

運転室チャートで上下ロールに速度差があることや、上下ロールの表面状況、摩耗の差などから、16mmシネカメラ撮影により正確な速度の測定を行なった。これによると上ロールのほうが下ロールよりも若干速く、これは上下モータの起動特性の差によるものと推定されるが、鋼片噛込中においても特に偶数パスの場合、上ロールの回転角が若干大きく、そのために上ロールの摩耗量が多いものと考えられる。この解析により、今後の圧延機モータ制御は速度調整に敏感な方式を採用する必要があることがわかった。pick-upの調整による表面状況の変化は、おそらく速度関係の変化も影響しているとみるべきであろう。

以上、研究の内容についてまとめたが、総合的な結果としてはすでにロール原単位は当初の予想値の1/2になっており、折損事故も皆無でその心配すらない現状であり、パススケジュールの点でもスリップの問題を残して重圧下ができるし、ロール材質についてもファイヤクラック、摩耗、ともに少ないロールを採用することができ、分塊圧延機の高効率化の目標に近づきつつある。

終りに臨み、本研究を許可され、いろいろ御指導、御

援助をいただいた川崎製鉄千葉製鉄所、日立製作所勝田工場、日立研究所、日本製鋼所、同研究所の幹部の方々および実験遂行にあたって御援助いただいた関係各位に厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) 歌橋, 他: 鉄と鋼, 49 (1963), 10, p. 1617~1624
- 2) N. R. ARANT: Iron & Steel Eng., 36 (1959), 11, p. 100~107
- 3) W. HESSE: Stahl u. Eisen, 77 (1957), p. 715~
- 4) 渡辺: 鉄と鋼, 47 (1961), p. 925~929
- 5) 峰須: 日立評論, 別冊33 (1959) p. 50~57
- 6) A. M. BELANSKY & C. F. PECK, Jr.: Iron & Steel Eng., 33 (1956), 3, p. 62~
- 7) C. F. PECK, Jr. & J. M. BONETTI: Iron & Steel Eng., 31 (1954), 6, p. 45~
- 8) C. F. PECK, Jr. & F. T. MAVIS: Iron & Steel Eng., 32 (1955), 8, p. 121~
- 9) 関本: 日立評論, 別冊 42 (1961), p. 43~
- 10) W. J. WILLIAMS: Iron & Steel, 35 (1962), 8, p. 372~
- 11) ハウフェ: 工具鋼の熱処理, (1961), p. 231 [朝倉書店]

低炭素鋼の低温における捩り変形と破壊*

美馬源次郎**・堀 茂徳*

Plastic Torsional Deformation and Fracture of Low Carbon Steel at Low Temperatures.

Genjiro MIMA and Shigenori HORI

Synopsis:

The present investigation was carried out for the effects of testing temperatures and the ferrite grain diameters on the low temperature torsional deformation and fracture behaviour of 0.08 percent carbon steel, using a newly developed dynamic torsion machine. Dynamic torque-twist curves were obtained photographically at various temperatures.

Variation of lower yield stress τ_y with grain size $2d$ in torsional deformation satisfied the Petch formula $\tau_y = \tau_i + k_y d^{-1/2}$, which was obtained from tension test. Value of τ_i increased rapidly with a decreasing of the testing temperature and also k_y increased with a lowering of the testing temperature. It is shown experimentally that the flow stress τ_f at constant strain is related to the grain diameter by $\tau_f = \tau_{if} + k_f d^{-1/2}$ where τ_{if} and k_f are constants. Value of k_f at various testing temperatures is lower than those of k_y and k_f has a small sensitivity to temperature.

At the slow rate of straining, a transition from ductile to completely brittle behaviour occurs at -183°C , when the grain diameter is $d^{-1/2} \leq 5 \cdot 23$. Substituting values of τ_y , $d^{-1/2}$

* 昭和37年6月本会関西支部講演会にて発表 昭和39年4月27日受付

** 大阪大学工学部 工博

and k_y obtained in this experiment into Cottrell's formula of ductile to brittle fracture; the effective surface energy γ is found to be $\gamma \geq 7.45 \times 10^3$ erg/cm². This value of the surface energy for fracture is expected to be greater than the true surface energy, but it is the same value as that of γ obtained by tensile test.

Large plastic deformation to fracture took place in the torsion test, even in the specimen broken by cleavage fracture. (Received 27 Apr. 1964)

1. 結 言

ある条件の下では体心立方格子の金属、特に鉄鋼は低温度で靱性破壊から脆性破壊への遷移がある。これは工業上重要な問題であるので従来から多くの研究が重ねられている。

鋼材の使用時における脆性破壊が曲げ応力によることが多いためか、あるいはこの遷移温度を決めるのに簡便なためか従来鋼材の低温脆性の研究には衝撃曲げ試験がとられてきた。しかし衝撃曲げ試験では結果の理論的解析が容易ではない。また引張試験もこの種研究に用いられているが、これには局部収縮の補正が問題となる。振り試験法はいくつかの特徴があるけれどもそれによる資料は高温における加工性の試験^{2)~6)}として用いられたほかはほとんどみられない。

この研究は試作した衝撃振り試験機⁷⁾によって低炭素鋼の低温変形および破壊の現象を剪断変形について調べたものである。そして低炭素鋼の振り変形においても下降伏応力 τ_y は、ある範囲の平均結晶粒直径(=2d)に対して実験した温度および歪速度の範囲で引張変形についての PETCH の式

$$\tau_y = \tau_i + k_y d^{-1/2} \dots \dots \dots (1)$$

が成立することを確かめた。また低温度における振り破壊の挙動についても明らかにした。

2. 実験の方法

実験に用いた試料は 100kg のアルミキルド鋼塊を圧延比 74% に熱間圧延して 25mm 直径とした丸棒を用いた。その化学成分は Table 1 に示す。

Table 1. Chemical composition of test piece %.

C	Si	Mn	P	S
0.08	0.13	0.30	0.016	0.020

試験片の形は試験部断面各部で一様な応力分布をとるとみなせるように薄肉中空試験片とした。まず試験片が所望の結晶粒直径をとるように 1040°C ~ 1080°C にいろいろな時間加熱保持してから、各試料とも 5°C/min の一定速度で冷却して第二相およびその他の冶金的因子の影響をできるだけそろえるように努めた。熱処理を行

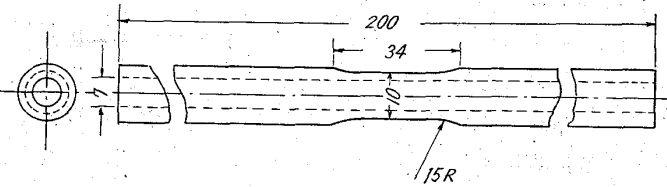


Fig. 1. Shape and size of test piece.

なった試料は Fig. 1 に示す寸法にドリルで穿孔後リーマ仕上げを行ない、旋削して試験片に作成した。その後これらを 600°C で 1hr 真空焼鈍して供試材とした。

ねじり試験機はすでに発表したもの⁷⁾を使用し、試験温度は常温から -196°C までの範囲内の幾つかの温度に選び、歪速度は低速ねじり変形 $1.5 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$ から $6.5 \times 10 \text{sec}^{-1}$ までの範囲で行なった。またねじり変形は試験片をそれぞれの冷媒中に浸して 20min 間保ったのちそのまま冷媒中で試験した。

3. 実験結果

3.1 ねじりモーメントねじり角曲線の温度による影響

歪速度のおそいねじり試験においては Fig. 2 に示す

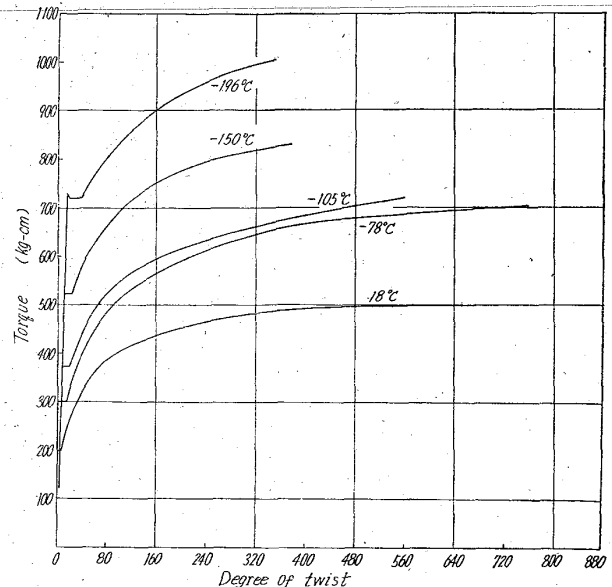


Fig. 2. Effect of temperatures on the torque-degree of twist curves of specimens of the smallest grainsize ($d^{-1/2} = 8.5 \text{mm}^{-1/2}$) twisted at a rate of $1.5 \times 10^{-3} \text{sec}^{-1}$.

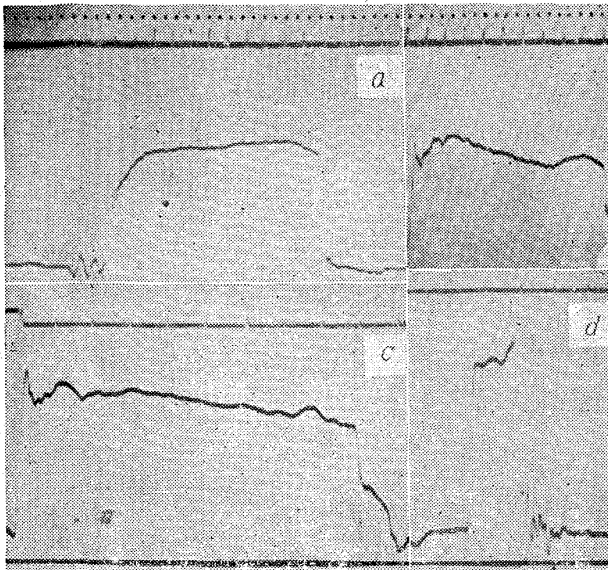


Photo. 1. Typical torque-twist records for four testing temperatures used.

a) 18°C, b) -125°C, c) -150°C, d) -196°C

ようにねじりモーメント M はねじり角 θ の増すとともに次第に上昇し、明瞭な降伏があらわれた後に最大値に達して破断する。試験温度が低くなっても $M-\theta$ 曲線は常温におけるそれとほぼ似た形をとるが、ねじりモーメントの値は高くなる。また降伏現象における荷重低下も試験温度が低くなると大となるようにあらわれた。破断までのねじり角は試験温度が低くなると一般に小さくなるが、その値は各試験片ともかなりばらついた。

歪速度が大なる場合には、Photo. 1 にその2, 3について例示したように、室温附近(a)においては $M-\theta$ 曲線の形は歪速度のおそいときのそれと大きな違いはないが、一般にねじりモーメントは歪速度の大きい方が高くなる。またねじり破壊までの塑性歪は歪速度が大きい方が小となる傾向がある。しかして試験温度が低くなるにつれて $M-\theta$ 曲線は降伏の後ある最大値まで上昇してからそれ以後反対に低下し、その後に破壊するという複雑な形をとる。これは中実試験片において得られたと同様な様相であり、すでに報告した如き急激な大きな塑性変形に伴う試験片の温度上昇による影響に基因しているものと考えられる。従って破壊までの塑性歪の低い液体窒素の温度の場合にはかかる形状をとらない。

3.2 破壊の挙動

破断試験片の外観は試験温度の高い場合においては靱性破面を呈し、破面は試験片の軸方向にほぼ直角に剪断型で現われる。これに対して低温(本実験の範囲内では液体酸素の温度以下)の場合には軸方向にだいたい45°の傾きをもつ面上および軸方向の破面との二部からなる

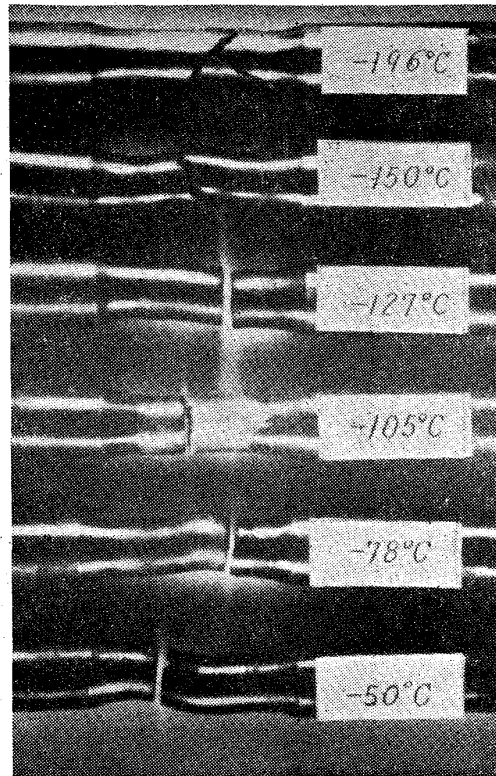


Photo. 2. Photographs of static torsion test specimens broken at various testing temperatures.

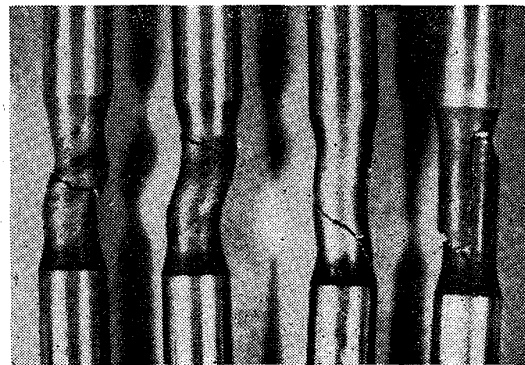


Photo. 3. Effect of grain diameter on mode of fracture in static torsion test at -183°C.

脆性破面を示すようになる。Photo. 2はこの1例を示す。このように靱性から脆性様式による破壊への遷移の傾向は試験温度により現われ、-150°Cでは両様式の破面が混在しているが、結晶粒度のちがいによってもこの傾向は認められる。Photo. 3は粒度の異なる試験片の液体酸素の温度における破壊の様相を示した。

破断試験片の顕微鏡組織観察の結果は迂りによる変形が支配的であるが、試験温度が下がり、あるいは負荷速度が増すと双晶形成も多く認められるようになる。そし

て前述した脆性破壊の面は劈開面が選ばれていることが etch pit 法により確かめられた。Fig. 2 においては破壊までの塑性歪 s^* は -150°C で急減し、液体窒素の温度でもあまり変わらない。そしてこの両者とも破壊面は脆性様式を有し靱性破壊した曲線とかなり異なるようであるが、試験した多くの試験片についてみると一般に塑性歪 s はかなりばらつきがあり破壊型式による明瞭なちがいは示されない。またねじり脆性破壊においては引張などの場合に比べて破壊までの歪が非常に大であることが特記される。

3.3 τ_i および k_y の測定

3.3.1 PETCH の式から求める方法

Fig. 3 に 18°C , -78°C , -183°C および -196°C における下降伏点 τ_y の結晶粒度依存関係を図示した。ねじり試験の場合にも引張試験と同様に各測定用について著者の評価にもとづいて直線関係すなわち (1) 式が成立することが確かめられた。 τ_i は温度が下がると急激に増大する。また k_y は温度に依存しないという報告もあるが、本実験では試験温度が下がると大となった。なお (1) 式は双晶変形が進行する温度範囲においても成立する。

3.3.2 加工硬化曲線の外挿による方法

応力-歪曲線の加工硬化部を弾性域に外挿しそれと弾性歪部との交点が τ_i を与える⁹⁾(Fig. 4)そして $\tau_y - \tau_i =$

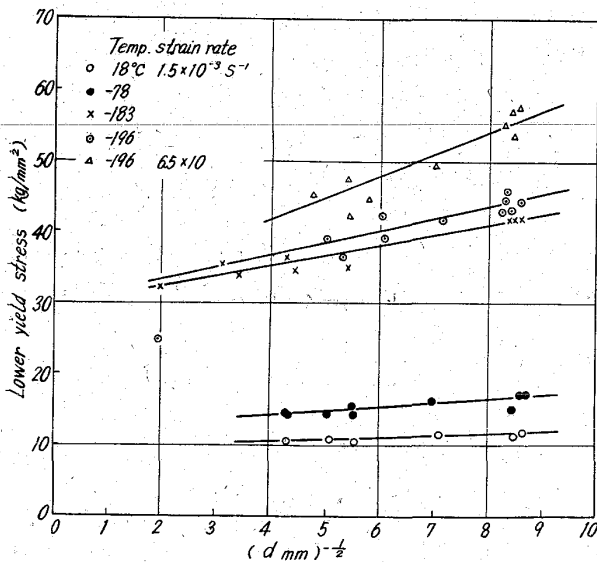


Fig. 3. The relation between lower yield stress and grain diameter at various testing temperatures.

(※) $s = \frac{R\theta}{l}$ ここで R および l はそれぞれ試験片試験部の半径および長さ、 θ はラジアンで表わしたねじり角。

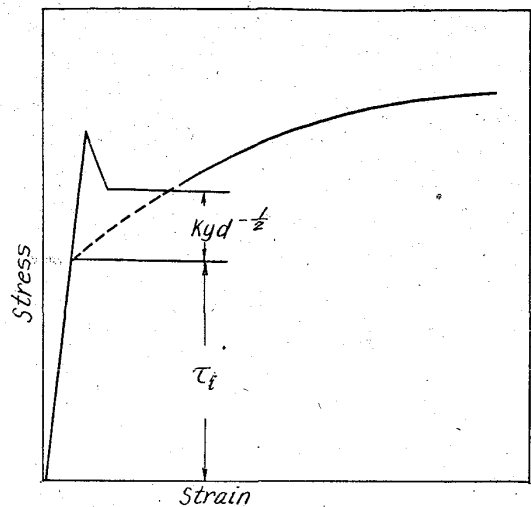


Fig. 4. A schematic diagram illustrating the extrapolation technique for the determination of the τ_i and k_y parameters.

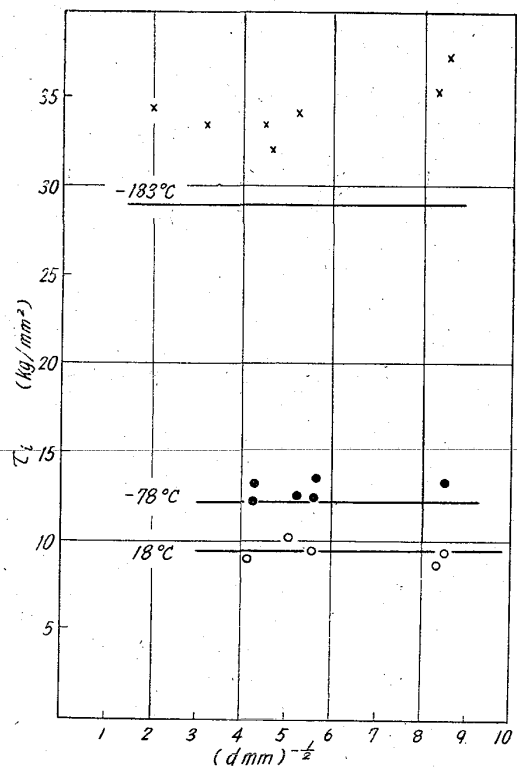


Fig. 5. Comparison of the τ_i parameter by Petch method and the extrapolation method. Solid line: Petch method.

$k_y d^{-1/2}$ である。この方法から求めた τ_i の値は結晶粒度の異なる各試料についてかなりばらつきはあるが、Fig. 5 からわかるように、常温では 3.3.1 に述べた PETCH の方法で求めたそれとだいたい等しい値である。しかし -78°C では粒度依存関係から求めた τ_i に比してわずかに大となり、液体酸素の温度ではこの差は更に大きくなった。また τ_i は温度が下るほど増大している。

4. 結果の考察

4.1 τ_i, k_y について

τ_i, k_y は実験的に求めた降伏応力の粒度依存関係から知られるが、引張試験の場合に限らずねぢり試験においてもはじめて広い温度範囲にわたって(1)式の成立することが確かめられたわけである。そしてこの関係は降伏点に対する COTTRELL の理論⁸⁾からも導かれている。それによると、 τ_i は転位の運動に対する摩擦力をあらわし、また雰囲気から転位を解放するに必要な応力は $k_y/d^{1/2}$ で与えられる。それゆえにこの τ_i および k_y の値は温度と時間に関係するわけで、もちろん材料中に存在する不純物の種類および濃度にも依存することになる。本実験では τ_i および k_y の値も温度が低くなると次第に増大することが認められた。これに対し従来の研究によると τ_i の温度依存性はかなり明白であるが、 k_y のそれはほとんどないか、あるいはきわめて小さいという報告が多い。すなわち HAHN⁹⁾※らが Mn を含む鋼について行なった研究では k_y は -170°C までは増大しない。CONRAD¹⁰⁾ は $110^\circ\sim 300^\circ\text{K}$ で KAZINEZY¹¹⁾ は $0.15\% \text{C}$ 鋼で常温から -196°C までまた PETCH¹²⁾ によれば 18°C から -196°C まで k_y は変らなかった。その他 V¹³⁾ および Cr¹⁴⁾ についても同様に温度によりほとんど増さないという。これについては PETCH は k_y は本質的には温度依存であるが、かなりの温度範囲で k_y の値のほとんど変らないのは τ_y の温度依存は主に τ_i の温度による著しい変化にもとづくものとしている。

つぎに降伏の後の一定歪における変形応力 τ_f に対する結晶粒の大きさの影響についてまとめると Fig. 6 に示したように降伏応力に対する関係と類似の

$$\tau_f = \tau_{if} + k_f d^{-1/2} \dots\dots\dots (2)$$

が成立することが認められた。この k_f の値は k_y よりも常にわずかに低い値であった。またそれぞれの歪に対しては k_f はほぼ同じく、この値は破断応力の粒度依存関係から得られる k_f' の値ともそれほどちがわない。これはもし降伏現象が固着転位の unlocking を含むものであれば k_f は k_y よりも低くなることが期待されるわけであろう。

4.2 破壊

靱性から脆性破壊への遷移は COTTRELL⁸⁾ により次式で表わされることが提起された。

$$(\tau_i d^{1/2} + k_y) k_y = \beta \mu \gamma \dots\dots\dots (3)$$

従って(1)式から

$$\tau_y k_y d^{1/2} = \beta \mu \gamma \dots\dots\dots (4)$$

(※) 試験温度が下がると k_y はむしろ低くなるという。

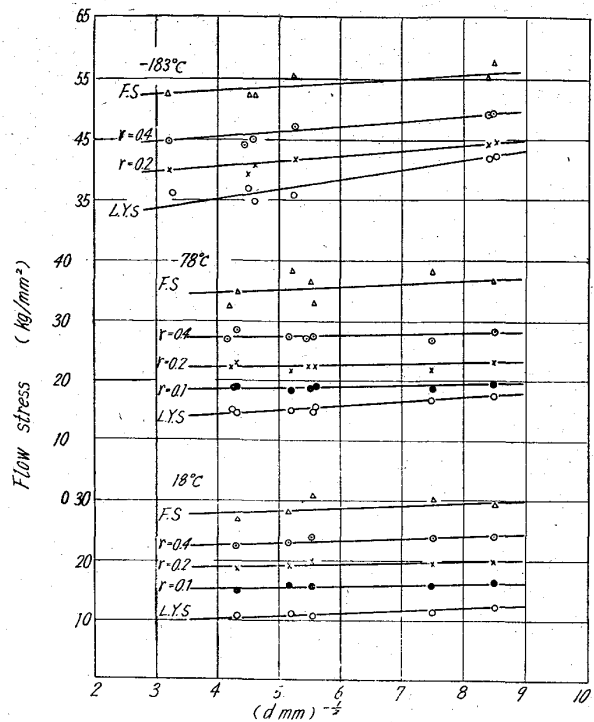


Fig. 6. The relation between grain diameter and flow stress at constant strain for mild steel at three temperatures.

ここに μ は剛性率、 γ は表面エネルギーであり β は応力系により決まる常数である。(3)あるいは(4)式において左辺が右辺よりも大であれば脆性を示し、この式は実際の靱性-脆性遷移をよく説明するといわれる。

本実験においては液体窒素の温度ではすべての粒度について脆性破壊を示したが、液体酸素の温度においては少くも $d^{-1/2} \leq 5.23$ において脆性破壊を示したことになる。すなわち(3)(4)式は左辺が大なる条件が満たされたと考えられる。いまこの脆性破壊が起こる条件を満たす数値を入れてみると $\tau_y = 41.8 \text{ kg/mm}^2$, $k_y = 1.53 \text{ kg/mm}^{3/2}$, $d^{1/2} \leq 1/5.23 \text{ mm}^{1/2}$ また $\mu = 8000 \text{ kg/mm}^2$, $\beta = 2^{15)}$ とすると(4)式から $\gamma \geq 7.45 \times 10^8 \text{ erg/cm}^2$ となる。この値は鉄の表面張力よりもかなり高い値を示すが、これは破壊の伝播の際には劈開面で行われるけれども破面のちぎれなどのためにより大きな仕事をなすからであると考えられる。そしてこのねぢり試験から得られた γ の値は引張試験から求めた COTTRELL⁸⁾ の $\gamma = 1.8 \times 10^4 \text{ erg/cm}^2$ 、鋼についての $6.25 \times 10^8 \text{ erg/cm}^2$ 、あるいはまた軟鋼についての HULL¹⁶⁾ らの $1.16 \times 10^4 \text{ erg/cm}^2$ とほぼ似た大きさを示している。これらはまた他の体心立方晶金属 Nb¹⁷⁾, V¹⁸⁾ および Mo¹⁹⁾ などのそれらに比べていずれもわずかに低いようである。

5. 結 言

結晶粒度の異なる低炭素鋼について低温ねぢりを行なって変形および破壊挙動を調べ以下のことが明らかとなった。

下降伏応力は試験温度が下ると急激に増大し、歪速度が大であると高い。ねぢり変形においては破壊までの塑性歪は大きく、劈開破壊においてさえかなりの変形が認められる場合がある。それゆえに歪速度の大なるときはトルク-ねぢり角曲線の形状が特異となり変形応力の評価に注意しなければならない。

ねぢり変形においても下降伏応力および破壊応力は引張試験において得られていると同様な結晶粒度依存関係が成立する。そして τ_i および k_y とともに試験温度に大きく依存し、温度が低いほど大となる。 k_y は歪速度が大なるときは更に高くなった。一定塑性歪を起すに要する応力の結晶粒度依存性より求めた k_f は常に k_y よりも低い値をとった。

靱性-脆性遷移についての COTTRELL の関係から求めた破壊の表面エネルギーは引張り試験から得られているそれに近い結果が得られ、かつその値は鋼の表面エネルギーよりもかなり高い。

本研究の試料を提供して頂いた株式会社中山製鋼所に対し厚く感謝の意を表わします。

文 献

- 1) F. A. HODIERNE: J. Inst. Metals, 91(1963) 4, p. 267
- 2) 市原: 機械学会誌, 35 (1933) 183, p. 678
- 3) C. S. SHAPIRO: Iron Age, 135 (1935) 21, p. 12
- 4) E. R. HUGHES: J. Iron and Steel Inst. (U.K.),

- 70 (1952), p. 214
- 5) J. PANVERGNE et al.: Rev. de Mét., 51 (1954), p. 254
- 6) J. L. ROBBINS, O. C. SHEPARD and O. D. SHERBY: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), 199 (1961) 2, p. 175
- 7) 美馬, 堀および松井: 材料, 12 (1963) 117, p. 47
- 8) A. H. COTTRELL: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min. Met. & Pet. Eng., 212 (1958), p. 192
- 9) G. T. HAHN, M. COHEN and B. L. AVERBACH: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), 62 (1962), p. 634
- 10) CONRAD and SCHOECK: Act. Met., 8 (1960), p. 791
- 11) F. De KAZENCZY, W. A. BACKOFEN and B. KAPADIA: "Fracture" Editors B. L. AVERBACH et al. (1959) p. 65
- 12) N. J. PETCH: J. Iron and Steel Inst. (U.K.), 174 (1953), p. 25, Phil. Mag., 1 (1956), p. 186
- 13) T. C. LINDLEY and C.R.E. SMALLMAN: Act. Met., 11 (1963), p. 361
Act. Met., 11 (1963), p. 361
- 14) M. J. MARCINKOWSKYI and H. A. LIPSITT: Act. Met., 10 (1962) 2, p. 95
- 15) A. H. COTTRELL: "Fracture" Editors B. L. AVERBACH et al., (1959), p. 28
- 16) D. HULL and I. L. MOGFORD: Phil. Mag., 3 (1958), p. 1213
- 17) M. A. ADAMS, A. C. ROBERTS and R. E. SMALLMAN: Act. Met., 8 (1960), p. 328
- 18) T. C. LINDLEY and R. E. SMALLMAN: Act. Met., 11 (1963) 5, p. 361
- 19) A. S. WRONSKI and A. A. JOHNSON: Phil. Mag., 7 (1962), p. 213