

## 論 文

UDC 669.14.018.29 : 539.55.096

構造用鋼の  $J_{IC}$  破壊靱性値の温度依存性と試験方法の評価藤田 春彦\*・田中 学\*・神谷 修\*<sup>2</sup>Temperature Dependence of  $J_{IC}$  Fracture Toughness Values in the Structural Steels and Evaluation of the Testing Method

Haruhiko FUJITA, Manabu TANAKA, and Osamu KAMIYA

## Synopsis:

The fracture toughness of four kinds of structural steels with relatively high elongation at room temperature has been evaluated by the electrical potential method and by other methods between at room and liquid nitrogen temperature. The results obtained are summarized as follows:

(1) At room temperature,  $(J_{IC})_E$  value by the electrical potential method was very close to  $(J_{IC})_R$  value by the R curve method.  $(J_{IC})_S$  value by the SZW method was 15% higher than  $(J_{IC})_E$  value.

(2) At room temperature, the crack initiation detected by the inflection of the electrical potential corresponded to the stage where the formation of type II dimple and the internal necking occurred. Before the crack initiation, voids were already formed in front of the stretched zone.

(3)  $J_{IC}$  value increased with decreasing the testing temperature because of an increase in the yield strength, while it decreased drastically when cleavage fracture occurred at the precrack tip.

(4)  $J_{IC}$  value, CTOD( $\delta$ ) and  $K_{IC}$  were related with each other as follows:

$$J_{IC} = 1.79 \sigma_y \cdot \delta \quad (\text{for ductile fracture})$$

$$K_{IC} = 0.81 \sqrt{J_{IC} \cdot E} \quad (\text{for brittle fracture})$$

## 1. 緒 言

溶接構造物や船舶の低温におけるぜい性破壊については古くからよく知られているが、最近の構造物や圧力容器の使用における破壊事故のうち、ぜい性破壊が原因のものは少なく、多くは本来材料中に存在するき裂か、または疲労き裂からの延性破壊により起こることが報告されている<sup>1)</sup>。このような延性破壊の発生は、き裂先端領域の大規模降伏あるいは全面降伏をとまなうから、現在、き裂伝播開始とき裂先端開口変位<sup>2)</sup> (CTOD: crack tip opening displacement) および J 積分値との関連が検討されている<sup>3)~10)</sup>。とくに後者のぜい性破壊発生時の値である  $J_{IC}$  は  $K_{IC}$  へ換算できるため<sup>3)</sup>、き裂を含む構造物の設計に用いることが可能と考えられ、 $J_{IC}$  を正確に求める実験手法の確立が要望される。

最近、米国において LANDES, BEGLEY らによつて R カーブ法<sup>†</sup>による破壊靱性試験法の ASTM 規格案が提案された<sup>4)</sup>。この R カーブ法は一般に再現性がよく、信頼性の高い結果を与えるが、その反面多数の試験片を必要とし、経済性の点で問題がある。一方、電位法は 1 本の試験片により破壊靱性値を決定できる簡便で経済的な方法であり、最近とくに注目されているが、比較的延性

が高い材料のき裂発生に関する研究への適用についてさらに検討すべき点が多い。本研究では室温での伸びが 30~36% と比較的大きな、高張力鋼を含めた 4 種の構造用鋼について、材料のき裂発生に対応する J 積分の限界値を電位法で求め、これらの J の限界値が ASTM 規格案の R カーブ法から得られる J の限界値と一致することを確かめた。また、走査型電子顕微鏡 (以後 SEM という) 観察によつて電位変化に対応するき裂の発生を確認したほか、上述の方法と SZW 法<sup>††</sup>によつて求めた  $J_{IC}$  値の比較検討も行った。本研究ではこれらの J の限界値

† R カーブ法による  $J_{IC}$  試験は次の手順で行われる。

(a) 本文(1)式から求められる荷重  $P_L$  の 1/4 以下の疲労荷重にて予き裂を導入した 3 点曲げ試験片を、種々の変位まで負荷後除荷する。

(b) 加熱着色や疲労によりき裂にマーキングを施し、試験片を破断させ各々のき裂成長量  $da$  を測定する。

(c) 本文(2)式より求めた J 値を  $da$  に対してプロットし、これを R カーブとする。

(d)  $J = 2\sigma_y da$  の鈍化曲線と R カーブとの交点を  $J_{IC}$  とする。(Fig. 7 参照)

†† SZW 法による  $J_{IC}$  試験は原理的には R カーブ法における  $da$  の代わりにストレッチゾーン幅 SZW をとつたものであり、次の手順で行われる。

(a) R カーブ法と同様の試験片を、き裂先端の鈍化過程も含めた種々の段階まで負荷後除荷する。

(b) マーキングを施し試験片を破断させ走査型電子顕微鏡により SZW を測定する。

(c) 本文(2)式より求めた J 値と SZW の関係をプロットする。

(d) き裂先端の鈍化過程における J-SZW 曲線、すなわち鈍化曲線と、き裂の発生により SZW が一定となつた直線との交点を  $J_{IC}$  とする。(Fig. 8 参照)

昭和 55 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 55 年 4 月 28 日受付 (Received Apr. 28, 1980)

\* 秋田大学鉱山学部 工博 (The Mining College, Akita University, 1-1 Tegatagakuen-cho Akita 010)

\*<sup>2</sup> 秋田大学鉱山学部 (The Mining College, Akita University)

Table 1. Chemical composition and mechanical properties of steels used.

Steels	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	V	Mo	Cu
HT80	0.13	0.25	0.82	0.009	0.005	0.85	0.48	0.04	0.48	0.22
HT60	0.15	0.25	1.28	0.017	0.005	0.01	0.02	0.05	—	—
SM50	0.15	0.34	1.40	—	—	—	—	—	—	—
SS41	0.18	0.21	0.88	0.05	0.05	—	—	—	—	—

Steels	Yield stress (kgf/mm <sup>2</sup> )	Tensile strength (kgf/mm <sup>2</sup> )	Elongation (%)
HT80	84	90	32
HT60	51	64	30
SM50	37	53	34
SS41	27	44	36

を延性き裂発生時の値  $J_{in}$  も含めて  $J_{IC}$  とよぶことにする。さらに、電位法を用いて4種の鋼の  $J_{IC}$  を室温 (25°C) から -188°C までの広い温度範囲で測定し、その温度依存性を調べた。

## 2. 実験方法

実験に用いた4種類の構造用鋼の化学成分と機械的性質を Table 1 に示す。HT 80 は焼もどしマルテンサイト、HT 60 は焼もどしベイナイト組織の調質高張力鋼板、SM 50, SS 41 はフェライト・パーライト組織の熱間圧延鋼板である。これらの素材から前述の ASTM 規格案 (以後 ASTM 案という) にもとづき、Fig. 1 の寸法形状の三点曲げ試験片を製作した。試験片は長手方向が圧延方向に平行であり、き裂は板厚貫通とした。疲労予き裂の導入は常温において電気油圧サーボ式疲労試験機によつて 50~100 Hz の繰り返し速度で行い、1 mm のき裂伝播に 10~30 万回を要した。この際の最大荷重は、SS 41 鋼を除き、次式で表される限界荷重  $P_L$  の 1/4 以下とした。

$$P_L = (4/3) (Bb^2 \sigma_{y0}/S) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $B$  は試験片幅、 $b$  はリガメント、 $\sigma_{y0}$  は常温における降伏応力そして  $S$  は荷重スパンである。SS 41 鋼では疲労き裂は著しく伝播しにくいいため、 $P_L/2$  まで荷重を増した。

実験装置構成図を Fig. 2 に示す。三点曲げの破壊靱性試験は油圧式材料試験機 (最大荷重 10 t) を用い、1 mm/min の一定変位速度で、室温 (25°C) から -188°C の温度範囲で行つた。電位法における電流は 30A

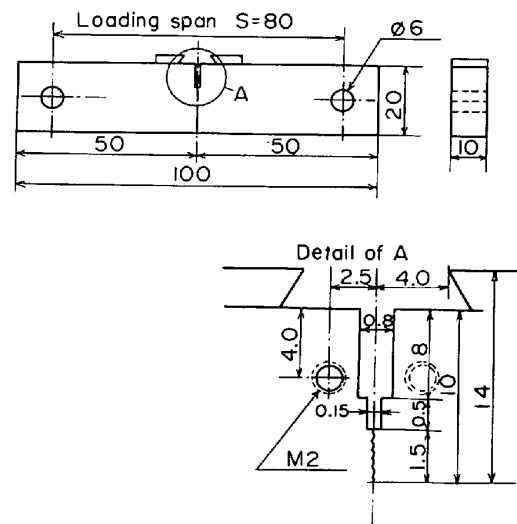


Fig. 1. Geometry of three point bend specimen.

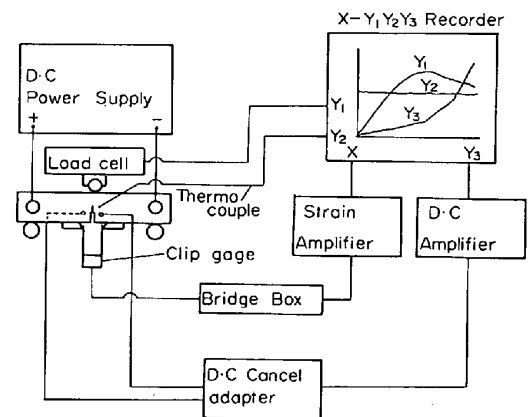


Fig. 2. Block diagram for the electrical potential method.

とし、電位は  $1 \mu V$  の精度で測定した。また、クリップゲージ変位、荷重、電位および試験中の温度の変化は、X-Y 3点レコーダを用いて記録した。温度測定は試験片表面のき裂先端より  $2 \text{ mm}$  の位置にアルメル-クロメル (CA) 熱電対を接着して行つた。

ASTM 案による Rカーブ法では、常温にて各鋼種につき 4 本以上の試験片を電位変化の所定の段階まで三点曲げで負荷し、その後疲労によつて試験片を破断させ、SEM により延性き裂の長さ (き裂伝播量  $\Delta a$ )、ストレッチゾーン幅 (以後 SZW という) を測定した。SZW は試験片中央部の  $4 \text{ mm}$  の範囲で 9 点以上測定してその平均値をとつた。さらに SEM によつて破断後の試験片につき、破壊の微視的様相を詳細に調査した。

J 積分値は電位法および Rカーブ法のいずれの場合にも、三点曲げ試験にたいするつぎのような J. R. RICE の簡便式を用いて計算した。

$$J = 2A/b \cdot B \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $A = \int PdS = h \int Pd(\text{COD})$ ,  $P$  は荷重,  $S$  は荷重点変位, COD は開口変位量,  $h$  は定数であり本研究では  $1.125$  である。本研究で述べる COD はき裂先端より  $14 \text{ mm}$  の位置のき裂開口変位量を示し、CTOD (き裂先端開口変位量) とは区別して用いている。荷重点変位とき裂開口変位の関係を表す定数  $h$  は実験より求めた。

また、各試験温度での  $J_{IC}$  と CTOD の限界値 ( $\delta$ )、降伏応力および  $K_{IC}$  値との関連を知るためつぎのような式を用いた。まず、CTOD 値 ( $\delta$ ) の計算には DAWES<sup>1)</sup> による次式を用いた。これは DD 19「COD 試験規格」の Wells の式<sup>2)</sup> を修正したものである。

$$\delta = \frac{K^2}{2\sigma_y E} + \frac{0.4(W-a)V_p}{0.4W + 0.6a + Z} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $K$ : 弾性域での  $K$  値,  $\sigma_y$ : 降伏応力,  $E$ : ヤング率,  $W$ : 試験片の幅,  $a$ : き裂の長さ,  $Z$ : エッチの長さ,  $V_p$ : 限界クリップゲージ変位の塑性成分である。

また、各試験温度における降伏応力  $\sigma_y$  は、溶接構造用鋼の降伏応力の温度依存性に関する次式<sup>16)</sup> より、常温 ( $20^\circ\text{C}$ ) における降伏応力  $\sigma_y$  をもとにして計算した。

$$\sigma_y = \sigma_{y0} \exp\{329.6 - 66.5 \ln \sigma_{y0} (1/T - 1/293)\} \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 $\sigma_y$  は  $T^\circ\text{K}$  における降伏応力,  $\sigma_{y0}$  は  $293^\circ\text{K}$  ( $20^\circ\text{C}$ ) における降伏応力である。

低温でぜい性破壊した試験片の  $K_{IC}$  値は次式<sup>15)</sup> で求めた。

$$K_{IC} = \sigma_0 \sqrt{\pi a} F(\xi) \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 $\sigma_0 = 3SP/2BW^2$ ,  $\xi = a/W$ ,  $F(\xi) = 1.090 - 1.735\xi + 8.20\xi^2 - 14.18\xi^3 + 14.57\xi^4$ ,  $P$  は破壊時の荷重である。

### 3. 実験結果および考察

#### 3.1 電位法による $J_{IC}$ 試験について

Fig. 3 から Fig. 6 に室温における 4 種の鋼のき裂開口変位 (COD) にたいする荷重と電位 ( $E \cdot P$ ) の変化を示した。また HT 60 と SM 50 については SZW の変化も合わせて示した。高張力鋼および SM 50 では Fig. 3, 4 および 5 の①と②で示したように明確な電位の屈曲点が存在するが、SS 41 の場合は明らかでないので Fig. 6 に示したように 2 直線を延長してその交点を

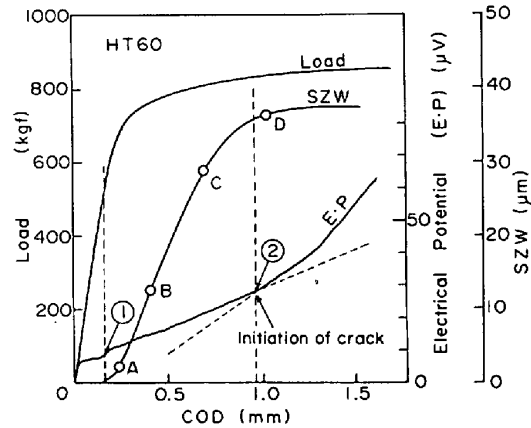


Fig. 3. The load, the electrical potential and SZW versus the crack opening displacement of HT60 steel at room temperature.

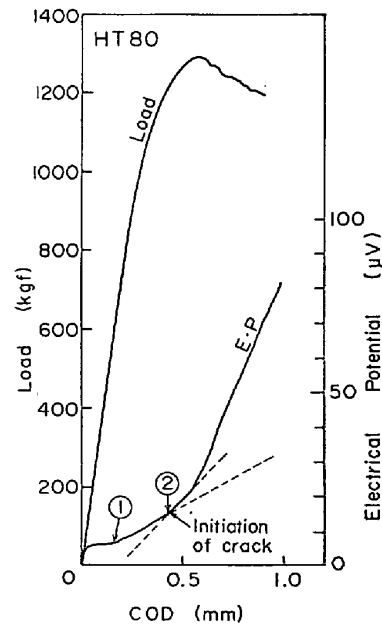


Fig. 4. The load and the electrical potential versus the crack opening displacement of HT80 steel at room temperature.

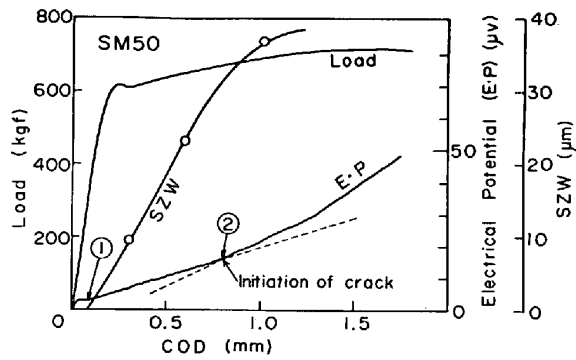


Fig. 5. The load, the electrical potential and SZW versus the crack opening displacement of SM50 steel at room temperature.

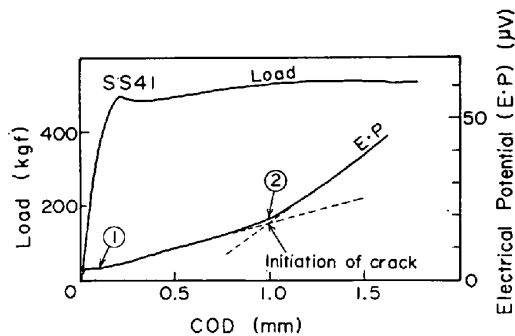


Fig. 6. The load and the electrical potential versus the crack opening displacement of SS41 steel at room temperature.

②の点とした。①と②の間では Fig. 3 の HT 60, Fig. 5 の SM 50 の例に示したように, SZW が増加し疲労予き裂先端の鈍化が著しい。この間では各鋼とも COD の増加とともに電位はほぼ直線的に増す。つぎに②の点を過ぎると延性き裂が発生し, この前後で電位は急激に変化する。すなわち, ②は延性破壊の発生点と考えられる。②での電位変化は4種の鋼では高強度ほど大きく変化する傾向にある。

Photo. 1 に一例として室温での HT 60 における電位の②の屈曲点前後の写真を示す。Photo. 1(a)は電位の屈曲点以前の試験片を疲労荷重で破断させた破面であり, Fig. 3 の C に相当するものである。この時点ですでにストレッチゾーン先端に, のちに大きなディンプル(これをI型ディンプルという)に発達する  $20\mu\text{m}$  程度のポイドが形成されている<sup>11)</sup>。Photo. 1(b)は屈曲点を過ぎた Fig. 3 の D まで負荷したのちの破面である。ポイドが  $50\mu\text{m}$  程度まで大きくなって内部くびれ(internal necking)を発生した部分と, 数  $\mu\text{m}$  程度の微小なディンプル(これをII型ディンプルという)が生じている部分があり, この時点ですでに延性き裂は発生していることがわかる。

Photo. 2 は室温で4種の鋼のき裂発生直後で試験を中断し, 疲労荷重で破断させた試験片のき裂先端とき裂の前方に形成されるポイド, およびき裂の先端よりつき出たI型ディンプルや割れを示したものである。破線はき裂の先端を示し, 矢印はき裂の伝播方向を示す。電位の屈曲点で検出されるき裂の発生は, II型ディンプルおよび内部くびれの生じた時点に対応する。HT 80, HT 60 のき裂の先端には MnS 介在物に帰因する楕円形のポイドがみられ, SM 50, SS 41 ではき裂の進展方向に帯状に存在するパーライトに生じたと思われる非常に長い割れがある。また, き裂先端(破線部)より前方の割れやポイドの形成の範囲は  $200\sim 500\mu\text{m}$  程度であり, HT 80, HT 60, SM 50, SS 41 の順に低強度材ほど大きくなっている。とくに SS 41 では, き裂先端からつき出たI型ディンプルとき裂前方での割れが多く, 両者を厳密に区別することは困難なため, き裂先端が不明瞭である。き裂発生にともなう, これらのI型ディンプルやき裂前方での割れが多数生じるため, SS 41 ではき裂発生に対応する電位変化の明瞭な屈曲点は現れなかつたと

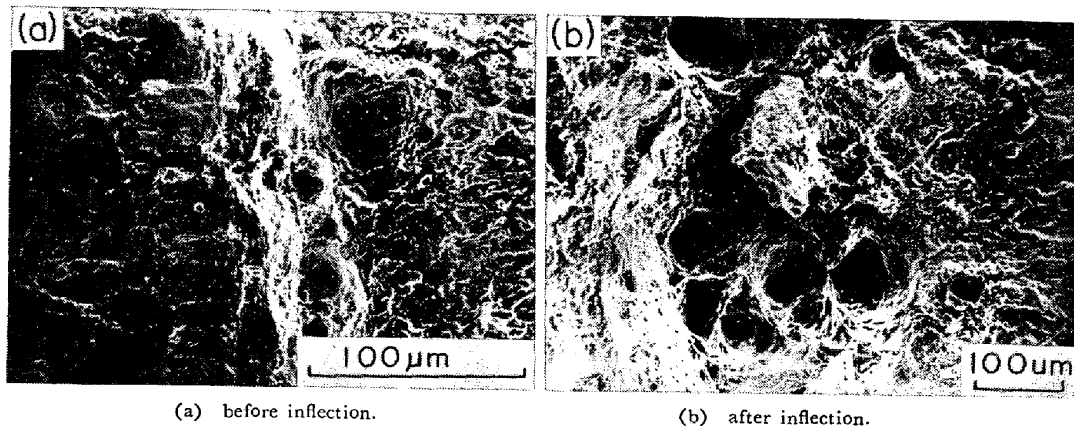
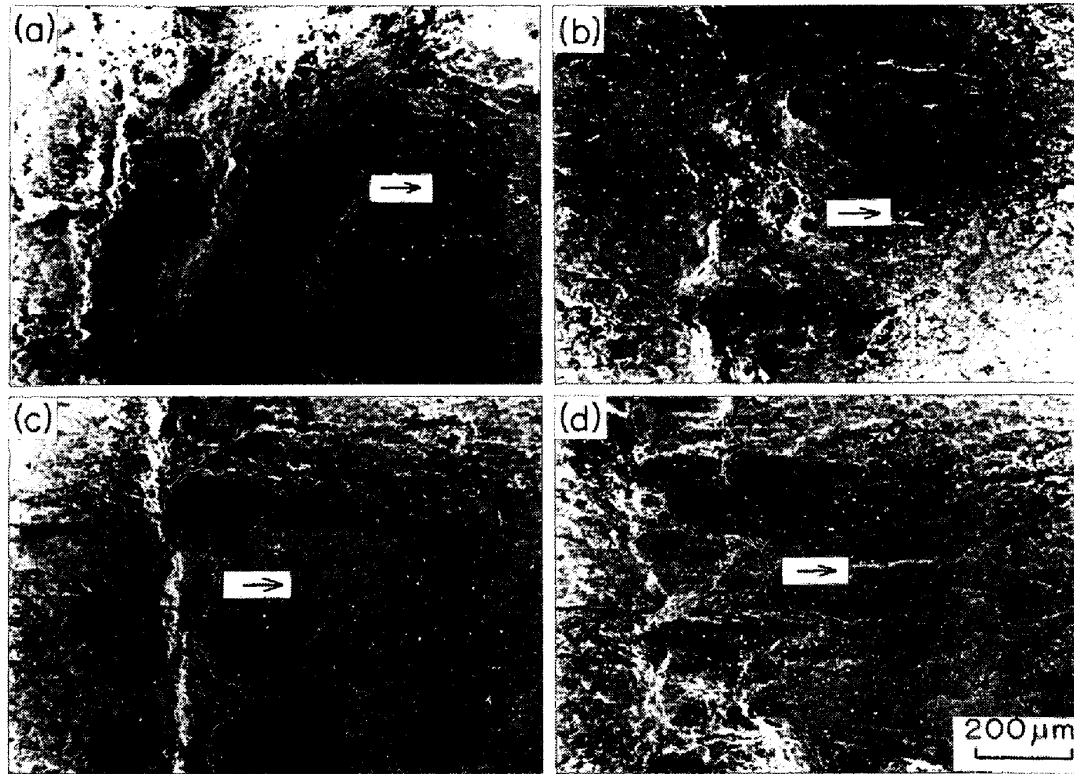


Photo. 1. Scanning electron fractographs of precrack tip before and after the inflection of electrical potential at ② in Fig. 3.



(a) HT80 (b) HT60 (c) SM50 (d) SS41

Photo. 2. Scanning electron fractographs, showing type I dimples near the crack tip (----- crack tip, ——— direction of crack propagation).

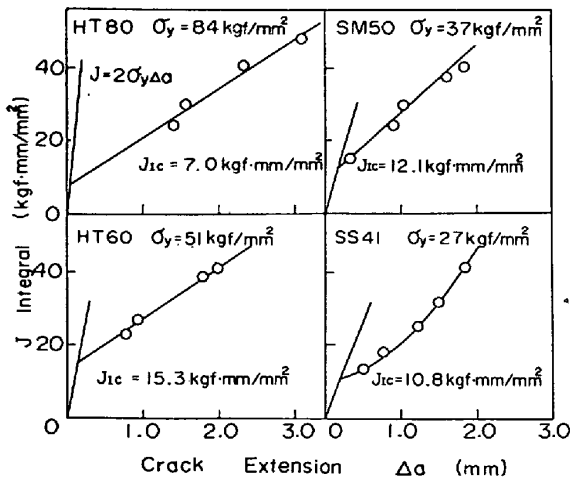


Fig. 7.  $J_{IC}$  values of the steels by the R curve method at room temperature.

考えられる。このため、SS 41 鋼では前後の直線を延長し、その交点を発生点とした。

き裂前方のポイドや割れの形成範囲はき裂発生時の塑性域の大きさに関連していると考えられるが、この点について今後検討を進める。

### 3.2 電位法と他の $J_{IC}$ 試験法との比較

ASTM 案による R カーブ法は、 $J_{IC}$  値を求めるために 4 本以上の試験片を必要とするが、前述のように再現

Table 2. Comparison between  $J_{IC}$  values by electrical potential method and by other method at room temperature. (kgf·mm/mm<sup>2</sup>)

	HT80	HT60	SM50	SS41
$(J_{IC})_E$	11.6	14.3	11.7	10.7
$(J_{IC})_R$	7.0	15.3	12.1	10.8
$(J_{IC})_S$	—	16.8	13.6	—

E : electrical potential method  
R : R curve method  
S : SZW method

性、信頼性と精度の点で優れている。本研究では常温で R カーブ法によつて  $J_{IC}$  値を求め、これをもとに電位法によつて求めた  $J_{IC}$  値の検討を行つた。また、HT 60, SM 50 については、SZW 法による  $J_{IC}$  値も求め上述の値と比較した。

Fig. 7 に室温での 4 種の鋼の R カーブを  $J = 2\sigma_y \cdot \Delta a$  の鈍化直線とともに示した。これらの交点から得られる  $J_{IC}$  値 (以後  $(J_{IC})_R$  という) と電位法による  $J_{IC}$  値 (以後  $(J_{IC})_E$  という) を比較すると、Table 2 に示すように、両者の値は HT 60, SM 50, SS 41 ではよく一致しており、これらの鋼については電位法によるき裂

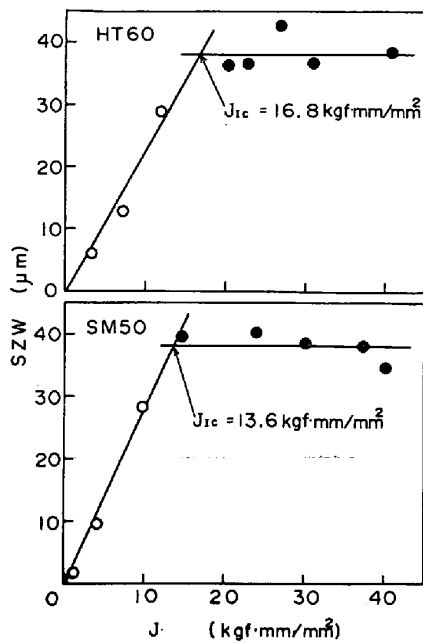


Fig. 8.  $J_{IC}$  values of HT60 and SM50 steels by the SZW method at room temperature.

の発生点の検出の精度がかなりよいことを示す。これにたいして HT 80 では  $(J_{IC})_R$  が  $(J_{IC})_E$  よりも 30% ほど低い値となつている。これは、HT 80 の降伏点と最大荷重点は Fig. 4 に示すように他の鋼種より高いが、き裂発生後は他の鋼種に較べ同じ開口変位にするき裂の進展量が大きく、 $4a$  の小さいところのデータが得られなかつたので Fig. 7 に示すように  $(J_{IC})_R$  の推定が不確実となるためである。大路ら<sup>6)</sup>によると、HT 80 の  $J_{IC}$  値は電位法で  $12.4 \text{ kgf}\cdot\text{mm}/\text{mm}^2$  となつており本研究の電位法による値  $11.6 \text{ kgf}\cdot\text{mm}/\text{mm}^2$  とほぼ等しい。したがつて、HT 80 の場合はむしろ電位法による  $J_{IC}$  値の方が正しい値を示すと考えられる。また、SS 41 では R コーブが他の鋼種と異なり曲線となつている。この鋼では  $J$  値の増加はき裂の長さが大きくなるほどしだいに大きくなることを示している。したがつて、SS 41 は常温において、延性破壊は容易に生じるが、一度生じたき裂の伝播抵抗は大きい。これは延性の高い低強度材の特徴と考えられる。

Fig. 8 に室温で SZW 法によつて求めた HT 60 と SM 50 の  $J_{IC}$  値 (以後  $(J_{IC})_S$  という) を示した。これらの値を Table 2 の  $(J_{IC})_E$  と比較すると 15% 程度高くなつている。また、3つの  $J_{IC}$  決定法による値を比較すると、電位法によるものが最も小さく安全側にあることがわかる。この理由は、電位法ではき裂先端における破壊発生時の内部くびれなどともなる電気抵抗の変化を、精度よく検出できるためと考えられる。

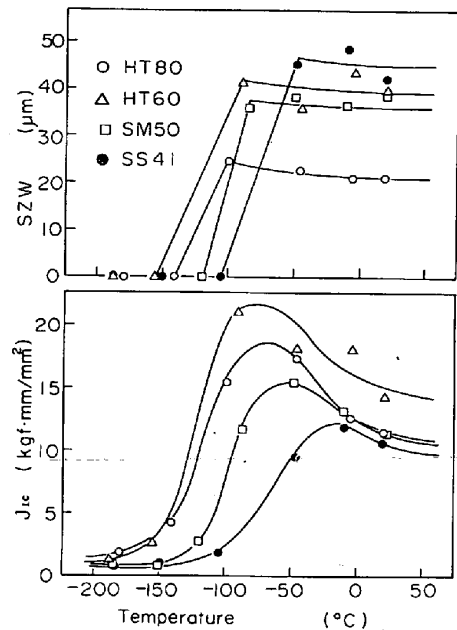


Fig. 9. Effect of temperature on  $J_{IC}$  value and SZW of the steels.

### 3.3 $J_{IC}$ の温度依存性

Fig. 9 に 4 種の構造用鋼の場合の電位法で得た  $(J_{IC})_E$  (以後この節では  $(J_{IC})_E$  を  $J_{IC}$  という) の温度による変化を SZW の変化とともに示した。試験温度が低下すると SZW がほぼ一定でも降伏点が上昇するため、 $J_{IC}$  は一度上昇するがさらに温度が低下すると、延性破壊からぜい性破壊へ破壊様式も変化するので  $J_{IC}$  は急激に減少する。図中の  $J_{IC}$  の極大値を  $(J_{IC})_{max}$  とし、 $(J_{IC})_{max}/2$  となる温度を便宜的に  $J_{IC}$  遷移温度とよぶことにする。本研究に用いた HT 80, HT 60 の高張力鋼は強度が高いにもかかわらず、SM 50, SS 41 に比較して遷移温度は低く、 $(J_{IC})_{max}$  は大きい。また、 $(J_{IC})_{max}$  が大きい鋼種ほど  $J_{IC}$  遷移温度付近での  $J_{IC}$  値の低下が急激である。

SZW の大きさは鋼種によつて異なるが、 $J_{IC}$  遷移温度より上では低温でもあまり変化せず  $J_{IC}$  遷移温度近傍で急激に減少していることがわかる。また、 $J_{IC}$  遷移温度付近の SZW の変化は  $J_{IC}$  の変化によく対応しており、従来の報告<sup>12)</sup>から考えて低温における  $J_{IC}$  値と SZW および降伏応力の間何らかの定量的な関係があるものと推測されるが、今後さらに詳細な検討を要しよう。

Photo. 3 に HT 60 における  $J_{IC}$  遷移温度の前後の破面を示した。HT 60 の  $J_{IC}$  遷移温度は  $-121^\circ\text{C}$  である。Photo. 3(a) は  $-91^\circ\text{C}$  におけるストレッチゾーン近傍の破面であるが、き裂先端にはディンプルが形成されており、SZW の数倍程度の延性き裂の伝播後、

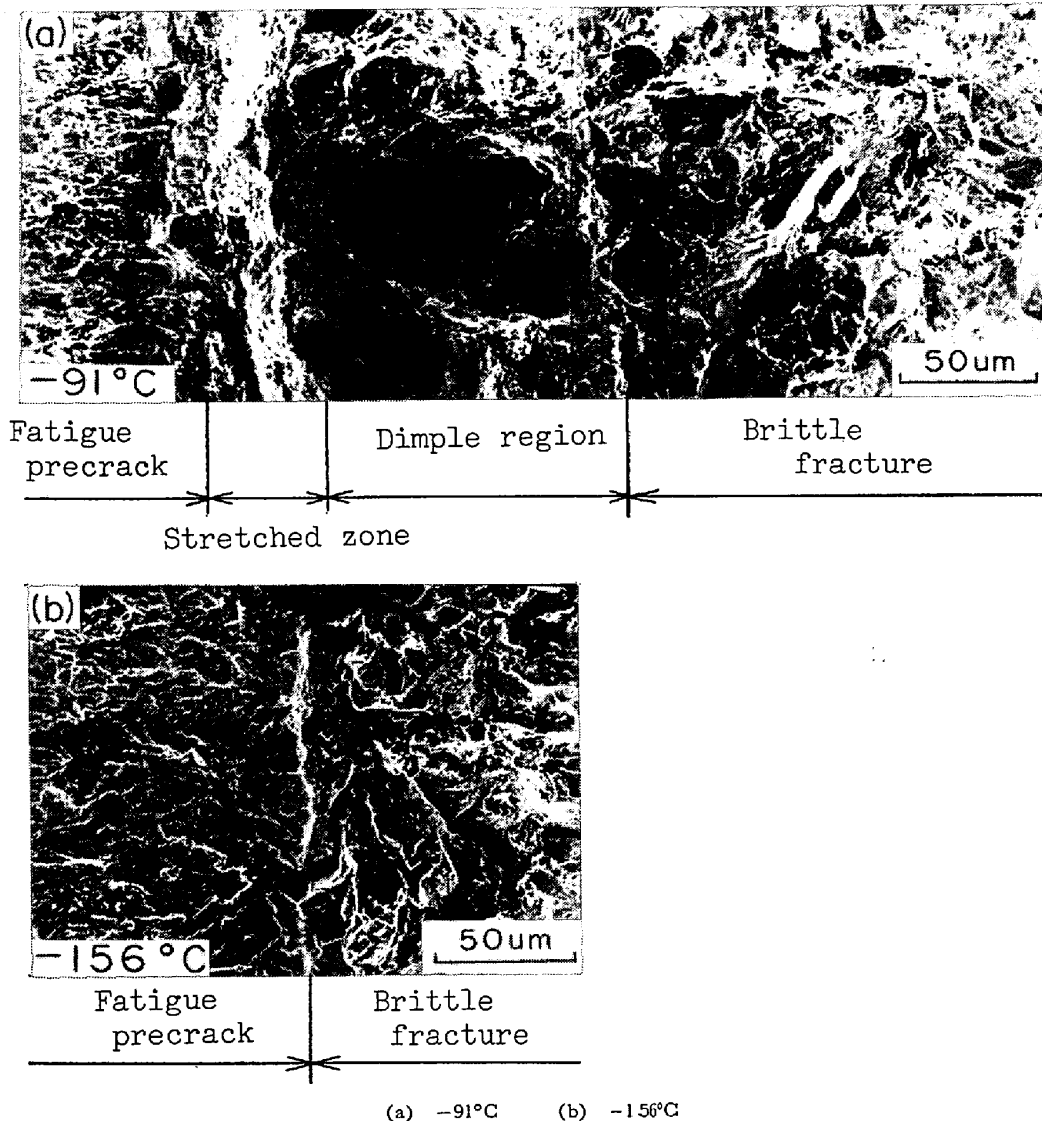


Photo. 3. Scanning electron fractographs of the HT 60 steel specimen fractured at low temperatures.

へき開によるぜい性破壊が生じ最終破断に至っている。またこの温度では  $J_{IC}$  値は極大値に近くなる。Photo. 3(b) は  $J_{IC}$  遷移温度以下の  $-156^{\circ}\text{C}$  の破面であり、ストレッチゾーンが全く観察されないことから、この温度ではき裂先端が降伏と同時に、またはそれ以前にへき開破壊したと考えられる。このように遷移温度付近ではき裂の発生様式が延性き裂からぜい性き裂へと急激に変化するとともに、延性き裂でもある程度成長すればぜい性的に伝播することがわかる。HT 80, SM 50, SS 41 でも  $J_{IC}$  遷移温度の上下で同様の破壊様式の遷移が観察できた。

本研究に用いた4種の材料では、き裂の発生の抵抗を示す  $J_{IC}$  は温度の低下とともに一時上昇するが、低温では Photo. 3(a) のように延性き裂が発生しても、これがある程度成長するとぜい性的に伝播する傾向を示

す。このため  $J_{IC}$  値が高くてもしき裂の伝播を考慮した場合ぜい性破壊が起こる危険性がともなうと考えられる。

### 3.4 $J_{IC}$ 値と CTOD 値および $K_{IC}$ 値との関係

Fig. 10 に  $J_{IC}$  と  $\sigma_y \cdot \delta$  ( $\delta$ : 限界 CTOD 値) との関係を示す。4種の鋼の常温 ( $25^{\circ}\text{C}$ ) から  $-188^{\circ}\text{C}$  までの温度での実験結果を示した。本研究に用いた4種の鋼で、延性破壊が生ずる  $J_{IC}$  が約  $10 \text{ kgf}\cdot\text{mm}/\text{mm}^2$  以上では  $J_{IC} = 1.79 \sigma_y \cdot \delta$  という関係が得られた。この関係式の比例定数は解析的にも求められており、Dugdale モデルによると1で、すべり線場理論では1.5である<sup>3)</sup>。実験値としては研究者により異なるが、1.0~3.0程度<sup>3) 13) 14)</sup> であることが知られており、本研究における1.79はこれらの実験値のほぼ中間である。 $J_{IC}$  が  $5 \text{ kgf}\cdot\text{mm}/\text{mm}^2$  以下の実験点はぜい性破壊した試験片のものであ

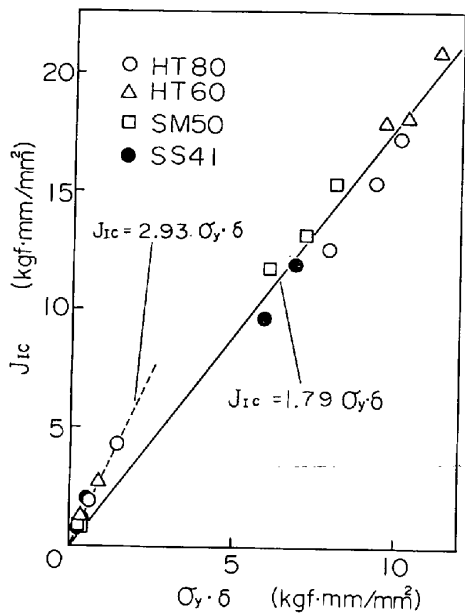


Fig. 10. Relationship between  $J_{IC}$  and  $CTOD(\delta)$  of the steels.

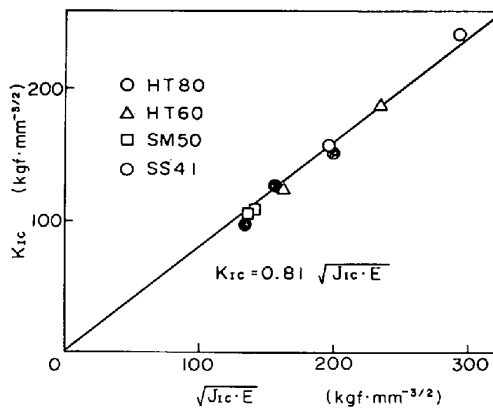


Fig. 11. Relationship between  $K_{IC}$  and  $\sqrt{J_{IC} \cdot E}$  of the steels.

り、これについては  $J_{IC} = 2.93 \sigma_y \cdot \delta$  の直線に適合する。ここで延性破壊の場合と係数が異なっているのは(3)式の適用限界に関係する。すなわちぜい性破壊では  $V_p = 0$  であるため(3)式の第一項が  $CTOD$  に等しいことになる。ところがこの項は、延性破壊における弾性ひずみ成分の補正項であつて、ぜい性破壊に対して本来は適用すべきではないが、他のデータとの比較のため形式的に適用しているため係数に差が生じたものと思われる。

ぜい性破壊したものについてさらに調査したが、 $J_{IC}$  は破壊靱性値  $K_{IC}$  と一定の関係のあることがわかる。Fig. 11 に示したように本研究ではぜい性破壊した試験片について  $K_{IC} = 0.81 \sqrt{J_{IC} \cdot E}$  という関係式を得た。この式の定数は他の研究者のデータ<sup>2)</sup> から推測される値とほぼ等しい。

$CTOD$  と  $J_{IC}$  の関係をみると、き裂が延性的に伝播する場合とぜい性的に伝播する場合とは両者の関係が異なっている。これは  $CTOD$  についての(3)式をぜい性破壊に拡張することに問題があることを示す。一方、 $K_{IC}$  はぜい性破壊にのみ適用でき、小規模降伏に適用する場合にも修正を必要とし、適用範囲にも限界がある。また、線型破壊力学が適用できる場合にのみ  $K_{IC}$  と  $J_{IC}$  の間に厳密な関係がある。 $J_{IC}$  は一貫した試験法で、1つの式で計算することができる。また、大路ら<sup>3)</sup> によつて塑性域内外の応力分布とも関連づけられている。以上の考察から  $J_{IC}$  値はぜい性破壊と延性破壊の両方の破壊様式について、破壊発生時のき裂先端近傍の力学的条件を表わす単一パラメータとして用いられる可能性がある。 $J_{IC}$  値の物理的意味についてはさらに検討すべき問題が多く残されているが、力学的条件が同じ場合の異なつた材料の破壊過程を論ずる場合には、電位法によつて  $J_{IC}$  値を求めこれを破壊発生に対応するひとつのパラメータとすることには、工業的な応用を含めて工学的な意義があると考えられる。

#### 4. 結 言

常温での延性が比較的高い4種の構造用鋼につき、各種の方法によつて室温から液体窒素までの広い温度範囲で破壊靱性試験を行つてつぎの結論を得た。

(1) 室温では、電位法により得られる  $(J_{IC})_E$  はRカーブ法により得られる値  $(J_{IC})_R$  にかかなり近いが、わずかに小さな値となる傾向を示した。SZW 法による値は、 $(J_{IC})_E$  より 15% 程度大きな値を示した。

(2) 室温では、電位法によつて電位変化の折れ曲がりて検出されるき裂の発生点は、試験片中央部の鈍化した予き裂の先端でII型ディンプルの形成と内部くびれがおこり、延性き裂の発生した時点に対応する。

(3) 室温では、電位法で検出されるき裂発生以前に、ストレッチゾーンの前方に、HT 80 と HT 60 では MnS に帰因するポイドが、SM 50 と SS 41 ではパーライトに帰因する割れが形成される。これらはき裂前方の 200~500  $\mu m$  程度の範囲までに観察され、これらが観察される領域は、HT 80, HT 60, SM 50, SS 41 の順に大きくなる。

(4) 低温になると、SZW がほぼ一定のまま降伏点が上昇するため  $J_{IC}$  は増加し、ある温度で極大値をとり、その後ぜい性的にき裂が発生するようになると急激に減少する。焼もどしマルテンサイト組織の HT 80 と焼もどしベイナイト組織の HT 60 はフェライト・パーライト組織の SM 50, SS 41 に比較して、降伏強度が



高いにもかかわらず  $J_{IC}$  値は高く  $J_{IC}$  遷移温度はより低温である。

(5)  $J_{IC}$  値と CTOD 値との関係は  $J_{IC} = 1.79\sigma_y \cdot \delta$  となり, 低温でぜい性破壊したものについては  $K_{IC} = 0.81\sqrt{J_{IC} \cdot E}$  という実験式が得られた。

最後に研究を進めるにあたり, 実験手法等につき御指導を賜った大阪大学工学部の大路清嗣教授, また試験片準備, 試験遂行に協力された葦原文夫, 藤田忠両技官ならびに植松雅美, 小野地健二両君に謝意を表する。

#### 文 献

- 1) J. D. HARRISON: 溶接学会誌, 49(1980) 1, p. 6
- 2) DD-19, British Standard Institution, (1972)
- 3) たとえば, 大路清嗣, 小倉敬二, 久保司郎: 機械の研究, 30 (1978) 11, p. 1269
- 4) G. A. CLARKE, W. R. ANDREWS, J. A. BEGLEY, J. K. DONALD, G. T. EMBLEY, J. D. LANDES, D. E. McCABE, and J. H. UNDERWOOD: Journal of Testing and Evaluation, 7 (1979) 1, p. 49
- 5) 中野善文: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 891
- 6) 大路清嗣, 小倉敬二, 喜多孝夫, 藤本隆史: 日本材料学会フラクトグラフィシンポジウム (1979-10), 前刷集 p. 110
- 7) 横幕俊典, 豊田裕至, 太田定雄: 機械学会講演論文集, No. 790-2 (1979-4), p. 168
- 8) 大路清嗣, 小倉敬二, 内田秀紀, 藤本隆史: 機械学会講演論文集, No. 780-12 (1978-10), p. 196
- 9) 大路清嗣, 小倉敬二, 康 祥隆, 藤本隆史: 機械学会講演論文集, No. 790-2 (1979-4), p. 174
- 10) 大路清嗣, 小倉敬二, 武藤隆治, 伊戸川博, 内田秀紀, 堀木正之: 材料, 27 (1978) 292, p. 31
- 11) たとえば, 小林英男, 中沢 一: “固体の強度” (1976), p. 186 [共立出版]
- 12) 中村春夫, 小林英男, 中沢 一: 機械学会講演論文集, No. 790-2 (1979-4), p. 165
- 13) T. HOLLSTEIN, J. G. BLAVIEL: Int Journ of Fracture, 13 (1977), p. 385
- 14) 古平恒夫, 中島伸也, 松本正勝: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 877
- 15) 岡村弘文: “線型破壊力学入門” p. 218 [培風館]
- 16) 日本溶接協会: BE 委員会共同研究総合報告書 (1975-7), p. 10