

# 低炭素鋼の試験法による破壊遷移温度逆転現象

八木 毅\*・南雲 道彦\*<sup>2</sup>

Inconsistency in Transition Temperature by Testing Methods of Low Carbon Steels

Tsuyoshi YAGI and Michihiko NAGUMO

**Synopsis :** The fracture process at ductile-brittle fracture transition region of low carbon steels has been compared for J-integral tests and instrumented V-notch Charpy tests. Three steels of ferrite-pearlite structure, A and B, and of mixed structure with bainite, C, were employed. Only differences of the compositions are respective Ni to Mn ratios, and characteristic differences in the ductile-brittle transition behaviors such as the transition temperature, R-curve and brittle fracture initiation stage have been observed. From the analysis of the instrumented test, a Charpy energy is decomposed into the energies dissipated in involved fracture processes. On contrary to steel A and B, decreases of the energy transition temperature and of temperature dependence of stretched zone width at Charpy test compared with at the fracture toughness test are observed with steel C. These differences are originated in Region II where blunting of the notch tip proceeds associated with the extension of the stretched zone. Referring to the stress analyses, the estimated local stress at the brittle fracture initiation site of Charpy tests is about a half of that of J-integral tests. The inconsistency of the transition temperature takes place for steel C which shows pop-in at the J-integral test. It is discussed that the inconsistency of the transition temperature is caused by the suppression of pop-in at Charpy test because of its low local stress.

**Key words :** fracture ; toughness ; low carbon steel ; instrumented Charpy test ; J-integral test ; brittle-ductile transition ; brittle fracture initiation.

## 1. 緒言

鉄鋼材料の靱性はシャルピー衝撃試験の他に種々の破壊力学的な試験によって評価される。これらの試験による靱性値の間には、シャルピー吸収エネルギーと破壊靱性値 $K_{Ic}$ の上部棚値との間のように相関が報告されている一方で<sup>1)</sup>、試験法によって靱性値の組織パラメータ依存性が異なる例として、切欠きを持つシャルピー試験と鋭い予き裂を持つ破壊力学的試験において靱性値の結晶粒径依存性が逆転することが報告されている<sup>2)~4)</sup>。この結果はひずみ速度の効果ではなく、き裂先端の応力場がき裂の鋭さによって変化することと、組織でさまるプロセス域の大きさとの関係で説明されているが<sup>5)3)5)</sup>、組織の影響は一般には不安定破壊発生だけではなく、先行する変形段階全体にわたって検討されるべきである。

延性・脆性破壊遷移温度域では、一般に不安定脆性破壊発生に先立って予き裂先端の鈍化と延性き裂の安定成長があり、靱性のレベルによって靱性に対するこれらの破壊過程の寄与が異なる。したがって、靱性に対する組織の影響を検討する場合に、どのような靱性レベルを対象とするのかがまず重要である。J積分試験では安定き裂伝播抵抗曲線

(R曲線)からいろいろな破壊過程の寄与を解析できる。われわれは先にNiとMnのバランスを変えた低炭素鋼のJ積分およびCOD試験から、成分によって大幅に異なるR曲線が結晶粒界に存在する第二相粒子の割合から定義される拘束率の値と関係すること、また脆性破壊起点位置も拘束率の大きさにより応力支配からひずみ支配に変化することを示した<sup>6)</sup>。組織因子として拘束相を取り上げた場合に、これが切欠きを持つシャルピー試験にどのような影響を与えるかは興味を持たれるところである。

一方、著者らはシャルピー試験において計装化によって遷移温度域における吸収エネルギーを破壊過程毎に分割できることを示し、靱性レベルによって靱性の支配因子が異なることを示した<sup>7)</sup>。その際、同一鋼では試料の異方性はエネルギー分割に影響しないことを示した。

そこで、本報では先に用いたNiとMnのバランスを変えた低炭素鋼について計装化V-ノッチシャルピー試験と破面解析を行い、予き裂を持つJ積分試験との結果と比較した。

## 2. 実験方法

供試材は先に用いた3鋼種であり、化学組成をTable 1に

平成7年6月19日受付 平成7年9月25日受理 (Received on June 19, 1995; Accepted on Spt. 25, 1995)

\* 早稲田大学大学院生 (Graduate Student, Waseda University, 3-4-1 Okubo Shinjuku-ku Tokyo 169)

\* 2 早稲田大学材料技術研究所 (Laboratory for Materials Science and Technology, Waseda University)

Table 1. Chemical compositions (mass%) of the steels.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Al
A	0.077	0.52	<0.003	<0.003	0.003	2.06	0.048
B	0.078	0.47	1.04	0.004	0.004	0.98	0.044
C	0.076	0.50	2.06	0.006	0.006	0.01	0.072

示す。熱間圧延板からJIS 4号の2mmV-ノッチシャルピー試験片を圧延方向に平行に採取した。組織は前報に示したようにフェライト( $\alpha$ )+パーライト(P)で3鋼種とも類似しているが、C鋼については一部ベイナイトが混在している。またA鋼には粒界炭化物があり、第二相を変形の拘束相と考えれば、鋼種によって変形組織に違いが現れることが予想される。

計装化シャルピー衝撃試験は容量300Jの標準シャルピー試験機を用いて行った。このとき持ち上げ角は142°, 衝撃速度は5.1m/sである。ハンマー刃部根元に半導体ひずみゲージを貼り付け、衝撃時の発生電圧をADコンバータからパーソナルコンピュータに取り込み、荷重-時間曲線を測定した。その際、荷重信号は2 $\mu$ sの周期でサンプリングした。

荷重-時間曲線は靱性レベルで異なるが、模式図的に示せばFig. 1のようになる。この曲線から、降伏荷重 $P_y$ 、最大荷重 $P_{max}$ 、脆性破壊発生荷重 $P_f$ を求めた。また曲線に囲まれる面積が全破壊過程に対する吸収エネルギーに相当するので、エネルギーの分割を行い整理した。すなわち最大荷重までの面積から求めたエネルギーを $E_{11}$ 、脆性破壊発生までの面積から求めたエネルギーを $E_{12}$ 、脆性破壊発生以降を $E_{p2}$ と定義した。分割された各エネルギーを破面観察と関係づければ、吸収エネルギーは4つの靱性レベル領域に分類できる。すなわち各領域を定義すれば、領域Iは吸収エネルギーが低く脆性的な領域で、 $P_{max}$ の上昇とともに吸収エネルギーが上昇する領域であり、全域降伏前に脆性破壊が発生する。領域IIはき裂先端の鈍化中に脆性破壊が発生する領域であり、領域IIIはき裂先端が鈍化し、安定き裂の成長後に脆性破壊が発生する領域である。また、領域IVは脆性破壊の発生なしに、延性的に破壊する吸収エネルギー領

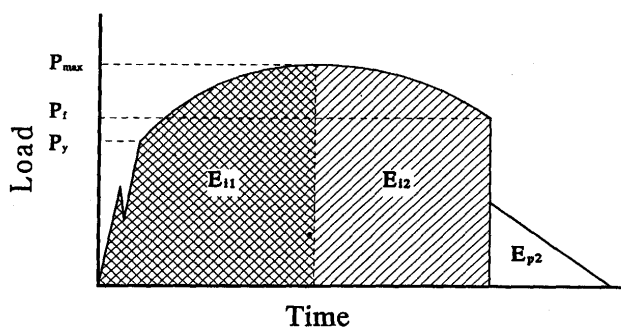


Fig. 1. Schematic load-time record of the instrumented Charpy test.  $E_{11}$ ,  $E_{12}$ , and  $E_{p2}$  are the energy up to the maximum load, energies until and after the unstable load drop, respectively.

域で、ほぼ吸収エネルギー遷移曲線の上部棚領域である。

破壊進行過程を検討するためにシャルピー試験後の破面形態をSEMで観察し、ストレッチゾーン幅(SZW), 安定き裂長さ(SCL), 脆性破壊起点距離(x)などを測定した。SZWとSCLは脆性破壊起点直上で測定した。またxはストレッチゾーンや安定き裂があるときにはその先端からの値である。

### 3. 実験結果

Fig. 2 aはシャルピー試験の全吸収エネルギーに対する遷移曲線である。B鋼の遷移温度が低く、A鋼の上部棚エネルギーが小さいなど、全体としては前報で得られたFig. 2 bのJ積分試験結果<sup>6)</sup>と同様であるが、C鋼の遷移温度の変化が通常の場合と逆転していることが特徴である。

遷移温度域における破壊の進行過程の特徴を調べるために著者らが先に行った靱性レベル領域の分類<sup>7)</sup>を今回の鋼について行った。吸収エネルギーと計装化により求めた $P_{max}$ の関係はFig. 3になる。Fig. 3に見られるように、負荷荷重が増加する過程で破壊する脆性的な領域Iは、低エネルギーであるために測定精度によるばらつきが大きい、各鋼ともその領域が0~約10Jと先の制御圧延された低炭素鋼の場合とほぼ一致する。A鋼では全吸収エネルギーの増加に伴って最大荷重がやや低下する傾向があるが、この領域は後に述べるように領域Iではない。また、BおよびC鋼は同一曲線にのる。

次に最大荷重がほぼ飽和値に達した後、最大荷重までの吸収エネルギー $E_{11}$ が直線的に増加する段階が領域IIである。

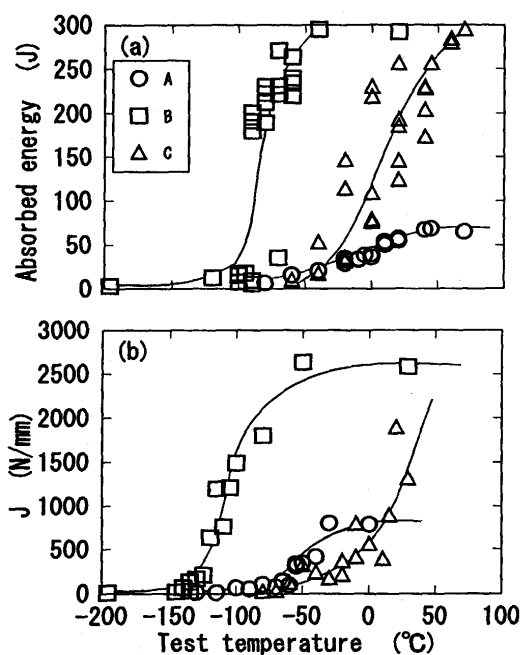


Fig. 2. (a) Energy transition curves of 2mm V-notch Charpy tests and (b) temperature dependence of the J-integrals at fracture for respective steels.

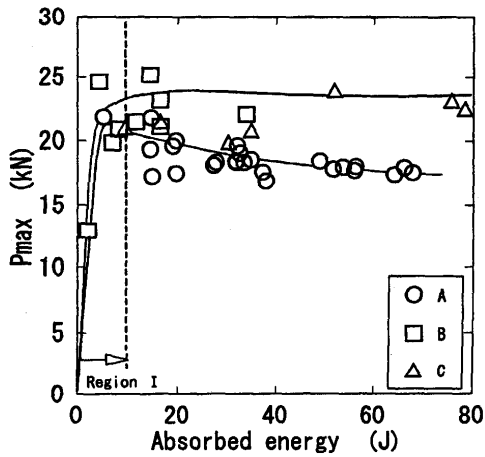


Fig.3. Maximum loads at instrumented records and total absorbed energy in a low energy region (<80J) of Fig.2a, for respective steels.

$E_{11}$  と最大荷重時から不安定破壊発生までの値  $E_{12} - E_{11}$  を全吸収エネルギーに対して図示した結果が Fig. 4 である。B鋼はこの吸収エネルギー範囲ではデータが少ないが、 $E_{11}$  の飽和値はC鋼とほぼ一致する。したがって、BおよびC鋼は領域IIが約70Jまでで、この値は先の制御圧延された低炭素鋼の場合とほぼ一致するが、A鋼では全吸収エネルギーが約25Jで領域IIが終了し、また  $E_{11}$  の飽和値がBおよびC鋼に比べて小さい。 $E_{11}$  は主に切欠き先端の鈍化に費やされるエネルギーを表すことがわかっている。最大荷重の飽和点を安定延性き裂発生点に近似すれば、A鋼で  $E_{11}$  の飽和値が小さいことは、A鋼では延性き裂の発生が起きやすいことを示している。

次に、延性き裂が安定に成長しながらエネルギーを吸収していく段階の領域IIIでは、 $E_{12} - E_{11}$  は延性き裂の成長に費やされるエネルギーを表す。Fig. 4 に見られるように、B鋼とC鋼は同一曲線の上ののり、先に得られた吸収エネルギー

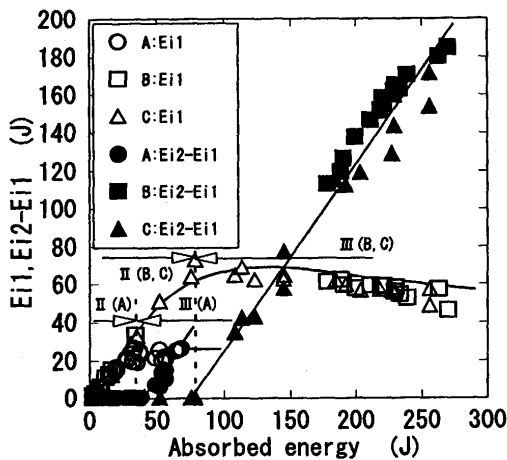


Fig. 4. Plots of the energy until the maximum load,  $E_{11}$ , and that from the maximum load to the unstable load drop,  $E_{12} - E_{11}$ , against absorbed energy from all data in Fig.2a. Symbols such as II(A) and III(A) denote Region II and III of steel A.

の分割は試料の異方性によって影響されないという結果<sup>7)</sup>と類似である。そこで、切欠き先端の鈍化および延性き裂の伝播抵抗の観点から調べるために  $E_{12}$  と破壊解析から求めた  $\Delta a$  の関係を示したのが Fig. 5 a である。比較のために J 積分試験で求めた R 曲線を Fig. 5 b に示した。Fig. 5 で  $\Delta a$  は SZW と SCL の和である。A 鋼の延性き裂伝播抵抗が小さいことは a と b で共通であるが、シャルピー試験では B 鋼と C 鋼の R 曲線はほぼ共通であることが J 積分試験の結果と異なる。

また、R 曲線で切欠き先端の鈍化と延性き裂の発生を区別するために低エネルギー域を拡大した結果を Fig. 6 a に、対応する J 積分試験の結果を Fig. 6 b に示した。シャルピー試験では A 鋼は SZW の飽和値は約  $250 \mu\text{m}$  と B, C 鋼に比べて著しく小さく、また A 鋼では延性き裂も吸収エネルギーが数 J と小さい段階で発生する。この値は Fig. 4 の  $E_{11}$  の飽和値よりもかなり小さく、延性き裂は最大荷重が飽和する以前に発生していることがわかる。Fig. 6 b の J 積分試験の場合でも SZW の飽和値は A 鋼は B, C 鋼に比べて小さい。いずれにせよ、A 鋼は延性き裂伝播抵抗が小さいと同時に、延性破壊が容易に起きやすいことが明らかで、この傾向は J 積分試験でも同様である。

次にエネルギー遷移曲線との関係調べるために、SZW の温度依存性をシャルピー試験と J 積分試験とについて Fig. 7 a, b に示した。SZW の温度依存性とそれぞれのエネルギー遷移曲線は相似であり、シャルピー試験では C 鋼の遷移温度の変化の逆転が見られる。このことは遷移挙動の変化がス

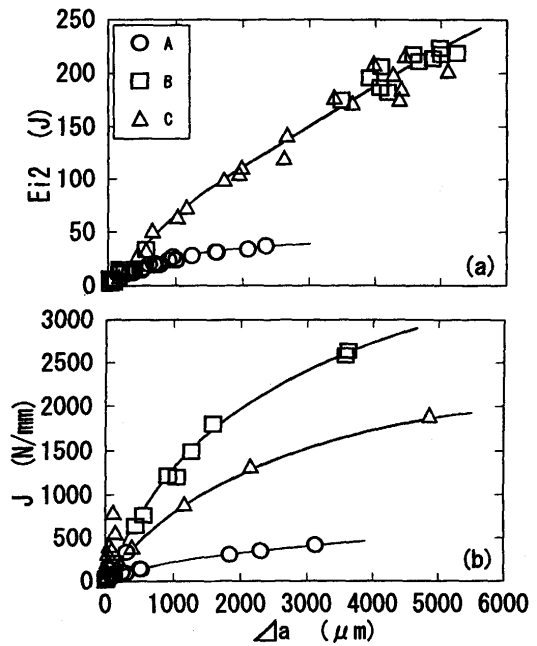


Fig. 5. Comparison of the crack growth resistance curves : (a) relationships between  $E_{12}$  and  $\Delta a$  for instrumented Charpy tests and (b) relationships between the J-integral at fracture and  $\Delta a$  for J-integral tests.  $\Delta a$  is the sum of the stretched zone width and the stable crack length.

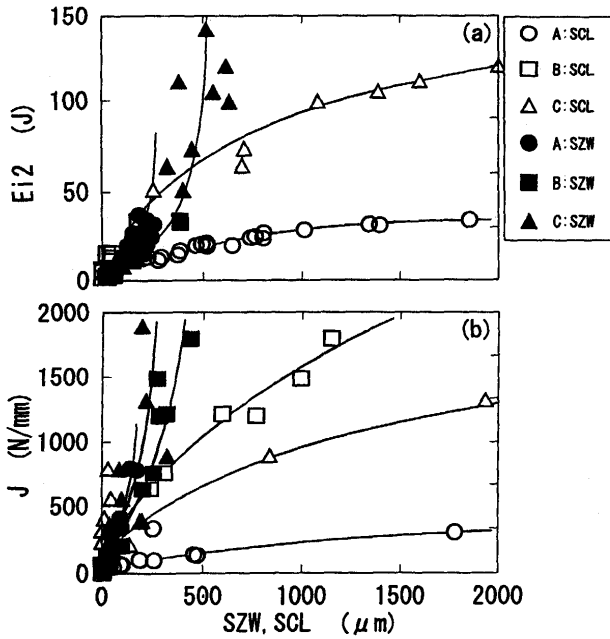


Fig. 6 Low energy region of Fig. 5 (a) and (b). Δa in Fig. 5 is separated into SZW and SCL to examine the onset of stable crack.

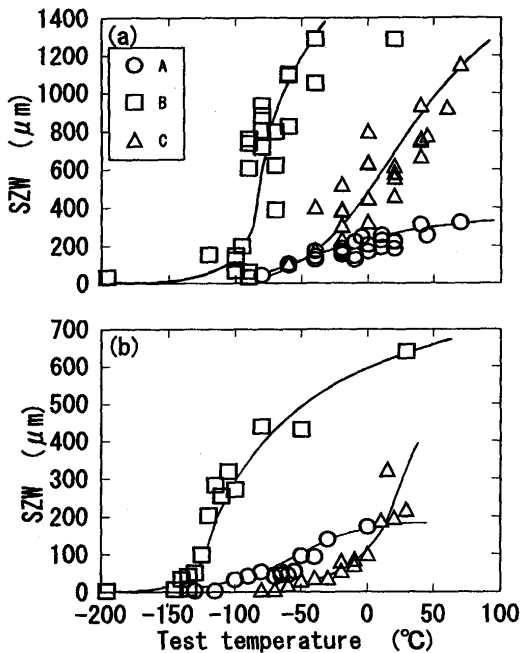


Fig. 7. Comparison of the temperature dependence of the stretched zone width, SZW: (a) instrumented Charpy tests and (b) J-integral tests.

ストレッチゾーンが発生し成長していく領域IIに起因していることを示唆している。すなわちA, B鋼ではシャルピー試験でストレッチゾーンが発生する温度が, J積分試験に対して高温側にずれる傾向があるのに対し, C鋼では逆に低温側にずれている。また, C鋼ではシャルピー試験でSZWの試験温度の上昇に伴う増加が著しい。このことはC鋼ではストレッチゾーンからの脆性破壊発生に温度の影響が大きいこ

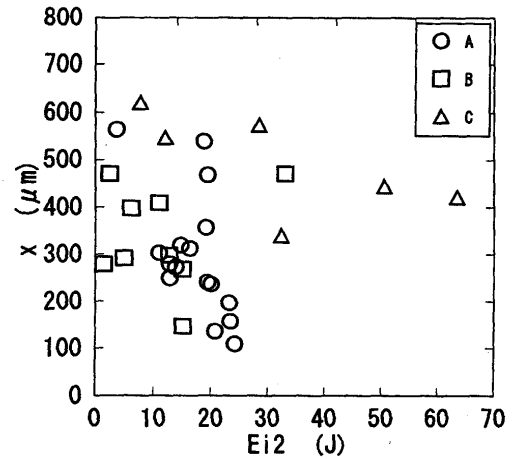


Fig. 8. Distance x from the notch front to the brittle fracture initiation site against  $E_{12}$  in Region II.

とを示唆している。

次に脆性破壊起点位置xを調べる。Fig. 8に領域IIについて示したように, xはばらつきが大きい各鋼とも100~600 μmの範囲で, J積分試験で予き裂先端の鈍化段階における値0~250 μmに比べて大きい。靱性領域IIIにおいてもxのばらつきとその範囲はほぼ同程度であった。

#### 4. 考察

3点曲げによるJ積分試験で靱性の遷移挙動, とくにR曲線に特徴的な違いがあった3鋼種についてV-ノッチシャルピー試験を行った結果, 粒界炭化物の多いA鋼では安定延性き裂が低エネルギーで発生してき裂伝播抵抗も小さく, また比較的正常な粒界を持つB鋼では遷移温度が低いなど, 全体的にはJ積分試験とほぼ共通した特徴が得られた。一方, 遷移温度の変化で見ると, C鋼では二つの試験法で逆転が認められ, シャルピー試験での遷移温度の方が低温側であった。また, エネルギー-遷移温度の逆転はSZWの温度依存性についても同様な挙動が認められた。

シャルピー試験で全吸収エネルギー領域を破壊の進行過程から4段階に分類すると, 遷移温度の逆転は, 切欠き底の鈍化でストレッチゾーンが成長していき, その先端から直接に脆性破壊が発生する領域IIと密接に関係することが明らかになった。すなわち, C鋼はシャルピー試験では脆性破壊の発生が抑制され, ストレッチゾーンの成長が低温でも起きようになる。J積分試験におけるC鋼の特徴はポップインが起き易いことであり, 実際にJ積分試験でポップインを起こした破面は, Fig. 9に示したようにストレッチゾーン内部にポップイン発生時にできたと思われる, へき開破面のファセットが観察される。金属組織的にはC鋼はベイナイト組織が混在しており, フェライト粒に隣接して存在している。へき開ファセット中にはリバーパターンを伴わない平滑な領域がリバーの起点近傍に存在し, その大きさお

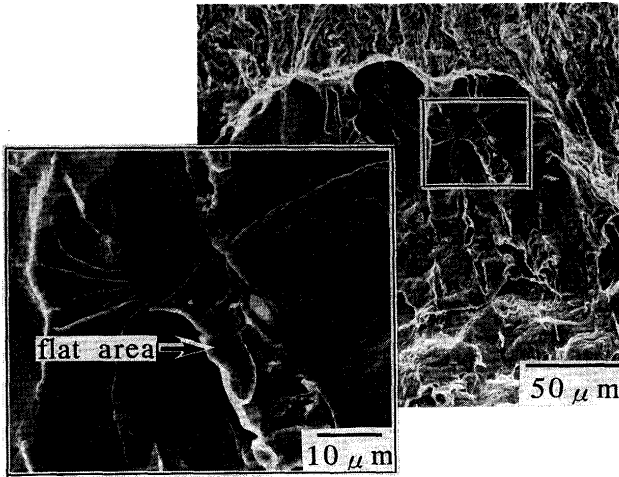


Fig.9. Fractographs of a brittle fracture facet in the midst of stretched zone, and the magnified view of the area near the initiation site. The specimen was fractured at  $-10^{\circ}\text{C}$  by J-integral test of steel C.

よび分布はベイナイト粒とほぼ一致していた。この平滑な破面はベイナイト界面割れと考えられる。一方、シャルピー試験ではストレッチゾーン内部に同様のへき開ファセットは観察されない。

靱性の結晶粒径依存性がシャルピー試験と鋭い予き裂を持つ破壊力学試験とで逆転する現象は、低靱性の領域で見出されているものである<sup>3)-5)</sup>。安定き裂が発生した後では、予き裂先端の鋭さの違いの効果は失われてくることは、当然に予想されることである。低靱性領域で見れば今回の結果は結晶粒径が変化した場合と一致するが、いわゆる特性距離に相当する組織パラメータに差は認められない。

予き裂先端の鋭さの効果は、き裂先端領域の応力分布に現れる。すなわち、き裂の鈍化段階では疲労予き裂先端領域の引張り応力はHutchinson-Rice-Rosengrenの解<sup>8)9)</sup>(HRR解)または有限要素法あるいはすべり線場法による解<sup>10)-12)</sup>で表される。前報のJ積分試験ではNeedlemanらの計算結果を用いて、脆性破壊起点位置がA鋼では最大引張り応力位置に一致し、B、C鋼ではそれより予き裂先端に近いことを示した。またそこでの局所的な引張り応力 $\sigma_{if}$ を求めると、 $\sigma_{if}$ の温度依存性は鋼種によらない一義的なものであることを示した。今回の遷移温度が逆転する $-30\sim-100^{\circ}\text{C}$ の範囲では $1.0\sim 1.3\text{GPa}$ になる。

一方、シャルピー試験の場合のき裂先端領域の応力分布も有限要素法<sup>13)</sup>およびすべり線場法<sup>14)</sup>で求められている。引張り応力は切欠き先端からの距離 $x$ と切欠き半径 $\rho$ の比の関数である。Linらの計算式<sup>3)</sup>を用い、計装化シャルピー試験による降伏荷重と脆性破壊発生荷重の実測値から局所引張り応力 $\sigma_1$ を降伏応力 $\sigma_0$ との比で表すと、 $\sigma_1/\sigma_0$ は $1.65\sim 2.05$ となる。V-ノッチシャルピー試験で $\rho$ を $0.25\text{mm}$ とすれば、C鋼では最大引張り応力は $x/\rho=1.0\sim 1.4$ の位置で現れ、 $\sigma_1$ の値は約 $600\text{MPa}$ となる。 $\sigma_1$ の値は疲労ノッチをつけたJ積

分試験の場合と比べて約 $1/2$ である。また脆性破壊起点位置はシャルピー試験の場合にJ積分試験の場合と比べて大きくなるが、Linらの実験結果と一致する。

Linらは切欠き先端の鋭さの効果として、疲労き裂では最大応力位置が切欠き先端に近く、さらに先端からの距離が遠くなるにつれて応力が急速に減衰するのに対し、鈍化した切欠きでは応力がなだらかに増加していくことを指摘している。彼らは破壊機構として第二相粒子からの脆性破壊発生を考え、疲労き裂では最大応力が大きいために弱い第二相粒子でも破壊起点になりうるのに対し、鈍化した切欠きでは最大の粒子が起点になる可能性が大きくなると結論づけている。すなわち、疲労き裂では脆性破壊発生は組織因子に敏感になることのために、靱性値の結晶粒径依存性が逆転することを説明している。

先に述べたように、C鋼はJ積分試験でストレッチゾーン内にベイナイト起点と考えられるへき開ファセットが観察され、シャルピー試験ではストレッチゾーン内に同様のものが観察されない。C鋼の特徴はJ積分試験ではポップインが起き易く、へき開ファセットの存在と対応していることである。また、金属組織的にはベイナイト組織が混在しており、この大きさはA、B鋼に見られる粒界セメンタイトに比べて大きい。したがって、C鋼でベイナイトがJ積分試験でのポップインにおける脆性破壊起点になるとすれば、脆性破壊起点での応力解析の結果からシャルピー試験では局所引張り応力が小さいためにポップインにいたらず、ストレッチゾーンの形成が安定に行われて、遷移温度が低下することが理解される。逆にJ積分試験ではポップインの発生が最終的な不安定破壊につながるということが考えられる。実際にポップインによる荷重低下は強い温度依存性を持つことが認められており<sup>15)</sup>、ポップインが起こる状態では試験温度の低下に伴って脆性破壊の発生が容易になる。

## 5. 結言

組織因子の靱性に及ぼす影響が試験法によって異なることを調べるために、疲労予き裂を導入したJ積分試験で破壊遷移挙動に顕著な差が現れた3種類の低炭素鋼について、計装化V-ノッチシャルピー試験を行って遷移挙動を比較した。

(1) A鋼の安定き裂伝播抵抗が小さく、B鋼の遷移温度が低いなど、遷移曲線は全体的にはJ積分試験と類似した挙動を示したが、遷移温度の変化で見ると、C鋼ではシャルピー試験での遷移温度が低下するという逆転現象が認められた。

(2) 遷移温度の逆転はSZWの温度依存性についても同様な挙動が認められた。

(3) 遷移温度の変化の逆転はストレッチゾーンの先端領域から直接に脆性破壊が発生する吸収エネルギーの領域IIに起因する。

(4)最終的な不安定脆性破壊起点位置は、シャルピー試験ではJ積分試験に比べて予き裂先端から遠い距離にある。推定される起点での局所引張り応力は、シャルピー試験ではJ積分試験での値の約1/2である。

(5)ベイナイト組織が混在するC鋼はJ積分試験でポップインを起こしやすく、ストレッチゾーン内に脆性ファセットが認められた。破面観察からもポップインは混在するベイナイトの界面割れに起因すると考えられる。

(6)C鋼の遷移温度の変化の逆転は、シャルピー試験では局所引張り応力が低いためにC鋼のポップインが起きず、ストレッチゾーンの形成が安定に行われるためと考えられる。

### 文 献

- 1) J.M.Barsom and S.T.Rolfe : ASTM STP-466,(1970), p.281
- 2) R.O.Ritchie, B.Francis and W.L.Server : Metall. Trans.A, **7A** (1976), p.831
- 3) R.O.Ritchie and R.M.Horn : Metall.Trans.A, **9A** (1978), p.331
- 4) J.H.Chen and C.Yan : Metall.Trans.A, **23A** (1992), p.2549
- 5) T.Lin, A.G.Evans and R.O.Ritchie : Acta Metall., **34** (1986), p.2205
- 6) 八木 毅, 伊藤明洋, 南雲道彦 : 鉄と鋼 **81** (1995), p.225
- 7) T.Tani and M.Nagumo : Metall.Trans.A, **26A** (1995), p.391
- 8) J.R.Rice and G.F.Rosengren : J.Mech.Phys.Solids, **16** (1968), p.1
- 9) J.W.Hutchinson : J.Mech.Phys.Solids, **16** (1968), p.13
- 10) J.R.Rice, W.J.Drugan and T.L.Sham : ASTM STP-700,(1980), p.189
- 11) C.F.Shih : J.Mech.Phys.Solids, **29** (1981), p.305
- 12) A.Needleman and V.Tvergaard : ASTM STP-803, (1983), p. I -80
- 13) D.J.Alexander, J.J.Lewandowski, W.J.Sisak and A.W.Thompson : J.Mech.Phys.Solids, **34** (1986), p.433
- 14) A.P.Green and B.B.Hundy : J.Mech.Phys.Solids, **4** (1956), p.128
- 15) 横山賢一, 金 鍾燮, 大屋憲司, 南雲道彦 : 材料とプロセス, **8** (1995), p.701