

論 文

UDC 669.12 : 539.4 : 013.3 : 620.171.313 : 620.171.32

純鉄切欠試験片の破壊挙動*

中村 正久**・坂木 庸晃**・呂 芳一***

The Fracture Behavior of Notched Specimen of Iron

Tadahisa NAKAMURA, Tsuneaki SAKAKI, and Yoshikazu RO

Synopsis:

Low temperature brittleness of vacuum-melted iron was studied through the evaluation of the fracture toughness, critical COD, and yield stress of smooth specimens as a function of testing temperature ranging from 20° to -269°C at static and dynamic tensile rates. The mode of fracture of notched specimens was also investigated in a scanning electron microscope.

The results obtained were as followed:

(1) The ductile-brittle transition temperatures determined by the cleavage percent of 75% were -122°, -68°, and -48°C for specimens tested at deformation rates of 0.5 mm/min, 2 m/sec, and 10 m/sec, respectively.

(2) The fracture strength of notched specimens was decreased with lowering the testing temperature below a critical temperature, which was equal to or somewhat lower the transition temperature determined from the above.

(3) The fracture toughness obtained showed temperature and tensile rate dependences; it was decreased with lowering temperature and with increasing the tensile rate.

(4) The ratio of critical COD to yield stress against the normalized stress fell on a curve for all specimens tested and the critical COD observed was larger than that calculated after Wells or BCS models.

(5) The incipient cleavage crack formed in notched specimens tested at low temperatures was often observed to start at a point of a few grains inner from the notch root.

(6) The effective surface energy calculated from the fracture toughness was from 1.5×10^6 to 1×10^7 erg/cm², which was about one hundred times larger than that obtained from the dislocation theory of the ductile-brittle transition temperature.

(Received Nov. 30, 1973)

1. 緒 言

純鉄は、比較的高い温度では、繊維状の破面をもつ延性破壊をするが低温になると、ある遷移温度域を境とし、へき開破壊をする¹⁾。ひずみ速度を大きくすると、同一温度に対する降伏応力が著しく上昇し、遷移温度もより高温側に移る²⁾。多結晶純鉄の破壊に関する研究としては、PETCH がへき開強度と粒径の関係を³⁾、COHEN らがへき開の発生機構を⁴⁾、PUGH らがひずみ速度⁵⁾の影響を調べている。

いつぼう、IRWIN らは、Griffith-Orowan の理論に基づいて線形破壊力学⁶⁾⁷⁾を、また、WELLS, BILBY らは COD 理論⁸⁾⁹⁾を提案した。

この論文の目的は、純鉄の薄板を用い、ひずみ速度および温度を広範囲に変化させて引張り、破壊挙動を K 値、COD 値を用いて調査し、これらのクライテリオン

と、ひずみ速度、遷移温度との関係を調べることである。また、破面とくに破壊発生源付近を観察し、さらに COTTRELL, PETCH らの延性脆性遷移温度理論¹⁰⁾¹¹⁾との関連についても考察した。

2. 実験方法

実験に使用した純鉄は、電解鉄を真空溶解カーボン脱酸したもので、この鋳塊を熱間鍛造後、約 80% の冷間圧延によつて、厚さ 2.5 mm の板とした。化学成分を Table I に示す。この冷間圧延板より、Fig. 1 に示す平滑および両側 2 層切欠試験片を製作した。試験片の平行部長さは、それぞれ、25 mm および 60 mm である。つ

* 昭和 48 年 4 月本会講演大会にて発表
昭和 48 年 11 月 30 日受付

** 東京工業大学金属工学科 工博

*** 東京工業大学大学院

Table 1. Chemical composition. (wt%)

C	N	O	Si	Mn	P	S
0.007	0.002	0.00024	0.001	0.003	0.003	0.005

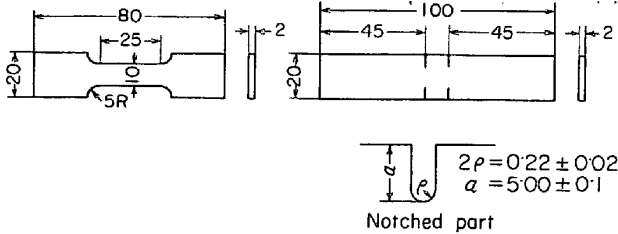


Fig. 1. Dimension of specimens.

ぎに、圧延集合組織を除去するためにつぎのような真空焼鈍を行なった。すなわち $910^{\circ} \pm 20^{\circ} \text{C}$ の間で3回にわたり温度を上下させ α - γ 域を往復させて、全体で約 1hr の加熱後徐冷し方位をランダムにした。この状態における平均結晶粒径は、 202μ であった。静的引張試験については、インストロン型引張試験機を用い、クロスヘッド速度を 0.5 mm/min (平滑試験片について平均ひずみ速度 $3.33 \times 10^{-4} \text{ sec}^{-1}$) とし、室温、 -78° 、 -100° 、 -120° 、 -140° 、 -155° 、 -183° 、 -196° および -269°C の9種の温度で試験した。衝撃試験については回転円盤式高速衝撃引張試験機を用いて引張速度を 2 m/sec (平均ひずみ速度 $8.00 \times 10 \text{ sec}^{-1}$) および 10 m/sec (平均ひずみ速度 $4.00 \times 10^2 \text{ sec}^{-1}$) とし室温、 -30° 、 -50° 、 -78° 、 -110° (10 m/sec では -105°)、 -135° 、 -165° 、および -196°C の8種の温度で試験した。これらの実験から、平滑試験片の降伏応力破壊応力などの引張特性値を求め、切欠試験片については破壊応力を求め、遷移温度より低温側での破壊靱性値 K_c を計算した。また遷移温度付近の延性的な場合を含めて破壊の有効なクライテリアとして知られている限界 COD 値 ϕ_c を、破断試験片の分離しなかつた一組の切欠部の変形を測定して求めた。

つぎに破断試験片の破面を走査型電子顕微鏡を用いて観察し、破面遷移温度を求め、とくにへき開クラックの発生場所を調べた。

3. 実験結果および考察

3.1 降伏・破壊応力および遷移温度

Fig. 2 (a) (b) (c) に前述した 0.5 mm/min (静的) 2 m/sec および 10 m/sec の引張速度ごとに平滑試験片の降伏応力、破壊応力、双晶発生応力、および伸び、さらに切欠試験片の破壊応力、およびへき開破面率

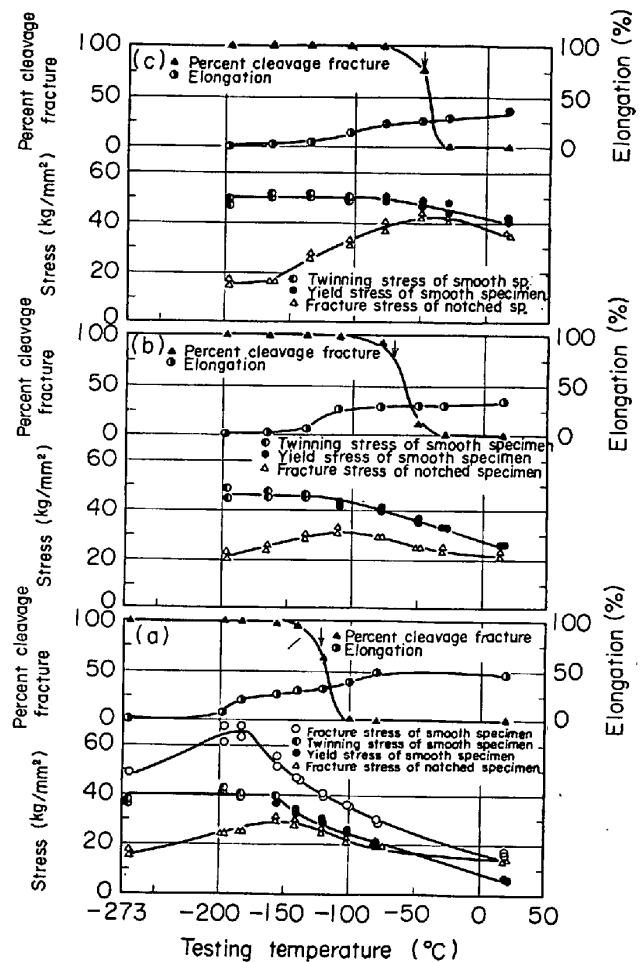


Fig. 2. Yield stress and elongation of smooth specimen, and fracture stress and percent cleavage fracture of notched specimen as a function of testing temperature examined at deformation rates of (a) 0.5 mm/min , (b) 2 m/sec , and (c) 10 m/sec . Arrows show the transition temperatures.

等の諸量の試験温度に対する変化を示す。これらより平滑試験片の降伏応力は、いずれの場合にも温度の低下とともに上昇しており、また静的引張に比べてひずみ速度がきわめて大きい場合の降伏応力の上昇は著しいこと、しかしながら双晶発生応力の上昇はたかだか 10 kg/mm^2 程度で温度およびひずみ速度にあまり依存しないことが認められる。伸びについては、静的引張においては温度の上昇とともに2段階の変化を示しているが、衝撃引張においては、2種類の引張速度の場合とも、ほぼ同じ変化をし、静的引張における低温側の変化だけがあらわれており、とくに室温では静的引張に比べて小さい伸びを示している。切欠試験片の破壊強度については、 2 m/sec の衝撃引張では静的引張の場合とほぼ等しいが最大破壊応力の現われる温度がより高温側にずれている。これに比較して 10 m/sec の引張速度の場合には、低温側

の破壊応力は他の変形速度の場合とほぼ等しいが、最大破壊応力の値は大きく上昇し、またその現われる温度もさらに高温側に移動している。

切欠試験片の破面を走査型電子顕微鏡で観察し、破面遷移温度を、全破面に対するへき開型破面の割合が75%となる温度として定義して求めたところ、引張速度が、0.5 mm/min, 2 m/sec および 10 m/sec の場合それぞれ -122°, -68° および -48°C (Fig. 2 中の矢印) という結果を得た。

3.2 破壊靱性値

試験片が有限幅で両側に先端の鋭い切欠がついた板を引張った場合の破壊靱性値 K は、まず第一近似として次式のように求められる¹²⁾。

$$K = \sigma \sqrt{2W \tan \pi C/W} \dots\dots\dots (1)$$

ここに、 W は試験片の幅の 1/2, C は切欠深さ、 σ は負荷応力である。

Bowie は、試験片の形状効果をより詳細に考慮に入れて、(1) 式から求めた K 値に対し、形状に基づく修正係数を切欠深さと試験片の幅の比の関数として算出している¹²⁾。したがって、今回の実験では、(1) 式の σ

に切欠試験片の公称破壊応力を使用して K 値を算出し、それに Bowie の理論より $C/W=1/2$ の場合の修正係数 1.05 を乗じたものを破壊靱性値 K_c として用いた。Fig. 3 にはこのようにして求めた K_c 値を各引張速度ごとに○印で示す。

いつぼう、ORAWAN の有効表面エネルギー γ_p ¹³⁾ は K_c 値と次式のように結ばれる。

$$\gamma_p = K_c^2 / 2E \dots\dots\dots (2)$$

ここに E はヤング率である。(2) 式を用いて各引張速度ごとに計算した有効表面エネルギー γ_p を Fig. 4 に示す。これらの有効表面エネルギーの値は、試験温度の範囲では、 10^6 erg/cm² の桁であり、実用鋼の大型試験片を用いて求められた値¹⁴⁾ に比較して、およそ 1 桁大きい値を示している。その理由としては、この実験に用いた試験片が薄板であるため切欠先端部付近の変形状態が平面ひずみ状態になり難いことが考えられる。なお純鉄のこの種の値は他に求められていないので比較することはできなかつた。

3.3 COD 値

二層両側切欠試験片を用いて実測した限界 COD 値の温度による変化を Fig. 3 の●印で示した。

WELLS⁹⁾ は、クラックの開口量を破壊のクライテリアとして用いることを提案し、開口量 Φ_c をクラック長さ C 、負荷応力 σ および降伏応力 σ_y を用いて (3) 式のように表わした。

$$\Phi_c = 4\sigma^2 C / E\sigma_y \sqrt{1 - (\sigma/\sigma_y)^2} \dots\dots\dots (3)$$

ここで E はヤング率である。

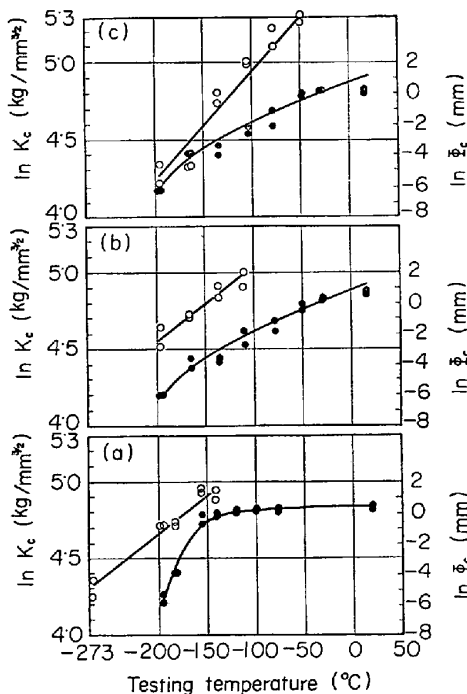


Fig. 3. Variation of fracture toughness value and critical COD value with testing temperature at deformation rates of (a) 0.5 mm/min, (b) 2 m/sec, and (c) 10 m/sec. Open circles show fracture toughness value K_c and close circles critical COD value Φ_c .

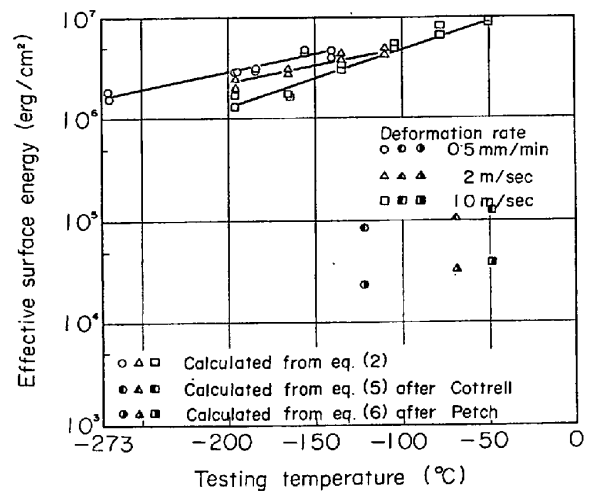


Fig. 4. Comparison between effective surface energies calculated from fracture toughness, and Cottrell and Petch's ductile-brittle transition theories as a function of testing temperature.

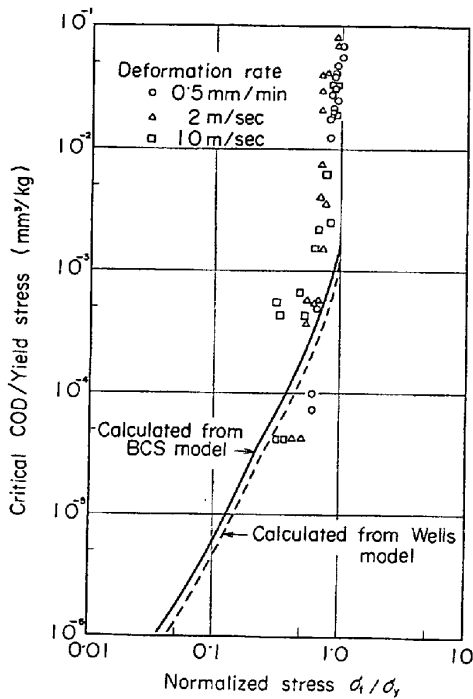


Fig. 5. Comparison of ratios of critical COD value to normalized stress between experimental value and calculated after Wells or BCS (Bilby, Cottrell, and Swinden) model.

σ に破壊応力, σ_y に平滑試片の降伏応力, c に切欠長さを取り, (3)式を用いて計算した限界開口量CODの値と実測値の比較を Fig. 5 に示す. 一つは, BILBYら⁹⁾は, 転位モデルを用いて開口量 ϕ_c を求める一般的な方法を提案し, 開口型クラックに対しては, DUGDALEの結果とも一致するものとして次式を与えた.

$$\phi_c = 8(1 - \nu^2)c\sigma_y \cdot \ln(\sec \pi \sigma / 2\sigma_y) / \pi E \quad \dots \dots \dots (4)$$

ここで ν はポアソン比である. Fig. 5 には (4) 式より計算した値をも示してある. Fig. 5 に見られるように WELLS および BILBY らの式にしたがつて計算した COD の値と実測値は比較的良好に一致しているが, 破壊応力が降伏応力に近づくと一致しなくなり, 実測値の方がより大きな値を示す. この理由としては, この実験に用いた試験片は, Fig. 1 に示したように, その板幅に比較して切欠が深いために, 切欠付近の net stress の値が gross stress の値に対して大きく, そのために σ/σ_y の値が 1 に近い場合は実測された COD 値が理論から推定された COD 値に比較して大きな値をとるものと考えられる.

限界 COD 値 ϕ_c に対するひずみ速度の影響について考えてみると, Fig. 5 に示したように, 3種類の引張速度における ϕ_c/σ_y と σ/σ_y の関係は, 一つの曲線上に

のついているものと考えられる. このことから, COD 値に及ぼすひずみ速度の影響は, 一般に降伏応力のひずみ速度依存性を通じて表現しうるといえることができる.

3.4 K_c 値および ϕ_c 値の温度, ならびにひずみ速度依存性

Fig. 3 に, 各引張速度ごとに, K_c 値と ϕ_c 値の自然対数を温度に対して示した. 3つの引張速度の場合とも遷移温度より低い温度域で, $\ln K_c$ と温度 $T(^{\circ}K)$ との間にはほぼ直線的な関係が成り立ち, 温度の低下とともに K_c 値も低下していくことが認められる. ϕ_c 値については, 温度がほぼ $-155^{\circ} \sim -165^{\circ}C$ の領域を境としてそれより低温および高温側の領域に対し, $\ln \phi_c$ と温度 $T(^{\circ}K)$ の間にそれぞれ別のほぼ直線的な関係が成り立つことが認められる. 引張速度の変化に対しては, K_c 値は同一の温度においては引張速度が大きくなるほど低い値を示している. そして $K_c = K_0 e^{T/T_0}$ (ここで K_0, T_0 は定数である), のように表示した場合, 各引張速度について最小二乗法で K_0, T_0 を定めると, 脆性の程度を K_c 値を用いて評価した場合平均ひずみ速度が $8 \times 10 \text{ sec}^{-1}$ までは, 脆性の温度に対する変化割合はほぼ同じであるが, $4 \times 10^2 \text{ sec}^{-1}$ では極めて急激な脆化をすることが認められた. ϕ_c 値は, 静的引張と衝撃引張の場合では顕著な差が現われ, 前者に比較して後者の方が室温より低い温度域ではずつと小さい値を示すが, 室温付近では, 両者の差はみられない. そして, 衝撃引張間では, 低温から室温付近まで, ϕ_c 値は, ほぼ同じ値を取り K_c 値の場合とは異なつた様相を示す. 以上を総合して, K_c 値, ϕ_c 値ともに温度, およびひずみ速度の関数であるが, 両者はこれらの因子に対し異なつた依存性を示している.

K_c 値と遷移温度との関係については, 引張速度が $2m \text{ sec}^{-1}$ までは遷移温度より十分低い温度域でないと K_c 値は求まらないが, $10m \text{ sec}^{-1}$ では遷移温度付近においても求めうる. ϕ_c 値と遷移温度については, 遷移温度より十分低い温度域では, ϕ_c 値は小であり, 遷移温度付近およびそれ以上の温度域では大きくなるが, 温度に対する ϕ_c 値の変化は小さくなることが認められる.

3.5 破面の観察

走査型電子顕微鏡等を用いて, 平滑および切欠試験片の破面を中心とした観察を行なつた. 平滑試験片では, 静的および衝撃引張ともに, 試験温度範囲の全域で全面降伏が認められたのに対し, 切欠試験片は, 静的引張の室温の場合のみ全面降伏が認められ, 静的引張の室温以下の温度および衝撃引張の全温度域では顕著な切欠脆性を呈した. 双晶の発生は平滑試験片の場合, 静的引張で

は -140°C 以下で、衝撃引張では、いずれも -30°C 以下で観察され、切欠試験片の場合は、静的および衝撃引張の場合それぞれ -100° 、 20°C 以下で起こり、切欠の存在によりその発生が高温側に移ることなどが観察された。切欠の存在および衝撃引張下では、双晶の発生の温度範囲が拡大し単結晶の場合¹⁵⁾と同様に脆化に重要な役割を果していることが認められた。

切欠試験片の破面については、室温から低温にかけてその破壊形態が大きく変化することが認められた。静的引張では、試験温度が -269° 、 -196° および -183°C の場合双晶の発生ののちに脆性破壊し、破面全体がへき

開状であつた。 -155° 、 -140°C においては、切欠底付近がすべりによつてある程度絞つたのちに、また -120°C では延性破壊と同程度まで絞つたのちにそれぞれへき開破壊した。 -100°C 以上の高温側では完全な繊維状の延性破壊をしていることが認められた。衝撃引張において、引張速度が 2 m/sec および 10 m/sec で試験温度がそれぞれ -135° および -105°C 以下の低温域の場合には、双晶が発生したのちに完全なへき開破面を呈する脆性破壊が観察された。引張速度が 2 m/sec および 10 m/sec で、試験温度がそれぞれ -78° および -50°C の場合には、切欠底付近が絞つたのちにへき開破壊を生

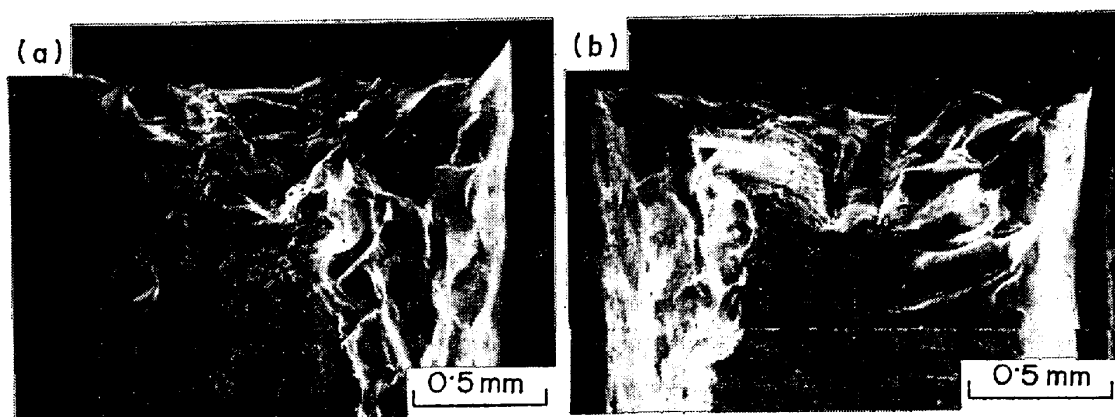


Photo. 1. Fracture surface in notch root at high testing temperature.

(a) static (0.5 mm/min, -100°C), (b) impact (2 m/sec, -30°C)

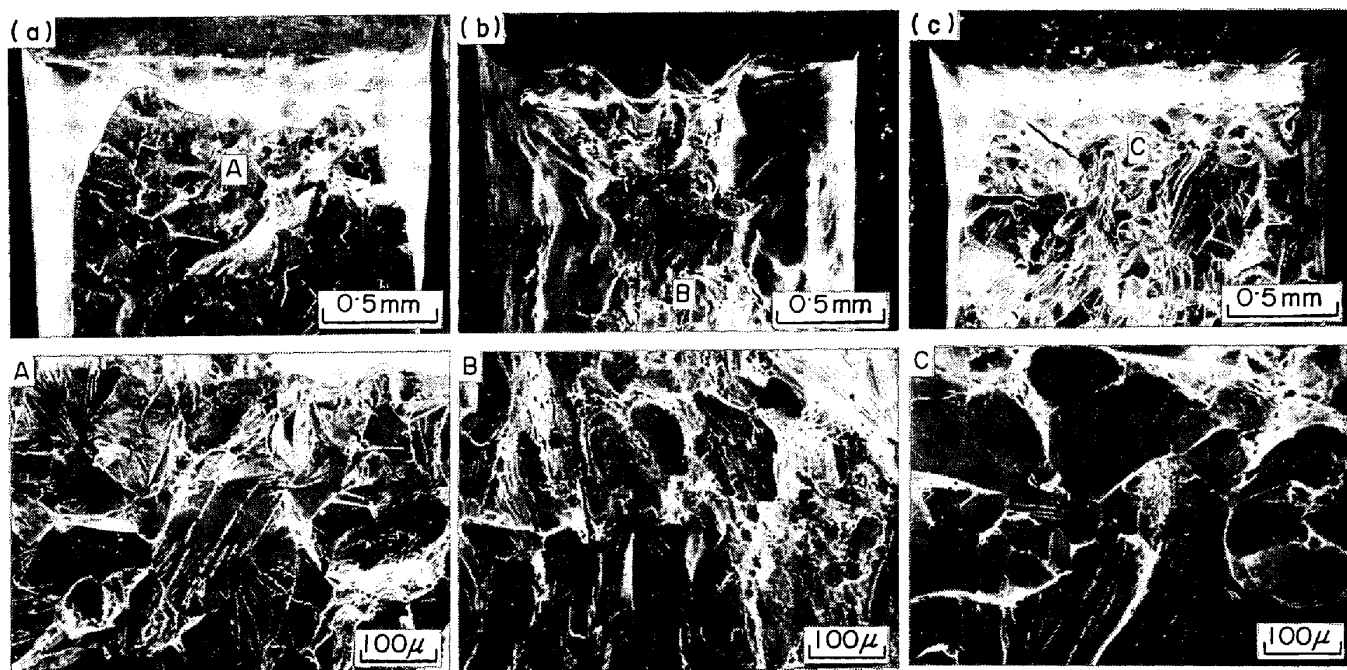


Photo. 2. Fracture surface in notch root at ductile-brittle transition temperature and the region of initiation of cleavage crack. A, B, and C are magnifications of notch root in (a), (b), and (c), respectively. Closed circles show the initiation point of cleavage fracture.

(a) static (0.5 mm/min, -140°C), (b) static (0.5 mm/min, -120°C), (c) impact (2 m/sec, -78°C)

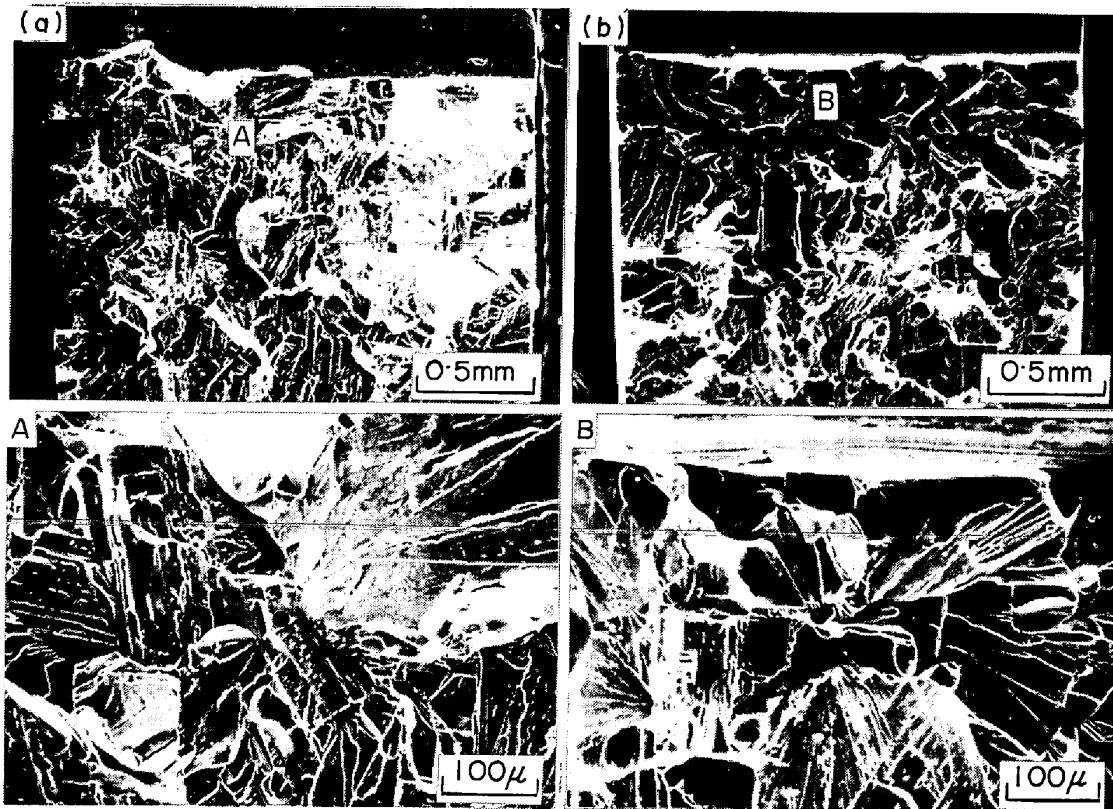


Photo. 3. Fracture surface in notch root at low testing temperature and the region of initiation of cleavage crack. A and B are magnifications of notch root in (a) and (b) respectively. Closed circles show the initiation point of cleavage fracture.

(a) static (0.5 mm/min, -183°C), (b) impact (10 m/sec, -105°C)

じ、また、それぞれ -50° および -30°C 以上の高温側では完全な繊維状の破面を示す延性破壊であった。これらの結果をまとめると、切欠試験片を室温以下の温度で引張った場合、Photo. 1 に示すような完全に繊維状の延性破壊をする高温域、Photo. 2 に示すような切欠底付近がすべりによつて絞つてから脆性破壊をする遷移温度域 Photo. 3 にみられる切欠底付近から完全なへき開破壊をする低温域の3領域に大別され、これは軟鋼の大型切欠試験片についての他の実験結果とおおむね一致している。遷移温度域は、静的引張の場合の $-155^{\circ}\sim -100^{\circ}\text{C}$ と比べて、衝撃引張では、2 m/sec の場合は $-110^{\circ}\sim -30^{\circ}\text{C}$ 、10 m/sec の場合は $-105^{\circ}\sim -30^{\circ}\text{C}$ 高温側に移動するだけでなくその温度域も拡大していた。この結果は、純鉄丸棒試験片を室温から低温までの温度域で引張った HAHN の実験¹⁾とおおよそ一致する。

これらの3領域の破面の特徴を述べる。高温域では、破面はすべての場合ディンプル模様を示していたが、Photo. 1 からわかるように、静的引張では衝撃引張に比べて大きく成長したボイドが多数みられるのに対して、衝撃引張では、大きなボイドに成長しにくく、かつ

剪断によつて板厚方向に流れているのが観察された。衝撃引張の場合、高温域においても双晶が試験片表面上に多数発生するのが認められたが、破面上には観察されず、高温域では双晶の破壊への寄与は小さいと考えられる。遷移温度域、低温域では、Photo. 2, 3 に示すように、へき開面に多数の双晶がみられ、また、リバーパターンやタンク等の存在も認められ、これらは BEACHEM⁶⁾の報告とも一致している。

破面がおもにへき開面からなっている試験片について切欠底付近の破面観察から、破壊開始の位置を求めたところ、低温域では、Photo. 3 に示したように、多くの場合切欠底より少し内部で板厚中心に近い場所よりへき開クラックが発生していることが知られた。これは完全なへき開破壊では応力の3軸性の最も大きい部分からクラックが発生伝播しやすいためであると考えられる。また、切欠底付近がある程度絞つてからへき開破壊していた試験片では、絞り方が小さい場合は、Photo. 2(a) のように繊維状の変形とへき開の境界から2~3結晶粒だけ内部の結晶粒よりへき開を生じていた。静的引張のみに観察された遷移温度付近で完全に絞つてからへき開を



Photo. 4. Fracture initiation from twinning in notch root. Closed circle shows the initiation point of cleavage fracture. Impact (10 m/sec, -105°C)

生じる場合は、Photo. 2 (b) に示すように、絞つた部分の先端からへき開が連続して発生していることが認められた。そして、へき開クラックは、結晶粒のリバーパターンこの流れ方向の観察より、ほとんどの場合、粒界の近傍から発生していることが認められた。双晶が原因となつて発生した例は、Photo. 4 に示すように少数ながら認められ、Cohen らの結果⁴⁾とは異なっている。Photo. 2~4 において推定される破壊発生点を●印で示した。

3.6 延性脆性遷移温度

COTTRELL は、(5) 式のような延性脆性遷移条件を提案した¹⁰⁾。

$$\sigma_y k_y d^{1/2} = \beta \mu \gamma \quad \dots\dots\dots (5)$$

ここで σ_y は降伏応力、 d は粒径、 k_y 、 β は定数、 μ は剛性率、 γ は破面の有効表面エネルギーである。(5) 式を用いて、各引張速度に対する切欠試験片の遷移温度における有効表面エネルギーを平滑引張試験より降伏応力 σ_y を求め、 $\mu = 8400 \text{ kg/mm}^2$ 、 $d = 0.2 \text{ mm}$ 、 $k_y = 1.9 \text{ kg/mm}^{3/2}$ および $\beta = 1/3$ を代入して計算した結果を Fig. 4 に示す。

PETCH は、(6) 式のごとき遷移条件を示した¹¹⁾。

$$\alpha T_c = \ln B - \ln \{4q\mu\gamma/k\} - k + \ln d^{-1/2} \quad \dots\dots\dots (6)$$

ここで q 、 B 、 k 、 α は定数、 T_c は遷移温度、 d は粒径、 μ は剛性率、 γ は有効表面エネルギーである。

(6) 式に各引張速度ごとに、 T_c には破面遷移温度を β 、 α には平滑試験片の降伏応力-温度の関係を最小二乗法から求めた値を代入し、 $d = 0.2 \text{ mm}$ 、 $q = 0.33$ 、 $k = 1.9 \text{ kg/mm}^{3/2}$ ¹²⁾、 $\mu = 8400 \text{ kg/mm}^2$ として有効表面エネルギーを求め、その結果を Fig. 4 に示した。COTTRELL および PETCH の遷移温度に関する理論から計算した有効表面エネルギーの値は、両者ともほぼ同じ値をとりこ

れらと IRWIN の K 理論より求めた値を比べると前者は 2 桁小さい値となつている。

平滑試験片の遷移温度については、COTTRELL がひずみ速度をパラメーターとして (7) 式を示した。

$$1/Tr = -(k/u) \ln \dot{\epsilon} + c \quad \dots\dots\dots (7)$$

ここで k はボルツマン定数、 Tr は遷移温度、 $\dot{\epsilon}$ はひずみ速度、 u は活性化エネルギー、 c は定数である。

(7) 式の遷移温度として、ひずみ速度 3.33×10^{-4} 、 8×10^{-4} および $4 \times 10^{-2} \text{ sec}^{-1}$ に対して、破面観察より求めた遷移温度 -155° 、 -125° および -95°C を用い、 u を降伏点の活性化エネルギー¹³⁾として計算すると、 $c = 6.88 \times 10^{-3} \text{ K}^{-1}$ とすると (7) 式は十分に成り立つことが認められた。

4. 結 論

純鉄の平滑および切欠付板状試験片を室温から極低温までの種々の温度で、 0.5 mm/min 、 2 m/sec および 10 m/sec の 3 種の引張速度で引張り、次の結果を得た。

(1) 切欠試験片の延性脆性遷移温度を、破面のへき開率が 75% となる温度と定義して求めたところ、引張速度 0.5 mm/min 、 2 m/sec 、および 10 m/sec に対して、それぞれ、 -122° 、 -68° および -48°C となつた。

切欠試験片の破壊強度は、ある臨界温度以下では温度の低下とともに減少した。

(2) 破壊靱性値 K_c と限界 COD 値 ϕ_c は異なつた温度およびひずみ速度依存性を示した。 K_c 値は、 $\ln K_c$ と $T(^{\circ}\text{K})$ の間では、各引張速度とも直線関係が成り立つが、脆化の温度に対する割合は、平均ひずみ速度が 10^2 sec^{-1} 付近を境とし、それ以上のひずみ速度では急な脆化をすることが示された。 ϕ_c 値は、静的引張と衝撃引張との間に顕著な差があらわれ、一般に室温付近を除いて低温になるにしたがい、前者より後者の方がずつと小さい値を示した。

(3) BILBY らおよび WELLS のモデルを用いて計算した限界 COD 値を実測値と比較した結果、 $\sigma_f/\sigma_y \leq 0.6$ の範囲では計算値と実測値は大体一致した。また、実測値は引張速度にかかわらず降伏応力を通じて 1 曲線上にのることが示された。

(4) 切欠試験片の破壊形態は、完全に繊維状の高温域、切欠底が絞れてからへき開破壊する遷移温度域および完全にへき開する低温域の 3 つに分類された。そして、引張速度が大きくなるほど、遷移温度域および低温域は、より高温側に移動した。

(5) へき開クラックの発生場所は、多くの場合切欠

底より2ないし3結晶粒分だけ内部の板厚中心付近であることが知られた。また、切欠試験片では、双晶が、クラック発生の起点になりうることも確認された。

(6) COTTRELL および PETCH らの遷移温度理論から求めた表面エネルギー値と破壊靱性値より求めたものを比較した結果、前者は 10^4 erg/cm^2 の桁で、後者の1/100程度であった。

6. 謝 辞

純鉄の溶解をして下さった石川島播磨重工業(株)技術研究所の雑賀喜規部長、福井浣一主任に厚くお礼申し上げます。また、液体ヘリウムでの実験でお世話になつた東京芝浦電気(株)総合研究所の福島英二氏に深謝します。実験遂行上、多大の協力をされた本学の堀江史郎技官、学部学生の加志元史君(現、黒田精工(株))に感謝いたします。

文 献

- 1) G. T. HAHN, B. L. AVERBACH, W. S. OWEN and M. COHEN: "Initiation of Cleavage Microcracks in Polycrystalline Iron and Steel", Fracture ed. B. L. Averbach, (1959), p. 91 [MIT Press]
- 2) T. NAKAMURA and A. MATSUDA: Proc. ICSTIS Suppl. Trans. ISIJ, 11 (1971), p. 982
- 3) N. J. PETCH: J. Iron Steel Inst., 174 (1953),

- p. 25
- 4) G. C. MACMAHON and M. COHEN: Act. Met., 13 (1965), p. 591
- 5) H. LL. D. PUGH, S. S. CHANG and B. E. HOPKINS: Phil. Mag., 8 (1963), p. 753
- 6) G. R. IRWIN: "Fracture Dynamics", Fracturing of Metals, (1948), p. 147 [ASM]
- 7) G. R. IRWIN: J. Appl. Mech., 24 (1957), p. 361
- 8) A. A. WELLS: Brit. Weld. J., 10 (1963), p. 563
- 9) B. A. BILBY, A. H. COTTRELL and K. H. SWINDEN: Proc. Roy. Soc., A272 (1963), p. 304
- 10) A. H. COTTRELL: Trans. AIME, 212 (1958), p. 192
- 11) N. J. PETCH: Phil. Mag. 3 (1958), p. 1089
- 12) O. L. BOWIE: J. Appl. Mech., 31 (1964), p. 208
- 13) E. OROWAN: Weld. J., 34 (1955), p. 157-s
- 14) K. IKEDA, Y. AKITA and H. KIHARA: Weld. J., 46 (1967), p. 133-s
- 15) J. HARDING: Proc. Roy. Soc., A299 (1967), p. 464
- 16) C. D. BEACHEM: "Microscopic Fracture Process", Fracture ed. H. Liebowitz vol. 1 (1968), p. 244 [Academic Press]
- 17) 作井誠太, 森勉: 日本金属学会誌, 28 (1964), p. 443
- 18) H. CONRAD: J. Iron Steel Inst., 182 (1961), p. 364