響とともにその詳細について検討中である。

なお、脆性破壊強度を求める方法はいろいろの提案があるが、さきにも述べたごとく、極低温の静的引張試験¹⁴⁾を除いて、何らかの不明確な因子を含むしかも便宜的な方法ばかりである。直接的に脆性破壊の温度依存性などを求めるためには、この報告にのべたごとく変形速度を広範囲に変化できる実験において始めて可能であると考えられる。

V. 総 括

回転円板式高速衝撃引張試験機を用い、軟鋼の切欠き試験片および平滑試験片の主として低温における衝撃引張試験（静的より 80 m/s の変形速度）を行ない、脆性破壊強度に関する検討を行なつた。

(1) 切欠き底部の曲率半径を一定とし、切欠き深さを変化せしめた試験片および切欠き部と試験片の直径の比を一定した寸法の異なる試験片における静的および衝撃試験の結果を比較したところ、かかる試験片の幾何学的形状の変化にともない、切欠き係数の減少、破断までの変形量の減少および切欠き強さの増加は静的・衝撃両試験とも傾向は同一であるが、変化は衝撃試験の方が大であった。

(2) 切欠き試験片において衝撃速度の増大および切欠き係数の減少にともない脆性破壊を容易にする。

(3) 切欠き底部の曲率半径を変化せしめた試験片において衝撃速度と試験温度の影響を調べた結果、衝撃速度の増大、試験温度の低下および切欠きの鋭さの増加はいずれも全く同一の傾向を示し、脆性破壊を容易にし、いずれの3変数を変化せしめても、始めて脆性破壊が完全となる点において破壊の称呼応力は極大となり、 $102\sim 115 \text{ kg/mm}^2$ の破壊強度を得た。

(4) 切欠き試験片の温度による引張諸性質の変化は、シャルピー衝撃曲げ試験の場合と全く同様の傾向を示し、温度の低下にともない脆性破壊が始めて100%となる温度において破壊強度は極大となり、またかかる脆化温度は衝撃速度が大となれば高温側に移動するとともに、脆性破壊強度として $104\sim 110 \text{ kg/mm}^2$ を得た。

(5) 切欠きの鋭さおよび衝撃速度の増大または試験温度の低下いずれの組合せによる場合とも脆性破壊が完全となる遷移点において、断面収縮率が不連続な変化を示し、その変化量は試験温度が低いほど、また変形速度が高いほどいちじるしい。

(6) 平滑試験片の低温における衝撃試験においても完全な脆性破壊を生じ、この場合の脆性破壊強度は 98 kg/mm^2 で切欠き試験片のそれよりやや低くかつた。

(7) 以上の実験結果より本研究において定めた脆性破壊強度は、その求め方が最も直接的であるとともに、従来の脆性破壊の強度的考察とも一致することを示した。

終りに本研究に用いた試料はすべて日本鋼管株式会社の御厚意によつた。ここに記して厚く御礼申し上げる。

(昭和37年5月寄稿)

文 献

- 1) 例えば
W. D. BIGGS: The Brittle Fracture of Steels Macdonald & Evans Ltd., (1960), p. 193~254
- 2) A. H. COTTRELL: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 212 (1958), p. 192
- 3) N. J. PETCH: Progress in Metal Physics, 5 (1956), p. 1
- 4) J. R. LOW: Relation of Properties to Microstructure, A.S.M. (1954), p. 163
- 5) J. R. LOW: Fracture ed B. L. Averbach et al. John Wiley & Sons, (1959) p. 68
- 6) E. OROWAN: Ibid p. 147
- 7) 作井, 中村, 大森: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 140, 1538
Tetsu-to-Hagané Overseas, 1 (1961) p. 38
- 8) 作井, 中村, 大森, 布村: Proc. 3rd Jap. Congr. Test. Mat. p. 85
- 9) 作井, 中村, 布村, 藤原: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 428
- 10) 作井, 中村, 布村: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 800
- 11) E. SIEBEL u G. MENGES: Arch. Eisenhüttenw., 28 (1957), p. 31
- 12) D. S. CLARK & D. S. WOOD: Trans. Amer. Soc. Metals, 43 (1951), p. 571
- 13) 作井, 中村, 布村: 鉄と鋼, 46 (1960), p. 1319
Proc. 4th Japan Congr. Test Mat., (1961), p. 60
- 14) G. T. HAHN, W. S. OWEN, B. L. AVERBACH & M. COHEN: Weld. J. (1959) p. 367-s
- 15) J. A. HENDRICKSON, D. S. WOOD & D. S. CLARK: Trans. Amer. Soc. Metals, 50 (1958), p. 656