

(昭和 46 年 5 月日本造船学会春季講演会において講演)

脆性破壊発生クライテリアに関する考察

正員 金 沢 武* 三 村 宏**
 正員 町 田 進* 正員 宮 田 隆 司***
 正員 萩 原 行 人***

Critical Considerations on the Criteria for Brittle Fracture Initiation

by Takeshi Kanazawa, *Member* Hiroshi Mimura,
 Susumu Machida, *Member* Takashi Miyata, *Member*
 Yukito Hagiwara, *Member*

Summary

The current engineering fracture criteria K_c , Φ_c and ω_c^+ for brittle fracture initiation are critically reviewed analytically and experimentally.

The followings are obtained conclusively :

- (1) The fracture initiation in existence of residual stress, say due to welding performance, pre-loading etc., is explained equally well by Φ_c or ω_c^+ criterion, but not by K_c criterion.
- (2) Φ_c criterion is referred to qualifying examination as a fracture criterion throughout the small & large scale yielding regions. It is confirmed that COD test on small specimen can predict the fracture behaviour of large specimen or structural member.
- (3) The value of Φ_c is dependent on degree of triaxiality of stress or plastic constraint (notch acuity, plate thickness, structural constraint etc.) as well as temperature.

1 緒 言

鋼材の脆性破壊発生(不安定伝播開始)に関してこれまで工学的には Griffith-Irwin のエネルギー論的立場からの攻究が主として行われてきた¹⁾。Linear Fracture Mechanics と呼ばれ, Stress Intensity Factor K を破壊のパラメータとするこの理論は, 先在するクラック先端の塑性変形の大きさがクラック寸法に比して十分小さいような場合に限り有力な概念となり得るのであるが, 通常の構造用鋼では破壊発生に先立ち, 上記の意味において無視できぬ程度の塑性変形を生じる場合が多い。

このため軟鋼などの一般構造用鋼のような延性材料の破壊のクライテリオンとして Wells ら²⁾によつて提唱された破壊発生に伴うクラック開口変位 Φ をパラメータとする COD 説に関する研究も最近盛んに行なわれているようである。また越賀³⁾は引張条件下での塑性域の大きさ ω^+ (越賀は ρ^+ という記号を用いている) をクライテリオン量として考えることにより, 予荷重効果による破壊応力の上昇を巧妙に説明しており, ω_c^+ クライテリオンが実用的に有力な破壊条件であることを示唆している。

筆者らは脆性破壊発生の工学的破壊条件としての COD 説を K 概念および ω^+ 概念と Dugdale⁴⁾, Bilby ら⁵⁾の弾塑性クラックモデルを用いることによつて理論的に比較検討する。まず初期応力の一般的取扱い方を述べたあと, 溶接残留応力, クラック先端の降伏により残留する予荷重による残留応力の問題を代表例としてとり上げて考察する。

また試片切欠断面が全面降伏後に破壊するようなダブルノッチ試験片⁶⁾ (K_c あるいは ω_c^+ 概念が適用できな

* 東京大学工学部

** (株)新日本製鉄 基礎研究所

*** 東京大学工学系大学院

い) を用いて Φ_c を実測し、大型ディープノッチ試験の破壊応力を推定することによつて large scale yielding の状態での脆性破壊発生条件としての Φ_c 概念の実用性、妥当性を検討する。

さらに Φ_c という量はクラック先端の塑性ひずみの積分値的な意義を持つていると考えられるが、厳密な材料定数ではなく、クラック先端の多軸応力度やクラックの尖鋭度などの違いにより異なる値をとると考えられる。この点に関しても二、三の実験を行ない、それらの影響を調べる。

2 各種クライテリオンの比較検討

工学的見地から脆性破壊の発生を考える場合、クラック先端周辺の状態を表わす何らかの物理量をとれば、それが破壊の基準になり得るといっても過言ではない。Stress Intensity Factor K 、クラックの開口変位 Φ あるいは引張応力下の塑性域寸法 ω^+ などがその例として提起されているわけであり、 K, Φ, ω^+ が材料、温度、ひずみ速度などに依存する K_c, Φ_c, ω_c^+ となつたときに破壊が発生するというのが各クライテリオンの論旨である。

これら巨視的なクライテリオンは物理的な背景があることはあるが、必ずしも破壊機構の直接的な表現ではない。しかしながらこれらのクライテリオンによつて欠陥寸法と破壊荷重の関係が応力、温度の広い範囲にわたつて、簡単な計算あるいは測定によつて予想することができるならば工業的には充分であるといえる。三つの破壊条件を実用的見地から比較したのが Table 1 である。

Table 1 The Comparison of the feature of three criteria

Criterion		K_c	ω_c^+	Φ_c
適用範囲		小規模降伏 (small scale yielding) の場合のみ	全面降伏以後は適用不可	全ての範囲
測定		極く簡単	困難	簡単
予荷重、残留応力がある場合の破壊応力の推定		不適當	適當	
	計算手順	複雑	極く簡単	かなり簡単
	推定の原則	不明瞭	明瞭	やや不明瞭

K, Φ, ω^+ は各々その物理的内容が異なるにもかかわらず、破壊発生条件が $K=K_c$ あるいは $\Phi=\Phi_c$ といった同一の形式で表わされるので、同一試験片を用いて単純に引張つて低応力破壊させる場合には破壊条件としての優劣は判断できない。

しかし溶接残留応力や熱応力、あるいは繰返し荷重によるクラック先端の残留応力など初期応力が存在する場合や、その他力学的条件が単純負荷と異なる場合には、それを取扱う際の考え方にもよるが、どの破壊条件をとるかによつて単純な材料試験の結果からの破壊応力の推定値は異なつてくるために、相互に比較することによつて優劣の判断が可能になる。

3 残留応力および予荷重の影響

3.1 理論的解析の基礎

破壊応力の推定に用いる K_c, Φ_c などは溶接残留応力等の初期応力を受けていない単純な切欠試片によつて求められているものとする。

クラック先端の塑性域の寸法がクラック長さに比べて小さいときは、三つの破壊条件 K_c, Φ_c, ω_c^+ は互いに次式の関係があり、等価である。

$$\omega^+ \simeq K^2 / \sigma_Y^2, \quad \Phi \simeq K^2 / E \sigma_Y \quad (1)$$

ただし $\sigma \leq 0.6 \sigma_Y$

σ_Y : 降伏応力, E : ヤング率

ところが溶接残留応力が存在する場合や切欠付試片に引張荷重を与えた後、除荷する（以下このことを単に『予荷重』と呼ぶ）場合には破壊応力を与えられた K_c, Φ_c, ω_c^+ から推定する際にどの破壊条件をとるかが問題となる。

簡単のため以下の議論は無限板中に単一クラックが存在する場合についての式を用いてあるが、実験結果の解

析など実際の計算にあたっては有限幅の式を用いている。

i) K_c 概念による算定

溶接残留応力の影響は外応力 σ による K 値を K_o として次式によつて評価される⁷⁾。

$$\left. \begin{aligned} K &= K_o + K_r = K_c \\ K_r &= 2\sqrt{\frac{c}{\pi}} \int_0^c \frac{\sigma_r(x)}{\sqrt{c^2 - x^2}} dx \end{aligned} \right\} \quad (2)$$

ただし, σ_r : 切欠がない場合に切欠部に存在する溶接残留応力で負荷による残留応力の変化を考慮して定めらるべきものであり, (2) 式は切欠中心に関して対称な応力場の場合である。 c : 切欠長さの半分である。

K_c 概念をとる場合, (2) 式から明らかなように $K_o=0$ のとき, すなわち外荷重を加えなくても K 値が K_c 値に達することが可能であり, ある温度以下では溶接残留応力のみで破壊しうることを意味している。

切欠付試片に予荷重を与えると切欠先端には圧縮の残留応力が生じる。このような場合, 塑性域を含めた仮想クラックを考へて圧縮残留応力による負の K 値 (Barenblatt の cohesive force 的なもの) を考えることもできるが, 塑性変形を本質的には考慮に入れない K 概念のこの種の問題への適用はかなりの無理がある。

ii) Φ_c, ω_c^+ 概念による算定

Φ_c, ω_c^+ 概念では破壊条件は $\Phi = \Phi_c, \omega^+ = \omega_c^+$ で表わされ, ω^+ は引張応力下で破壊温度の降伏応力に達している塑性域寸法であり, Φ は破壊時の温度での負荷のみによつて生じたクラックの開口変位 (active COD) である。

この前提のもとに各種の場合につき, 以下のように Φ, ω^+ をパラメータとして破壊応力 σ を算定することができる。計算にあたってはバウシinger 効果やひずみ硬化を無視した Weertman^{3,8)} の模型を用いる。

クラック線上に任意の残留応力 $\sigma(x)$ が分布する場合 (Fig.1), Dugdale-Barenblatt モデルによれば塑性域を含めた仮想クラックについて, σ と $\sigma(x)$ による K 値と塑性域に作用する降伏応力 σ_Y による K 値とが相殺されねばならないという条件によつて塑性域寸法 ω が定まる。

例えば, 一様引張を受ける無限板中の単一クラックの問題に対しては次式で求められる。

$$\left. \begin{aligned} K(\sigma + \sigma(x)) &= K(\sigma_Y) \\ \text{ここに} \\ K(\sigma + \sigma(x)) &= \sigma \sqrt{\pi a} + 2\sqrt{a/\pi} \int_c^a \frac{\sigma(x)}{\sqrt{a^2 - x^2}} dx \\ K(\sigma_Y) &= 2\sqrt{a/\pi} \int_c^a \frac{\sigma_Y}{\sqrt{a^2 - x^2}} dx \\ &= 2\sigma_Y \sqrt{a/\pi} [\pi/2 - \sin^{-1}(c/a)] \end{aligned} \right\} \quad (3)$$

ただし $a = c + \omega$

$\sigma(x)=0$ の場合は良く知られているように

$$\left. \begin{aligned} c/a &= \cos(\pi\sigma/2\sigma_Y) \\ \omega(\sigma, \sigma_Y) &= c\{\sec(\pi\sigma/2\sigma_Y) - 1\} \end{aligned} \right\} \quad (4)$$

となる。

$\sigma(x) = \sigma_0$ (一定) の場合は (4) 式の σ_Y を $(\sigma_Y - \sigma_0)$ で置き換えればよい。すなわち, $K(\sigma) = K(\sigma_Y - \sigma_0)$ より ω は求められる。この場合の ω を $\omega(\sigma, \sigma_Y - \sigma_0)$ と表示することにする。

また (3) 式のような計算を経て算定する一般的な場合には便宜上 $\omega[\sigma + \sigma(x), \sigma_Y]$ と書くことにする。これは (4) 式において σ の代りに $\sigma + \sigma(x)$ とおくことを意味するものではないことを注意しておく。

$\sigma(x) = \sigma_0$ (一定) のとき $\omega[\sigma + \sigma_0, \sigma_Y] = \omega(\sigma, \sigma_Y - \sigma_0)$ となるわけである。

次に, クラック開口変位 Φ は Bilby ら⁵⁾ の転位分布模型を用いれば, 無限板中の単一クラックの問題の一般解は次のように得られる。ただし, 表示法は上記の ω の場合と同じである。

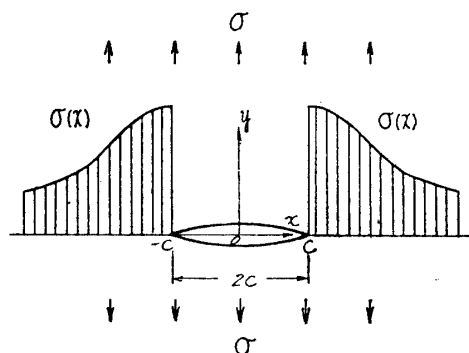


Fig. 1 Residual stress ahead of the crack tip

$$\Phi = \Phi[\sigma + \sigma(x), \sigma_Y] = \frac{8c\sigma_Y}{\pi E} \log(a/c) + \frac{4}{\pi E} \int_c^a \sqrt{a^2 - x^2} dx \left\{ \int_{-a}^a - \int_{-c}^c \right\} \frac{\sigma(\eta) d\eta}{(x-\eta) \sqrt{a^2 - \eta^2}} \quad (5)$$

ただし a は (3) 式で与えられる。

$\sigma(x)=0$ の場合は, (5) 式の他に Dugdale-Barenblatt のモデルに Muskhelishvili⁹⁾ が展開している二次元弾性論を用いて容易に解析解が得られる。

$$\Phi(\sigma, \sigma_Y) = \frac{8\sigma_Y c}{\pi E} \log\{\sec(\pi\sigma/2\sigma_Y) - 1\} \quad (6)$$

$\sigma(x)=\sigma_0$ (一定) の場合は ω と同様に $\Phi(\sigma, \sigma_Y - \sigma_0)$ で与えられる。

以上の算定式を用いて切欠先端に溶接残留応力や予荷重などの先在応力場が存在する場合の破壊応力の推定法を三つのクライテリオンについてのべる。

3.2 先在応力場の存在する場合の破壊応力の推定

切欠先端の先在応力場については以下にのべるようなそれぞれの場合に分けて考える。

Case (1) 予荷重を加えた試片を低温で再負荷し破壊させる場合

Case (2) 溶接残留応力のある場合や室温附近で負荷したまま低温で破壊させる場合

Case (3) 溶接残留応力および予荷重が重畳した場合

Case (4) 室温近くで負荷したまま低温にもつていき, 試験温度で除荷後再負荷して破壊させる場合

これらの負荷経路および最終負荷時の残留応力分布 ($\sigma(x)$) を Fig. 2 に模式的に示す。

計算式はいずれの場合も, 一般的に前節でのべた式で与えられるが, 残留応力が降伏応力に等しいときは破壊応力は簡単な式で求められることになるので, ここでは領域 I ($\sigma(x)=\sigma_Y$) と領域 II ($\sigma(x)<\sigma_Y$) に分けて考える。

Case (1): 予荷重 (σ^*, σ_Y^*) 後低温にして破壊した場合 (Fig. 2 (a))

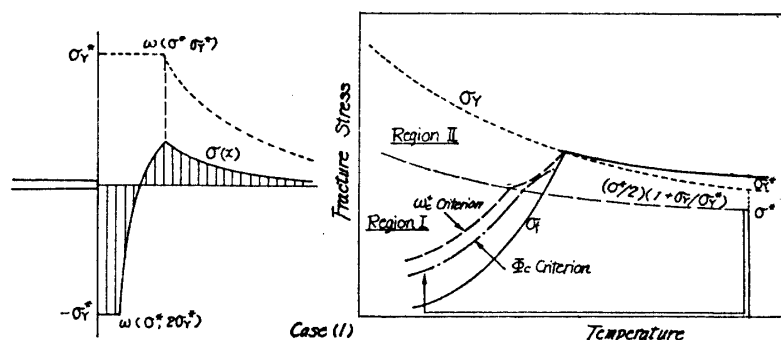


Fig. 2 (a) : fracture stress after pre-loading

Fig. 2 Schematic representation of fracture stress estimated from Φ_c and ω_c^+ criterion, and residual stress distribution ahead of the crack tip at final loading

この場合についてはすでに越賀³⁾が ω^+ 概念を用いて破壊応力を算定しているが, ここでは領域 II における破壊応力を算定する際, 予荷重による弾性応力も残留応力として考慮するため, 結果は少し異なってくる。

領域 I :

$$\left. \begin{aligned} \omega(\sigma, \sigma_Y + \sigma^*) &= \omega_c^+ \\ \Phi(\sigma, \sigma_Y + \sigma^*) &= \Phi_c \end{aligned} \right\} \omega < \omega(\sigma^*, 2\sigma_Y^*) \quad (7a)$$

領域 II :

$$\left. \begin{aligned} \omega[\sigma + \sigma(x), \sigma_Y] &= \omega_c^+ \\ \Phi[\sigma + \sigma(x), \sigma_Y] &= \Phi_c \end{aligned} \right\} \omega > \omega(\sigma^*, 2\sigma_Y^*) \quad (7b)$$

ただし σ^* : 予荷重の応力, σ_Y^* : 予荷重温度における降伏応力, σ : 破壊応力, σ_Y : その温度における降伏応力である。

Case (2): 溶接残留応力 (σ_r, σ_Y^*) がある場合 (Fig. 2 (b))

荷重履歴として, 室温近くで負荷したまま低温で破壊させる場合 (Case (2') Fig. 2 (c)) も取扱いは同じであ

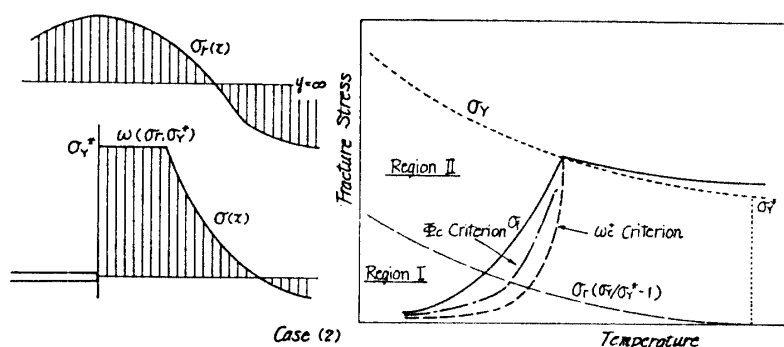


Fig. 2 (b) : fracture stress of specimen with welding residual stress

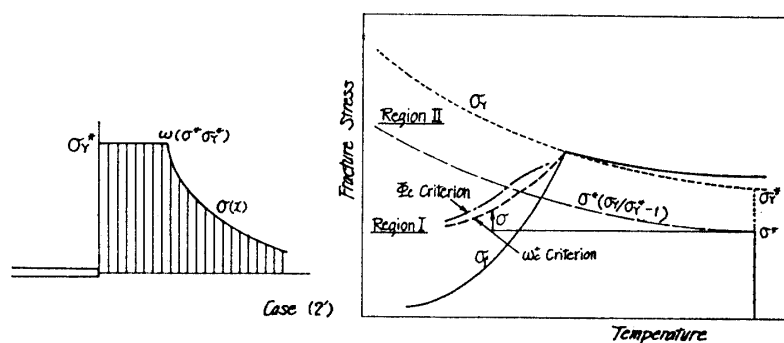


Fig. 2 (c) : fracture stress of specimen with residual stress by pre-loading

り、ただ溶接残留応力の代りに室温付近での負荷荷重 σ^* を用いればよい。

領域 I :

$$\left. \begin{aligned} \omega(\sigma, \sigma_Y - \sigma_Y^*) &= \omega_c^+ \\ \Phi(\sigma, \sigma_Y - \sigma_Y^*) &= \Phi_c \end{aligned} \right\} \omega < \omega(\sigma_r, \sigma_Y^*) \quad (8a)$$

領域 II :

$$\left. \begin{aligned} \omega[\sigma + \sigma(x), \sigma_Y] &= \omega_c^+ \\ \Phi[\sigma + \sigma(x), \sigma_Y] &= \Phi_c \end{aligned} \right\} \omega > \omega(\sigma_r, \sigma_Y^*) \quad (8b)$$

また K 概念では領域 I, II と

$$K_\sigma + K_r = K_c \quad (8c)$$

Case (3) : 溶接残留応力 (σ_r) および予荷重 (σ^*, σ_Y^*) が重畳した場合で、かつ $\sigma_r + \sigma^* < \sigma_Y^*$, $\sigma_r + \sigma < \sigma_Y$ の場合 (Fig. 2 (d))

領域 I :

$$\left. \begin{aligned} \omega(\sigma, \sigma_Y + \sigma_Y^*) &= \omega_c^+ \\ \Phi(\sigma, \sigma_Y + \sigma_Y^*) &= \Phi_c \end{aligned} \right\} \omega < \omega(\sigma^*, 2\sigma_Y^*) \quad (9a)$$

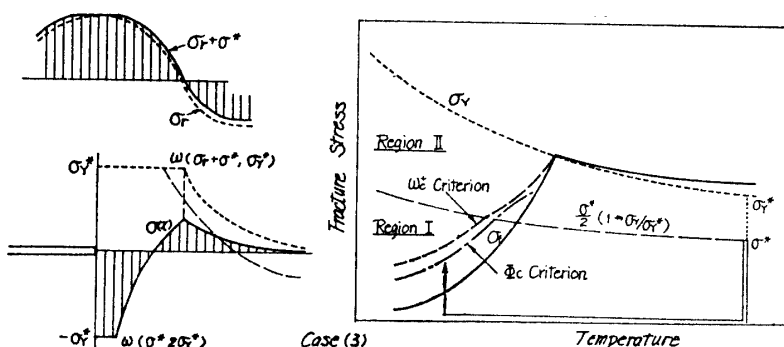


Fig. 2 (d) : fracture stress of specimen with welding residual stress after pre-loading

領域Ⅱ：

$$\left. \begin{aligned} \omega[\sigma+\sigma(x), \sigma_Y] &= \omega_c^+ \\ \Phi[\sigma+\sigma(x), \sigma_Y] &= \Phi_c \end{aligned} \right\} \quad \omega > \omega(\sigma^*, 2\sigma_Y^*) \quad (9b)$$

Case (4)：室温付近で負荷したまま低温にして試験温度で除荷後、再負荷して破壊させる場合 (Fig. 2 (e))

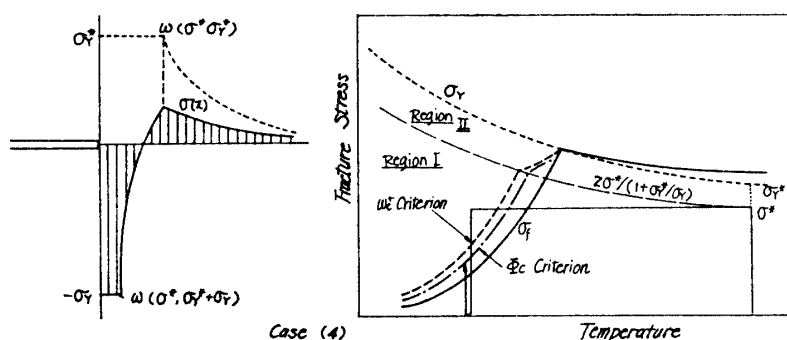


Fig. 2 (e) : fracture stress on compressing and stretching specimen with residual stress

領域Ⅰ：

$$\left. \begin{aligned} \omega(\sigma, 2\sigma_Y) &= \omega_c^+ \\ \Phi(\sigma, 2\sigma_Y) &= \Phi_c \end{aligned} \right\} \quad \omega < \omega(\sigma^*, \sigma_Y + \sigma_Y^*) \quad (10a)$$

領域Ⅱ：

$$\left. \begin{aligned} \omega[\sigma+\sigma(x), \sigma_Y] &= \omega_c^+ \\ \Phi[\sigma+\sigma(x), \sigma_Y] &= \Phi_c \end{aligned} \right\} \quad \omega > \omega(\sigma^*, \sigma_Y + \sigma_Y^*) \quad (10b)$$

3.3 実験的検討

以下の実験に用いた供試鋼の化学成分、機械的性質をまとめて Table 2 に示す。

初期応力の存在する場合の破壊実験を種々の荷重履歴を与えた両側切欠付引張試験片を用いて行なつた。供試鋼は Table 2 に示す Steel A および Steel B であり、それぞれの試験片形状は Table 3 に示すとおりである。実験結果の一例 (Steel A) を Fig. 3 に示す。荷重履歴は図示の三通り (前節でのべた Case (1), (2'), (4) に相当する) であり、いずれも -80°C で応力 σ_p まで負荷した後、それぞれの履歴に従い -196°C で破壊させたものである。図中の矢印の点は破壊応力 σ_f を表わす。Steel B についても同様な結果が得られている。

以上の実験結果から次のことがいえる。

(1) $\sigma_f(2') > \sigma_f(4) > \sigma_f(1) > \sigma_f$ (σ_p —一定)

Table 2 Mechanical properties and chemical compositions of the material used for testing

		Yield Point (kg/mm ²)	Tensile Strength (kg/mm ²)	Elongation (%)	Chemical Compositions (%)						
					C	Si	Mn	Mo	Cu	P	S
Steel A	Mild Steel (30% Cold Rolled)	51	62		0.19	<0.05	0.63		0.02	0.019	0.023
Steel B	Mild Steel	25.3	42.7	31	0.17	0.21	0.48	—	—	0.012	0.015
Steel C	Forgings	70	87	22	0.27	0.06	0.29	0.45	0.15	0.009	0.015
Steel D	Mild Steel	28	43	30	0.18	0.04	0.76	—	—	0.012	0.021

Table 3 Specimen size of side notched tension test under some stress cycles

		Plate Width (mm)	Plate Thickness (mm)	Notch Depth (mm)
Specimen I	Steel A	50	3	10
Specimen II	Steel B	90	10	20

ここで $\sigma_{f(1)}$, $\sigma_{f(2')}$, $\sigma_{f(4)}$ はそれぞれ Case (1), (2'), (4) の荷重履歴をとつたときの破壊応力であり, σ_f は素材の破壊応力である。この関係は前節でのべた破壊応力の算定式からも予想されることである。

(2) 予荷重レベル σ_p が高くなると, 破壊応力はいずれの Case とも大きくなる。このことは単純な計算式からは説明できないが, 例えば切欠の鈍化(notch blunting) やパウシンガー効果などを考慮すればある程度の傾向が得られると思われる。

(3) $\sigma_{f(4)}$ は σ_p より小さくなる場合がある。このことは例えば, 欠陥先端に溶接残留応力が存在するとその欠陥から圧縮荷重でも除荷時に脆性破壊が発生する危険性があることを示している。

3.4 考 察

K_c クライテリオンを形式的に適用すれば, 負荷しなくても, 試片を冷却する過程で残留応力が素材の破壊応力に等しくなる温度で破壊することになる。ところが実際には Fig. 3 の Case (2'), (4) の実験結果からもわかるように外荷重を加えない限り, 切欠部に予め引張応力があるだけでは破壊しない。このように, 複雑な場合に対して K_c クライテリオンを形式的に適用することには問題があると考えられる。

Φ_c , ω_c^+ クライテリオンに従えば Case (1), (2'), (4) の実験結果をある程度定量的に説明することができる。 Φ_c , ω_c^+ クライテリオンによる破壊応力の推定値は実験値よりわずかに小さくなるが, これは notch blunting, ひずみ硬化, パウシンガー効果などの 3.2 でのべた単純な計算では考慮していない諸因子によるものと思われる。しかし, 元来 Φ_c や ω_c^+ クライテリオンは厳密な破壊条件としてではなく, 工学的, 実用的な破壊条件として提案されたものであり, 単に実験結果と一致させるためにこれらの諸因子の影響を考慮したクライテリオンに修正することは本質的なこととは思われない。

Fig. 4 に Case (1), (2'), (4) についての破壊応力の実験値と計算値の比較を示す。この図中の Case (1) のデータには著者ら以外の実験結果^{8,10)} も引用してある。この図からわかるように, Φ_c クライテリオンと ω_c^+ クライテリオンによる推定値はわずかに異なっているが, いずれのクライテリオンでもかなり良く実際の破壊応力と一致している。すなわち, Φ_c や ω_c^+ クライテリオンに従えば初期応力が欠陥先端に存在するような構造要素の破壊強度を推定することができよう。

4 破壊条件としての COD 概念に関する実験的考察

Small scale yielding のときは K , Φ , ω^+ の間には一対一対応の関係があり (式 (1)), K_c , Φ_c , ω_c^+ クライテリオンは互いに等価であつて優劣を論ずることはできない。

しかし, K_c や ω_c^+ クライテリオンでは材料試験としての『 K_c 試験」や『 ω_c^+ 試験」において全面降伏後に破壊が生じた場合にはそのデータは無効 (no test) になるという問題がある。また, 『 ω_c^+ 試験」では ω_c の直接計測は困難であるという問題もある。その点, Φ_c 試験では全面降伏以前, 以後を問

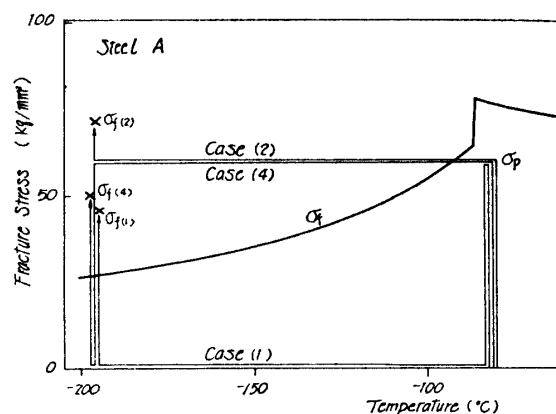


Fig. 3 Fracture stress after stress cycling (Steel A)

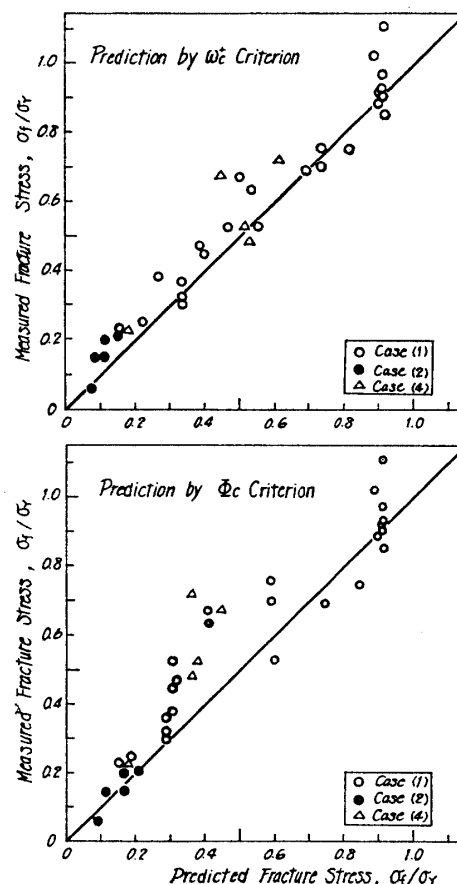


Fig. 4 Comparison between measured fracture stress and calculated one

わず実験的には測定が可能であり、また Φ_c 値の Arrhenius 型温度依存性が small scale yielding の場合だけでなく、全面降伏後に破壊した場合に対しても成り立つという注目すべき結果も得られている^{6,11)}。

著者らの実験によれば Φ_c 値は温度の他、ひずみ速度⁶⁾、拘束度(板厚も含む)、欠陥(クラック)の尖鋭度といった因子に対する依存性を適宜考慮する必要がある事実が認められた。

ひずみ速度については動的負荷によるものの他、従来伝播特性としてとらえてきた現象を「動的 Φ_c 値」の範疇に包含するという考え方も成り立ちうるという可能性を残しているが、当面、欠陥からの静的外力による発生の問題に限ることにしても、材料特性値の Φ_c に対する拘束度(多軸応力度)、欠陥(クラック)の尖鋭度の影響を無視するわけにはいかないという点はここで明確にしておく必要がある。

一方、 Φ_c 値が破壊特性の尺度として実用上、従来 K_I アプローチでは不可能であつた部分の解析が可能になった点は重視すべきである。

以下、上述した各点について詳しくのべる。

4.1 Φ_c 値の破壊特性値としての一義性

全面降伏後に破壊した場合も Φ_c 値が切欠深さによらず一定になるか否かを調べるために、Steel B でダブルノッチ試験片の切欠深さを 3 mm から 36 mm まで変えて実験した。またこの実験では同じ切欠深さに対してダブルノッチ試験片の二つの平行な切欠間隔をそれぞれ変えてある。板厚は 12 mm、板幅は 90 mm である。試験

温度は全ての試験片が全面降伏後に脆性破壊をおこすように選んだ。試験結果を Fig. 5 に示す。切欠間隔をかえても Φ_c 値には系統的な差はみとめられず、 Φ_c 値は図中の band 内におさまった。この結果から Φ_c 値はある程度のバラツキを考慮して切欠深さによらずほぼ一定の値になるといえる。

次に小型試片で全面降伏後に破壊するときの Φ_c を実測し、その値を用いて大型試片の破壊応力を推定し、実験結果と比較する。Fig. 6 (a) および (b) に示すような寸法を有する小型ダブルノッチ試験片とそれと同厚の大型ディープノッチ試験片を用いて実験した。供試材は

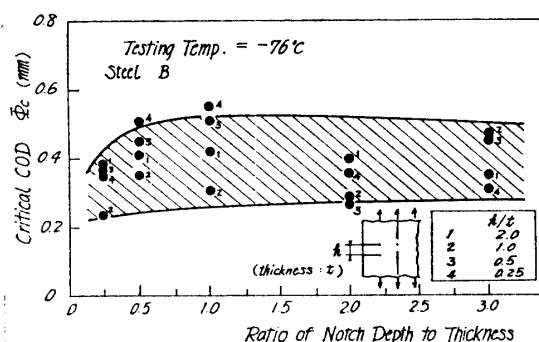


Fig. 5 Relation between Φ_c and dimensionless notch depth (Steel B)

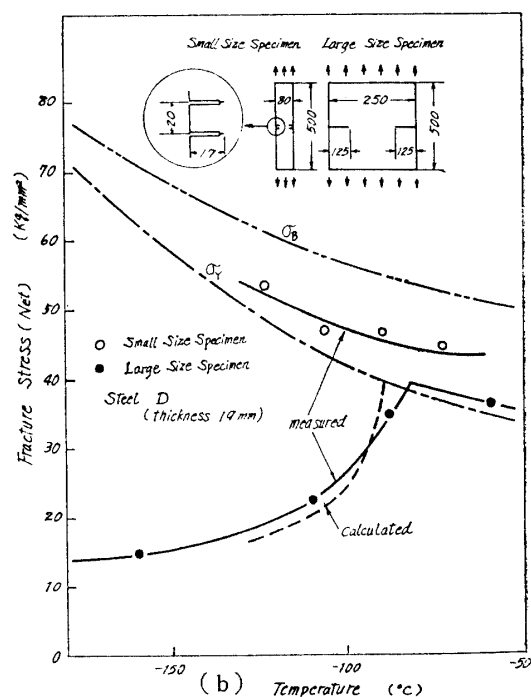
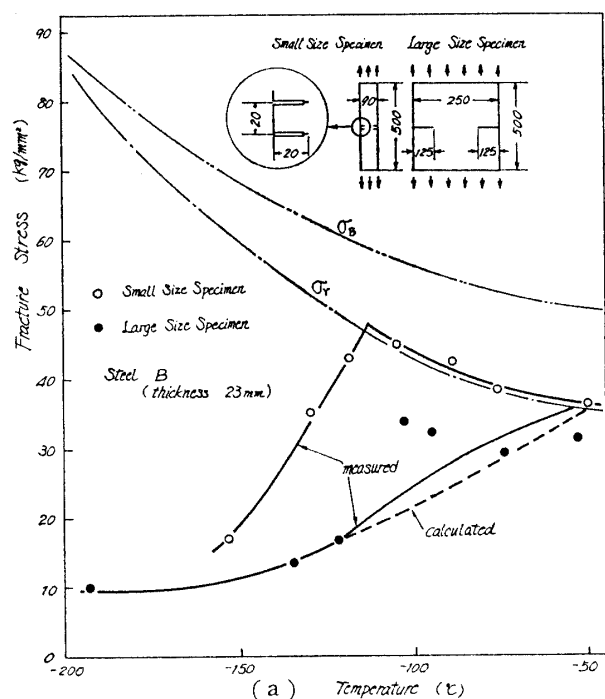


Fig. 6 Measured fracture stress curves of large and small size specimen
(a) Steel B, (b) Steel D

Steel B および Steel D である。結果を Fig. 6 に示す。

大型試片の破壊応力の低応力破壊—全面降伏後破壊の遷移温度は小型試片よりかなり高温側であり、そのため大型試片では低応力破壊するが、小型試片では全面降伏後に破壊する温度領域が存在する。この温度領域では小型試片の Φ_c の実測値をもとに Dugdale-Barenblatt モデルから計算した大型試片の破壊応力も図中に破線で示してあるが、実験値とかなり良く一致している。このことは一方は低応力破壊をし、他方は全面降伏後に破壊する場合も Φ_c 値はほぼ等しくなることを示している。

以上にみるように、大型試片や実際の構造物の破壊強度は、 Φ_c クライテリオンをとれば、小型試片で実測した Φ_c 値をもとに推定することができる。従つて、 Φ_c クライテリオンは全面降伏後に破壊するような小型試片を用いた材料試験を行なうことにより、実際の構造要素の脆性破壊強度が推定されるというきわめて有効な工学的クライテリオンであるといえよう。しかし、この結果はまだ二鋼種で得られたものであり、この点をさらに種々の鋼材で検討する必要があると思われる。

また、 Φ_c 値が破壊応力の遷移温度付近で急激に増加するという実験結果も報告されており^{12,13)}、このことは Φ_c が引張試片の形状によらずほぼ一定になるということに対して一つの問題を与えるが、この点についても併せて検討する必要がある。

4.2 切欠尖鋭度の影響

前にものべたように予荷重レベルが高くなると破壊応力が高くなるという現象がみとめられるが、これは一つの要因として notch blunting が考えられる。そこでダブルノッチ試験片を用いて全面降伏後の Φ_c 値に及ぼす切欠尖鋭度の影響を調べた。結果を Fig. 7 に示す。

この図からわかるように切欠半径が大きくなると Φ_c 値は急激に増大する傾向にある。この傾向は試験温度が高いほど大きい。従つて予荷重レベルが高い場合の破壊応力を推定するときには、何らかの形でこの切欠尖鋭度の影響を考慮する必要がある。また、現実的に切欠半径が最も小さいと考えられる疲労クラックを入れた試片での実験を行ない、材料試験として COD の試験に要求される切欠半径を調べることも必要であろう。

4.3 拘束の影響

Φ_c 値に及ぼす拘束の影響を調べるために、Fig. 8 に示すような形状をもつ大型ディープノッチ試験と切欠先端の拘束が強いと考えられる円周切欠丸棒試験を行なった¹⁴⁾。供試材は Steel C であり、板厚は 20 mm である。試験結果は同図に示してあるが、大型ディープノッチ試験の Φ_c 値は破壊応力から Dugdale-Barenblatt モデルを用いて推定したものであり、円周切欠丸棒の Φ_c 値は切欠部にとりつけた治具で丸棒の切欠部の相対変位を実測したものである。従つて切欠先端に換算した場合円周切欠丸棒の Φ_c 値は Fig. 8 よりも小さくなる。しかし、Fig. 8 によつても Φ_c は円周切欠丸棒の方が大型ディープノッチ試験よりも小さくなっている。これは円周切欠丸棒の方が切欠先端はかなり拘束（多軸応力度）が強いと考えられる。

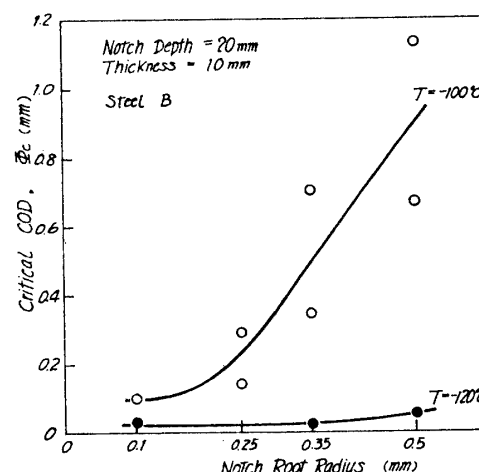


Fig. 7 Effect of notch acuity on Φ_c (Steel B)

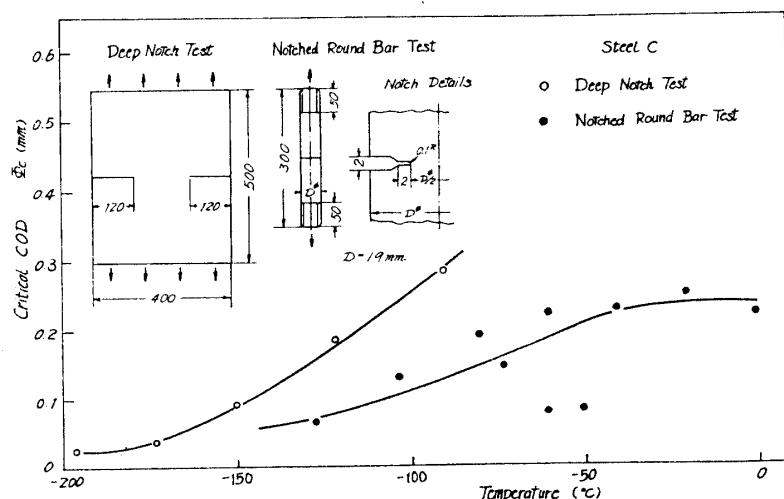


Fig. 8 Critical COD vs. testing temperature for Deep Notch Test and Notched Round Bar Test (Steel C)

6 結 論

三つの工学的破壊条件, K_c, Φ_c, ω_c^+ の検討を行ない, 次のような結論が得られた。

- (1) 溶接残留応力や予荷重などの初期応力が欠陥の先端に存在する場合の破壊強度は Φ_c, ω_c^+ クライテリオンでかなり良く推定することができる。しかし, K_c クライテリオンの形式的適用では説明できない。
- (2) Φ_c クライテリオンは small scale yielding の場合のみならず, large scale yielding の場合にも適用でき, 小型の COD 試験により得られる Φ_c 値をもとに大型試片の破壊強度を推定することができる。
- (3) Φ_c 値は温度の他に, 多軸応力度や試片の幾何学的拘束 (切欠の尖鋭度, 板厚, 構造的拘束など) に依存する量である。

謝 辞

本研究にあたっては, 日本造船学会溶接研究委員会第一分科会ならびに日本溶接協会 TM 委員会の委員各位から有益なご教示とご討論をいただいた。ここに深甚なる謝意を表する。また本研究の一部は河上記念財団より著者の一人 (町田) によせられた研究助成によるものであることを付記して同財団に感謝の意を表する。

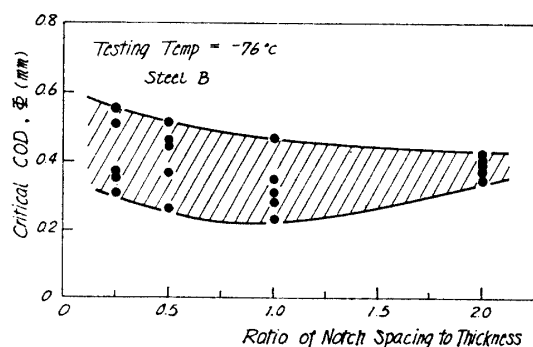


Fig. 1-A Relation between Φ_c and dimensionless notch spacing (Steel B)

APPENDIX. ダブルノッチ試験法の検討

Φ_c 値に及ぼすダブルノッチ試験片のノッチ間隔 (平行な二つのノッチの間隔) の影響を全面降伏後の破壊実験を行なつて調べた。結果を Fig. 1-A に示すが, ノッチ間隔を板厚の 1~2 倍程度にとれば, Φ_c 値に及ぼす影響はほとんどないと考えられる。

参 考 文 献

- 1) G. R. Irwin: In "Handbuch der Physik" 6 (1960) 551—590, Springer, Berlin.
- 2) A. A. Wells: "Application of fracture mechanics at and beyond general yielding" Bri. Weld. J. 10 (1963) 563
- 3) F. Koshiga: "A proposed Mechanism of Brittle Fracture Initiation Influence by Overstressing Techniques in Terms of Dugdale Model" I.I.W. Doc. X-566-70 (1970)
- 4) D. S. Dugdale: "Yielding of Steel Sheet Containing Slits" J. Mech. Phys. of Solids 8 (1960) 100
- 5) B. A. Bilby, A. H. Cottrell & K. H. Swinden: "The Spread of Plastic Yield from a Notch" Proc. Roy. Soc. A 272 (1963) 304
- 6) T. Kanazawa, S. Machida, S. Momota & Y. Hagiwara: "A Study of the C.O.D. Concept for Brittle Fracture Initiation" Proc. 2nd Int. Conf. on Fracture, (Brighton 1969) 1
- 7) 金沢 武, 大庭 浩, 町田 進: 「溶接残留応力が脆性破壊伝播におよぼす影響について」造船協会論文集, 109 (1961) 359
- 8) J. Weertman: "Rate of Growth of Fatigue Cracks Calculated from the Theory of Infinitesimal Dislocations Distributed on a Plate" Int. J. Fracture Mechanics, 2 (1966) 460
- 9) N. I. Muskhelishvili: Some Basic Problems of the Mathematical Theory of Elasticity, Noordhoff, Groningen, Holland, (1953) 340
- 10) 酒井啓一, 飯野 暢: 「き裂つの変位挙動と脆性破壊の発生」造船学会論文集 127 (1970) 227
- 11) F. Koshiga & K. Ishihara: "A Preliminary Study of COD Concept for Brittle Fracture Initiation" IIW Doc. X-465-68 (1968)
- 12) M. Iino & H. Mimura: "Study on Fracture Initiation in Normalized and Cold-worked Mild Steel" Trans. Japan Inst. Metal. 11, No. 1 (1970) 3
- 13) O. Vosikovski: "Displacements and Strains at Crack Tip" Int. J. Fracture Mechanics 4 (1968) 319
- 14) 東大, 船舶: 「平面歪条件下での脆性破壊発生特性について (その1)」日本造船学会溶接研究委員会第一分科会資料 1—136—70