高強度鋼の引張諸性質と平面ひずみ破壊靱性値の関係*

中佐啓治郎** 武井英雄** 石尾泰博***

Keijiro Nakasa, Hideo Takei and Yasuhiro Ishio : Relation between Tensile Properties and Plane-Strain Fracture Toughness of High Strength Steels. The relation between smooth tensile properties and plane-strain fracture toughness K_{IC} was derived semi-theoretically from the energy balance consideration in the necking region of tensile specimens, and the validity of the relation obtained was examined experimentally with the various high strength martensitic steels.

The results obtained are as follows :

(1) The semi-theoretical relation between tensile properties and K_{IC} of high strength steels can be written as

$$K_{IC} = k \epsilon_f^n (7.16/d_f)^{1/5} [2 E d_f^3 \epsilon_f^{1-n} / 6.98 \times 10^3 \pi^2 k n (\alpha^6 + \alpha^4)]^{1/6}$$

$$\alpha = 0.978 d_f^{1/4}.$$

Here, n , k , ϵ_f and d_f are the work hardening exponent, the work hardening coefficient, the true fracture strain and the diameter of the specimen at fracture, respectively.

(2) For seven kinds of high strength steels in which K_{IC} is less than $260 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$, the experimental values of K_{IC} agree comparatively well with the values calculated from the above equation.

(3) The parameter α , which is defined as the ratio of crack nucleation resistance K_{IC}^* to crack propagation resistance K_{IC} , appears to depend on the test temperature (or the fractographic percentage of cleavage) as well as the diameter of the tensile specimen at fracture.

(Received December 24, 1971)

I. 緒 言

微小なき裂を有する高強度材料は脆性破壊を生じやすいので、その使用にあたっては、脆性き裂の伝ば抵抗を表わす破壊靱性値が重視されなければならないが⁽¹⁾⁽²⁾、この破壊靱性値を通常の引張諸性質と関連づけることは、引張諸性質から破壊靱性値が求まるという実用的な意義からだけでなく、それが材料の強度、靱性および破壊の諸問題に深くかかわっているという点からも、非常に有意義なことと思われる。引張諸性質と衝撃値および破壊靱性値の関連については、すでに多数の研究が行なわれているが^{(3)~(6)}、これらの研究に共通している点は、引張諸性質のうち特に加工硬化指数 n に注目していることである。また Hahn らは、き裂先端の開口変位と塑性領域の大きさの関係を求め、これを延性破壊に関する McClintock のモデルと結び

つけて、半理論的に破壊靱性値と引張諸性質の関係式を求めている⁽⁷⁾⁽⁸⁾。しかしそれはすべての材料および試験条件についてあてはまる式ではないので⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾、まだ両者の関係が十分明らかになっていないとはいいいくようである。本研究の目的も引張諸性質と破壊靱性値の関係を定量的に求めることにあるが、その場合につぎのような基本的な考え方にしたがってこの問題を検討した。

まず第1に、引張試験片に生じる塑性変形挙動は、試験片くびれ部の中心でのき裂の発生にくさ、すなわちき裂の発生抵抗を反映しているものであり、これが最初からき裂を含む材料のき裂先端のある局所的な領域の塑性変形挙動(これがき裂の伝播抵抗を決定する)と直接的にしかも単純に結びつくとは考えられない。それは破壊靱性値(き裂伝ば抵抗)が試験片厚さ(応力状態)や試験温度(破壊モード)などによって大きく影響を受けるのに対し、引張諸性質はそのような条件にあまり影響されないことから推察さ

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

*** 広島大学大学院(Graduate School, Hiroshima University, Hiroshima)

* 1971年10月金属学会金沢大会に発表

(1) ASTM: *Fracture Toughness Testing and its Application*, ASTM STP 381, (1965).

(2) ASTM: *Plane Strain Crack Toughness Testing of High Strength Metallic Materials*, ASTM STP 410, (1967).

(3) M. Gensamer : Trans. ASM, **36** (1946), 30.

(4) F. R. Larson and J. Nunes : Proc. ASTM, **62** (1962), 1192.

(5) J. M. Krafft : Appl. Mat. Res., **3** (1964), 88.

(6) E. A. Steigerwald and G. L. Hanna : Trans. Met. Soc. AIME, **242** (1968), 320.

(7) G. T. Hahn and A. R. Rosenfield : Trans. ASM, **59** (1966), 909.

(8) ASM : *Ductility*, (1968), 14.

(9) C. Vishnevsky and E. A. Steigerwald : Trans. ASM, **62** (1969), 305.

(10) ASTM : *Review of Developments in Plane Strain Fracture Toughness Testing*, ASTM STP 463, (1970), 82, 238.

れる。しかし少なくとも引張試験片くびれ部の中心で発生したき裂が平面ひずみ状態で伝ばして破壊する場合の引張諸性質と、平面ひずみ破壊靱性値 K_{Ic} とを同じ破壊モードの場合についてのみ(たとえば dimple 破壊の場合、またはへき開破壊の場合についてのみ) 比較すれば、問題はいく分単純になるものと思われる。

第2に、脆性き裂の伝ばはき裂先端の材料の局所的な組織の不均一性(たとえば析出物など)の影響を受けるので、引張諸性質のような平均化されたマクロ的な性質からは求められないのではないかという考えがある⁽¹¹⁾。確かに破壊靱性値の測定値のばらつきは一般に大きい、特別に脆い材料は別として、試験片全体の破壊はそのようなミクロな不均一性に支配されて偶発的に起こるのではなく、き裂先端のかなり広い範囲の材料の平均的な塑性変形挙動が破壊を左右するものと考えられる。一方引張試験で求まる真破断ひずみは、くびれ部でき裂が発生し、それが伝ばして破壊するまでの材料の全塑性変形の程度を表わすものであるが、それほどばらつくものではない。これは、この場合にもくびれ部で発生したき裂先端のある大きさの領域の平均的な塑性変形挙動によって破壊が支配されるためであると考えられる。したがって破壊靱性値が引張諸性質とは無関係であると判断するのは妥当ではないように思われる。

以上のように両者の関係を求めるには未解決の問題や多くの制約が存在するが、本研究では、上記のことを考慮しながら、高強度鋼について引張諸性質と破壊靱性値の関係がどのような形で表わされるかをまず半理論的に求め、つぎにその関係が成立するかどうかを実験的に確かめ、さらにその関係式がどのような条件下で適用し得るかについて検討した。

II. 実 験 方 法

実験に供した材料は7種類の鋼材で、Table 1 にそれらの化学成分を示す。これらの鋼に Table 2 に示すような熱処理を施すと、降伏強さがほぼ 120 kg/mm² 以上の高強度鋼となる。試験片の形状および寸法を Fig.1(a)および(b)に示す。Fig.1(a)は引張試験片で、機械加工により図のような寸法に仕上げたのち熱処理した。Fig.1(b)は破壊靱性値測定用試験片で、供試材をたんぎく状の板に鍛造したのち、焼入焼戻して、図のような寸法に仕上げた。なおU切欠きの先端に疲労き裂がついてある。引張試験で求めた諸性質は降伏強さ σ_{ys} 、真破断ひずみ $\epsilon_f = \ln(A_0/A_f)$ (ここで A_0 は試験前の試験片横断面積、 A_f は破断後のくびれ部横断面積である)、加工硬化指数 n 、および加工硬化係数 k である。ただし材料の加工硬化特性は $\sigma = k\epsilon^n$ で表わされるとした(ここで σ は真応力、 ϵ は真ひずみである)。参考のために引張強さ σ_B 、断面収縮率 ψ および伸び ϕ も求めた。なお加工硬化指数 n と加工硬化係数 k はつぎのようにして求めた。すなわち試験片に加わる荷重を測定しながら試験片の直径と標点間距離 l をそれぞれマイクロメータおよび読取顕微鏡で読みとり、これから計算した真ひずみ $\epsilon = \ln(l/l_0) = \ln(A_0/A)$ 、および真応力 $\sigma = P/A$ を両対数グラフにプロットして得られる直線の勾配から n を、また $\epsilon=1$ に相当する応力から k をそれぞれ求めた。その結果の例を SNC2(850°C 焼入 200°C 焼戻し)と S35C(860°C 焼入 400°C 焼戻し)の場合について Fig.2 に示す。試験片が破断する直前には、測定値が直線から上にずれる傾向があり、3軸応力性が優勢となって軸方向のひずみが

Table 1 Chemical composition of specimens(wt%)

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	Fe
S 35 C	0.37	0.27	0.76	0.025	0.013	0.19	0.09	0.11	—	—	Bal.
SK 5	0.81	0.29	0.38	0.014	0.015	—	—	—	—	—	Bal.
SKS 3	0.96	0.30	1.02	0.019	0.005	—	—	0.57	—	0.58	Bal.
SNC 2	0.29	0.28	0.51	0.011	0.012	—	2.80	0.82	—	—	Bal.
SCM 3	0.37	0.25	0.74	0.017	0.012	0.03	0.04	1.09	0.23	—	Bal.
SCM 5	0.44	0.29	0.73	0.012	0.018	0.15	0.08	1.01	0.19	—	Bal.
SNCM 5	0.29	0.24	0.49	0.016	0.015	0.11	2.68	2.74	0.57	—	Bal.

Table 2 Heat treatments of specimens

Mark	Annealing*	Quenching**		Tempering		
	Temperature (°C)	Temperature (°C)	Cooling	Temperature (°C)	Time (hr)	Cooling
S 35 C	860	860	Water	300, 400	1, 1	Air
SK 5	760	790	Water	400	1	Air
SKS 3	780	830	Oil	400, 500	1.5, 1	Air
SNC 2	880	850	Oil	200	1	Water
SCM 3	880	850	Oil	400	1	Water
SCM 5	850	850	Oil	400	1	Water
SNCM 5	700	900	Oil	200, 300	1, 1	Water

* Annealing time is 1.5 hr and 1 hr for tensile and fracture toughness specimens.

** Austenitizing time is 30 min for all the specimens.

- (11) Y. Katz and M. D. Merz : J. Iron Steel Inst., 207 (1969), 103.

Fig. 1 Test pieces for (a) tensile test and (b) fracture toughness test

Fig. 2 Relationships between true stress and true strain in tensile tests (SNC 2 and S35C)

拘束されることを示している。

つぎに破壊靱性値 K_{IC} は、板厚がある程度以上厚くなるとほとんど変化しなくなり、このとき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もので材料に固有の定数と考えられ、実用上有用な値とされている。そこで本研究では平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} のみに注目し、 K_{IC} と引張諸性質との関連を研究した。なおここで求めた平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} は pop-in 現象を利用して求めた K_{IC} であり、次式⁽¹²⁾より計算した。

$$(1-\nu^2) K_{IC}^2 = \sigma_{pop-in}^2 \cdot W \cdot [7.59(a_0/W) - 32(a_0/W)^2 + 117(a_0/W)^3] \quad (1)$$

ここで σ_{pop-in} は pop-in が生じたときの公称応力、 a_0 は最初に試験片につけておいたき裂長さ(切欠き長さも含む)、 W は試験片の幅、 ν はポアソン比である。pop-in 現象は電気ポテンシャル法により検出した。

以上のようにして実験的に求めた各種鋼材の引張諸性質 (σ_{ys} , k , n および ϵ_f) および破壊靱性値 K_{IC} の値を、著者らがくびれ部の塑性変形挙動に注目して導いた半理論式に代入して、その式の妥当性を検討した。

III. 結果および考察

1. 引張諸性質と平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} の関係式の導出

引張諸性質が、引張試験片くびれ部の中心でのき裂発生に対する抵抗に結びつくであろうことは緒言でも述べた。まず引張試験片のくびれ中心部にき裂が発生し、それが伝

ばする過程を考える。ただしここでいうき裂とは、あくまで連続体力学が適用できるようなマクロクラックであって、結晶粒界や析出物への転位の堆積あるいは転位同士の交差などによって発生するミクロクラックではない。少なくとも引張試験片の真破断ひずみが大きければつきなく測定できるということは、発生したミクロクラックがそのまま急速に伝ばして破壊するのではなく、ミクロクラックが材料のミクロな不均一性に影響されないような、かなり大きいある一定の大きさのマクロクラックにまで成長し、それが伝ばして破壊することを示している。すなわちマクロ的な見方をすれば、ある応力になると3軸引張応力状態にさらされているくびれ中心部に一定の大きさのマクロクラックが発生することになる。この場合比較的軟い材料では(cup-cone type の破壊を示すものでも)くびれ部で発生したマクロクラックが、そのまわりに著しい塑性変形を伴いながらゆっくりと伝ばしてゆく過程が存在する⁽¹³⁾、高強度材料では、くびれ中心部でマクロクラックが発生すると、ゆっくりとした成長伝ばはほとんどなく、それが急速に伝ばして破壊に至るものと考えられる。したがって高強度材料については、発生したき裂の長さ $2C_0$ は不安定伝ば開始時のき裂長さ $2C_f$ に近似的に等しく、またき裂発生時の応力 σ_0 はき裂の不安定伝ばが生じるときの応力 σ_f にほぼ等しいと考えられる。すなわち、次式が近似的に成立する。

$$2C_0 \approx 2C_f, \quad \sigma_0 \approx \sigma_f \quad (2)$$

つぎに引張試験片の引張変形が進行すると、くびれが生じさらにくびれ部の中心にき裂が発生するが、これは材料が塑性変形を続けて chisel point fracture に至るよりも、き裂を発生して cup-cone type の破壊をする方がエネルギー的に安定であることを示している。このときのき裂発生条件は、試験片と外力を含む系全体の自由エネルギーの変化を最小にする条件から求めることができるが、この条件からは引張諸性質と破壊靱性値との関係を求めることはむづかしい[†]。そこで本研究では、くびれ部にき裂が発生し

† き裂発生条件は、Griffith のき裂伝ば条件と全く同様にして求められる。すなわち、外力が仕事をする場合あるいは仕事をしない場合でも、無限体の中に、直径 $2C$ のペニー状き裂が発生するときの系の自由エネルギーの変化は次式で与えられる。

$$\Delta F = \frac{8(1-\nu^2)\sigma^2 C^3}{3E} - 2\pi r C^2 \quad (a)$$

ここで r は有効表面エネルギーである。したがって、き裂の発生条件は $\partial(\Delta F)/\partial C = 0$ で与えられ、 $\sigma = \sigma_0$ で $C = C_0$ のき裂が発生したとするなら、次式が求まる。

$$\sigma_0 = \left\{ \frac{\pi E r}{2(1-\nu^2)C_0} \right\}^{1/2} \quad (b)$$

き裂伝ば抵抗 K_{IC} は $(r \cdot 2E)^{1/2}$ に等しいので、

$$K_{IC} = 2\sigma_0 \left\{ \frac{(1-\nu^2)C_0}{\pi} \right\}^{1/2} \quad (c)$$

となる。 $\sigma_0 \approx \sigma_f \approx k\epsilon_f^n$ であるので、 σ_0 を引張試験結果から求めることはできるが、 C_0 を引張諸性質と理論的に結びつけることはできないと思われる。

(12) ASTM: *Fracture Toughness Testing and its Application*, ASTM STP 381, (1965), 190.

(13) D.P. Clausing: *Trans. ASM*, **60** (1967), 504.

て、それが伝ばする場合と、くびれ部にき裂を発生しないで、そのままくびれが進行すると仮定した場合との外力のなす仕事のバランスから両者の関係を求めた。

まず $\sigma = \sigma_n$ で試験片にくびれが生じ、くびれが進行してくびれ部の真応力 σ が σ_0 ($\sigma_0 > \sigma_n$) に達したとき、くびれ部にマクロき裂が発生し、その後はくびれ部の断面積は変化せず、荷重の減少にともなってくびれ部の真応力 σ が減少しながらき裂が伝ばして破壊にいたるものと考えられるので、この場合に外力が試験片になす仕事 W_1 はつぎのように与えられる。

$$W_1 = \int_{\sigma_n}^{\sigma_0} \frac{\pi}{4} d^2(\epsilon) l(\epsilon) \sigma \cdot d\epsilon - \frac{\pi}{4} d_0^2 l_0 \cdot \frac{(\sigma_0^2 - \sigma^2)}{2E} \\ + \frac{8(1-\nu^2)\sigma^2 C^3}{3E} + 2\pi C^2 r + \int_{\sigma_0}^{\sigma_n} \frac{\pi}{4} D^2(\epsilon) L(\epsilon) \sigma \cdot d\epsilon \\ + \int_{\sigma_n}^{\sigma} \frac{\pi}{4} D^2(\epsilon) L(\epsilon) \cdot \frac{d^2(\epsilon)}{D^2(\epsilon)} \cdot \frac{\sigma}{E} \cdot d\left(\frac{d^2(\epsilon)}{D^2(\epsilon)} \sigma\right) \quad (3)$$

ここで E はヤング率、 ν はポアソン比、 r は表面エネルギーである。(3)式第1項は、くびれが生じてからき裂が発生するまでにくびれ部に与えられるひずみエネルギーである。第2項は、 $\sigma = \sigma_0$ でき裂が発生したのち、き裂の伝ばにともなう荷重(またはくびれ部の真応力 σ)の減少によって、くびれ部から放出される弾性エネルギーである。ここで $d(\epsilon)$ および $l(\epsilon)$ は、Fig. 3 のごとく、大きな塑性変形が集中しているくびれ部分の最小直径および長さである。 d_0 および l_0 はき裂が発生したときの各値であり、破壊時の各値 d_f および l_f にほぼ等しい。もちろん、くびれ部分のひずみの大きさは場所ごとに異なり、しかも3軸応力状態であるので、ひずみエネルギーは正確には第1項のようににはならない。しかしここでは問題を近似的に解くために長さ $d(\epsilon)$ ・直径 $d(\epsilon)$ の円柱部では、応力とひずみが軸方向に均一に分布していると仮定する。(3)式第3項と第4項は、き裂が発生し、それが伝ばしてゆくときに外力がなす仕事である。このうち第3項は、くびれ部でき裂が発生することにより変化した弾性エネルギーであるが、き裂の伝ばにともなってこのエネルギーが増加するかあるいは減少するかは(σ が減少し、 C は増加するので)、き裂の伝ばが σ と C のどのような関係によって表わされるかによって決

Fig. 3 Necking of the tensile specimen; $l(\epsilon)$ and $d(\epsilon)$ are length and the diameter of the necking region where remarkable plastic deformation is concentrated.

まる。なお、ここに示したエネルギーは無限体の中に直径 $2C$ のベニー状き裂が存在する場合のエネルギーであり⁽¹⁴⁾、ここでは簡単のために試験片の直径の影響を無視した(試験片直径の影響についてはのちに補正を行なう)。

第4項は、き裂の有する有効(または塑性)表面エネルギーで、き裂の伝ばとともに増大する。第5項は $\sigma = \sigma_n$ でくびれが開始するまでに、試験片全体に与えられるひずみエネルギーである。第6項は、 $\sigma = \sigma_n$ でくびれが生じはじめてからのち、荷重(またはくびれ部以外の断面に作用する応力 $d^2(\epsilon) \cdot \sigma / D^2(\epsilon)$)の減少とともに、くびれ部以外の試験片部分から放出される弾性エネルギーである。ここで $D(\epsilon)$ および $L(\epsilon)$ は、くびれ部以外の試験片平行部の直径および長さである。

一方、 $\sigma = \sigma_0$ でき裂を発生しないでそのままくびれが進行すると仮定したときの外力のなす仕事 W_2 は、つぎのように表わされる。

$$W_2 = \int_{\sigma_n}^{\sigma} \frac{\pi}{4} d^2(\epsilon) l(\epsilon) \sigma \cdot d\epsilon + \int_0^{\sigma_n} \frac{\pi}{4} D^2(\epsilon) L(\epsilon) \sigma \cdot d\epsilon \\ + \int_{\sigma_n}^{\sigma} \frac{\pi}{4} D^2(\epsilon) L(\epsilon) \cdot \frac{d^2(\epsilon)}{D^2(\epsilon)} \cdot \frac{\sigma}{E} \cdot d\left(\frac{d^2(\epsilon)}{D^2(\epsilon)} \sigma\right) \quad (4)$$

ここで第1項は外力がくびれ部に与えるひずみエネルギーであり、くびれの進行とともに $d(\epsilon)$ は減少するが σ が増加するので、このひずみエネルギーは増加する。第2項は $\sigma = \sigma_n$ でくびれが生じるまでに試験片全部分に与えられるひずみエネルギーである。第3項はくびれが進行して荷重が減少するときに、くびれ部以外の試験片部分から放出される弾性エネルギーである。

このように、 W_1 と W_2 はき裂の伝ば挙動を支配するき裂長さ C と、くびれ部の真応力 σ (無限体の場合の公称応力に相当する)によって表わされ、 W_1 はくびれ部でき裂が発生したのちには、き裂の伝ばにともなうくびれ部の真応力 σ の減少により増加し、 W_2 はくびれの進行にともなうくびれ部の真応力 σ の増加により増加する。このようすを Fig. 4 に示す。 W_1 で表わされる過程と W_2 で表わされる過程は、き裂が無限に小さいときにはどちらも起こりうる過程であり、 $\sigma = \sigma_0$ での微小な応力の減少 $d\sigma$ による W_1 の増加 dW_1 と、 $\sigma = \sigma_0$ での微小な応力の増加 $d\sigma$ による W_2 の増加 dW_2 とは、ほぼ等しいと仮定してもよいように思われる。したがって

$$-dW_1|_{\sigma=\sigma_0+\epsilon_f} \doteq dW_2|_{\sigma=\sigma_0+\epsilon_f} \quad (5)$$

が近似的に成り立つものと考えられる。この近似は粗い近似であるが、この式の誤差は後述のき裂伝ば挙動を表わす指数 m の値に含まれてしまい、最後に求まる、 K_{IC} と引張諸性質の関係式の精度には大きく影響しない。

(3)式と(4)式で $d\sigma$ と dC で微分し、 $\sigma = \sigma_f$ 、 $\epsilon = \epsilon_f$ 、 $d = d_f$ 、 $l = l_f$ として(5)式に代入するのであるが、(3)式の第2項と、くびれ部の長さ l_f に比べて試験片平行部の

Fig. 4 Schematic diagram indicating relations between true stress and work (W_1 or W_2) done by external force. W_1 : Work, in the case where crack nucleates at the center of neck at stress σ_0 and propagates to fracture. W_2 : Work, evaluated by assuming that necking region continues plastic deformation till fracture without nucleating crack

長さ L_f がさほど大きくない場合 ($L_f \geq d_f/20$) の (3) 式第 6 項および (4) 式第 3 項の $d\sigma$ に対する変化分は、(4) 式の第 1 項の変化分に比べて小さいので、近似的にはこれらの項は考えなくてもよい。このようにして

$$\begin{aligned} & - \left\{ \frac{16\sigma_f C_f^3}{3E} d\sigma + \left(\frac{8\sigma_f^2 C_f^2}{E} + 4\pi r C_f \right) dC \right\} \\ & = \frac{\pi}{4} d_f^2 l_f \cdot \frac{\sigma_f \epsilon_f^{1-n}}{k n} d\sigma \end{aligned} \quad (6)$$

が得られる。ただし、材料の変形挙動が $\sigma = k \epsilon^n$ にしたがう、 $1-n^2$ は近似的に 1 であるとした。Fig. 2 からわかるように、くびれ発生後は n 値が少しずつ上昇し、破壊が起こるとき n 値はくびれが生じる前に測定した値よりもかなり大きい。したがって破壊までの全変形領域にわたって n を一定として計算することは厳密には正しくないが、そのように取扱ったときの近似の程度は、(5) 式を仮定したときの近似を越えないものと考えた。

つぎに、くびれ部に発生したき裂の伝ば挙動が次式で表わされるものとする。

$$\sigma = \sigma_0 \left(\frac{C}{C_0} \right)^{-1/m}, \quad dC = - \frac{mC}{\sigma} d\sigma \quad (7)$$

ここで m は 1 より大きい正の値である。Griffith のき裂伝ば条件によると、安定なき裂伝ばは $\sigma \sqrt{\pi C} = \text{一定}$ で生じるので、 $m=2$ となるはずである。しかし、くびれ部で発生したき裂は Griffith のき裂伝ば条件をすでに十分満足しており、少なくとも $C=C_0$ から $C=C_f$ の間で安定なき裂伝ばが生じるためには、き裂のわずかな進展に対しても応力の低下は著しくなければならないものと思われ、 m の値は非常に大きいと考えられるが、 m の値を理論的に求めること

はむづかしいので、本論文では後述のごとく実験的にそれを求めた。なお本論文のような取扱いは、(5) 式の近似の誤差に限らず、その他すべての仮定の誤差が、 m の値に集積されることに注意する必要がある。

(7) 式を (6) 式に代入すると次式が得られる。

$$\begin{aligned} & \frac{\pi}{4} d_f^2 l_f \sigma_f \cdot \frac{\epsilon_f^{1-n}}{k n} = - \frac{16 C_f^3 \sigma_f}{3 E} \\ & + \left(\frac{8 \sigma_f^2 C_f^2}{E} + 4 \pi C_f r \right) \frac{m C_f}{\sigma_f} \end{aligned} \quad (8)$$

この関係を用いて引張諸性質と破壊靱性値を関連づけるのであるが、そのときつぎのごとく 3 つの仮定のもとに考察を進めた。すなわち

(1) 上式の r は、くびれが生じるほどのはげしい塑性変形を受けた材料中をき裂が伝ばしてできた新しい表面の有効表面エネルギーで、まったく予ひずみを受けない材料中で新しい表面を作るのに必要な有効表面エネルギーとは厳密には等しくないであろうが、近似的には両者はほぼ等しいと考えた。その理由は予ひずみを受けていない材料中をき裂が伝ばし新しい表面が作られる場合でも、伝ばき裂の先端部の材料は、引張試験片くびれ部で起こると同じような変形様式の、著しい塑性変形をするはずであり本質的に大差はないと思われるからである。したがって (8) 式中の r は、ここで求めようとしている平面ひずみ破壊靱性値 K_{IC} と結びつけられて

$$r \doteq \frac{K_{IC}^2}{2 E} \quad (9)$$

となる。

(2) くびれ部はその中心にき裂が発生する前に非常に大きな塑性変形を受ける。したがって材料全体が大きな塑性変形をしなければき裂が発生することのできない場合には、き裂の発生抵抗を弾性論的に定義することはできないように思われる。しかし、くびれ部の大きな塑性変形は、あくまでき裂が発生するまでに生じた塑性変形であり、き裂が発生したためにその先端に新しく生じる塑性変形とは異なるものである。しかもき裂が発生するときには、くびれ部の流動応力は、くびれに伴う加工硬化と 3 軸応力効果とによって著しく高められているので、その先端に生じる新しい塑性変形領域はそれほど大きくはないものと考えられる。そこでき裂発生抵抗 K_{IC}^* はつぎのように定義できると考えた。すなわち内部にまったく脆性き裂を含まない材料が 3 軸応力下で塑性変形して脆性き裂を発生した場合に、発生したき裂のまわりの応力場を弾性論的に取扱って求めたき裂先端のみかけの応力拡大係数がき裂発生抵抗であると定義する。この定義にしたがうと、応力 σ_0 でくびれ中心部に $2C_0$ のき裂が発生するなら、そのときのき裂発生抵抗 K_{IC}^* は (ここでも試験片の直径の影響を無視して) つぎのように表わされる†。

$$K_{IC}^* = \frac{2}{\sqrt{\pi}} \sigma_0 \sqrt{C_0} \doteq \frac{2}{\sqrt{\pi}} \sigma_f \sqrt{C_f} \quad (10)$$

(9) および (10) 式を (8) 式に代入すると次式が得られる。

† 397 頁の† と説明同様

$$\frac{\pi}{4} d_f^2 l_f \frac{\epsilon_f^{1-n}}{k n} \sigma_f^6 = \frac{(-2+3m)\pi^3}{24E} (K_{IC}^*)^6 + \frac{m\pi^3}{8E} (K_{IC}^*)^2 (K_{IC}^*)^4 \quad (11)$$

(3) き裂発生抵抗は、平滑試験片のくびれ部全体が塑性変形することによりき裂を発生するときの材料の抵抗であり、一方き裂伝ば抵抗は、先なき裂の先端の局部領域のみが塑性変形を生じき裂が伝ばするときの材料の抵抗を表わすものである。両者の違いは塑性変形が大規模か小規模かの違いのみで、材料の塑性変形挙動そのものは、本質的には同じであると考えられる。したがって、引張試験片と破壊靱性試験片が同じ破壊モードで破壊するなら、き裂発生抵抗 K_{IC}^* はき裂伝ば抵抗 K_{IC} の α 倍であり、 α は材料が異なっても変化しない一定値であると仮定する。すなわち

$$K_{IC}^* = \alpha K_{IC} \quad (12)$$

である。実際には引張試験片と破壊靱性試験片の破壊モードが、試験片直径や試験温度によって差を生じる可能性があるため、 α は常に一定ではない。

かくして(12)式を(11)式に代入すると次のようになる。

$$K_{IC} = K_{IC}^* / \alpha \\ = \sigma_f [6 E d_f^2 l_f \epsilon_f^{1-n} / \pi^2 k n \{ (-2+3m)\alpha^6 + 3m\alpha^4 \}]^{1/6} \quad (13)$$

ここで $\sigma_f = k \epsilon_f^n$, $k \equiv \sigma_{ys} / (0.002 + \sigma_{ys}/E)^n$ であり、さらに $l_f = d_f$ 程度とすると、結局 K_{IC} が代表的な引張特性 ϵ_f , n , σ_{ys} および d_f の関数として表わされることになる。

(13)式で未知の定数は m と α である。これらの値を理論的に求めることはむづかしいので焼入後 200°C で焼戻した SNCM 5 について実験的に α と m を求めた。SNCM 5 を用いたのは、その引張破断面から、くびれ部の中心に発生したき裂の大きさを他の材料よりも比較的正確に測定できたからである。SNCM 5 でその大きさは $2C_0 \equiv 2C_f \equiv 0.9 \text{ mm}$ であり、これからき裂発生抵抗を概算したが、それには丸棒の内部にベニエ状のき裂が存在するときの破壊靱性値が丸棒の外周に深さ C の円周き裂が存在するときの破壊靱性値に近似的に等しいとして、直径の影響を考慮した式

$$K_{IC} \equiv \sigma \sqrt{d} \tan(\pi C/d) \cdot h(C/d) \quad (14)$$

を用いた⁽¹⁵⁾。すなわち(14)式に $\sigma = \sigma_f$, $d = d_f$, $C = C_f$ の値を代入すると $K_{IC}^* = 306 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ となる。一方実験で求めた K_{IC} は $191 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ であるので、 $\alpha = K_{IC}^* / K_{IC} = 1.60$ となる。この α と引張諸性質 (ϵ_f , k , n および d_f) を(13)式の右辺に代入し $K_{IC} = 191$ を(13)式の左辺に代入して m を求めると $m = 6.98 \times 10^3$ となる。SNCM 5 について求めた α と m の値が他の材料にもあてはまるとすれば(13)式はつぎのようになる。

$$K_{IC} = k \epsilon_f^n [2 E d_f^3 \epsilon_f^{1-n} / 6.98 \times 10^3 \pi^2 k n (\alpha^6 + \alpha^4)]^{1/6} \quad (15)$$

ここで $\alpha = 1.60$ である。この式によると K_{IC} は $k \epsilon_f^n$ すな

わち真破断力 σ_f , および d_f に強く依存していることになる。

2. 引張試験片直径の影響

引張諸性質は引張試験片の直径が変化してもあまり変化しないように考えられ、かつ K_{IC} は試験片の寸法によらない材料定数であるにもかかわらず、(15)式では K_{IC} が $\sqrt{d_f}$ に比例する形になっていて不合理であるので、 K_{IC} が d_f に余り依存しないように(15)式を補正する必要がある。このとき次の2点について検討した。

(1) (13)式から、直径が異なることによって m 値が多少変化しても(13)式右辺の値にはあまり大きな影響はないが、もし直径が異なることによって α が変化するとその影響は大きいことが分る。そこでまずき裂の発生抵抗と伝ば抵抗の比を表わす α の値が破断時の直径 d_f とともにどのように変化するかを検討した。すなわち供試材として 200°C で焼戻した SNCM 5 を用い、引張試験片の直径 d_0 を 4 mm から 12 mm まで変化させて実験を行なった。その結果を Fig. 5 および 6 に示す。Fig. 5 は引張試験片直径 (d_0) と引張諸性質の関係を示したものであるが、これによると引張諸性質が引張試験片直径の増加とともに意味のある変化をしているとは思われない。Fig. 6 は引張試験片の破断部直径 d_f と、破面を観察して求めた発生き裂の大きさ $2C_0 (\equiv 2C_f)$, その値を用いて(14)式から計算したき裂発生抵抗 K_{IC}^* および α の関係を示したものである。これによると、くびれ部の中心に発生したき裂の長さ $2C_0 (\equiv 2C_f)$ は試験片の破断部直径が小さいほど小さく、それにもよって K_{IC}^* および α も小さくなっている。また α と d_f の間にはほぼ $\alpha = 0.978 d_f^{1/4}$ なる関係が成立する。

(2) (15)式は直径の影響を無視して導き出されたもので

Fig. 5 Effect of initial diameter of the tensile specimen (d_0) on various tensile properties of SNCM 5 (K : work hardening coefficient, σ_B : tensile strength, σ_{ys} : yield strength, ϕ : elongation, n : work hardening exponent, and ψ : reduction in area)

(15) ASTM: Fracture Toughness Testing and its Application, ASTM STP 381, (1965), 50.

あるから(ただし(15)式中の $\alpha=1.60$ および m を求めるときには直径の影響を考慮した),これを一般式とするためには(15)式に直径の影響を取り入れた補正項を含ませる必要がある.その関数形は(14)式を参考にすると直径が小さくなるほど大きくなるようなものでなければならないが,本研究では実験事実に合わせてその補正項を求めた.すなわち SNCM 5 について試験片の直径を色々と変

えて引張試験を行ない,その結果を(15)式に代入して求めた K_{IC} の計算値と実験値 $191 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ を比較した(なお α の計算には前に求めた関係式 $\alpha=0.978 d_f^{1/4}$ を用いた).その結果,破断部の直径 d_f が変化しても常に計算値と実験値が一致するようにするには,(15)式の右辺に $(7.16/d_f)^{1/5}$ を掛けておけばよいことがわかった.かくして,少なくとも SNCM 5 について引張試験片破断部の直径 d_f が変化しても常に成り立つ式として次式が得られる.

$$K_{IC} = k \epsilon_f^n (7.16/d_f)^{1/5} [2 E d_f^3 \epsilon_f^{1-n} / 6.98 \times 10^3 \pi^2 k n (\alpha^6 + \alpha^4)]^{1/6} \quad (16)$$

$$\alpha = 0.978 d_f^{1/4}$$

3. 各種高強度鋼の K_{IC} の計算値と実験値の比較

各種高強度鋼の引張諸性質を(16)式に代入して求めた K_{IC} の計算値 K_{IC}^C と別に行なった破壊靱性試験から得られた実験値 K_{IC}^M をTable 3に示す.またFig. 7には K_{IC} の計算値と実験値の比が,それぞれの材料の破断時の断面収縮率 ψ に対して示してある.なお同図には同じデータを Hahn の式⁽⁸⁾に代入して求めた値も示してある.これによると,この実験で用いた高強度鋼については(16)式から計算で求めた K_{IC} は実験で求めた K_{IC} と比較的よく一致していることが分る.このことは α を材料によらない一定値(d_f と試験温度に依存する)と考えたことが著しく不合理ではなかったことを示している.

4. 試験温度または破壊モードの影響

高強度鋼の破壊は主として dimple 破壊であってボイドの結合によって生じるとされている.しかし低温焼戻脆性

Fig. 6 Effect of diameter of the tensile specimen at fracture (d_f) on the length of crack nucleated at the center of neck ($2C_0$), crack nucleation resistance (K_{IC}^C) and the ratio of K_{IC}^C to K_{IC}^M

Table 3 Summary of tensile properties and fracture toughness

Mark	Tempering temp. (°C)	Work hardening coeff. k (kg/mm ²)	Work hardening exponent n	True fracture strain ϵ_f	Yield strength σ_{ys} (kg/mm ²)	Tensile strength σ_B (kg/mm ²)
S 35 C	300	210	0.072	0.521	148	169
S 35 C	400	150	0.047	0.753	117	129
SK 5	400	200	0.072	0.219	130	163
SKS 3	400	310	0.120	0.0211	173	188
SKS 3	500	185	0.064	0.148	134	152
SNC 2	200	250	0.10	0.678	128	178
SCM 3	400	210	0.062	0.489	149	166
SCM 5	400	200	0.060	0.384	150	161
SNCM 5	200	232	0.076	0.667	128	180
SNCM 5	300	185	0.054	0.613	125	154

Mark	Elongation φ (%)	Reduction in area ψ (%)	Calculated K_{IC} (kg/mm ² · √mm)	Measured K_{IC} (kg/mm ² · √mm)	K_{IC}^C / K_{IC}^M
S 35 C	7.01	40.5	171	174	0.98
S 35 C	7.54	52.9	148	212	0.70
SK 5	4.15	19.2	138	145	0.96
SKS 3	0.724	2.07	93.9	72.0	1.30
SKS 3	4.80	13.8	124	154	0.80
SNC 2	10.1	49.2	190	190	1.00
SCM 3	6.22	38.7	175	178	0.99
SCM 5	5.58	31.7	164	190	0.86
SNCM 5	9.73	48.7	191	191	1.00
SNCM 5	8.26	45.8	167	262	0.64

Fig. 7 Comparison of calculated values of K_{IC} with measured values for various steels

領域では粒界破壊が生じやすく、また試験温度が低いと擬へき開破壊も生じるようになる⁽¹⁶⁾。もし引張試験片と破壊靱性試験片で破壊モードが異なるときには、き裂発生抵抗 K_{IC}^* と伝ば抵抗 K_{IC} の比 α が変化するものと考えられる。低温焼戻脆性については、この実験で用いた焼戻温度が脆化領域に近い場合を含んでいるにもかかわらず実験値と(16)式による計算値はほぼ一致していて、その影響が現われていない。これは低温焼戻脆性が引張諸性質や平面ひずみ状態でのき裂の伝ばにあまり現われないこと⁽¹⁷⁾と関係があるのかも知れない。

つぎに試験温度の影響について考察する。ただし本実験では低温での実験を行なわなかったので Vishnevsky と Steigerwald⁽⁹⁾のデータを用いて検討した。しかしこの文献中には破面がどれくらいへき開で占められているかが示されていないので α をへき開破面の割合の関数として正確に求めることはできない。したがってここでは定性的な検討しかできないが、その傾向を知ることはできると思われる。Fig. 8 曲線 A は Vishnevsky らが実験的に求めたき裂伝ば抵抗 K_{IC} と試験温度の関係を示したものであり、同図曲線 B は(16)式が低温でも成り立つとして Vishnevsky らの引張諸性質のデータを用いて計算で求めた K_{IC} を示したものである(ここで α は試験温度によって変化しないとした)。この図から、試験温度が低下してへき開破壊モードが混在するようになるにつれて、実測の K_{IC} は減少するが(16)式で計算した K_{IC} は試験温度によってほとんど変化しないことが分る。この不一致を解消するためには(16)式に試験温度の影響を表わすような何らかの補正を行なう必要があるが、 $K_{IC} = K_{IC}^*/\alpha$ であつて K_{IC}^* は試験温度によってさほど変化しないので、その補正は α が温度の低下とともに大きくなるようにすればよい。すなわち α は実験に

使用する引張試験片の直径のみでなく、試験温度(あるいは破壊モード)にも依存する。このことはまた材料の K_{IC} が大きくなると(16)式から計算で求めた K_{IC} が実験で求めた K_{IC} よりも小さくなる傾向があり (Table 3 および Fig. 8 の常温付近)、 K_{IC} の大きい材料ほど α を小さくしなければ実験値と計算値が合わないことも対応している。

以上のことから、(16)式は K_{IC} が $260 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ 以下の高強度鋼の常温での K_{IC} を与える式であるということが出来る。

Fig. 8 Effect of test temperature on experimental values of K_{IC} for two Ni-Cr-Mo-V steels. Calculated values of K_{IC} are also shown, which are obtained from eq. (16) according to the assumption that α is constant independently of test temperature

IV. 結 言

種々の高強度鋼につき、引張諸性質と破壊靱性値 K_{IC} の関係を半理論的に求め、その関係が実験的に成り立つかどうかを調べた。その結果を要約すれば次のごとくなる。

(1) 高強度鋼の引張諸性質と破壊靱性値 K_{IC} の間には、つぎの関係が成立する。

$$K_{IC} = k \epsilon_f^n (7.16/d_f)^{1/5} [2 E d_f^3 \epsilon_f^{1-n} / 6.98 \times 10^3 \pi^2 k n (\alpha^6 + \alpha^4)]^{1/6}$$

$$\alpha = 0.978 d_f^{1/4}$$

† このことはつぎのようにして推測できる。すなわち $K_{IC}^* = \alpha K_{IC}$ であるから(16)式に α を掛けると K_{IC}^* を引張諸性質の関数として表わした式がつぎのように求まる。

$$K_{IC}^* = k \epsilon_f^n (7.16/d_f)^{1/5} [2 E d_f^3 \epsilon_f^{1-n} / 6.98 \times 10^3 \pi^2 k n (1 + \alpha^{-2})]^{1/6}$$

この式で K_{IC}^* がふたたび α に依存しているのは理論上矛盾しているが、その K_{IC}^* への寄与は小さく温度によって α がかなり変化しても K_{IC}^* の値そのものはほとんど変化しない。また Vishnevsky らのデータによると試験温度によって引張諸性質があまり変化していないので、上式からき裂発生抵抗 K_{IC}^* は温度によってさほど変化しないことがわかる。

(16) A.S. Tetelman and A.J. McEvily, Jr. : *Fracture of Structural Materials*, John Wiley & Sons, Inc. New York, (1967), 532.

(17) T.M.F. Ronald : *Met. Trans.*, 1(1970), 2583.

ここで n, k はそれぞれ加工硬化指数および加工硬化係数, ϵ_f は真破断ひずみ, d_f は引張試験片破断部の直径である。

(2) 実験に用いた 7 種類の高強度鋼 (K_{IC} は $260 \text{ kg/mm}^2 \cdot \sqrt{\text{mm}}$ 以下) については, 上記関係式から求めた K_{IC} の計

算値は破壊靱性試験で求めた実測値と比較的によく一致する。

(3) き裂発生抵抗 K_{IC}^* とき裂伝ば抵抗 K_{IC} の比 α は, 引張試験片破断部の直径 d_f に依存するとともに試験温度 (またはへき開破面の割合) にも依存すると思われる。