

講

UDC 539.42 : 620.178.746.22 : 669.14

破壊靱性を支配する諸因子*

三 村 宏**

Factors Controlling Fracture Toughness

Hiroshi MIMURA

1. 緒 言

鉄鋼材料のねばり脆さを表現する量としてもつとも多く用いられるのはシャルピー衝撃値である。それは簡便さ、再現性のよさとともに古くから普及したという歴史的な理由もある。このためシャルピー試験は鋼材の靱性の指標として研究にも生産の品質管理にも又規格にも用いられてきた。ところが、近年の破壊力学の進歩に伴い、構造物の使用性能の評価のためもつとも適当な量は破壊靱性であるとされるに至った。現在では、シャルピー試験は単に品質管理試験であり、本質的に重要なのは破壊靱性であると考えられている。ところで、シャルピー衝撃値の遷移曲線を支配する冶金学的要因は従来から十分に調べられており、かつその総合報告も多い¹⁾ので本報では省略する。一方、破壊靱性についてのそれは極めて不十分である。ひとつには破壊靱性の試験片の作成および測定がシャルピー試験に比べて著しく手数がかかるためであるが、更には破壊の形式(劈開、剪断、ボイドの連結)応力の3軸度(平面ひずみ、平面応力状態、板厚)ひずみ速度(亀裂の静的または動的発生、伝播、停止)などにより異なる値をとるため破壊靱性と冶金学的因子の関連を調べることは容易ではないからである。

シャルピー衝撃値と破壊靱性の間には広い温度範囲で見ると一応の相関があり、シャルピー試験から破壊靱性の目安は得られる。しかし、延性-脆性遷移温度の近い2鋼種をシャルピー衝撃値と破壊靱性で比較した時、その優劣の判定が逆転することは珍しいことではない。

以上のような事情を考え、本報では破壊靱性とシャルピー試験の特性値の関係について知られていることを述べ、シャルピー衝撃特性を支配する因子と破壊靱性のその差について考察を加える。更に破壊靱性を支配している冶金学的因子を直接検討した研究について紹介する。

2. 破壊靱性の種類

破壊靱性とは、亀裂の先端領域のひずみと応力を1つのパラメーターで指定した時、このパラメーターが亀裂発生ないし伝播停止時にとる値をいう。亀裂に及ぼす力としては亀裂を亀裂面に垂直に開く型(タイプI)と亀裂面に平行にずらすように働く型(タイプIIおよびIII)があるが、実際の構造物で問題になるのは主としてタイプIであり、本報でもこのタイプに議論を限ることとする。亀裂先端の状態を表わすパラメーターとしては、応力拡大係数(K)、亀裂開口変位量(δ)、 J 積分(J)が知られており²⁾、そのほか歪エネルギー解放率 G なるパラメーターも用いられる。各々のパラメーターの適用範囲は図1に示すごとくであるが、特に低応力破壊の範囲で比べると K 、 δ 、 J の間に一定の関係があり、1つのパラメーターの臨界値から他のパラメーターの臨界値が推定できる。各破壊靱性の間の関係は、次のとおりである。

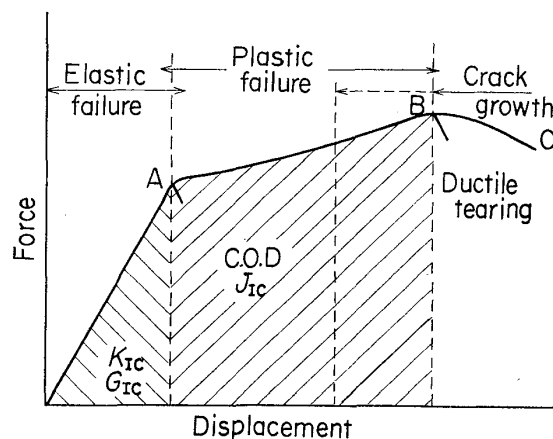


図1 破壊靱性試験における荷重・変位の関係
A点以下の破壊、 K_{IC} 、 G_{IC} を使う。
A～B間の破壊、C.O.D、 J を使う。
B以後の破壊、延性破壊。

* 昭和 52 年 12 月 5 日受付 (Received Dec. 5, 1977)

** 新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

$$J_{IC} = G_{IC} = K_{IC}^2 / E' = \alpha \sigma_y \delta_{IC}$$

α : 1 のオーダーの数. $E' = E / (1 - \nu^2)$ 添字の C は臨界値であることを, 1 は平面ひずみ状態すなわち板厚無限大における値であることを示す. (一般の板厚に対する破壊靱性は 1 をつけず, 例えば K_C のように書くことにする.) 一般に, 破壊靱性は板厚の増加とともに減少し, ある板厚以上で飽和する. この飽和値を板厚によらない材料固有の特性として欧米では重要視している. また実用的な意味でも構造物中の 3 軸応力度の強い所の亀裂に対してこの飽和値を適用すれば安全側の推定を与えることになる. この飽和値を K_{IC} とかく.

3. 亀裂発生に対する破壊靱性

切欠付試験片の亀裂発生様式は試験温度により異なり, 低温側から順に次のような領域に分れる.

(a) 劈開亀裂が切欠先端から直接発生する.

(b) 切欠先端から延性亀裂の安定成長があり, 延性亀裂の先端から劈開亀裂が発生する.

(c) 切欠先端から延性亀裂の安定成長があり, そのうち延性亀裂が不安定に進展する. ここで, 不安定な進展とは, 亀裂成長に伴う解放ひずみエネルギーが亀裂生成エネルギーより大きい現象的には荷重の増加なしでも亀裂が急速に進展する場合をいう.

3.1 延性亀裂の破壊靱性

延性亀裂の進展による破壊は超高張力鋼の常温での破壊において通常見られるが, 軟鋼においても十分高いコンプライアンスと大きな K 値を持つ引張系では生じうることが最近わかってきた¹⁴⁾.

3.1.1 板厚効果

延性亀裂の進展のプロセスは以下のごとくである. 応力の上昇とともに切欠先端の板厚中央部から延性亀裂の緩やかな成長が始まる. この亀裂は板面に垂直に生ずる. 一方, 板表面近くでは亀裂は 45° の角度で生じ, 45° 亀裂のエネルギー ($G_C(45^\circ)$) の方が垂直亀裂のそれ (G_{IC}) より大きいので, 延性亀裂を不安定に進展させるには垂直亀裂を生ぜしめるよりもより大きな荷重を必要とする. 不安定伝播の開始は従って次のエネルギー条件を満たす時となる⁹⁾. (図 2)

$$G \geq G_C = S G_{IC} + (1 - S) G_C(45^\circ) \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで $(1 - S)$ は 45° 破面の割合である. (1) 式の改良は, 最近, 中佐ら^{3a)}によりなされている. そのなかで, S は塑性域寸法と加工硬化指数の関数として与えられている. 延性亀裂の生成は塑性ひずみに帰因するので, 塑性変形が主として平面ひずみのか板面に 45° をなす平面応力的かで S の値がきまると考えてよからう. HAHN⁴⁾らによれば, 亀裂先端の塑性変形域の寸法が板厚に比べて十分大きい時は平面応力的な塑性変形モードになり, 十分小さい時は平面ひずみになる. 塑性域の寸法と板厚 (B) の比を示すパラメーターを β とすると, K_C は⁵⁾,

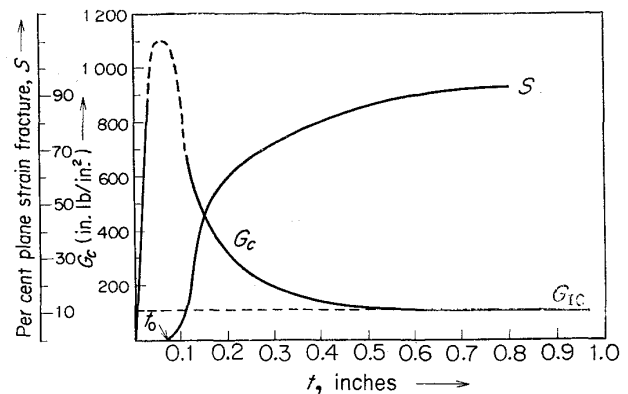


図 2 板厚 t の関係としての G_C と S ³⁾. 全破面が 45° の時 ($S=0$) は G_C が板厚とともに増加する. (7 075-T6(Al-合金)のデータから.)

$$K_C^2 = K_{IC}^2 (1 + 1.4 \beta^2) \quad \beta = (K_{IC} / \sigma_y)^2 / B \quad \dots\dots\dots (2)$$

また, ASTM の推奨によれば, K_{IC} を得るに必要な条件は⁶⁾

$$\beta \leq 0.4 \quad \dots\dots\dots (3)$$

とされている. (2) 式中の 1.4 という数因子は対象材料によつて異なるし, また (3) 式は厳しすぎる時とゆるすぎる時がある⁶⁾. しかし, 一応 1 つのパラメーター K_{IC} がきまれば任意板厚の K_C が定まることになる. (3) 式により, K_{IC} を求めるに必要な板厚をきめると, 超高張力鋼ではいいとして軟鋼では 1 m 以上の値となり, 試験方法としてはなほ現実的でない. 最近 J_{IC} から K_{IC} を求める試みがなされているが, J_{IC} を求める際の板厚条件式は, PARIS¹⁾ によれば

$$B \geq 25 \sim 50 (J_{IC} / \sigma_y) \quad \dots\dots\dots (4)$$

であつて, K_{IC} に比べて 2 桁弱も薄い板厚でもよいことになる. これは板面に垂直な亀裂の緩成長がボイド形成と連結という同じ機構でなされる限り, 緩成長亀裂発生時点の K が K_{IC} に相当することを SUMPTER は指摘している⁸⁾. COD 試験では亀裂の緩成長の始まる時の COD の値を δ_i と呼んでいるが, δ_i と J_{IC} が対応することになる. 試験片の切欠の延長上に側溝をつけて板厚方向の拘束を大にして実効的に板厚を増した時には, δ_i で急な破壊が生ずることを示した GREEN⁹⁾らの実験もこの解釈に矛盾しない. 延性破壊の COD としては, δ_i の他に最高荷重における COD の値 δ_m も考えられるが, 後者は試験片寸法に著しく依存するのに対し前者は依存しない材料固有の量である¹⁰⁾.

δ_i は試験温度, ひずみ速度に影響されないとされており¹¹⁾, (図 3 参照) このことから亀裂発生と伝播に対する破壊靱性は著しく異なることはないと考えられる^{11a) 14)}. したがつて $G_C = \sigma_y \delta_C$ とおくと, G_C は降伏応力のひずみ速度依存性だけの変化を示すことになる.

3.1.2 他の機械的性質との関係

K_{IC} は塑性ひずみによつて支配されると考えられるの

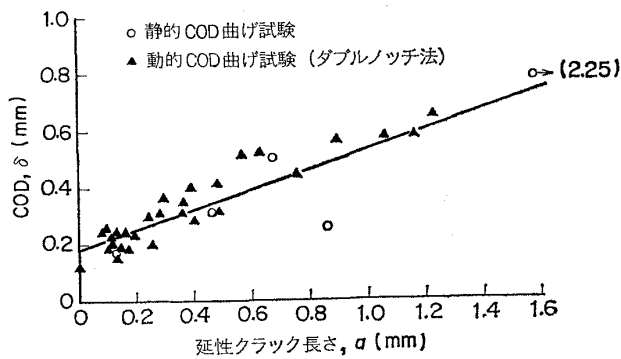


図 3 緩成長したクラック長さと COD の関係、クラック長さを零に外挿すると δ_i が得られるが静的と動的試験で δ_i の値が同じことを示す¹¹⁾。

で、これを他の単純な機械的性質を用いて表現しようとする試みも多い¹²⁾。

切欠先端の局所領域のひずみが破壊ひずみ ε_f に達すると破壊が生ずるとして、HAHN らは

$$K_{IC} = \left(\frac{2}{3} E \sigma_y \varepsilon_f n^2 \right)^{1/2} \dots \dots \dots (5)$$

を提案している¹²⁾。それによれば加工硬化指数 n が大きいほど塑性ひずみが分散し、 ε_f に達するにはより大きな K 値が必要となる。ただし、(5)式は定量的には実測値との一致は貧弱である^{12a)}。全延性域におけるシャルピー衝撃値は延性亀裂を作るためのエネルギーとして K_{IC} と関係があると考えられる。ROLFE¹³⁾ は統計的な相関として $85 \sim 180 \text{ kg/mm}^2$ の引張強さの鋼に対して次の関係式を見出している(図 4)。

$$(K_{IC}/\sigma_y)^2 = 5[(C_V/\sigma_y) - 0.05] \dots \dots \dots (6)$$

ただし、 C_V は ft-lb で表わしたシャルピー衝撃値(全延性)、 K_{IC} と σ_y の単位は各々 ksi/in および ksi である。 δ_i も全延性破断域の C_V と相関をもつこと¹⁰⁾、さらに小笠原¹⁴⁾によれば不安定延性破壊の K_C 値が(R 曲線概念を用いて) δ_i から推定できることが軟鋼について示されている。低強度鋼の実構造物でこの型の破壊を生ずるのはガスパイプラインにおいてであるが、亀裂の発生および伝播停止の G_C は全延性域の C_V から予想できることが実管のバーストテストからも認められている¹⁵⁾。

3.1.3 破壊靱性を支配する冶金学的要因

K_{IC} 、 δ_i に及ぼす冶金学的因子の影響としては次のようなものがある。

(a) 破壊靱性は、介在物析出物の少ないほど、また析出物があつても微細で一様に分布しているほど、良好である³⁾¹⁶⁾。

(b) 強度の上昇とともに加工硬化指数が低下し延性が減少するのに対応して破壊靱性は低下する^{16a)}(図 5)。

(c) オーステナイト結晶粒度にはほとんどよらない^{16b)}。

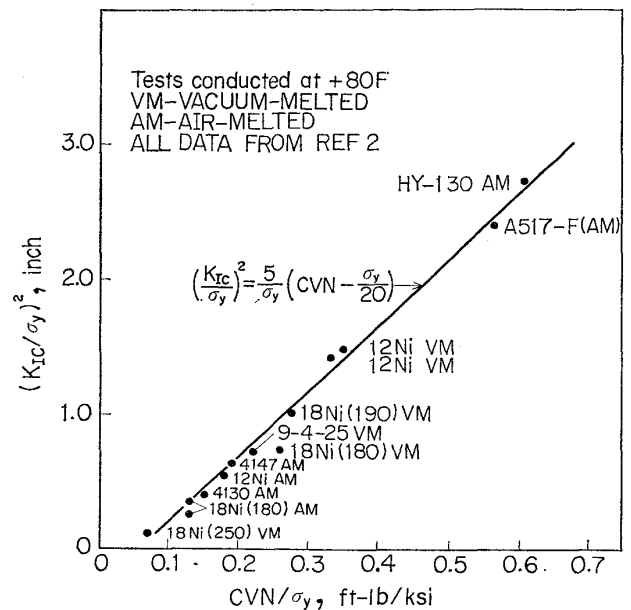


図 4 K_{IC} と C_V (upper shelf) の関係¹³⁾

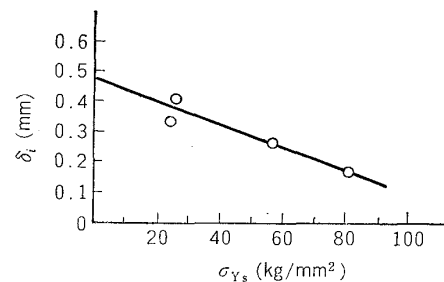


図 5 δ_i の降伏応力依存性
降伏応力の増加とともに δ_i は低下する^{16a)}

(d) 特別な要因として、制御圧延材の破面に見られる層状われ(Separation)があると破壊靱性は低下する。

特に(d)についてやや詳しく述べる。前にも述べたように低強度の鋼では通常用いられる板厚の範囲では 45° 破面角度をもつ平面応力状態で破壊が生ずる。平面応力状態では G_C は板厚の減少と共に低下する³⁾(図 2 参照)。これは板厚の減少とともに塑性域寸法、したがって塑性変形エネルギーが減少するためである。層状われがある時は実効的に薄板と同じになつて G_C 値も減少する¹⁷⁾。Separation は(亀裂先端近傍に発達した板厚方向の応力のため亀裂進行にともなつて)破面の極く近くだけで生ずるが、これが薄板を重ねたのとほとんど同じ効果を持つことが飯野¹⁷⁾により確かめられている。

3.2 脆性亀裂*発生の破壊靱性

3.2.1 板厚依存性

脆性亀裂の場合には、伝播に要するエネルギーは極めて低いので、脆性亀裂が局所的に発生すればエネルギー条件はひとりでに満足される。(通常の鋼ではディープノッチ試験で求められる発生の G_C と ESSO 試験で求

* 劈開破壊を以後脆性破壊と呼ぶことにする。

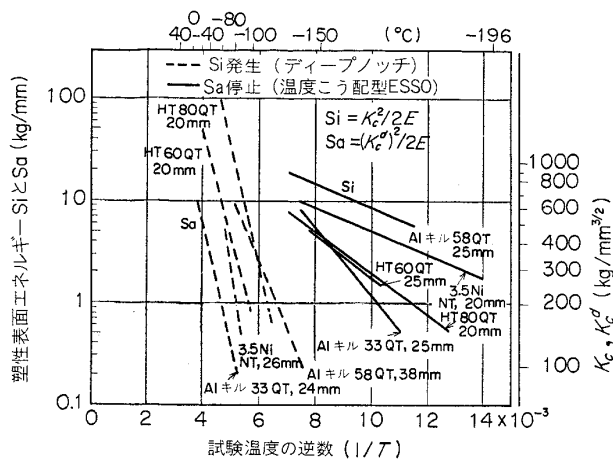


図6 脆性破壊の発生と停止の破壊靱性の比較
 $G_C = 2S_i$ (発生), $G_C = 2S_a$ (伝播)

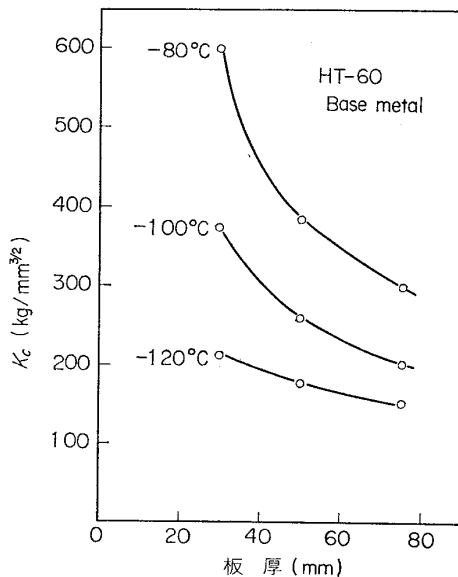


図7 破壊靱性の板厚依存性の例。(機械切削による減厚)²⁰⁾ (2)式に合せようとするとき数因子1.4をはるかに大きくとる必要がある。切欠は機械切欠。

められる伝播停止の G_C では同じ温度で比較すると約2桁弱も後者が低い(図6参照)。脆性亀裂の発生条件は切欠先端の板厚中央部の局所領域が破壊強度に達することであると考えられる³⁾。したがって破壊靱性の板厚依存性は切欠先端の局所領域の応力3軸度に支配される。塑性変形による切欠先端の断面収縮が生ずると板厚方向の応力緩和を生じ3軸度は弱まる。応力が降伏点を越えても破面は応力に垂直であり、測定された破壊靱性が K_{IC} か否かは破面形態からは判断できない。 K_{IC} の測定に必要な板厚は脆性破壊の場合にも(3)式で十分とする考えが一般であるが¹⁸⁾¹³⁾、さらに厚い板厚が必要であるとする結果もある²⁰⁾²¹⁾。たとえ前者でも低強度の鋼では十分低温でない限り K_{IC} を求めるのは容易でない。

3.2.2 シャルピー衝撃値との相関

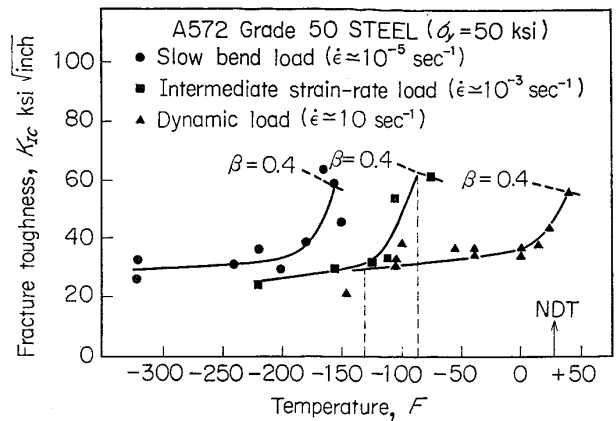


図8 破壊靱性のひずみ速度による変化²²⁾。
 このひずみ速度範囲では遷移温度のシフトはほぼ $\log \dot{\epsilon}$ に比例しているようである。 $(\dot{\epsilon}$ はひずみ速度)

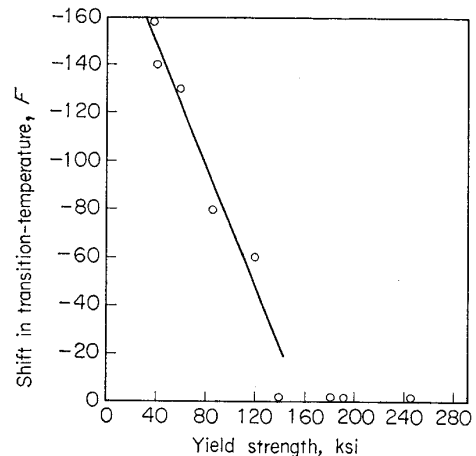


図9 Slow-bead ($\dot{\epsilon} \approx 10^{-5}/s$) と Impact-load ($\dot{\epsilon} \approx 10/s$) での靱性の遷移曲線間のシフト量と降伏応力の関係²²⁾。

BARSOM²²⁾によると疲労亀裂つきシャルピー試験片の衝撃値と K_{IC} はよい相関を示す。静的曲げ(ひずみ速度: $\sim 10^{-5}/s$)と衝撃曲げ(ひずみ速度 $\sim 10/s$)を行ない、同一温度、同一ひずみ速度で比較し、これからVノッチシャルピー衝撃値と K_{IC} の間に

$$K_{IC}^2/E(\text{psi-inch}) = 5C_V(\text{ft-lb}) \quad \dots\dots\dots (7)$$

なる関係を提案している。またひずみ速度の変化に伴う K_{IC} (図8参照)または C_V の遷移温度の移動(T_{shift})は、シャルピー試験でも K_{IC} 試験でも同じであつて、次式で与えられる(図9)。

$$T_{\text{shift}}(^{\circ}\text{F}) = 215 - 1.5\sigma_y(\text{ksi}) \quad \dots\dots\dots (8)$$

COD とシャルピー衝撃値の関係についても上とほぼ同様な関係が萩原²³⁾によつて示されている。

$$\delta_{C.T=T^0}(\text{mm}) = 0.02C_{V.T=T^0} + \Delta T(\text{kg-m}) \quad \dots\dots\dots (9)$$

$$\Delta T(^{\circ}\text{C}) = 120 - \sigma_{y0}(\text{kg/mm}^2) - 5(\sqrt{B(\text{mm})} - \sqrt{20})$$

その他にも同様な関係が笠松²¹⁾²⁵⁾により発表されている。ただし笠松らは降伏応力でなく降伏比を含む関係式を提案している。要約すれば、シャルピー衝撃値の遷

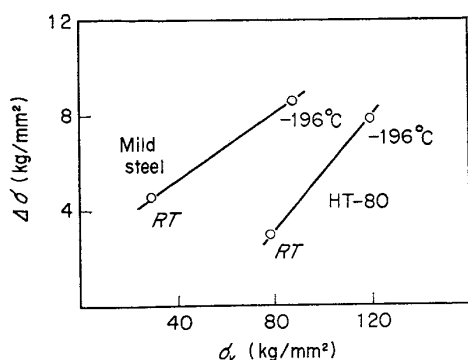


図10 変形応力のひずみ速度依存性: $\Delta\sigma$ はひずみ速度 $2 \times 10^{-2}/s$ における変形応力と $2 \times 10^{-5}/s$ のそれとの差²⁶⁾。

移温度は同じでも降伏点の低い鋼ほど破壊靱性は低温まで良好な値を示す。

それでは、このような関係は何に帰因するのであろうか? シャルピー試験と破壊靱性試験の差はノッチの鋭さひずみ速度及び計測量の3点にある。

BARSOM の結果(8)式にしたがえば、シャルピー衝撃値と破壊靱性の関係の強度依存性は主として遷移温度に及ぼすひずみ速度の影響の強度依存性に帰因することになる。破壊靱性のひずみ速度依存性は主に変形応力のひずみ速度依存性によると考えられるが、軟鋼と高張力鋼で変形応力のひずみ速度依存性を調べた所では大きな差は認められない²⁶⁾(図10)。変形応力の変化を絶対値との比で表わせば、もちろん高張力鋼の方が低い。

もう一つの見方は金沢²⁷⁾らによるもので、シャルピー衝撃値と破壊靱性の関係は主として破面遷移温度と応力遷移温度の差の強度依存性によるとしている。まずVノッチシャルピー試験片のエネルギー遷移温度 vT_{RE} は破面遷移温度 vT_{RS} とほぼ等しい。なぜならば、シャルピー衝撃値の主要な部分は延性亀裂発生後に吸収されるエネルギー(延性亀裂の伝播エネルギー)であるので、吸収エネルギーは延性破面率にほぼ比例するからである。さらに破面遷移温度 T_{RS} は試験条件(切欠鋭さ、ひずみ速度など)には比較的鈍感である^{*27a)}。破面遷移領域では脆性破壊の発生は進展する延性亀裂先端から行なわれるため試験条件の大きな差異が T_{RS} の上では緩和される方向にあることは理解されよう。また、破面遷移温度と脆性破壊発生温度(破壊靱性がある値をとる温度)の差は強度に依存することはディープノッチ試験の結果でもよく知られた所である。要するに $C_V, vT_{RE}, vT_{RS}, \delta T_{RS}, \delta T_{\delta_c=\delta_0}$ の次々の相関のうちの最後の2特性温度間の相関が(9)式を説明する主要な部分となつている。(ただし $\delta T_{RS}, \delta T_{\delta_c=\delta_0}$ はそれぞれ破壊靱性試験、たとえばCODの破面遷移温度と脆性破壊発生温度である。)この2特性温度の差の強度依存性は“R曲線”概念によ

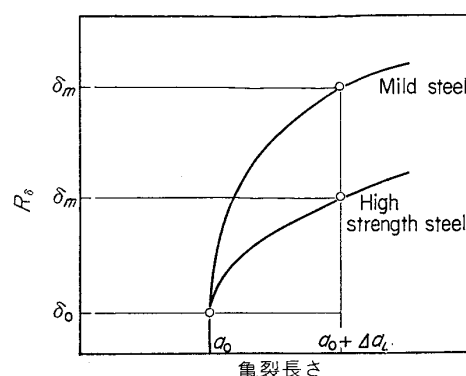


図11 軟鋼と高張力鋼のRカーブ

R_δ : COD で表わしたRカーブ, a_0 : 初期亀裂長さ, Δa_L : 試験片の破断面長さ, $\delta T_{\delta_c=\delta_0}$: 脆性破壊発生温度, $\delta T_{\delta_c=\delta_m}$: 破面遷移温度. (δ が δ_m に達する迄脆性破壊の発生がなければ100%延性破断となる.)

り定性的には次のように説明されうる(図11)。軟鋼では加工硬化指数が高く(5)式でわかるごとく K_{IC} または δ_i が高い。 δ_i が高いとR曲線も高い δ 値で飽和する¹⁴⁾。試験片の破断面長さの亀裂進展に対応する COD を δ_m とするとこれが δT_{RS} での COD である。脆性破壊発生温度をきめるため仮定した COD を δ_0 とすると δ_0 と δ_m の差が軟鋼では大きい。したがって (δ_c の温度依存性が鋼材によりあまり変わらないとすると) $\delta T_{\delta_c=\delta_0}$ と $\delta T_{\delta_c=\delta_m} = \delta T_{RS}$ の差が大きいことになる。つまり $\delta T_{\delta_c=\delta_0}$ と δT_{RS} の差は加工硬化指数(又は降伏比)依存性をもつと言うべきなのかも知れない。降伏比は調質鋼、析出硬化鋼ほど大きく結局強度の高い鋼ほど大きい。

以上 BARSOM の結果による解釈と金沢らの考え方のいづれによればその現象をよりよく説明し得るかを決めるためには今後データのつきかきかねが必要とされる。

3.2.3 破壊靱性を支配する冶金学的因子

脆性破壊の破壊靱性を表現するものとして適当な量は何かという問題をまず考えて見よう。欧米流に K_{IC} がよい指標であるとするのは疑問である。低強度の鋼では通常の使用温度領域で K_{IC} を求めるには非常に厚い試験材を必要とするし、また通常製造される板厚で K_{IC} を求めるには非常に低温で試験する必要がある。また、このような破壊靱性の遷移曲線の下側の棚に対応する低温で K_{IC} を求めても靱性の良否を反映していないおそれがある。事実、S含有量の効果³⁰⁾(図12)、焼戻脆性の効果³²⁾(図13)、フェライト粒径の影響(図14)は K_{IC} にほとんど現われないといわれている*。靱性の良否は、シャルピー試験値との比較の項で述べた如く、ある板厚での破壊靱性が増加し始め(ある値をとる)温度で判断すべきであらう。

さて靱性を支配する冶金学的因子のうちでもつとも基

* ただし粒界破壊を生ずる時はより鋭敏になる²⁷⁾。

* オーステナイト粒径への依存性は中炭素鋼の焼入焼戻材について調べられ K_{IC} はやや複雑な粒度依存性を示すとされている。²⁸⁾

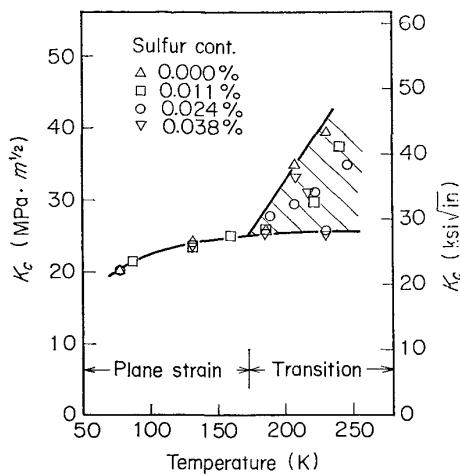


図12 K_{IC} に及ぼす S 含有量の影響³⁰⁾.
材料は 0.07C-0.25Mn 鋼

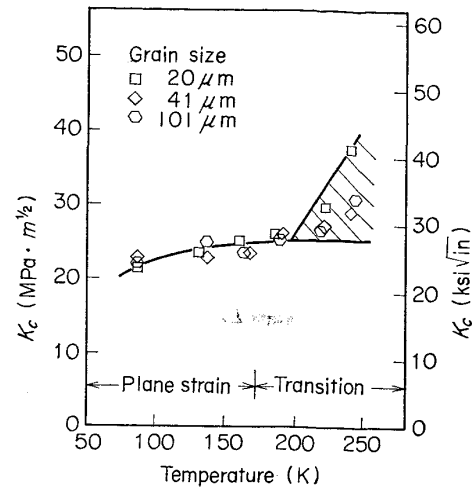


図14 K_{IC} に及ぼす結晶粒径の影響³⁰⁾.

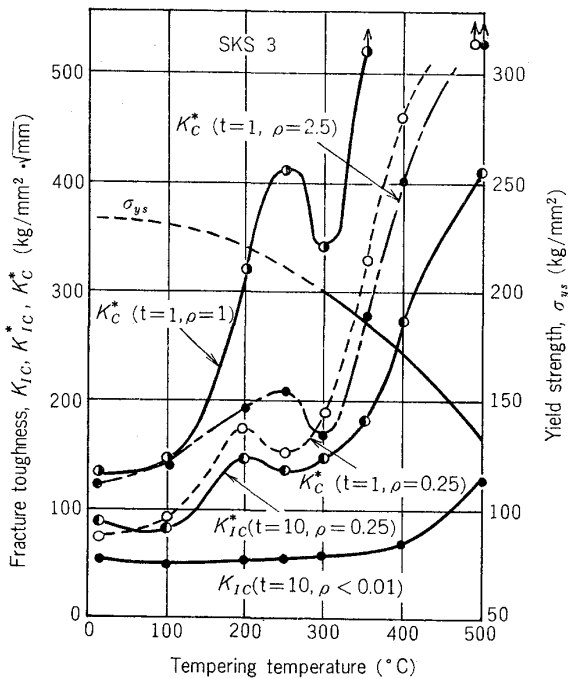


図13 低温焼戻脆性で脆化した鋼の K_{IC} ³²⁾.
 t は板厚, ρ は先端径, K_{IC} に見られる 300°C 付近の焼戻による脆化は K_{IC} には認められない.

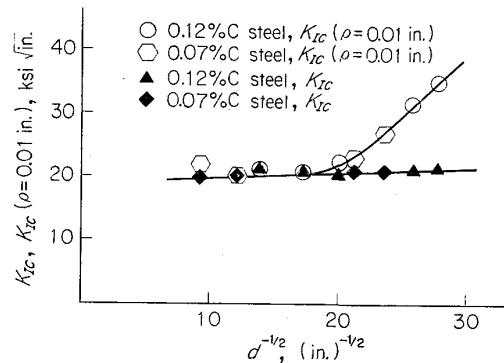


図15 軟鋼の -196°C における K_{IC} の粒度依存性²⁸⁾.
白抜きの点は有限先端径 (ρ) の試験片による。
 d は粒径.

本的なものは結晶粒径であるとされている¹⁾. これはシャルピー衝撃試験からの結論である. しかし, 上に述べたように完全脆性破壊域では K_{IC} は結晶粒径に殆んどよらない^{23)~30)}(図15). 切欠先端径が大きくなつたり, またより高温になると粒径依存性を示すようになる. 飯野らによる軟鋼の切欠付引張試験では低応力破壊温度域の上限 (T_{rL}) の粒度依存性は vT_{rs} の粒度依存性より低い¹⁾³¹⁾. さらに大森ら³³⁾によれば, シャルピー試験片大の COD 試験片で δ_c が 0.1 mm となる温度は明らかな結晶粒度依存性を示す. その依存性は vT_{rs} の粒度依

存性³⁴⁾と同程度である. 大森らは, 結晶粒度依存性を見掛けのもので本質的にはパーライト・コロニー径依存性であるとして, δ_c が 0.04 mm , 0.1 mm , 0.4 mm となる温度のパーライト・コロニー径依存性を調べ, フェライト粒径で整理すると炉冷, 空冷材が異なる関係を示すのがパーライト・コロニー径で整理すると唯一本の直線にのっている(図16). なお δ_c の大きい値に対応する特性温度ほど粒度依存性は大きくなっている. 焼入組織については vT_{rs} 同様破面単位(有効結晶粒径)によって整理され δ_c が 0.2 mm となる温度は vT_{rs} と同じ粒度依存性を示すとされている³³⁾(図17). ひずみ速度の影響, Ni, Mn 添加の効果も同時に調べられ³³⁾, 速いひずみ速度において δ_c の遷移温度を改良するには Ni の添加が有用であることを示している.

冷間加工の影響として³¹⁾ 30% の圧延により低応力破壊域の K_{IC} は僅かに増加する (K_{IC} が一定の値をとる温度はわずかに下降する)が T_{rL} は大幅に上昇するという結果になっている. 破壊靱性の遷移温度のきめ方によって評価が逆になる側である. (要するに冷間加工の影響は顕著ではない.)

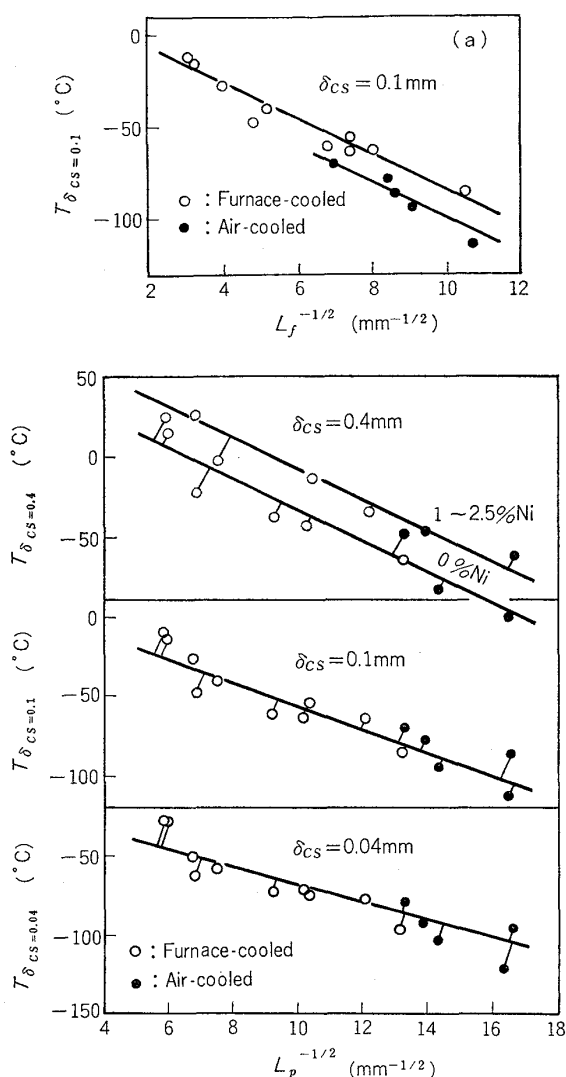


図16 COD 遷移温度のフェライト粒径(L_f)とパーライトコロニー径(L_p)依存性³³⁾. PICKERING³⁴⁾ によるシャルビー衝撃試験遷移温度の L_f 依存性が $-11.5L_f(\text{mm})^{-1/2}^{\circ}\text{C}$ であるのと比較されたい.

4. 亀裂伝播に対する破壊靱性

亀裂伝播の K_{IC} 値は極めて高いひずみ速度における亀裂発生時の K_{IC} 値と同等と考えられる³⁵⁾. すなわち速度 V の伝播亀裂と dK/dt で引張をうける停止亀裂は下の

表 1. 脆性破壊発生温度および停止温度の板厚 1 mm にたいする変化率 ($^{\circ}\text{C}/\text{mm}$)³⁶⁾

板厚 (mm)		0.8~3.2	10~30	30~150	150~200
試験法	特 性				
Deep notch test	発 生	(圧延) 8.5	(機械) 0.9	(圧延) 0.17	(圧延) 0.52
温度勾配型 二重引張試験 ESSO試験	停 止	(圧延) 34	(圧延) 3.0 (機械) 1.5	(圧延) 0.2	

(註) (圧延)=圧延による減厚, (機械)=機械切削による減厚

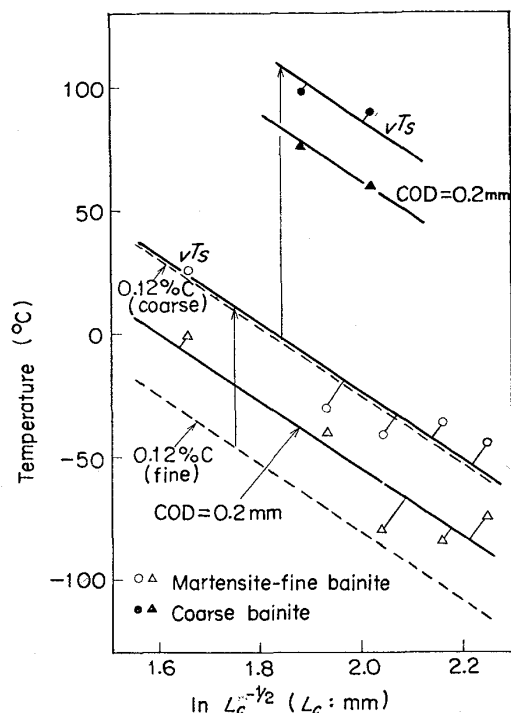


図17 破面単位と靱性の関係³³⁾. L_c は破面単位, $\odot$ は vT_{rs} , Δ は COD 遷移温度, Ni-Cr-Mo 鋼 10.16% C 点線は別途試験した鋼材の vT_{rs} .

条件を満たす時は同等と考えるのである.

$$V = \frac{2r}{K_{IC}} \cdot \frac{dK}{dt} \dots\dots\dots (10)$$

ここで r は塑性域の大きさ程度の長さである. 脆性亀裂の場合は図 8 に見るごとく K_{IC} は著しく歪速度によるので伝播の破壊靱性は発生に比べ非常に低い (図 6 参照).

4.1 脆性亀裂伝播停止の破壊靱性

4.1.1 板厚効果

表 1 に池田³⁶⁾ による脆性破壊発生と伝播停止の K_{IC} の板厚依存性の比較を示す. 亀裂先端の塑性拘束は, 本来, 発生と伝播で同じか, あるいはひずみ速度の違いによる σ_y の差を考えると ((2) 式参照) 発生時の K_{IC} の方が板厚依存性は大きいように思われるが, 実際には伝播停止のそのの方が大きい. なぜならば有限板厚の板を亀裂が

進行する時亀裂の先端は放物線をなすからである。すなわち、板厚中央近くは塑性拘束が厳しく、また冶金的にもより脆い組織であることが多いので亀裂は板の中央が先行するのである。このように表面層のねばい部分を伴って亀裂が伝播するため K_{IC} は増大する。(亀裂発生時の K_{IC} は板厚中央部の靱性に支配されるので表面層の影響は少ない。) 表面の影響は板厚の厚い場合は相対的にその影響が少なく、その結果として、薄い板厚での伝播の K_{IC} の板厚依存性が著しくなるのである。

4.1.2 衝撃靱性との関係

越賀³⁷⁾によれば、プレス・シャルピー試験の破面遷移温度 (pT_c) における K_{IC} 値は鋼材によらずほぼ一定である。(ただし K_{IC} 値は板厚によつて異なるので一定板厚の K_{IC} 値を比較しなければならない。また板厚方向に靱性分布のある鋼板では脆い板厚中央部から切出して求めた pT_c での K_{IC} 値は通常鋼のそれより高い。)

pT_c が伝播停止の破壊靱性と相関がよいのは次の理由による。プレス・シャルピー試験片の切欠は歯形の圧入により与えられる。この強加工により切欠底部は脆化し衝撃荷重により脆性亀裂が発生する。この脆性亀裂は進行するにつれプレスの影響のない部分に伝播し停止する。停止するのは亀裂の伝播に伴う荷重低下と表面層がねばいため亀裂進行に抵抗するための境界効果である。シャルピー試験のように小形試験では境界効果が大きすぎて K 値を計算することは難しいが、 pT_c 温度における亀裂停止の形態が同じならその時の K 値も同じと考えることができよう³⁷⁾。しかしプレス・シャルピー試験は次の点で不都合である。まずプレスによる加工の影響が試験断面をおおう可能性がある³⁸⁾。特に加工硬化の大きい軟鋼で然りである。次に板厚方向に不均一な靱性を有する鋼板の板厚の一部から切出したシャルピー試験片を用いることも不都合である。この点を考慮すると pT_c より DWTT の破面遷移温度の方が K_{IC} との対応を見る上ではすぐれている³⁹⁾。DWTT では原板厚のまま試験するし、またプレスによる影響を除くため切欠直下の脆化部分は破面率の測定から除外している。さらに脆性破壊発生時の K_{IC} が伝播時の K_{IC} に比べて非常に高い鋼では、プレスによる脆化では不十分であり、切欠底から延性亀裂が発生し進展した後で脆性破壊に転化する現象が見られる。その時は溶接熱影響で脆化した上にプレスで切欠をつけると切欠底から直接脆性亀裂が発生するようになる。前に述べたプレス・ノッチシャルピー試験の考え方から、切欠から直接脆性亀裂の発生する場合には破面遷移温度における K_{IC} 値は鋼種によらずほぼ一定であることが予想され、事実そうであることが溶接熱によつて脆化した切欠を用いた場合に示されている³⁹⁾。要するに DWTT を適正にやればその破面遷移温度 ($DWTT T_{rs}$) は亀裂停止温度 ($T_{K_0=K_{IC}}$) とよい対応をもつ。DWTT T_{rs} と vT_{rs} の差は前者が脆性亀裂の停止条件に支配されて

いるのに対し、後者が延性亀裂から脆性亀裂への転化に支配されている点にある。しかし、実際には $DWTT T_{rs} \leftrightarrow pT_c \leftrightarrow vT_{rs}$ の相関が認められ、 vT_{rs} のよい鋼は亀裂停止の破壊靱性もよい傾向はある。ただし、この相関関係から数十度もずれる鋼種 (例えば $pT_c \leftrightarrow vT_{rs}$ 相関関係における Al キルド細粒軟鋼) もある。 vT_{rs} には亀裂発生特性も関与していると予想されるが、どのような機械的特性をもつ鋼種がこの相関からずれるか明らかではない。

4.1.3 破壊靱性を支配する冶金学的因子

亀裂伝播停止の K_{IC} を支配する因子としては次のようなことが知られている。

(a) フェライト粒径: K_{IC} が特定の値 (K_{IC0}) をとる温度の粒度依存性は K_{IC0} の値が大きいほど大きい。 $K_{IC0} = 600 \text{ kg/mm}^{3/2}$ の遷移温度の粒度依存性は vT_{rs} のそれとほぼ等しい³³⁾。

(b) Ni の添加により K_{IC} の遷移温度は低下する³³⁾⁴⁰⁾。このことは Ni 添加材の亀裂発生時の K_{IC} のひずみ速度依存性および (10) 式から予想される所である。

(c) 層状われ: 3.1.3 で述べたように層状われはあたかも薄板積層板のような効果を示す。これによつて脆性破壊の場合は破壊靱性が向上する。特に、伝播停止特性の板厚依存性が強いことから $DWTT T_{rs}$ を目安とする伝播停止の K_{IC} 値の向上に有効である¹⁷⁾。

5. 溶接継手部の破壊靱性

溶接継手部の破壊靱性を支配する要因は母材のそれに加えて (a) 残留応力、(b) 靱性の不均一な分布、が重要な役割りを果している。

5.1 溶接継手部の脆性破壊発生時の破壊靱性

脆性破壊の発生には切欠先端における局所的な脆化が支配的な影響をもつと考えられる (3.2.1 参照)。溶接継手部でもつとも脆化している部分は母材が溶着鋼に接するいわゆるボンド部である。板厚貫通亀裂がこのボンド部にそつている場合と亀裂が板厚中央部でこのボンド部を横切つている場合で破壊靱性がどのように異なるかが池田らによつて調べられた⁴¹⁾。その結果によると両者に差が認められなかつた (図18)。この点が伝播の破壊靱性と異なる所で伝播は板厚方向の全部位の靱性がきくのに対し発生は局所的脆化がきくのである*。

溶接残留応力はそれをひずみゲージで計測し破壊力学の公式により破壊靱性の (見かけの) 値に及ぼす影響を計算できるが⁴²⁾、さらに注意すべきは厚板を多層溶接する場合には板表面で引張残留応力、板厚中央で圧縮残留応力が生成することである。その効果のため破壊発生は板厚中央でなく板表面近くでおこり、さらにその結果として破壊靱性の板厚依存性が明瞭に現われないことが金

* 必ずしも一般に認められた考えでなく、発生にも板厚全体の特性が効くとする意見もある。

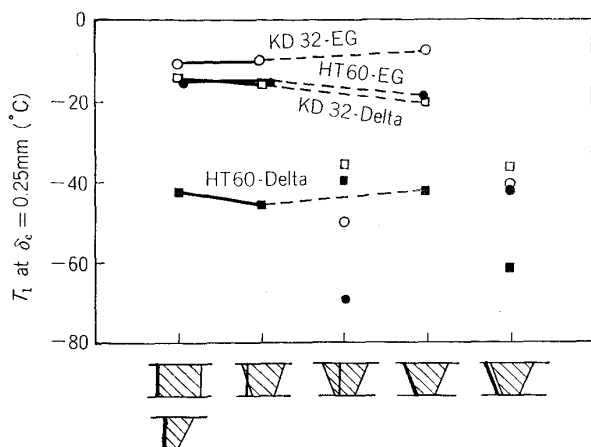


図18 溶着鋼 (斜線を施した部分) に対し種々の位置に切欠を入れた場合の COD が 0.25 mm となる温度⁴¹⁾.

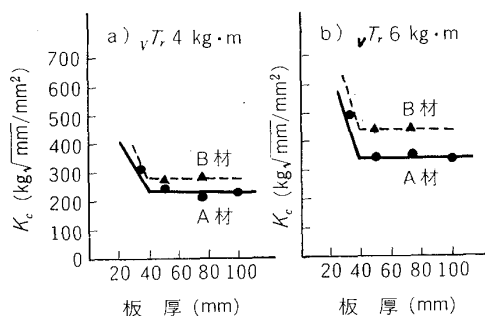


図19 一定の吸収エネルギーを示す温度での K_C 値と板厚との関係²⁰⁾.
A 材 HT-60 B 材 HT-80
K 開先溶接継手のボンド一部に貫通機械切欠を入れた時の K_C 値. 試験温度は継手シャルピー衝撃値が 4 又は 6 kg·m となる温度である. (図 7 と比較せよ)

沢ら²⁰⁾により報告されている(図19).

5.2 溶接継手部にそつた亀裂伝播の破壊靱性

大入熱溶接継手の広幅引張試験では、試験条件によっては、亀裂は溶接線に沿って伝播するので溶接継手の特にボンド部の伝播に関する破壊靱性が求められる。例えば HT-50 をエレクトロガス溶接のような大入熱溶接法で溶接するとボンド部の継手シャルピー試験の遷移温度や脆性破壊発生時の破壊靱性の遷移温度は母材に比べ 100 °C 近くも上昇する。しかし伝播停止の K_C 値は母材のそれとあまり変わらない⁴³⁾。この一見極めて奇妙な現象は次のようにして説明される⁴⁴⁾。脆性亀裂は、溶接残留応力のためその進路をまげ、溶接線から逸脱しようとする傾向をもっている。亀裂が健全な母材部に伝播するとその高い破壊靱性により止められる。ボンド部は脆化しているため、亀裂が再発生するが、この亀裂もただちに母材側に伝播しようとする。その結果、亀裂はボンド部内で分岐を繰返しながら巨視的には溶接線に沿って伝播する。したがって巨視的には亀裂がボンド部で伝播を停止

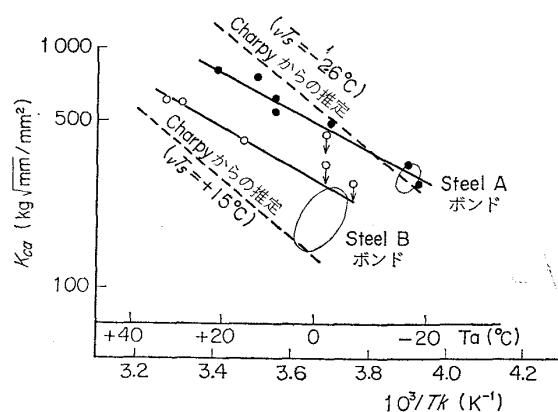


図20 残留応力を除去した溶接継手のボンド部によって伝播する亀裂の伝播停止の破壊靱性 (ESSO テスト)⁴⁵⁾.

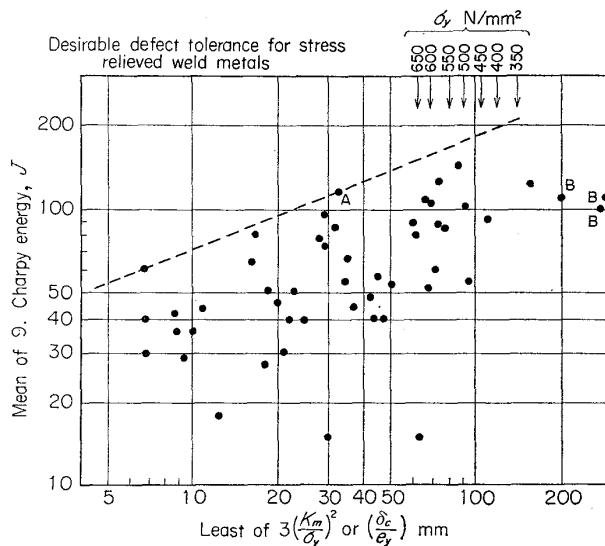


図21 HT-50(63 mm) の溶着鋼の破壊靱性と C_V の比較溶着鋼は SR されている。試験温度は -10°C⁴⁶⁾.

しても、実際に亀裂を停めているのは母材の高い破壊靱性であり、停止条件はボンド部で亀裂が再発生しないことである。このため計測される K_C 値はボンド部材質自体の靱性より遙かに大きくなっている。残留応力を除去すると亀裂の分岐も見られなくなるし、また K_C 値も溶接継手シャルピー試験の vT_{rs} から期待される程度の値が測定される⁴⁵⁾(図20参照)。

5.3 シャルピー衝撃値との相関

溶接金属の破壊靱性とシャルピー衝撃値との相関は母材のそれに比べて極めて悪い。図 21 は HARRISON⁴⁶⁾ によるものであるが、SR 後の溶着鋼の破壊靱性とシャルピー衝撃値には有意の相関を認めがたいことを示している。これは溶着鋼では、成分および熱履歴が各部分で異なり、そのため切欠先端位置のわずかな違いにより靱性が大きなバラツキを示すため* であろう。

* この様な意味でのバラツキは切欠先端の鋭い (したがって被測定領域が極度に限定される) 破壊靱性試験では特に大きいと考えられる。

6. おわりに

以上述べてきたように破壊靱性を支配する冶金学的要因に関する研究例は多くはない。しかも冶金の常として1つの要因を変えると屢々他の要因も同時に変化し各々を独立に変化させることが難かしい場合が多い。そのためある結論を確立するまでには数多くの実験を必要とするであろう。さらにその際得られた破壊靱性が見かけの値か本質的な値か、靱性を表わす良い目安になるための条件を満たしているか否かの検討が重要になってくる。今後そのような研究を効率的に進めるために本報文が少しでも参考になれば幸である。

付記 用いた記号の説明

(1) 破壊靱性

切欠先端の状態を表わす パラメーター	破壊靱性(*)	平面ひずみ状態の破壊靱性
K : 応力拡大係数	K_C	K_{IC}
G : 歪エネルギー解放率	G_C	G_{IC}
δ : 亀裂開口変位量, COD	$\delta_c, \delta_i, \delta_m$	δ_{IC}
J : J 積分	J_c	J_{IC}

* 破壊靱性の呼び方は、添字Cのある時は切欠先端の状態を表わすパラメーターの名前の前に臨界を、添字Iのある時は平面ひずみをつける。例えば K_{IC} は臨界平面ひずみ応力拡大係数と呼ぶ。 δ_i は緩成長亀裂の発生時のCOD, δ_m は曲げ試験で(最初の)荷重最高点でのCODであつて、脆性破壊の時は通常これを δ_c とする。

(2) 遷移温度

vT_{rs} : Vノッチ・シャルピー衝撃試験の破面遷移温度

vT_{RE} : 同上のエネルギー遷移温度

pT_C : プレスノッチ・シャルピー衝撃試験の破面遷移温度

DWTT T_{rs} : DWTT の破面遷移温度

δT_{rs} : COD 試験での破面遷移温度

$\delta T_{\delta_0=\delta_c}$: δ_c が δ_0 になる温度

T_{rL} : 広幅引張試験での低応力破壊遷移温度

$T_{K_C=K_{CO}}$: K_C が K_{CO} になる温度

T_{rs} : (種々の試験での) 破面遷移温度

(3) その他

C_V : Vノッチシャルピー衝撃吸収エネルギー

σ_y : 降伏点

ν : ポアソン比

E : ヤング率

B : 板厚

文 献

- 1) たとえば、三村 宏: 鉄と鋼, 58(1972), p.1822
井上 泰: 西山記念技術講座, 36・37 “厚鋼板の材質上の諸問題” (1975)
- 2) 金沢 武: 鉄と鋼, 本特集号, 破壊力学に関する解説
- 3) A. S. TETELMAN, et al.: “Fracture of Structural Materials” John Wiley & Sons (1967)
- 3a) 中佐啓次郎, 他: 鉄と鋼, 62(1976), p. 1523

- 4) G. T. HAHN, et al.: Acta Met., 13 (1965), p. 293
- 5) G. R. IRWIN: Trans. AIME. J. Basic. Engng. Series, 82(1960), p. 417
- 6) M. H. JONES, et al.: ASTM, STP, 463 (1970), p. 63
- 7) P. C. PARIS: ASTM STP, 514(1971), p. 21 (Discussion)
- 8) J. D. G. SUMPTER: Metal Science, 10 (1976), p. 354
- 9) G. GREEN, et al.: Metal Technology, 2(1975), p. 422
- 10) G. D. FEARNEHOUGH, et al.: “Practical Application of Fracture Mechanics to Pressure Vessel Technology” (London) (1971)
- 11) S. KANAZAWA, et al.: 3rd International Conference on Fracture 3 II 232 (1973) Munich
- 11a) 越賀房夫, 他: 鉄と鋼, 61(1975), S 751
- 12) J. M. KRAFT: Applied Materials Research, 3 (1964), p. 88
G. T. HAHN, et al.: ASTM STP, 432(1969), p. 5
- 12a) M. H. JONES and W. F. BROWN, Jr.: NASA TMX-1860, August(1969)
- 13) S. T. ROLFE and S. R. NOVAK: ASTM STP, 463(1970)
- 14) 小笠原昌雄, 他: 鉄と鋼, 本特集号
- 15) W. A. MAXEY: AGA “5th Symposium on Line Pipe Research” J-1 (1974) Houston
- 16) A. T. ENGLISH and W. A. BACKOFEN: “Fracture, 1(1968), p. 33 Academic Press. New York
- 16a) W. S. PELLINI, et al.: NRL Report-6300 (1965), 金沢武, 他: 日本造船学会論文集, 138 (1975), p. 471
- 16b) 河部義邦, 他: 鉄と鋼, 60(1974), p. 269
- 17) M. IINO, et al.: Trans. ISIJ, 17(1977), p. 450, ibid. 18 (1978) p. 33
- 18) W. G. CLARK Jr. and E. T. WESSEL: ASTM. STP, 463(1970), p. 160
- 19) 大塚昭夫, 他: 日本造船学会論文集, 142(1977), p. 145
- 20) 金沢正午, 他: 鉄と鋼, (1975), S 745
- 21) 萩原行人, 他: 鉄と鋼, (1977), S 759
- 22) J. M. BARSOM: U.S.-Japan Cooperative Science Seminar (1974) Sendai
- 23) 萩原行人, 他: 溶接学会誌, 45(1976), p. 627
- 23) 笠松 裕, 他: 溶接学会誌, 44(1975), p. 499
- 25) 長谷部茂雄, 他: 溶接学会誌, 44(1975), p. 77
- 26) 飯野収夫: 未発表
- 27) 金沢正午, 他: 鉄と鋼, 本特集号
- 27a) M. IINO, et al.: Trans. JIM, 11 (1970), p. 3
- 28) S. ENSHA: Ph. D. Theses (1974) Univ. of California
- 29) D. A. CURRY and J. F. KNOTT: Metal Science, 10(1976), p. 1
- 30) W. L. PHILLIPS: Met. Trans., 4(1973), p. 388

-
- 31) M. OGASAWARA, M. IINO, and H. MIMURA:
Trans. JIM, 13(1972), p. 6, *ibid.*, 12(1971),
p. 296
- 32) 中佐啓次郎, 他: 日本金属学会誌, 37(1973),
p. 754
- 33) 大森靖也, 他: 鉄と鋼, 62(1976), p. 1017,
邦武立郎, 他: 鉄鋼基礎共同研究会, “強度と靱
性部会シンポジウム” (1974)
- 34) F. B. PICKERING: 鋼の強靱性, (1971) 9, Kyoto
- 35) J. M. KRAFT and G. R. IRWIN: ASTM STP,
381(1964), p. 114
- 36) 池田一夫: 西山記念技術講座, 15 “溶接構造物の
脆性破壊”
- 37) 越賀房夫, 他: 造船協会論文集, 114(1963),
p. 200
- 30) 井上 泰: 未発表
- 39) H. KASHIMURA, et al.: Metal Progress, 110
(1976), p. 58
- 40) 長谷部茂雄: 鉄と鋼, 62(1976), p. 875
- 41) 池田一夫, 他: 溶接学会誌, 46(1977), 875
- 42) 木原博, 他: 日本造船学会論文集, 125 (1969),
p. 247
- 43) T. KANAZAWA, H. YAJIMA, and K. ANDO:
IIW Dec No X814-76 (1976)
- 44) 日本造船研究協会. 第 147 研究部会(金沢武主査)
報告
- 45) 萩原行人, 他: 溶接学会 (1976) 秋期講演大会
- 46) J. D. HARRISON: Offshore Tech. Conference
(173) No. 1909
-