

UDC 669.14.018.295 : 669.15'24'26'28-194 : 669.15'26'28-194 :
669.15'26'27-194 : 669.15'26'27'28'292-194 : 539.4

論 文

高強度鋼における破壊靱性値の板厚依存性*

中 佐 啓治郎**・武 井 英 雄***

The Sheet Thickness Dependency of Fracture Toughness
in High Strength Steels

Keijiro NAKASA and Hideo TAKEI

Synopsis:

The effect of specimen thickness B on the fracture toughness K_C as well as on the shear lip thickness B_{SL} of high strength steels was examined to obtain new models for explaining the thickness dependency of K_C , and the influence of tensile properties on the dependency was studied.

The results obtained are as follows.

(1) For each steel, K_C increases with the increase of B in a smaller thickness range where slant fractures occur. In the middle thickness range, however, where fractures of a slant-flat mix mode occur, K_C decreases with the increase of B , and in a larger thickness range where flat fractures predominate, K_C gradually decreases to a constant value (plane strain fracture toughness K_{IC}).

(2) The shear lip thickness B_{SL} decreases with the increase of specimen thickness B in the range of the mix mode fracture.

(3) The new models proposed in this study can express the thickness dependency of K_C relatively well.

(4) An approximate relation, $B_{SL}/B = \alpha\beta^m$ holds between B_{SL}/B and the relative plastic zone size β ($=K_C^2/B\sigma_{ys}^2$, where σ_{ys} is yield strength). The exponent m does not much change with materials ($m=0.6\sim 1.0$), but the coefficient α is dependent on the work hardening exponent n ($\alpha=0.0016/n^{1.6}$).

1. 緒 言

近年機械構造物の機能化・軽量化をはかるために高強度鋼が盛んに用いられるようになってきたが、高強度鋼は鋭い切欠きやき裂によつて脆性破壊を生じやすいので、新しい高強度鋼を開発する場合や高強度鋼の使用を前提として構造物を設計する場合には、降伏強さとともにき裂伝ば抵抗を表わす破壊靱性値も重視しなければならない。ところが破壊靱性値は板厚によつて変化し¹⁾²⁾、板厚が小さくき裂が平面応力状態で伝ばし板厚全体にわたつてせん断破壊が生じる領域では、板厚の増加とともに破壊靱性値は増加するが、板厚が大きくなつてき裂が平面応力と平面ひずみの混合状態で伝ばしせん断破面と平坦破面が混在する領域では、板厚の増加とともに破壊靱性値は次第に減少する。さらに板厚が大きくなつてき裂が平面ひずみ状態で伝ばしほぼ平坦破壊のみが生じる領域では破壊靱性値はほぼ一定となる。通常板厚が非常

に大きい場合の破壊靱性値（すなわち平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} ）は破壊靱性値の下限を与えるので、き裂を含む構造物の設計基準として用いられているが、薄板構造物では K_{IC} を設計基準とすることは安全すぎて材料が無駄であり、平面応力状態または平面応力と平面ひずみの混合状態での破壊靱性値 K_C を用いても十分な場合が多い。また材料を開発する上でも通常 K_{IC} を材料定数とみなし、この値の大小で靱性の良否を判断することが多いが、STEIGERWALD ら³⁾によると K_{IC} が同じ材料でも降伏強さ σ_{ys} や加工硬化指数 n が異なると同じ板厚でも K_C は一般に異なるので、 K_{IC} のみに注目するだけでは十分とはいえない。したがつて、破壊靱性値が板厚によつてどのように変化するかを検討しておくことは、高強度鋼を開発する立場からもそれを使用する立場からも重要と考えられる。また、もし破壊靱性値の板厚依存性が明らかになれば、通常は板厚の大きい試験片を用いなければ求まらない K_{IC} を、薄板試験片から求まる K_C

* 昭和50年12月18日受付 (Received Dec. 18, 1975)

** 広島大学工学部 工博 (Faculty of Engineering, Hiroshima University, 3 Senda Hiroshima 730)

*** 広島大学工学部 理博 (Faculty of Engineering, Hiroshima University)

から推定することも可能となる。

この種の問題についてはすでに若干の研究があり、たとえば IRWIN⁴⁾ はき裂先端の応力状態の指標である相対塑性領域寸法 $\beta_c = K_I^2 / B\sigma_{ys}^2$ (ここで B は試験片の板厚、 σ_{ys} は降伏強さである) を定義して K_{Ic} の板厚依存性を考察し、高強度アルミニウム合金について $\beta_c = \beta_{Ic} (1 + 1.4\beta_{Ic})$ なる式を提案している (ここで $\beta_{Ic} = K_{Ic}^2 / B\sigma_{ys}^2$ である)。しかしこの式は他の材料についてはあてはまらない。また KRAFFT ら⁵⁾ および BLUM⁶⁾ は、せん断破面と平坦破面のエネルギー吸収率の違いを考慮して K_{Ic} の板厚依存性を検討しているが、KRAFFT らのモデルで用いられているせん断縁 (Shear lip) の厚さが板厚によつて変化しないという仮定は実験事実と反する⁷⁾。

そこで本研究では、まず破壊靱性値測定用試験片の破面を観察してせん断縁の厚さが板厚によつてどのように変化するかを実測し、これを破壊靱性値の板厚依存性を表わす新しいモデルに代入してこれらのモデルの適否を検討し、さらに、破壊靱性値の板厚依存性が材料特性値 (引張り諸性質) とどのように関連しているかを調べた。

2. 実験方法

2.1 試料および試験片

実験に供した材料は市販の4種類の鋼材で、それらの化学組成を Table 1 に示す。これらの供試材を所定の形状に鍛造後均質化焼なまししたのち、機械加工により Fig. 1 に示すような試験片を作製し、所定の温度から焼入れ後焼もどした。Fig. 1 (a) は引張り試験片で、これから引張り強さ σ_B 、降伏強さ σ_{ys} 、破断伸び φ および加工硬化指数 n (最大荷重点における真ひずみ) を求めた。Fig. 1 (b) は破壊靱性値測定用試験片で U 切欠きの先端に疲労き裂がつけてある。なお、疲労き裂および U 切欠きは試験片を熱処理したのちにつけた。

2.2 破壊靱性値の測定

破壊靱性値の計算には次式を用いた。まず平面ひずみ破壊靱性値 K_{Ic} を引張り試験により求めるときには、

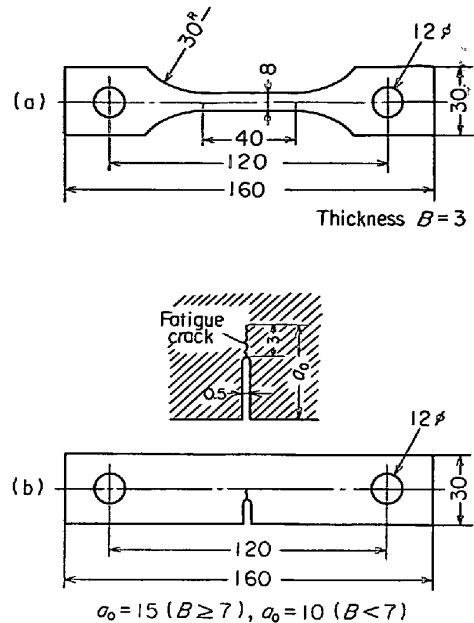


Fig. 1. Specimen for (a) tensile test, and (b) fracture toughness test.

$$K_{Ic} = \sigma_i \left[\frac{W}{1-\nu^2} \left\{ 7.59 \left(\frac{a_0}{W} \right) - 32 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 + 117 \left(\frac{a_0}{W} \right)^3 \right\} \right]^{1/2} \dots \dots \dots (1)$$

を⁸⁾、また3点曲げ試験 (支点間距離 120 mm) によるときには

$$K_{Ic} = \frac{6M_i \sqrt{a_0}}{BW^2} \left\{ 1.93 - 3.07 \left(\frac{a_0}{W} \right) + 14.53 \left(\frac{a_0}{W} \right)^2 - 25.11 \left(\frac{a_0}{W} \right)^3 + 25.80 \left(\frac{a_0}{W} \right)^4 \right\} \dots \dots \dots (2)$$

を⁹⁾用いた。ここで σ_i および M_i は、それぞれき裂の進展が開始するときの公称引張り応力および曲げモーメント、 B および W は試験片の厚さおよび幅、 ν はポアソン比 (0.3 とした) である。 a_0 は平面ひずみ状態でき裂が進展しはじめるときのき裂長さで、最初につけておいた切欠き長さおよび疲労き裂長さの和である。

つぎに平面応力状態および平面応力と平面ひずみの混合状態での破壊靱性値 K_{Ic} は引張りおよび曲げ試験によりそれぞれ (1) 式の $\sigma_i / \sqrt{1-\nu^2}$ を σ_f で、(2) 式の

Table 1. Chemical composition of specimens. (wt%)

	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	V	Fe
SCM 3	0.35	0.28	0.69	0.012	0.018	0.11	0.08	0.96	0.20	—	—	Bal.
SNCM 8	0.36	0.25	0.73	0.018	0.007	—	1.72	0.76	0.19	—	—	Bal.
SKS 3	1.00	0.30	1.06	0.015	0.017	0.07	0.07	0.76	—	0.79	—	Bal.
SKD 6	0.40	0.96	0.49	0.014	0.009	—	—	5.05	1.28	1.12	0.30	Bal.

M_i を M_f で、また両式の a_0 を a_1 で置きかえて求めた。ここで、 σ_f および M_f は不安定き裂伝ばが生じるときの公称応力および曲げモーメントである。 a_1 は不安定き裂伝ばが生じるときのき裂長さで、最初につけておいたき裂長さ a_0 と安定成長き裂長さ Δa の和である*。なお K_{IC} および K_I を求めるために必要なき裂進展開始荷重 σ_i (または曲げモーメント M_i) および安定成長き裂長さ Δa は電気ポテンシャル法によつて求めた。

また正しい K_C は試験片全断面が降伏する前に破壊した場合 ($\sigma_N \leq 0.8\sigma_{ys}$, ここで σ_N は切欠き部を除く断面で破壊荷重を割つた応力である) にのみ定義できるが¹⁰⁾, 本研究で用いた板幅でこの条件は十分満足されていた。

3. 実験結果

3.1 破壊靱性値およびせん断縁率の板厚依存性

SCM3(400 または 500°C 焼もどし), SNCM8 (200°C 焼もどし), SKS (600°C 焼もどし) および SKD6 (600°C 焼もどし) について破壊靱性試験を行ない, 試験片の板厚 B と破壊靱性値 K_C の関係および B とせん断縁率 δ (せん断縁の厚さ B_{SL} の板厚 B に対する百分率 $(B_{SL}/B) \times 100$) の関係を求めた。その結果をそれぞれ Fig. 2, 3, 4, 5 および 6 に示す。なおこの図中には熱処理条件および引張り諸性質も示してある。せん断縁の厚さ B_{SL} は普通き裂が進展するにつれて増加するが, 破壊靱性値が不安定き裂伝ば直前のき裂先端の塑性変形状態によつて決まるとすれば, そのときのき裂先端部の

* 厳密には $a_1 = a_0 + \Delta a$ の代りにき裂先端の塑性変形領域の補正をした $a_1 = a_0 + \Delta a + K_C^2 / 2\pi\sigma_{ys}^2$ (a)

を用いなければならない。実際に K_C を求めるときには, まず実測した不安定き裂伝ば長さ $a_1 (= a_0 + \Delta a)$ をたとへば式(1) ($K_C = \sigma_f \sqrt{W} [7.59(a_1/W) - 32(a_1/W)^2 + 117(a_1/W)^3]^{1/2}$) に代入して仮に K_C を求め, これを式(a)に代入して a_1 を求め, さらにこの a_1 を再び式(1)に代入して K_C を求めるという計算手順を繰返し, 収束した値を正しい K_C とするのであるが, 板厚が薄くて最初に計算した K_C が σ_{ys} よりかなり大きい場合には式(a)の右辺第3項が非常に大きくなり, 計算を繰返すたびに K_C が大きくなって一定の値に収束しなくなる。そこで SNCM8 (200°C 焼もどし) および SCM3 (400°C 焼もどし) について試験片の板厚をそれぞれ 1mm および 3mm (いずれも破壊面全体がせん断で占められる最大の板厚) とし, 不安定き裂の伝ばが開始する直前に除荷して実際の塑性領域の寸法 R がどの程度あるかを調べ, 式(a)の補正が必要かどうかを検討した。その結果, 両材とも, $a_1 = a_0 + \Delta a$ として式(1)により求めた K_C から計算した R ($= K_C^2 / \pi\sigma_{ys}^2$) と実測した R はほぼ一致した。一方式(a)の補正を1回だけ行なつた K_C から計算した R は実測した R よりもかなり大きかつた。この原因は明らかではないが, K_C が大きいときにはき裂先端で生じる塑性変形も大きいのでき裂の開口が著しく, これによるポテンシャル(き裂が開口した距離だけ電流経路が延長することによる電気抵抗)の増加分が, 測定したポテンシャルの増加分(これから安定成長き裂長さ Δa を求める)の一部としてすでに含まれていたため, 塑性領域の補正をする必要がなかつたと思われる。このように補正をしない方が正しい K_C が得られていると判断されたので, K_C を求める場合にはすべての板厚について式(a)右辺第3項の補正をしなかつた。また K_{IC} を求める場合にもき裂先端の塑性変形領域の補正をした有効き裂長さ $a_0 + K_{IC}^2 / 6\pi\sigma_{ys}^2$ を用いなければならないが, K_C との一貫性を保つためこの補正は行なわなかつた。ただし K_{IC} の値はこの補正をしてもしなくてもほとんど変わらない。

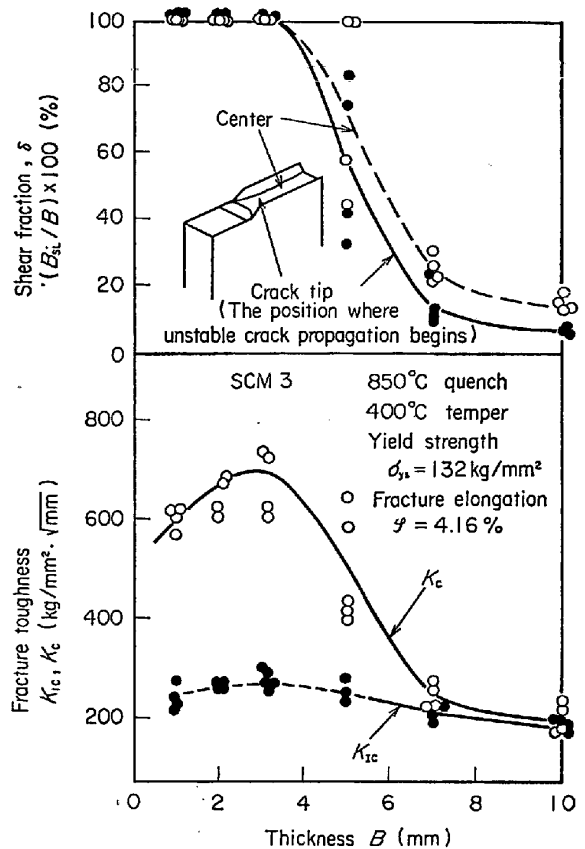


Fig. 2. Effect of specimen thickness on the fracture toughness and the shear fraction.

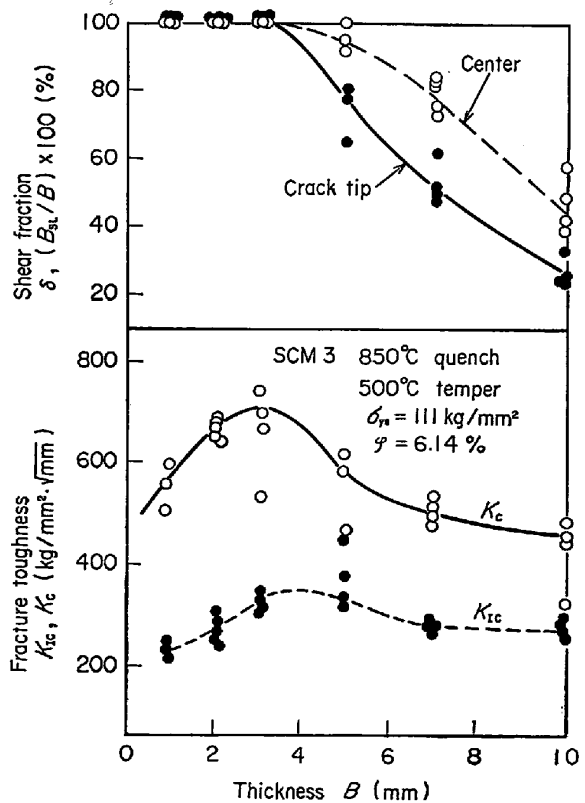


Fig. 3. Effect of specimen thickness on the fracture toughness and the shear fraction.

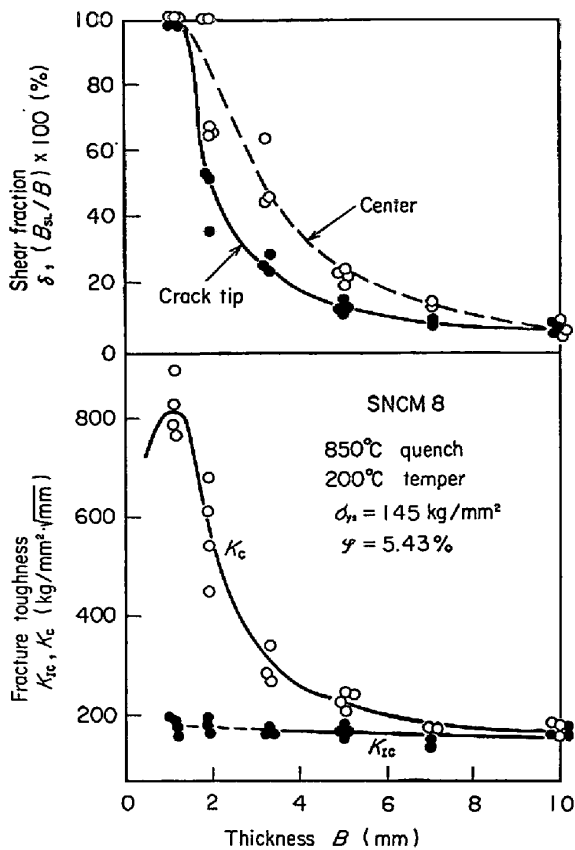


Fig. 4. Effect of specimen thickness on the fracture toughness and the shear fraction.

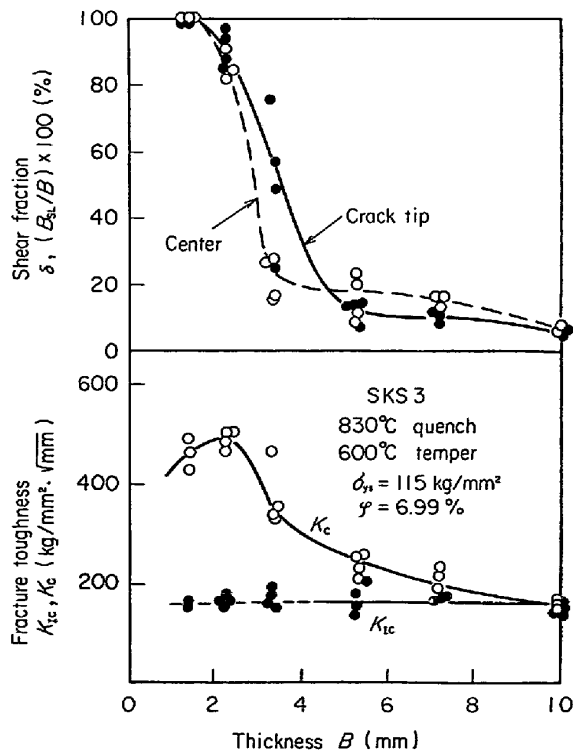


Fig. 5. Effect of specimen thickness on the fracture toughness and the shear fraction.

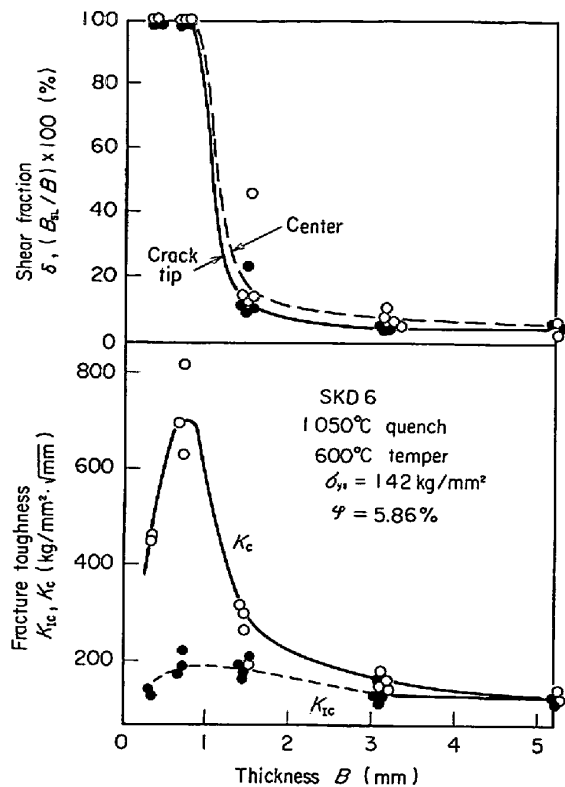


Fig. 6. Effect of specimen thickness on the fracture toughness and the shear fraction.

B_{SL} を測定する方が合理的と思われたので、本研究ではき裂先端部の B_{SL} と参考のために板幅中央部（初期き裂が入っている部分を除く）の B_{SL} の両方を求めて図中に示した。これらの図によると、どの材料でもせん断縁率が100%である間は板厚の増加とともに破壊靱性値 K_C は増加し、ある板厚で最大となるが、さらに板厚が大きくなつてせん断縁率 δ が100%以下になると、すなわちせん断破面と平坦破面が混在するようになると、板厚の増加とともに K_C が減少し、板厚が十分厚くなるとほぼ一定となつて平面ひずみ破壊靱性値 K_{Ic} に近づくことがわかる。なおこれらの図には、各板厚でのき裂進展開始荷重（荷重-ポテンシャル曲線の比例部分から外れる荷重がこれに相当するとして）から求めた K_{Ic} が示してあるが、正しい K_{Ic} を求めるための ASTM の板厚基準 ($B \geq 2.5K_{Ic}^2/\sigma_{ys}$) を満足する範囲内の板厚から求めた K_{Ic} の値のみが実線で結んである。この条件を満足する範囲の板厚から求めた K_{Ic} はほぼ一定であるので、ASTM の推奨基準は妥当なものと考えられる。

3.2 せん断縁の厚さと板厚の関係

せん断縁の厚さ B_{SL} と板厚 B の関係を実験的に求めた一例を Fig. 7 (SNCM8, 200°C 焼もどし) に示す。これによると平坦破面とせん断破面が混在する領域の板厚では、 B が増加するにつれて B_{SL} が減少し、かつき

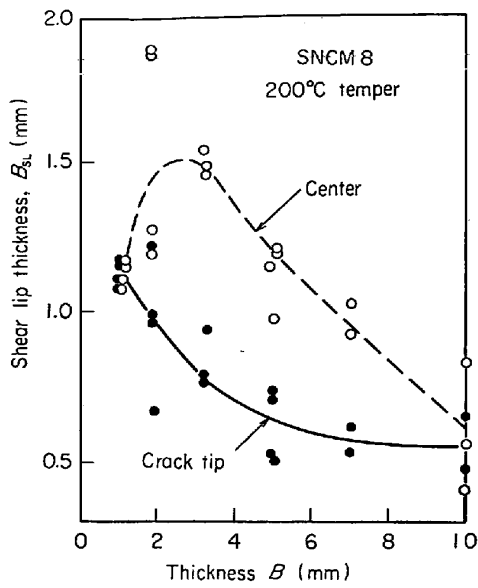


Fig. 7. Effect of specimen thickness on the shear lip thickness.

裂先端部よりも板幅中央部の方が B_{SL} が大きい。また他の材料についても同様な結果が得られた。

4. 考 察

4.1 破壊靱性値の板厚依存性を表わすモデル

破壊靱性値の板厚依存性を表わすモデルとしてすでに提案され多くの文献に引用されている²⁾⁷⁾ものに、KRAFFT²⁾らのモデル(モデルIとする)がある。すなわち、まず板厚が薄く全断面がせん断で占められているときには(Fig. 8, 付図(a)), き裂が微小長さ da だけ進展することによるひずみエネルギーの解放分(または有効表面エネルギーの増加分)は次式で表わされる。

$$dU_{SL} = \frac{1}{2} \rho B^2 da \dots\dots\dots (3)$$

ただし ρ は、図のハッチングで示した部分で平面応力状態の変形が生じ、この変形が十分に進行したのちこの部分をき裂が伝ばするとしたときの単位体積あたりの所要ひずみエネルギーである。また臨界ひずみエネルギー解放率 G_C は $G_C = (1/2B)(dU_{SL}/da)$ であるので次式が成立する。

$$G_C (= K_{IC}^2/E) = \rho B/4 \dots\dots\dots (4)$$

ここで E は弾性係数である。つぎに、せん断破壊と平坦破壊が共存する領域(Fig. 8, 付図(b))では、き裂が da だけ進展したことによるひずみエネルギーの解放分 dU_{mix} は次式で与えられる。

$$\begin{aligned} dU_{mix} &= (\rho B_{SL}^2/2) da + h_c (B - B_{SL}) \rho' \cdot da \\ \therefore G_C (= K_{IC}^2/E) &= (1/2B)(dU_{mix}/da) \\ &= \rho B_{SL}^2/4B + (h_c \rho'/2)(1 - B_{SL}/B) \dots\dots\dots (5) \end{aligned}$$

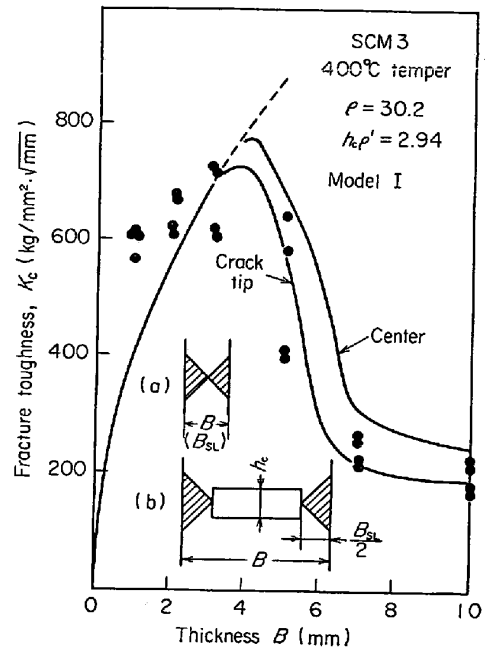


Fig. 8. Specimen thickness dependency of fracture toughness (Curves drawn are calculated from the model I).

ただし、 ρ' は平面ひずみ状態で変形が生じ平坦破壊でき裂が伝ばするときに必要な単位体積あたりのひずみエネルギーであり、 h_c は平面ひずみ状態で変形が生じる領域の高さである(板厚に依存せず一定とする)*。またせん断縁が全く存在せず、き裂の伝ばが平坦破壊のみで生じる場合には、ひずみエネルギー解放分 dU_{ff} は次式で与えられる。

$$\begin{aligned} dU_{ff} &= h_c \rho' B da \\ G_{IC} (= K_{IC}^2/(1-\nu^2)E) &= (1/2B) \cdot (dU_{ff}/da) \\ &= h_c \rho'/2 \dots\dots\dots (6) \end{aligned}$$

KRAFFT らはこのモデルはせん断破壊と平坦破壊の混合領域で実験結果とよく合うとしているが、その場合せん断縁の厚さ B_{SL} は板厚 B によって変化しないと仮定している。しかし Fig. 7 および STEIGERWALD ら³⁾の実験結果によると B_{SL} は B の増大とともに減少しており、この仮定は適切でなく、モデルそのものにも疑問が生じる。たとえば 400°C で焼もどした SCM3 の実測値をこのモデル I を表わす各式に代入して、 K_{IC} と板厚の関係を求めると、Fig. 8 の実線のようになる。ただし、このときの ρ の値は K_{IC} の最大値とそのときの B_{SL} ($=B$) を用いて、また $h_c \rho'$ は(6)式より K_{IC} の値を用いて、それぞれ求めた。これによると $B_{SL}/B \leq 1$ の範囲では、き裂先端部で測定した B_{SL} をモデル I の式に代入して求めた K_{IC} の計算値は板幅中央部で測定した B_{SL} を用いたときのそれよりも実験値とよく合うことが

* KRAFFT²⁾らは h_c の領域を考えず $\rho' h_c = dW_S/dA$ としている。

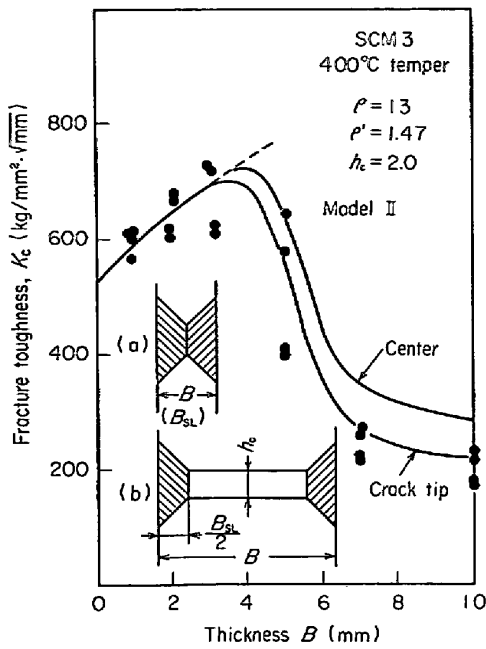


Fig. 9. Specimen thickness dependency of fracture toughness (Curves drawn are calculated from the model II).

わかる。しかし破面がすべてせん断で占められる板厚の範囲では計算値と実測値は全く一致していない。すなわち、モデル I によると、この領域の K_C は \sqrt{B} に比例し、しかも $B=0$ で $K_C=0$ となるはずであるが、このような傾向は大部分の材料³⁾では観察されない。

そこでモデル I を少し改良して Fig. 9 の付図に示すようなモデル II を考えた。すなわちせん断変形する部分が3角形ではなく台形であり、しかもその部分は均一に塑性変形していると考えられるもので、き裂先端の塑性変形領域の広がり¹¹⁾¹²⁾を比較的良好に表わしている。この場合には、せん断破面が100%を占める領域 ($B_{SL}/B=1$) で、

$$G_C (=K_C^2/E) = \rho B/4 + \rho hc/2 \dots\dots\dots (7)$$

せん断破面と平坦破面が共存する領域 ($B_{SL}/B < 1$) で、

$$G_C = \rho B_{SL}^2/4B + \rho hc B_{SL}/2B + (\rho' hc/2) \cdot (1 - B_{SL}/B) \dots\dots\dots (8)$$

がそれぞれ成り立ち、全断面が平坦破壊する領域では、(8)式で $B_{SL}/B=0$ として(6)式と同様 $G_{IC} = \rho' hc/2$ が成立する。

400°C で焼もどした SCM3 について、(7)式および B_{SL} の実測値を代入した(8)式を用いると、 K_C の板厚依存性を表わす予想曲線は Fig. 9 の実線のようになる。ただし、 ρ および hc の値は100%せん断破面となる領域 ($B_{SL}=B$) の K_C と B の2組の実験値から定めた。この図によると、計算値と実験値との適合性はよく、モデル II はモデル I よりも $B_{SL}=B$ の領域での K_C

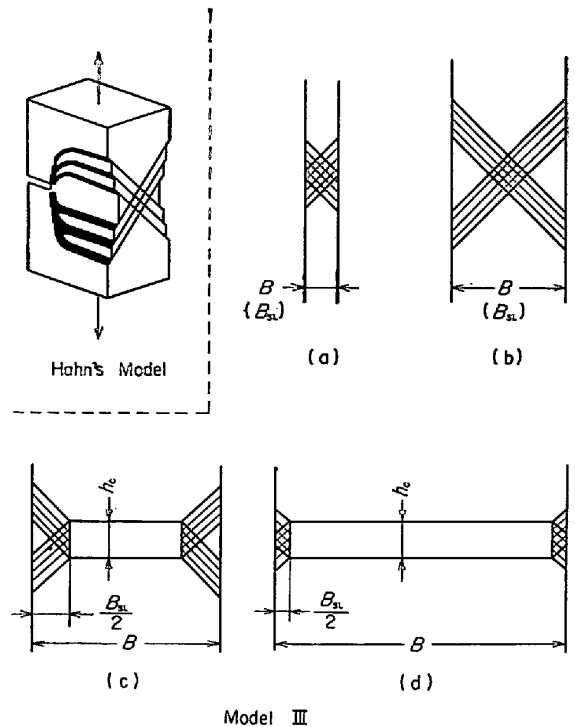


Fig. 10. Change of the shape and the extent of slant slip region with specimen thickness in the model III, which corresponds to Hahn's model.

の板厚依存性をよく説明できるモデルであるが、なお、 $B_{SL}=B$ の領域と $B_{SL} < B$ の領域とのつながりが少し不自然である。

そこで Fig. 10 のようにせん断変形が斜線で示すようなある幅 (簡単のため板厚にかかわらず $hc/\sqrt{2}$ とする) の範囲のみで生じるというモデル III を考えた。き裂先端の塑性変形の様子を試験片表面で観察すると、弾性域と塑性域の境界がとくに著しく塑性変形していることがしばしばあるが、HAHN ら¹³⁾¹⁴⁾はこの部分を詳しく観察し、Fig. 10 に示すモデルを提出している。したがってモデル III は HAHN のモデルに対応するものであり、このモデルで表わされるき裂先端の塑性変形の様子は実際のそれとかなり近いと考えられる。モデル III によるとまず板厚が非常に薄くて破面がすべてせん断で占められており、しかもすべり領域が交叉している部分とかなり多い場合 ($B < hc$, Fig. 10(a)) には、次式が成立する。

$$G_C (=K_C^2/E) = B(\rho_1 - \rho_2/2)/2 + \rho_2 hc/2$$

ここで ρ_1 および ρ_2 は、すべり領域が交叉していない部分と交叉している部分でそれぞれすべりが生じてき裂が伝ばするときに必要な単位体積あたりのひずみエネルギーである。ただしすべり領域が交叉してもなくてもそれぞれの領域で平面応力状態でのせん断変形が生じることには変わりがなく、しかもき裂が伝ばするにはどち

らの領域ですべりが起ころうとも一定のひずみエネルギーが必要であると考えられるので、 $\rho_2 = \rho_1 = \rho$ として、上式は

$$G_C (=K_C^2/E) = \rho B/4 + \rho h_C/2 \dots\dots\dots (9)$$

となりモデルⅡの(7)式と一致する。

板厚が増加してすべりが交叉する領域の大きさが一定になり、しかも全断面がなおせん断で分離破壊する場合 (Fig. 10(b)) には次式が成り立つ。

$$G_C (=K_C^2/E) = \rho(4h_C - h_C^2/B)/4 \dots\dots\dots (10)$$

板厚がさらに増加して、平坦破面が現われるがせん断縁もなおかなり残っている場合 ($B_{SL}/2 \geq h_C/\sqrt{2}$, Fig. 10(c)) には次式が成り立つ。

$$G_C (=K_C^2/E) = \rho h_C B_{SL}/B - \rho h_C^2/4B + \rho' h_C(1 - B_{SL}/B)/2 \dots\dots\dots (11)$$

板厚がかなり厚くなり、せん断縁の厚さが減少して破面のかんりの部分が平坦破壊で占められる場合 ($B_{SL}/2 \leq h_C/\sqrt{2}$, Fig. 10(d)) には次式が成り立つ。

$$G_C (=K_C^2/E) = \rho B_{SL}^2/4B + \rho h_C B_{SL}/2B + \rho' h_C(1 - B_{SL}/B)/2 \dots\dots\dots (12)$$

この式はモデルⅡの(8)式と同じであり、結局モデルⅡとⅢの違いは(10)式と(11)式があるかないかの違いである。

400°Cで焼もどした SCM3 について、(9)、(10)式から得られる K_C と、 B_{SL} の実測値を(11)および(12)式に代入して求めた K_C の計算値を Fig. 11 の実線で示すが (ただし、モデルⅡの場合と同様 $\rho = 13$, $h_C = 2$

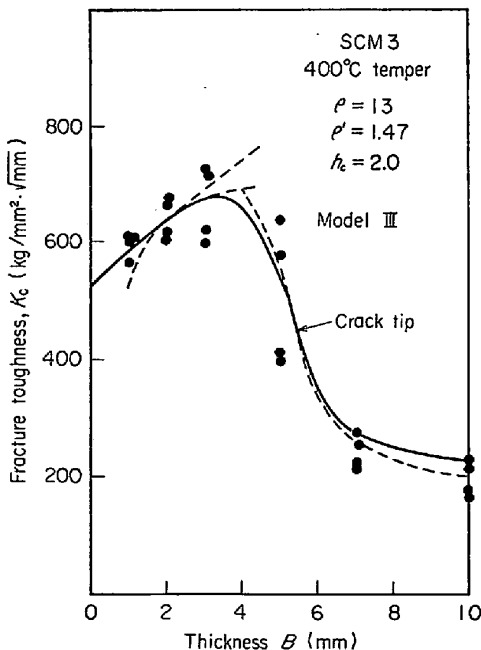


Fig. 11. Specimen thickness dependency of fracture toughness (The curve drawn is calculated from the model Ⅲ).

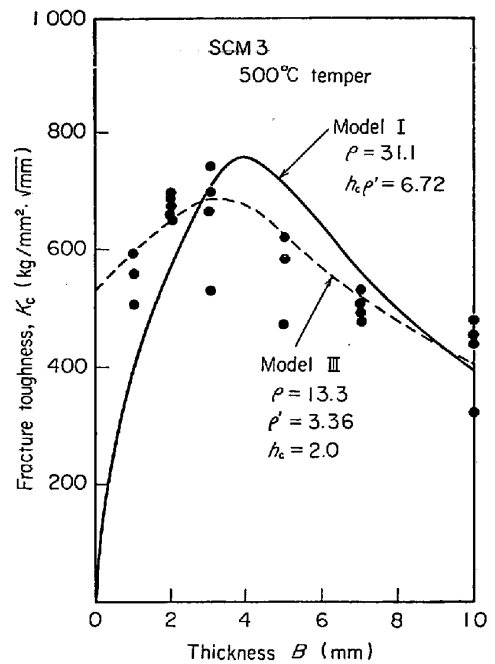


Fig. 12. Specimen thickness dependency of fracture toughness (Each curve drawn is calculated from the model I or Ⅲ).

とした)、板厚の広い範囲にわたって K_C の計算値と実測値はよく一致している。

つぎに 500°C で焼もどした SCM3 について、モデルⅠおよびモデルⅢによつて計算した K_C の板厚依存性と実測した K_C を比較すると Fig. 12 のごとくなる。ここでもモデルⅠよりもモデルⅢを用いて計算した K_C の方が実測値とよく合っている。

4.2 せん断縁の厚さと板厚の関係

Fig. 7 に示したように、せん断縁の厚さ B_{SL} は板厚 B によつて変化するが、もし B_{SL} と B の関係を降伏強さ、加工硬化指数などの材料特性値を用いて定量的に表現できるなら、この関係を前出のモデルに代入し、 B_{SL} を消去することにより、各種材料の K_C の板厚依存性を材料特性値のみから導出することができる*。 K_C の板厚依存性と材料特性値の関係についてはすでに STEIGERWALD ら⁹⁾の研究があるが、そこでは K_C の板厚依存性を表わすモデルの検討は行なわれていない。そこで本研究では B_{SL} と B の関係に材料特性値がどのように関係しているかを調べ、その関係を上述のモデルに代入して K_C の板厚依存性を定量化することを試みた。

* ただし、 ρ , ρ' および h_C をあらかじめ求めておく必要があるが、これらを材料特性値と結びつけることはすぐには困難である。しかし K_{IC} を実験で (または引張り諸性質から計算で) 求めれば (8) 式から $\rho' h_C$ がわかる。さらに h_C と K_{IC} の関係 (たとえば $h_C = k K_{IC}^2 / \sigma_{ys}^2$ のような関係が予想される) がわかれば、 h_C と ρ' を独立に求めることができる。また、もし非常に薄い試験片から K_C を求めるなら、 ρ は求まる。すなわち非常に厚い試験片と非常に薄い試験片の実験結果から、中間の板厚での K_C を推測できる可能性がある。

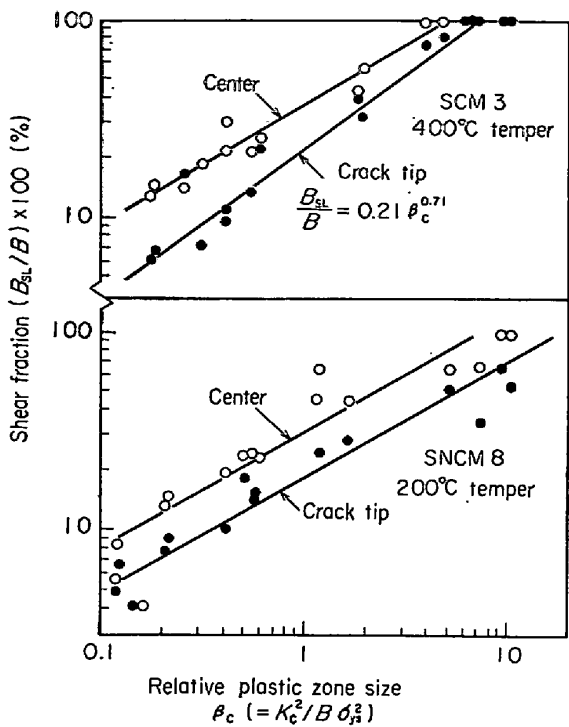


Fig. 13. Relations between the relative plastic zone size and the shear fraction.

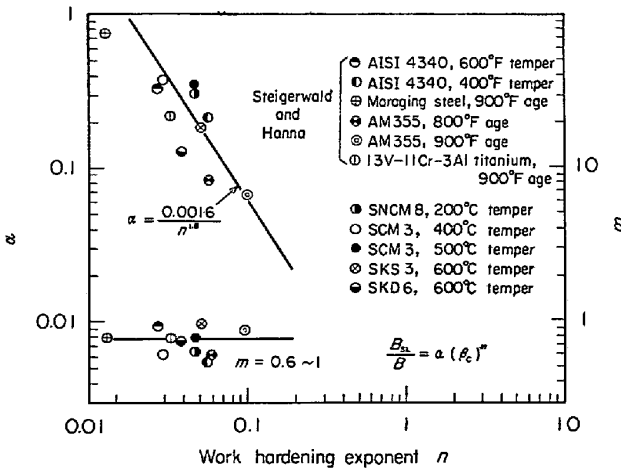


Fig. 14. Effect of work hardening exponent n on the coefficient α and the exponent m .

まず Fig. 13 は SCM3 および SNCM8 について、き裂先端または板幅中央部で測定したせん断率 $\delta = (B_{SL}/B) \times 100$ と IRWIN の定義した相対塑性領域寸法 (き裂先端の塑性領域の大きさと板厚の比) $\beta_c = K_C^2/B\sigma_{ys}^2$ の関係を調べた結果である。 B_{SL}/B および β_c はいずれもき裂先端での平面ひずみの程度の大小を表わすので、両者の間には何らかの関係があると期待されたが、この図によると、実験値は両対数グラフ上でほぼ直線上のつており $B_{SL}/B = \alpha \beta_c^m$ の関係が成り立つことがわかる。他の材料についてもほぼこの関係が成り立つ。

つぎに、この式の α と m が材料特性値 (加工硬化指数 n および降伏強さ σ_{ys}) とどのような関係にあるかを調べた。ただし本研究で用いた材料では n をあまり大きく変化させることができなかったため、STEIGERWALD ら⁹⁾ が各種の鋼について求めた B_{SL} と本研究で求めた B_{SL} (板幅中央部で測定した値) の両方を用いた*。その結果を Fig. 14 に示すが、これによると m は n にあまり依存せずほぼ一定で 0.6~1.0 の値をとるが、 α は n によつて変化し両者の間には $\alpha = 0.0016/n^{1.6}$ が成り立つ (α および m と σ_{ys} との相関はみとめられなかった)。したがつて次式が成立する。

$$B_{SL}/B = (0.0016/n^{1.6}) \beta_c^{0.8} = (0.0016/n^{1.6}) \cdot (K_C^2/B\sigma_{ys}^2)^{0.8} \dots \dots \dots (13)$$

この式から、 $B = B_{SL}$ すなわち 100% せん断破面となるときの β_c は n^2 に比例することになり (13) 式は STEIGERWALD らの結果の一般的な表現を与えていることになる。なお、HOLT ら¹⁵⁾ は焼もどし温度を変化させた 2 種類の鋼について $B_{SL} = 0.18(K_C/\sigma_{ys})^{1.9}$ なる実験式を求めているが、これが加工硬化特性の異なる広範な材料にそのままあてはまるとは考えられないし、次元的にも問題がある。

さて、もし ρ 、 ρ' および h_C が既知であれば、(13) 式を 4.1 で示したモデルの式に代入することにより、原理的には σ_{ys} 、 n のみから K_C の板厚依存性を求めることができる。しかし (13) 式は Fig. 14 からわかるようになりかなり粗い近似式であり、この式をそのまま各モデルから導いた式に代入しても、計算値が実験値とよく一致することは期待できない。そこで本研究では前出のモデルの妥当性と、 B_{SL}/B を β_c の関数として $B_{SL}/B = \alpha \beta_c^m$ のように表わすことの妥当性の両方を検討する意味で、SCM3 (400°C 焼もどし) について、き裂先端で B_{SL} を測定して得られた式 $B_{SL}/B = 0.21 \beta_c^{0.71}$ (Fig. 13) を 2 つのモデルに代入してみた。その結果を Fig. 15 に示す (モデル II を用いた結果とモデル III を用いた結果はほとんど違わない)。これによるとモデル I を用いた計算値は実測値と全く一致しないことおよびモデル III を用いた計算値と実験値との適合性はかなりよいが、後者でもその程度は不十分であることがわかる。したがつてせん断縁の幅 B_{SL} を板厚の広い範囲にわたつて (13) 式のような簡単な形に数式化して用いることには無理があるように思われ、この点についてはさらに検討する必要がある。しかし、定性的には (13) 式とモデル II または III を用いる

* STEIGERWALD らが板幅方向のどの位置で B_{SL} を測定したかは不明であるが、平均的な値が示されていると仮定して、これらと本研究で求めた板幅中央部の B_{SL} とを対比した。しかし中央部の B_{SL} のりにき裂先端部の B_{SL} を用いても以下の結論には変化はない。

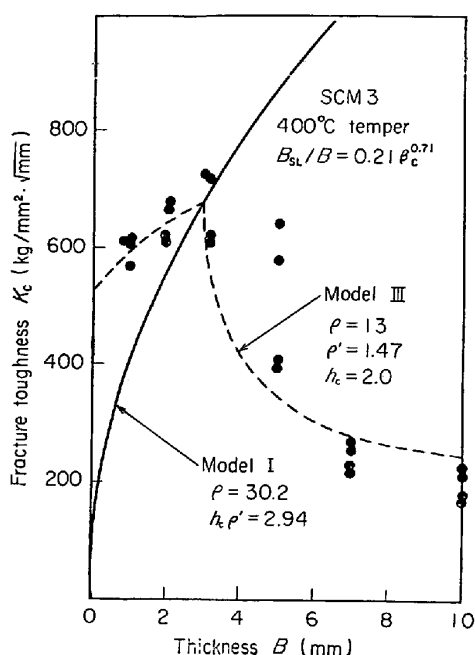


Fig. 15. Specimen thickness dependency of fracture toughness (Each curve drawn is calculated from the model I or III and $B_{SL}/B = 0.21\beta_c^{0.71}$).

ことにより、破壊靱性値 K_C の板厚依存性を材料特性値から予測することは可能であると思われる。

5. 結 言

各種高強度鋼材 (SCM3, SNCM8, SKS3, SKD6) の破壊靱性値およびせん断縁の厚さが板厚によつてどのように変化するかを実験的に調べ、その結果にもついで破壊靱性値の板厚依存性を説明するモデルを検討し、さらに破壊靱性値の板厚依存性と引張り諸性質の関係を調べて、次の結果を得た。

(1) いずれの鋼種でも、試験片の板厚が薄く破面がすべてせん断で占められている場合には板厚の増加とともに破壊靱性値は増加するが、せん断破面と平坦破面が共存するような板厚の範囲では、板厚の増大とともに破壊靱性値はしだいに減少し、板厚が非常に大きくなると一定の値をとるようになる。

(2) せん断破面と平坦破面が共存するような板厚の範囲では、せん断縁の厚さは板厚の増大とともに減少する。

(3) 本研究で新しく提案した2つのモデルは、従来のモデルよりも、破壊靱性値の板厚依存性をよく表現している。

(4) 板厚 B に対するせん断縁厚さ B_{SL} の割合 (B_{SL}/B) と相対塑性領域寸法 $\beta_c = K_C^2/B\sigma_{ys}^2$, ここで σ_{ys} は

降伏強さである) との間には、 $B_{SL}/B \leq 1$ の範囲で、ほぼ $B_{SL}/B = \alpha\beta_c^m$ の関係が成り立つ。 m は材料によつてあまり変化せず 0.6~1.0 の値をとるが、 α は加工硬化指数 n が小さいほど大きい ($\alpha = 0.0016/n^{1.6}$)。

終りに本研究を遂行するにあたり、熱心に研究に協力された当時学生の沖村正則、山本正典両君に心から感謝いたします。

文 献

- 1) Special ASTM Committee: Mat. Res. Stand., 1(1961), p. 389
- 2) J. F. KNOTT: Fundamentals of Fracture Mechanics, (1973), p. 114 [Butterworths]
- 3) E. A. STEIGERWALD and G. L. HANNA: Trans. Met. Soc AIME, 242(1968), p. 320
- 4) G. R. IRWIN: Welding J. Res. Suppl., 41 (1962), p. 519S
- 5) J. M. KRAFFT, A. M. SULLIVAN, and R. W. BOYLE: Proc. Symp. Crack Propagation, Cranfield, (1961), p. 8
- 6) J. I. BLUHM: Proc. ASTM, 61(1961), p. 1332
- 7) A. M. SULLIVAN, J. STOOP and C. N. FREED: Progress in Flaw Growth and Fracture Toughness Testing, ASTM STP 536, (1973), p. 323 [ASTM]
- 8) J. E. SRAWLEY and W. F. BROWN, Jr.: Fracture Toughness Testing and its Applications, ASTM STP 381, (1965), p. 190 [ASTM]
- 9) W. F. BROWN, Jr. and J. E. SRAWLEY: Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials, ASTM STP 410, (1967), p. 13 [ASTM]
- 10) Special ASTM Committee: Mat. Res. Stand., 4(1964), p. 107
- 11) V. WEISS and S. YUKAWA: Fracture Toughness Testing and its Applications, ASTM STP 381, (1965), p. 13 [ASTM]
- 12) W. F. BROWN, Jr. and J. E. SRAWLEY: Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials, ASTM STP 410, (1967), p. 5 [ASTM]
- 13) G. T. HAHN and A. R. ROSENFELD: Acta Met., 13(1965), p. 293
- 14) G. T. HAHN, A. K. MUKHERJEE, and A. R. ROSENFELD: Engineering Fracture Mechanics, 2(1971), p. 273
- 15) D. L. HOLT, P. S. KHOR, and M. O. LAI: Engineering Fracture Mechanics, 6(1974), p. 307