

© 1991 ISIJ

論 文
/////////
/////////A533 B 鋼の延・脆性遷移温度域破壊に
おける靱性のばらつきと温度依存性南 雲 道 彦*・井 上 達 也*²Temperature Dependence and Scattering of Toughness of A533 B Steels in
Ductile-Brittle Transition Region

Michihiko NAGUMO and Tatsuya INOUE

Synopsis :

Temperature dependence and scattering of the critical COD, δ_C , and J -integral values in the ductile-brittle transition region were investigated with A533 B steels the microstructures of which were widely varied. δ_C 's at the maximum loads were in a linear relation with J/σ_Y with a proportional constant of 0.49 irrespective to microstructures and test temperatures. It suggests that the stress-strain field at the crack front area could be described with the Hutchinson, Rice-Rosengren solutions even at the D-B transition region.

Linear relations also existed between δ_C as well as J and the stretch zone width, szw , but the data were grouped according to the relative locations of the test temperatures in the transition region. Analysis in terms of tearing modulus was also examined, suggesting that the resistance to the crack extension is temperature and microstructure dependent. It was discussed that the temperature dependence of the toughness and its scattering at a given test temperature could be discriminated in a sense that the former is related to the resistance of the crack extension while the latter is to the transition to the stable crack or brittle crack initiation.

Key words : toughness ; COD ; J -integral ; ductile-brittle transition ; A533 B steel ; fracture ; fracture mechanics ; scatter of toughness ; tearing modulus.

1. 緒 言

鉄鋼は一般に延・脆性遷移温度域が広く、実用的な靱性も遷移温度域で指定されることが多い。遷移温度域では不安定脆性破壊に先立って塑性変形が大きく、予き裂の鈍化や安定き裂の発生・成長が起こる。靱性値にはこのき裂先端の塑性変形から不安定破壊にいたる過程が本質的に重要である。遷移域の靱性を温度依存性の観点から考察する場合には降伏応力の温度依存性に代表される¹⁾ 材料の本来の塑性変形挙動が問題になる。一方、遷移域の靱性は一般にばらつきが大きい。これには材料の不均一性が原因であると考えられ、材料としては異常値的な見方がされることが多い。ある試験温度での靱性値が材料の本来のものか異常値であるのかを区別することは材料の設計及び使用に対して重要なことである。

従来の破壊理論ではき裂先端の応力状態が重視され、

局所的にへき開破壊強度を超えることが破壊条件とされることが多い²⁾。き裂先端に塑性変形が誘起された場合、その役割の一つは塑性拘束による応力状態の変化である³⁾。しかし、き裂先端の鈍化が大きく、とくに安定き裂の発生がある場合は、き裂先端での応力状態だけではなく、延性破壊的な要素に注目する必要がある。この場合には変形のミクロ的な状態が重要であり、また特に材料の不均一性は変形の不均一さをとおして脆性破壊だけでなく延性破壊過程においても作用する可能性がある。塑性変形はき裂先端からせん断変形帯として局所的に進行し、全域降伏において塑性ヒンジとして発達する⁴⁾。き裂先端の塑性変形が小規模降伏にとどまっているときのき裂先端近傍の応力・歪み場は加工硬化材料について J 積分を用いた Hutchinson, Rice-Rosengren の解 (HRR 解)⁵⁾⁶⁾ で与えられるが、遷移温度域では塑性変形は全域降伏を超えておこり得る。したがって遷移温度

平成 2 年 9 月日本金属学会にて一部発表 平成 2 年 9 月 12 日受付 (Received Sep. 12, 1990)

* 早稲田大学各務記念材料技術研究所 理博 (Kagami Memorial Laboratory for Materials Science and Technology, Waseda University, 2-8-26 Nishiwaseda Shinjuku-ku, Tokyo 169)

*² 早稲田大学大学院 (現: 住友電気工業(株)) (Graduate School, Waseda University, Now Sumitomo Electric Industries, Ltd.)

域全体にわたる靱性の構成依存性やばらつきについても、それぞれの値が破壊条件としてどう表現されるかを調べることはそれぞれの破壊の支配機構の違いがもしあるとすればその解明の上に有用であろう。

HRR 解は小規模降伏の状態を前提にして導かれたものであり、変形が進行してき裂先端の形状変化が起こるとその成立する領域は限定されてくる。塑性域が拡大したときの応力・歪み場はすべり線場による解^{7,8)}や有限要素法による解^{3,9)}が求められているが、HRR 解も近似的にあてはまることが示され⁷⁾、き裂開口変位と J/σ_Y (σ_Y : 降伏強度) との関係が求められている⁹⁾。したがって、き裂先端近傍の応力・歪み場と靱性の温度依存性やばらつきとの関係を調べるには開口変位と J/σ_Y との関係が一つの手掛かりになる。これは遷移温度域での破壊条件の表現とそれを決めている因子を抽出する一つの手法となろう。また塑性変形が進行したときのき裂先端の形状変化は応力・歪み場に影響を与えるものであるが、理論的な予測は困難であり、実験的な観察が必要である。これらの観点での研究は少ない。

本研究では A533 B cl3 鋼の組織を大幅に変えた材料を試料として、遷移温度域での靱性のばらつきと温度依存性が区別されるかどうか、また材質の違いが靱性に影響する機構を解明することを目的として行った。

2. 実験方法

供試材は A533 B cl3 鋼で Table 1 に成分を示した。原厚 150 mm の極厚材で熱処理されたものから表層部と中心層を除いた 60 mm の部分から圧延方向に直角を L 、板厚方向を B とした 22 (W) $\times$ 105 (L) $\times$ 120 mm (B)

の板を切り出し、3種の熱処理を施した。熱処理条件はオーステナイト粒径を二とおりに変えた焼もどしマルテンサイトとフェライト・マルテンサイト混合組織との3種となるように選んだ。熱処理条件と常温で測定した硬さを Table 2 に、また光学顕微鏡組織を Photo. 1 に示した。硬度測定は荷重 500 g のマイクロビッカース硬度計を用いた。靱性試験は BS5769 に準拠した COD 試験と、ASTM E813-86 に準拠した J_{IC} 試験を行った。試験片の予き裂は疲労き裂にするのが一般的であるが、今回の試料では 0.15 mm 幅のスリットを切削によって導入した。これはおのおのの試験片の予き裂形状をできるだけ同じようにするためと、今回の研究では比較的靱性の大きい温度領域が対象になるため、予き裂の先端の鈍化が大きいことが予想されたからである。

3点曲げ試験は 0.5 mm/min の一定のクロスヘッド速度で行い、クリップゲージ出力を荷重に対して記録するとともに、荷重の時間変化を記録して荷重-荷重点変位

Table 1. Chemical compositions of the material (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Mo	Ni
0.19	0.28	1.50	0.009	0.006	0.53	0.65

Table 2. Heat treatment conditions and hardness of tested materials.

Series	Quenching	Tempering	DPN	σ_Y (293 K) (MPa)
A	1 173 K $\times$ 1 h $\rightarrow$ O. Q.	823 K $\times$ 2 h $\rightarrow$ O. Q.	263	650
B	1 053 K $\times$ 1 h $\rightarrow$ O. Q.		244	612
C	1 473 K $\times$ 1 h $\rightarrow$ O. Q.		265	650

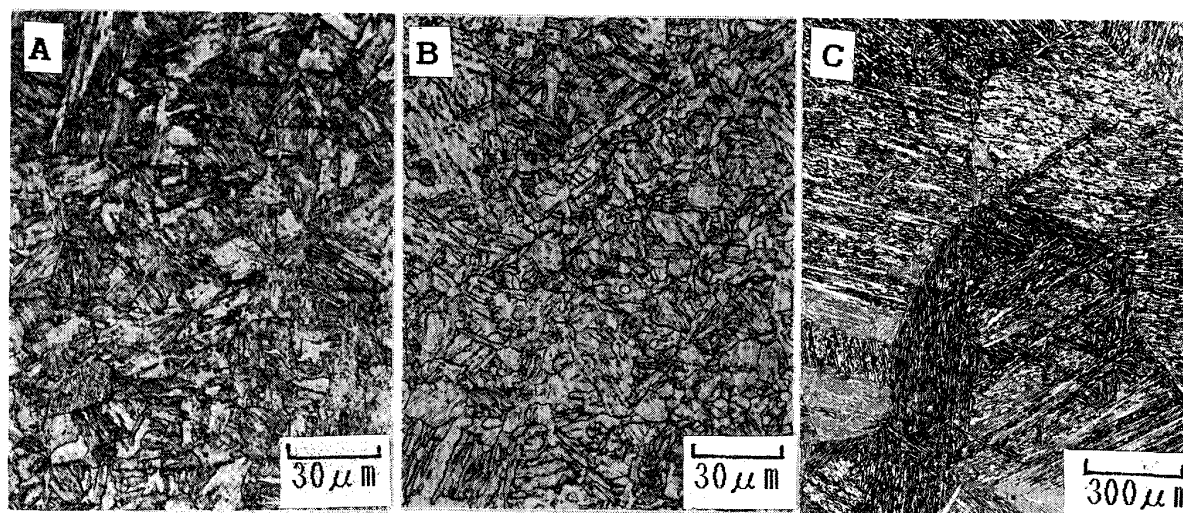


Photo. 1. Optical micrographs of the materials. Each photo corresponds to specimen series in Table 2.

曲線を得た。限界 COD 値 δ_c は最大荷重点における開口変位から WELLS の換算式¹⁰⁾ によって求めた。その際必要になる試験温度における降伏強さ $\sigma_Y(T)$ としては、室温での硬さの測定値から室温の降伏強さ $\sigma_Y(294)$ に換算した。換算はピッカース硬さから引張強さを SAE J417b の表¹¹⁾ によって求め、さらに A533B 受入材の降伏比の実測値 0.78 から降伏強さを求めた。またさらに温度依存性は次式¹²⁾、

$$\sigma_Y(T) = \sigma_Y(293) \exp \{ (389.5 - 80.5 \times \ln \sigma_Y(293)) / (1/T - 1/293) \} \dots\dots\dots (1)$$

から推定した値を用いた。

また J 積分値は荷重-荷重点変位曲線から試験片になされた仕事に相当する面積 A をプランメーターで測定し、実際の仕事量に換算した後で RICE の式¹³⁾、

$$J = \frac{A}{B(W-a)} \cdot f(a/W) \dots\dots\dots (2)$$

から求めた。ここで $f(a/W)$ は試料形状から 2.0 とした。

今回の実験では最大荷重にいたるまでに破壊した試験片と、最大荷重点を超えてから破壊した試験片との二つのタイプがあった。そこで最大荷重を超えてから破壊した試験片については最大荷重点までの仕事量から求まる J 積分値を J_1 、試験片が破断するまでの仕事量から求まる J 積分値を J_2 とした。

試験温度は -196°C から -20°C の範囲とし、約 20°C おきに試験を行って遷移曲線を得るとともに、遷移域の低温側の 1 温度と、それから 30°C 高い温度のそれぞれで各 10 本の試験を行ってばらつきを求めた。A, B 系列では -120°C と -150°C 、C 系列では -90°C と -120°C である。

破断した試料は予き裂先端の形状及び破面形態を走査型電子顕微鏡で観察し、ストレッチゾーン長さ (szw)、安定き裂長さ (Δa)、脆性破壊発生点距離 (X) などを

測定した。ストレッチゾーン長さは場所によって不規則であるので、脆性破壊発生起点の直上で予き裂の底に沿って 1 mm の幅を取り、その下のストレッチゾーンの面積を測定してそれから平均的な長さを求めた。従ってもとの予き裂の先端が開口するとともに前進した距離を測定していることになる。また脆性破壊発生起点距離はストレッチゾーン、また安定き裂がある場合はその先端からの値である。

3. 実験結果

靱性の遷移挙動として限界 COD δ_c の温度依存性を Fig. 1 に示した。遷移域中の 2 温度での各 10 本の試験のばらつきを同時に示してある。図に見られるように広い温度範囲で靱性が変化し、1 温度でのばらつきも大きい。ばらつきを調べた 2 温度での試験で、 δ_c と最大荷重点での J_1 値との関係を Fig. 2 に示した。試料の表示で例えば A-150 は試料 A 系列を -150°C で試験したことを表す。図で J_1 は各試料の降伏強さとの比でとっている。図にみられるように直線的な関係があり、

$$\delta_c = \lambda \cdot J_1 / \sigma_Y \dots\dots\dots (3)$$

で表して回帰分析で求めた各試料系列の λ を Table 3 に示した。試料ごとに差があるが系統的なものではなく、0.5 付近の値である。全試料を原点をとる一本の直線で近似すれば試料の熱処理条件や試験温度によらず、 $\lambda = 0.49$ では一義的に表される。

COD はき裂先端の鈍化現象であるが、ストレッチゾーンの形成はしばしば予き裂先端の前進を伴う。COD と szw との関係は一義的に定まるものではなく、

Table 3. Proportional constant λ of equation 3 of each series by regression analysis.

Series	A-120	A-150	B-120	B-150	C-90	C-120	Total
λ	0.471	0.437	0.529	0.337	0.508	0.477	0.494

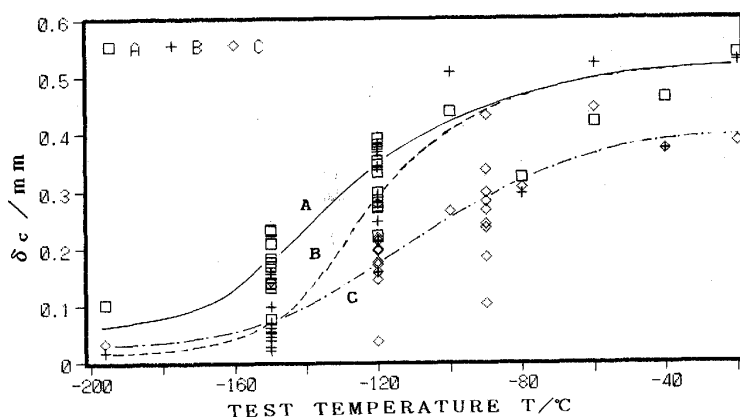


Fig. 1. Temperature dependence of critical COD, δ_c .

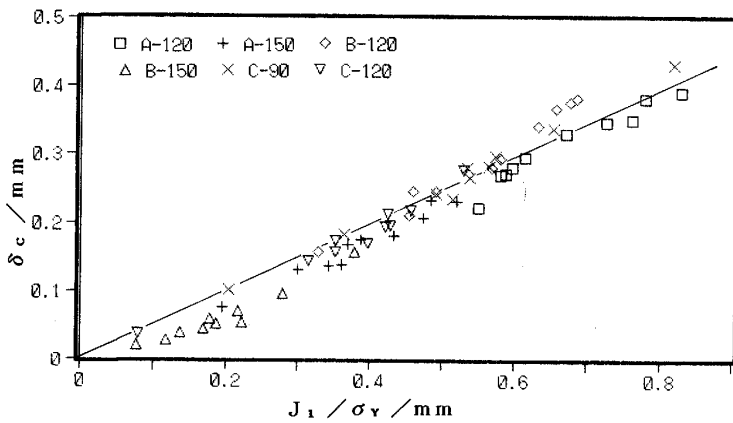


Fig. 2. Linear relationship between J_1 / σ_Y and critical COD, δ_C of specimens which show scattered values at two test temperatures. Symbols are indicated in the figure. A-150, for example, indicates specimens of series A tested at -150°C .

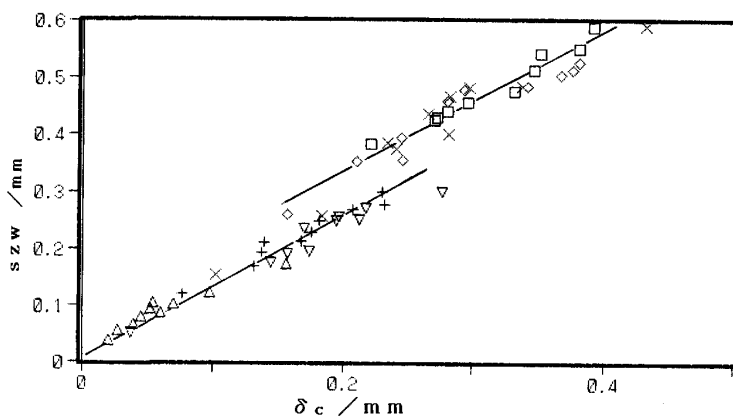


Fig. 3. Relationship between the stretch zone width, szw , and critical COD, δ_C showing separate groups corresponding to relative test temperatures. Same symbols as Fig. 2.

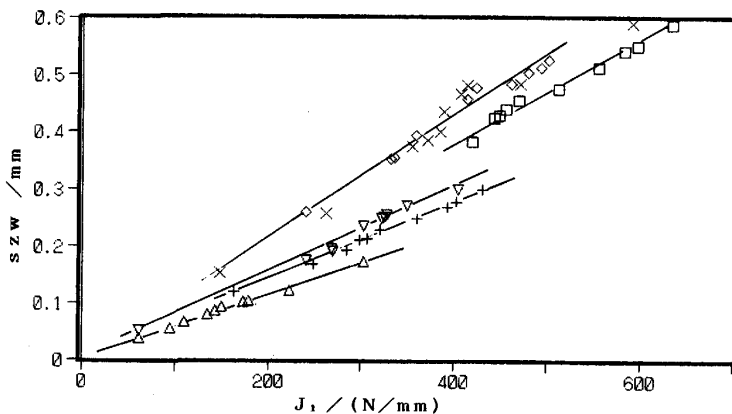


Fig. 4. Relationship between the stretch zone width, szw , and J values at maximum load. Same symbols as Fig. 2.

き裂先端の形状についての情報を与えることになる。Fig. 3 は COD と szw との関係であるが、注目されることは、両者に直線的な関係があるとともに、遷移域の低温側とそれより高温側とで二つのグループに分かれることである。この事実は靱性の温度依存性と同一試験温度でのばらつきとが区別されること、そして遷移域内での相対温度によってき裂先端の開口がき裂の前進を伴う程度が異なることを意味する。

き裂の前進量として szw をとり、 J_1 との関係を見たのが Fig. 4 で、これはストレッチゾーンの進展に必要な外部から供給する歪みエネルギーを表す一種の R 曲

線である。 szw と J_1 には比例関係があるが勾配は各試料によって異なる。また注意深くみると遷移域内の相対温度によって二つのグループに分かれる傾向が認められる。

今回ばらつきを調べた試料では、破面上に安定延性き裂が認められたのは遷移域の高温側の少数の試料のみで、大部分の試料はストレッチゾーンから直接に脆性破壊に移行していた。試料が最終破断するまでの荷重-荷重点変位曲線の面積から求めた J_2 値とき裂進展量としては szw と安定き裂長さとの和をとってプロットした結果が Fig. 5 である。 J_2 として、安定き裂がない場合

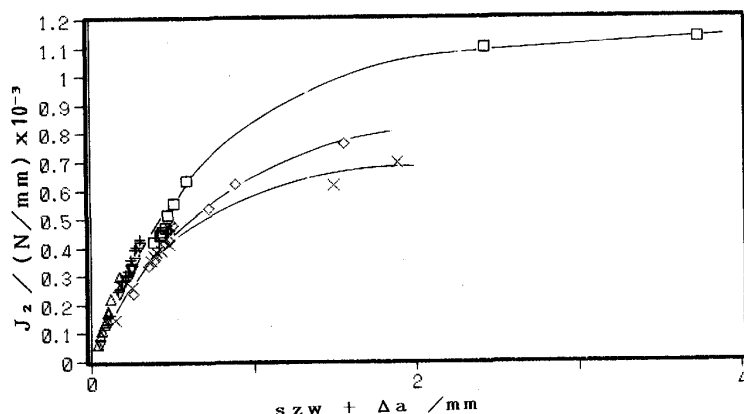


Fig. 5. Relationship between J values at the final fracture and the crack extension length, $szw + \Delta a$, where Δa is the stable crack length. Same symbols as Fig. 2.

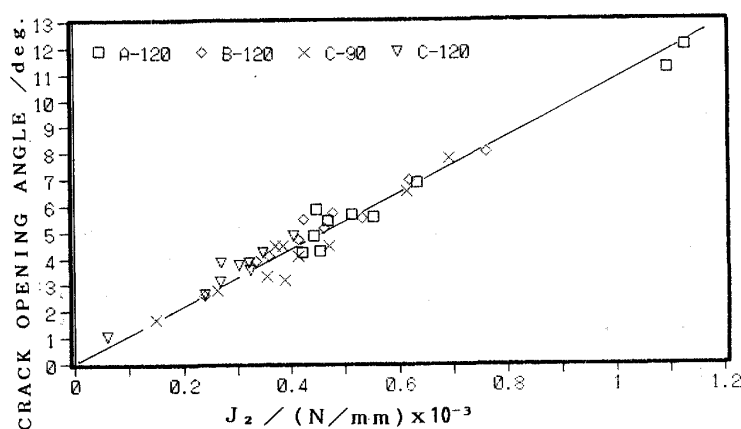


Fig. 6. Linear relationship between J values at the final fracture and bend angles of specimens.

は J_1 値をとった。Fig. 5 は安定き裂の進展における伝播抵抗を表す R 曲線である。測定点が少ないことと、安定き裂の形が一樣でないために J_2 値の意味に曖昧さがあるので断定は慎重であるべきであるが、安定き裂の伝播において試料の差が顕著になる。

次に、 J_2 値と試験片のマクロ変形量との関係を調べた。マクロ変形量としては破断した試験片の幅が破断部で増加している最大幅から求めた横拡張率 Δl と、試験片の破断時の曲がり角（き裂開口角）をとった。 Δl と曲がり角とは比例関係にあることが確認されたのでどちらをとってもよい。 J_2 と曲がり角との関係を Fig. 6 に示した。試料の熱処理や試験温度によらず、一義的な対応がある。靱性とマクロ変形量との一義的な対応は、著者らがさきに見出したシャルピー試験の吸収エネルギーと試料の横拡張率との関係¹⁴⁾ に類似である。

今回の試料の破面形態はストレッチゾーンが形成され、安定延性き裂の発生、脆性破壊へ移行するという点では共通的であるが、ストレッチゾーンや安定き裂の分布状態は不規則であった。安定き裂は予き裂の底で一様ではなく、舌状に生ずる。またオーステナイト粒径の大きな C 系列試料で脆性破面の凹凸が顕著であった。

脆性破壊発生起点も必ずしも一つではない。起点距離と J_2 値との関係を Fig. 7 に示したが、一定の関係を見出すことはできなかった。

4. 考 察

線形破壊力学が成立する場合には式(1)の λ は 1 である。 S_{HH} は λ について詳細な検討を行い、HRR 解の成立する範囲では λ は加工硬化指数 n と E/σ_Y の関数であることを示した⁹⁾。 λ に影響を与える因子としては、ほかに平面応力や平面歪みなどの応力状態がある¹⁵⁾。

今回の結果では λ は試料の熱処理条件や試験温度によらず、ばらつく靱性値に対して一義的に 0.49 であった。RICE らの計算では $n < 0.2$ の場合に 0.58 であり⁶⁾、また A533B 鋼について 0.55 という値が報告されている¹⁶⁾、今回の結果はこれらとはほぼ一致する。今回の試料では n は大きく変化することはないとみなされ、試料のミクロ組織、靱性のばらつきをおこす原因、あるいは試験温度は λ にたいする支配因子としては関与していないことを意味する。言い換えれば、遷移域でも最大荷重点でとった δ_C や J_1 値に大きなばらつきがあっても、応力・歪み場は HRR 解で近似できることを意味し

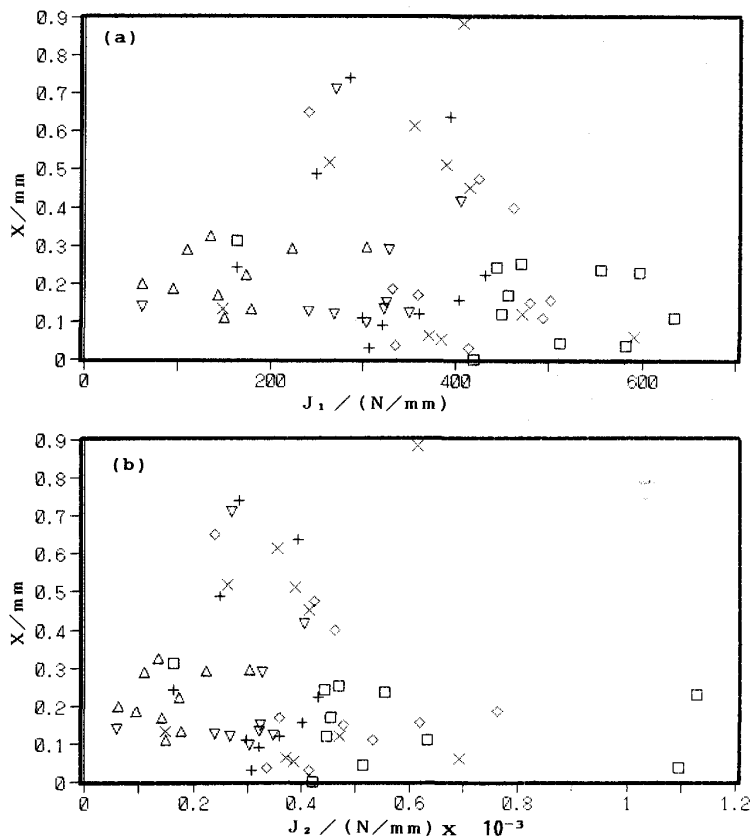


Fig. 7. Distance X to the brittle crack starting points from the crack front related to J values at (a) the maximum load and (b) the final fracture. Same symbols as Fig. 2.

ている。

一方、ストレッチゾーンの形成は単にき裂先端の開口だけではなくき裂の前進を伴う。ここで求めた szw は予き裂の進展量でもある。この場合開口変位はき裂先端の位置が動かなくとも起こり得るから、 δ_c と szw との比、すなわちき裂開口角は一義的に定まるものではなく、個々の試料の破壊過程をあらわす量としてとりあげることができる。Fig. 3 は δ_c と szw とが直線関係にあるが遷移域での相対温度によって二つのグループに分かれるという結果で、これは、高温側ではき裂の前進がおりやすいことを意味する。今回の実験では予き裂として機械ノッチを用いたので脆性域では靱性を大きく評価する可能性がある。しかし今回検討の対象となった靱性範囲では塑性変形が大きく、また同一の szw に対しても試験温度によってグループ分けされることから、Fig. 3 の結果は予き裂形状によらない本質的な現象であると考えられる。

Fig. 2 と Fig. 3 の結果は靱性の温度依存性とばらつきとを区別する点で重要である。Fig. 4 の J 値と szw との関係はき裂の鈍化段階でき裂の前進に対する抵抗を表し、今回の各熱処理試料はそれぞれ異なる伝播抵抗を持つことになる。各試料の靱性が試料系列ごとに一つの直線で整理されることは靱性にばらつきがあっても伝播

抵抗は試料のミクロ組織で決まり、一方ばらつきはき裂先端の鈍化過程で安定き裂あるいは脆性破壊へ移行する点を変えるものである。また遷移域内の相対温度によって大別され、高温側ではき裂の鈍化の早期に前進がすることを示している。またき裂の伝播抵抗に対する試料の差は安定き裂の成長においていっそう顕著である。き裂の伝播抵抗を PARIS が定義したティアリングモディラス T_R ,

$$T_R = \frac{E}{\sigma_Y^2} \frac{dJ}{da} \dots\dots\dots (4)$$

で表せば¹⁷⁾、ヤング率 E は今回の試料では一定とみなしてよいから、 J_1/σ_Y^2 と szw との関係は Fig. 8 に、また最終破断時の J_2/σ_Y^2 とき裂長さとの関係は Fig. 9 で示される。Fig. 8 で注目されることは、遷移域の低温側と高温側とで勾配が異なることである。すなわち、き裂の鈍化段階では T_R が遷移域内の相対温度によって異なる値を持ち、高温側では伝播抵抗が小さくなることが見出された。また、同一試験温度で靱性のばらつきを示す試料は同じ組織であれば T_R としては変わらない。一方 Fig. 9 から安定き裂は遷移域内の高温側でしか見出されなかったが、 T_R は試料のミクロ組織依存性を持つようである。

曲げ変形でき裂先端の塑性変形に伴ってき裂が前進す

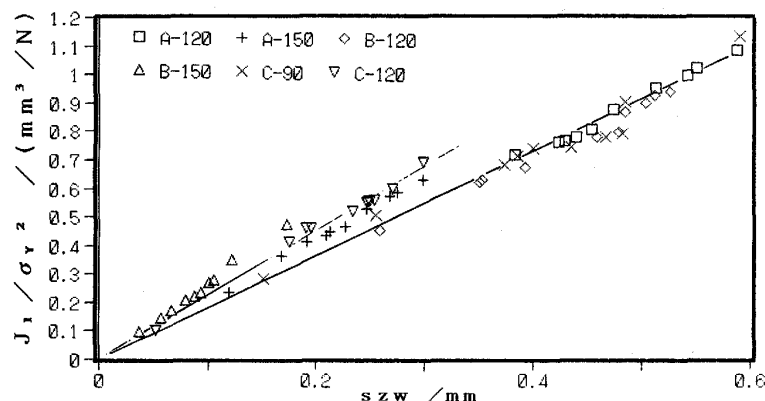


Fig. 8. J_1/σ_Y^2 plotted against the stretch zone width, i.e. R curve of the stretch zone extension.

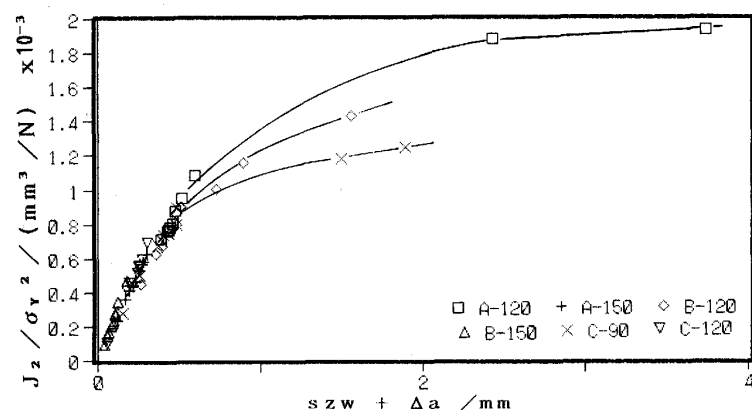


Fig. 9. J_2/σ_Y^2 plotted against the crack length, i.e. R curve of the stable crack extension, $szw + \Delta a$.

るには二つの過程が含まれる。すなわちき裂先端でせん断帯が発生することによるき裂先端の変形に伴うストレッチゾーンの形成と、安定き裂の生成・成長における延性破壊プロセスである。

き裂伝播に要するエネルギーは破壊までのマクロな変形量と変形応力との積であり、き裂の伝播抵抗に対して両者の寄与を分離することは困難である。しかし加工硬化指数は今回の試料ではほとんど変わらないと考えられ、また今回の 30°C 程度の温度差では変形抵抗の変化も著しくはない。このような条件下で靱性に差が生ずることは試料内の変形域の分布とき裂先端領域での限界変形量に主な原因があり、ここに遷移域の特徴が存在するように思われる。

この点で、今回の結果でき裂の伝播抵抗が試験温度の絶対値ではなく、遷移域内の相対温度で分類されたことは注目されることである。これはさらに広範囲な実験で確かめる必要があるが、遷移温度域の広がりの本質に関する可能性がある。遷移現象の素朴な概念は降伏強さとへき開強さとの大小関係の逆転であるが、不安定破壊に先立つ塑性変形が大きい場合には靱性には塑性変形量が主要な役割を持つ。とくに鉄鋼のような不均一な組織の材料の場合には、塑性変形の広がりとその中で歪み分

布が温度によって敏感に変化するであろうし、これらの破壊条件への関与が遷移温度域を形成する可能性がある。

個々の試料の靱性のばらつきは、変形の過程で安定き裂あるいは脆性破壊に移行する限界条件への到達が異なるためである。限界条件としては従来局所的に破壊応力への到達がクライテリアとしてあげられていることが多い。従来、 K_{IC} と脆性破壊発生起点距離との相関が見出されている例は多い¹⁷⁾¹⁸⁾。トリガー点がき裂先端の応力場の中に取り込まれることによって脆性破壊へ移行し、その時の応力が靱性値を決定するとすれば必然的に理解されることである。

今回の場合は、最大荷重点及び最終破断時のいずれにおいても J 値と脆性破壊起点との間には規則的な関係が見出されなかった。ストレッチゾーンの形成、安定き裂の発生・成長では塑性変形量が大きく、また延性破壊的な過程であるから、遷移域では靱性に対してこれらの寄与が大きく、トリガー点が塑性域の中にとりこまれることが決定的な条件ではないことを意味する。いいかえれば、トリガー点が存在していてもそれが活性化するまでの過程が靱性を決定することになるであろう。トリガー点の存在位置よりもその活性化過程におけるばらつ

きが靱性のばらつきの原因であると考えられる。これに対しては塑性域内の広範囲な変形状態と局所的な限界変形能への到達が重要な観点であろう。

破断時までの変形に要したエネルギー J_2 値が試料のマクロ変形量であるき裂開口角 COA や横拡張率と一義的に対応することが見出されたが、シャルピー試験での結果¹³⁾とあわせて、これは遷移域破壊の一般的な現象のようである。き裂先端の局所化した領域だけを考えれば、歪みエネルギーは当然降伏強さに依存するはずで、同一 s_{zw} にたいして J_1 が降伏強さによって変化することを示す Fig. 4 にみられるとおりである。一方、変形が進行した時の J_2 値には試料全体にわたる変形が寄与するであろう。遷移温度域で脆性破壊への移行においては、き裂先端領域における破壊条件への到達に、試料全体の変形が関与していることを示唆している。

5. 結 論

組織を大幅に変えた A533 B 鋼を用いて延性・脆性遷移温度域で限界 COD 値及び J 積分値の温度依存性とばらつきとを調べた。主要実験結果は以下のとおりである。

1) ばらつきを調べた 2 試験温度において、限界 COD 値とそこでの J 積分値との間には、き裂先端領域での応力・歪み場を記述する HRR 解から予測される、

$$\delta_c = \lambda J_1 / \sigma_Y$$

が成立し、試料の組織や試験温度によらずほぼ $\lambda = 0.49$ であった。

2) COD 値とストレッチゾーン長さとの間には直線的な関係があり、遷移域の低温側と高温側とで異なるグループに分かれた。

3) J_1 値とストレッチゾーンとの関係も同様であるが、試料の組織の影響が認められた。最終破断時までの J 値とき裂進展量との関係を表す R 曲線において、安定き裂の成長に試料の組織の影響が大きかった。

4) 破断までの試験片のマクロ変形量と J 値とは、試料の組織や試験温度によらず一義的な対応がある。

5) 脆性破壊発生起点距離と靱性値との間には系統的な関係は認められなかった。

これらの結果から以下のような結論が導かれた。

a) 塑性変形の大きな遷移温度域においてもき裂先端領域の応力・歪み場は HRR 解で近似できる。

b) 靱性の温度依存性とばらつきとは次の点で区別できる。すなわち温度依存性はき裂の伝播抵抗と関連し、高温側でき裂鈍化の早期に前進がおきる。これは試験温

度の絶対値ではなく、遷移域内での相対温度できまるようである。一方、ばらつきはき裂先端の鈍化過程で安定き裂あるいは脆性破壊への移行点に関係する。

c) ティアリングモデュラスでき裂の伝播抵抗を表せば高温側で小さい。またティアリングモデュラスは靱性のばらつきには関係しないが組織依存性は持つようである。

d) 遷移域で脆性破壊への移行にはトリガー点の位置よりもトリガー点を活性化する過程が支配する。これにはミクロ的な塑性変形の不均一性が関与すると考えられる。

本研究は日本鉄鋼協会平成元年度特定基礎研究単独依頼研究資金で行われたものである。素材は新日本製鉄(株)中央研究本部第二技術研究所萩原行人主任研究員から供給していただいた。またデータ整理に早稲田大学大学院小出政俊氏の、実験に早稲田大学理工学部学生(現:日産自動車(株))山内理氏の協力をいただいた。記してあつく御礼を申し上げます。

文 献

- 1) H. KOTILAINEN: ASTM-STP 700 (1980), p. 352 [ASTM, Philadelphia]
- 2) J. F. KNOTT: Fundamentals of Fracture Mechanics (1973) [Butterworth, London]
- 3) D. J. ALEXANDER, J. J. LEWANDOWSKI, W. J. SISAK and A. W. THOMPSON: J. Mech. Phys. Solids, **34** (1986), p. 433
- 4) A. P. GREEN and B. B. HUNDY: J. Mech. Phys. Solids, **4** (1956), p. 128
- 5) J. W. HUTCHINSON: J. Mech. Phys. Solids, **16** (1968), p. 13
- 6) J. R. RICE and G. F. ROSENGREN: J. Mech. Phys. Solids, **16** (1968), p. 1
- 7) C. F. SHIH and M. D. GERMAN: Int. J. Fracture, **17** (1981), p. 27
- 8) F. A. McCLINTOCK: Fracture, vol. 3, ed. by H. LIEBOWITZ (1968) [Academic Press, N. Y.]
- 9) C. F. SHIH: J. Mech. Phys. Solids, **29** (1981), p. 305
- 10) British Standard Methods for Crack Opening Displacement Testing, BS 5762 (1979)
- 11) JIS ハンドブック鉄鋼 (1983) [日本規格協会]
- 12) データシートシリーズ 4 「構造用鋼板の破壊靱性」 (1982), p. 80 [日本鉄鋼協会]
- 13) J. R. RICE, P. C. PARIS and J. G. MERKLE: ASTM-STP 536 (1973), p. 231 [ASTM, Philadelphia]
- 14) 南雲道彦, 沢野行弘: 日本金属学会誌, **54** (1990), p. 420
- 15) C. F. SHIH: ASTM-STP 560 (1974), p. 187 [ASTM, Philadelphia]
- 16) W. R. ANDREWS and C. F. SHIH: ASTM-STP 668 (1979), p. 426 [ASTM, Philadelphia]
- 17) P. C. PARIS, H. TADA, A. ZAHOR and H. ERNST: ASTM-STP 668 (1979), p. 5 [ASTM, Philadelphia]
- 18) A. R. ROSENFELD, D. K. SHETTY and A. J. SKIDMORE: Metall. Trans. A, **14** (1983), p. 1934
- 19) 田中泰彦, 渡辺十郎, 岩館忠雄: 日本機械学会論文集 A, **54** (1988), p. 567