◀ 資 料 ▶

日本における溶接構造物の脆性破壊発生に
関する研究 (その2)*

木 原 博** 佐 藤 邦 彦** 豊 田 政 男**

Researches on Brittle Fracture Initiation of Welded Steel
Structure in Japan (Part 2)*

by Hiroshi Kihara**, Kunihiro Satoh** and Masao Toyoda**

1. ま え が き

“その1”においては, 溶接構造物に生ずる低応力脆性破壊の再現実験と溶接継手の諸因子が, その脆性破壊強度におよぼす影響について, これまでなされてきた実験をもとにして述べてきた。一方脆性破壊の発生に注目されて以来, 破壊発生条件を求めるための努力が多くなされてきた。また破壊発生 の criterion を明らかにする必要性が構造物の強度設計の点からも求められている。脆性破壊発生 の criterion に関する研究も微視的な面から巨視力学的・工学的な面までの広きにわたっている。巨視的には, 切欠の存在を仮想し, 脆性破壊発生を支配するものはき裂先端付近の応力やひずみの状態であるといえる。これらの状態を代表するあるパラメータが材料固有の臨界値に達するとき裂の進行が始まるというのが破壊発生 の criterion に対する基本的な考え方である。これは応力が降伏点に達すると塑性変形を開始するという考え方と類似している。

工学的見地からは破壊発生 の基準となるパラメータは容易に大きさが求まり, あるいは計測できることが望ましい。このような parameter として Griffith-Irwin 流の考え方に立つひずみエネルギー解放率あるいは K -value や crack opening displacement (COD) および tensile yield stress zone ρ^+ などが提案されておりそれについての多くの研究がなされてきている。

本報 “その2” においてはこれらの脆性破壊発生 の criteria に関して簡単に言及し, さらに溶接構造物の脆

性破壊発生挙動についてなされている破壊力学的考察の現状を述べる。

2. 脆性破壊発生 の criterion に関する
破壊力学的考察

2.1 切欠材の引張特性

切欠を有する鋼材の引張試験たとえば deep notch test などを種々の試験温度で行なう場合の破壊応力と温度の関係について考える。“その1”の Fig. 8 の (I) (II), (III), に示したように切欠材の破壊応力と温度の関係は一般に3つの領域に分けられる。region (I) は破壊応力とその温度の降伏応力よりも小さいいわゆる低応力脆性破壊領域である。region (II) は net-fracture stress はほぼ降伏応力に等しく全面降伏はしているが破面は結晶状破面を呈している, いわゆる高応力脆性破壊領域である。この region (II) は軟鋼においてとくに顕著に認められ, “その1”の Fig. 8 にも示したように HT-60 などの高張力鋼ではこの region (II) の温度領域は非常に狭い。region (III) は net-fracture stress も引張強さにほぼ等しくなり, 切欠先端から延性破壊を生ずる領域である。

2.2 Griffith-Orowan-Irwin の理論

Griffith^{36), 37)} は1920年頃ガラスの破壊応力が理想材料の破壊応力に比べて著しく小さくなる理由を説明するために, エネルギー条件を用いて破壊応力を計算している。Griffith の考え方はき裂が増加する場合のエネルギー増分とそのときの新しい表面を作るための表面エネルギー増分の大小で, 破壊伝播が決まるというものである。無限板に長さ $2c$ のき裂があり, 一様な外引張力 σ をうけているとき, き裂が $2dc$ だけ増加するとひずみエネルギー

*原稿受付 昭和47年10月11日

**正 員 大阪大学溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute, Osaka University.

ギ増加量 dW_h は

$$dW_h = \frac{\kappa+1}{4G} \pi \sigma^2 c dc \quad (2-1)$$

ここで

$$\kappa = \begin{cases} (3-\nu)/(1+\nu) & (\text{平面応力}) \\ (3-4\nu) & (\text{平面ひずみ}) \end{cases}$$

表面エネルギー増加量 dW_s は

$$dW_s = 4\gamma_s dc \quad (2-2)$$

で与えられる。 γ_s は単位面積当りの true surface energy である。Griffith の条件によると破壊応力 σ_F は

$$\sigma_F = \sqrt{\frac{8\mu}{\kappa+1} \cdot \frac{2\gamma_s}{\pi c}} \quad (2-3)$$

となる。 μ は縦弾性係数である。

この条件は弾性き裂伝播の条件であり、き裂伝播発生にはき裂先端で理論的結合力に達する必要があるこの条件を満たす応力 σ_F を求めると

$$\sigma_F = \sqrt{\frac{2E\gamma_s}{\pi c} \left(\frac{\pi\rho}{8a_0} \right)} \quad (\text{平面応力}) \quad (2-4)$$

となる。ここで ρ は切欠先端半径 a_0 は原子間距離である。工学的に脆性破壊を問題にする場合き裂として自然 crack を想定すれば $\pi\rho < 8a_0$ であり、この場合には Griffith の条件式 (2-3) がき裂伝播開始の必要条件となる。

ところでこの Griffith の理論は完全弾性体のき裂伝播条件を与えるものである。実用の材料では塑性変形を生じる。き裂の伝播にともなう塑性変形の存在に E. Orowan³⁸⁾ は注目し、き裂伝播に必要な仕事を $(\gamma_s + S_i)$ (S_i : plastic Surface energy) で与えた。結局 Griffith の式は

$$\sigma_F = \sqrt{\frac{2E(\gamma_s + S_i)}{\pi c}} \quad \text{平面応力} \quad (2-5)$$

と修正される。Irwin³⁹⁾ も Orowan とは別にき裂伝播にともなう塑性仕事の重要性を指摘し、塑性仕事を表面エネルギーに加算すべきであると考えている。通常は $\gamma_s \ll S_i$ であるので (2-5) は

$$\sigma_F = \sqrt{\frac{2ES_i}{\pi c}} \quad (2-6)$$

となる。Irwin の式

$$\sigma_F = \sqrt{\frac{EG_c}{\pi c}} \quad (2-7)$$

において

$$G_c = 2S_i \quad (2-8)$$

とすると、両者は全く同一となる。 G_c は限界ひずみエネルギー解放率 (critical strain energy release rate) あるいは crack-resistance force である。Kihara, Ikeda, Akita⁸⁾ は deep notch test で低温脆性破壊を生じさせ Griffith-Orowan の条件式について検討を行

なっている。deep notch test の場合 S_i は破壊応力 σ_F から有限板の補正を行ない次式で求められる。

$$\left. \begin{aligned} S_i &= \frac{\pi [f(r)\sigma_F]^2 l}{2E} \\ f(r) &= \sqrt{\frac{2}{\pi r} \tan \frac{\pi r}{2} + 0.1 \sin \pi r} \\ r &= c/b \end{aligned} \right\} \quad (2-9)$$

Griffith-Orowan の条件を満足するときには (2-9) 式より $f(r)\sigma_F$ と $1/\sqrt{l}$ が直線関係となる。Fig. 1 は

Fig. 1 修正グロス応力と $1/\sqrt{l}$ (切欠長さ) との関係⁸⁾

Kihara らの実験における $f(r)\sigma_F$ と $1/\sqrt{l}$ の関係を示したもので、Griffith-Orowan のエネルギー条件は general yield しない低応力での脆性破壊の発生を支配することがわかる。

このような Griffith-Irwin の条件式は塑性表面エネルギー S_i なる量を導入することによって実用材料で、general yield を十分に下回るような応力下で生ずる脆性破壊に対して適用され、脆性破壊の予知などに活用されている。

2.3 Stress Intensity Factor K

Griffith-Irwin のエネルギー条件式は通常の金属材料に適用可能であることがわかったが、個々の問題への応用という点ではエネルギー解放率の計算が困難であるなどの不便さを免れなかった。しかしこれは Irwin⁴⁰⁾ が提案した Stress Intensity factor の概念を導入することによってかなり克服されるにいたっている。

無限板に長さ $2c$ のき裂が存在し外力 P をうけているとき、き裂近傍での応力は

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \frac{K}{\sqrt{\pi r}} f_{ij}(\theta) \quad (2-10)$$

で表わされる。切欠近傍の応力は $1/\sqrt{r}$ に比例する特性を示し、 K は切欠形状を外応力のみ関数で、座標の r, θ には無関係の量である。無限板が一様外応力 σ をう

けているときの K -値は

$$K = \sigma \sqrt{\pi c} \quad (2-11)$$

で与えられる。Irwin はこの stress intensity factor K を導入することによって破壊理論との関連づけを行った。

Stress intensity factor K とひずみエネルギー解放率 G との間には

$$G = \frac{\pi + 1}{8\mu} \cdot K^2 \quad (2-12)$$

なる関係にあり, $G = G_c$ なる Irwin の脆性破壊に対するエネルギー条件式は $K = K_c$ なる条件式と同等である。したがってこの Irwin が提唱した $K = K_c$ なる脆性破壊発生条件の適用可能性は Fig. 1 の結果からも十分に知ることができる。

K -concept を用いて構造物の強さを予測する場合まず (1) K_c の決定と (2) その構造物に対する K の理論値の決定の2つの手順が必要である。 K_c を決定する破壊靱性試験の方法や結果の解析については ASTM で多く資料が発表されている^{41), 42)}。

K を求めるには弾性解析によるわけであるが平面問題面外せん断問題については Ishida⁴³⁾, Bowie⁴⁴⁾, Sih⁴⁵⁾ などにより多くの解析的手法が示されている。立体問題については現在のところ有限要素法を用いるほか実用的な一般解法はないといえる。Y. Yamamoto⁴⁶⁾ は, 解析的手法と有限要素法とを組合せ, 精度のよい解を得る方法を提案し立体構造における K -value を求めることを試みている。

$K = K_c$ という破壊発生条件は完全弾性としての取扱いであり, 実用上の材料ではき裂先端で塑性変形を生ずる。そのき裂先端の塑性域の大きさが小さければ塑性域内の応力やひずみも K によってほぼ一意的に定まり $K = K_c$ という条件は適用が可能である。Irwin は塑性域の存在を考慮して K -value の補正を提案している。それによると弾性状態のき裂線上の応力が降伏応力と等しくなる位置までのき裂先端からの距離を r_Y とするとき有効き裂長さを $2(c + r_Y)$ であると考えて K を求めればよい。このような modified K -value を用いるとデータのバラツキを著しく減少させることができることを Irwin は示している。

2.4 Crack Opening Displacement COD

Irwin の K -concept は本質的に small-scale yielding の範囲という制約があり, 高応力下の破壊挙動や小型の切欠付試験片による実際の構造物の破壊挙動を定量的に予測する上で無力となる場合が多い。これの打開策として, Wells や Cottrell によって提案されたのが先なき裂先端の開口量 (COD) がその材料のある限界値に達すれば破壊するという COD-concept である。

COD-concept においても K -concept と同じように構造物の強さの予測には (1) 限界 COD 値 Φ_c の決定と (2) その構造物に対する COD 値 Φ の決定の2つの手順をへる。この COD-concept の基本的な特質は構造物の使用温度において小型の切欠試験片によって求めた限界 COD 値がたとえ試験片の全面降伏以降に得られたものであってもそのまま実際の構造物に適用できることと, その限界 COD 値が K_c -value などと異なり直接計測できることの2点である。

構造物の COD 値の計算方法としては DM-model や BCS-model などが提案されておと, これは本質的には弾性問題にすりかえる近似手法であり, K -value の計算方法がそのまま適用される。これらの model がき裂先の正しい COD 値を与えているという保証はないが実験的にその妥当性が確かめられている。Fig. 2 は Akita

Fig. 2 Deep notch 試験片のグロス応力とき裂開口変位の関係の実験値と計算結果の比較⁹⁾

Fig. 3 破壊応力より計算した Φ_c と実測した Φ_c との比較⁵⁸⁾

ら⁹⁾が行なった deep notch test の実験における COD 値と BCS-model を使った理論計算とを比較したものである。Fig. 3 は Kanazawa ら²⁷⁾の実験における破断荷重から計算した COD 値と実測の COD 値とを比較したものである。両図ともに弾性クラックモデルによる COD の計算の妥当性を証明している。

D. B. C. Smodel によると長さ $2c$ の切欠をもつ無限板が一樣な引張外力をうけるときの Crack opening displacement Φ は

$$\Phi = \frac{(1+\kappa)}{\pi\mu} \sigma_Y c \cdot \ln\left(\frac{\pi\sigma}{2\sigma_Y}\right) \quad (2-13)$$

で与えられ、 $\sigma \ll \sigma_Y$ の場合には

$$\Phi = \frac{\mu}{\sigma_Y} = \frac{K^2}{\sigma_Y E} \quad (\text{平面応力}) \quad (2-14)$$

なる関係に帰するので Φ と K とは 1 対 1 の対応関係にある。したがって、 $\sigma \ll \sigma_Y$ の領域では K と同様の意味で Φ もよい parameter であることがわかる。高応力領域でも COD 値がき裂先端の状態を一意的に表わすパラメータであるかについては理論的には自明でなく、実験的検証によるしか方法がない。現時点では限界 COD 値 Φ_c の一義性に関する実験が多く行なわれている。

限界 COD 値の評価方法については英国での CODA panel⁴⁷⁾ で曲げ試験による研究が積極的に進められている。欧州では Niblink 試験法がかなり用いられている。日本でも Koshiga⁴⁸⁾ が切欠引張試験における荷重・変位曲線を用いて作図的に Φ_c を決定する方法を提案し、

Kanazawa ら⁴⁹⁾ は二重切欠試験片 (Double notch specimen) による dummy notch 法を提案している。

Fig. 4 は Kanazawa ら⁵⁰⁾ の実験結果であり、大型試験の破壊応力を全面降伏を起こしているような小型の二重切欠試験片から得られた Φ_c を用いても予測できることを示している。

Fig. 5 (c) は Kanazawa ら⁵⁸⁾ の実験結果を示したもので Fig. 5 (a) に示す切欠曲げ試験から得られた限界 COD 値および Fig. 5 (b) に示す引張試験において得られた限界 COD 値を試験温度に対してプロットしたものである。曲げ試験でも引張試験でも一定温度に対する限界 COD Φ_c はほぼ同じ値を示している。これらの結果は Φ_c 値が破壊特性値としての一義性を有していることを示している。

このように COD-concept 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 値をもとに大型試験片の破壊強度を推定できるので、その応用範囲は広い。

2.5 Size of Tensile yield zone ρ^+

COD-concept は物理的根拠はともかくとして、鉄鋼のような実用材料に対して Irwin 流の線型破壊力学の適用がかなり制約をうけていることを考えると、最も有力な手掛りの 1 つであり、単純引張試験結果ではその有効性が示されている。ところがこの COD-concept はあ

Fig. 4 小型引張試験片より推定した破壊応力と大型試験片における実験値との比較⁵⁰⁾

Fig. 5 切欠曲げおよび小型引張試験における限界 COD 値と温度の関係⁵⁸⁾

Fig. 6 限界開口変位量 COD₂ におよぼす予荷重による開口変位量 COD₁ の影響⁵¹⁾

くまでも実用上の便法であり, 新しい問題に際してはこの点を認識しておく必要がある。

切欠付試験片を室温で予荷重, 除荷を行なえば virgin

材を単調増加荷重によって破壊された場合よりも破壊応力が高くなることを“その1”の3項で述べた。予荷重の効果を COD-concept で考える場合予荷重によって生ずる開口変位 COD₁ が問題となる。Sakai, Iino⁵¹⁾ は予荷重によって生ずる COD₁ と除荷後の限界開口変位量 COD₂ とを実験で求めており, その結果を Fig. 6 に示す。予荷重を行なわない試験片の限界開口変位 ϕ_c と比較して COD₁ $\ll$ ϕ_c のとき COD₁ + COD₂ = const. であるが COD₁ が ϕ_c に近い値となると COD₂ $\approx$ ϕ_c としてよいと考えられるようである。このように COD-concept では, 予荷重による残留 COD の取扱いに問題が残る。

Koshiga⁵²⁾ は同じ予荷重の効果を COD 説のような取扱い上の仮定をせずに, その機構説明をできるものとして引張状態にある塑性域の寸法 ρ^+ を基準にし, その ρ^+ がある一定値 ρ_c^+ に達すると破壊が生ずるという criterion を提案している。単純な負荷試験においては ρ^+ と COD とは全く一対一の関係にあり, ρ^+ も COD と同じ意味において有効なパラメータといえるわけである。長さ $2c$ の切欠を有する無限板では ρ^+ と ϕ との関係は

$$\phi = \frac{(1+\kappa)}{\pi\mu} \sigma_Y c \ln \left(\frac{c+\rho^+}{c} \right) \quad (2-13)$$

となることが Dugdale model を用いて求められる。

ρ^+ -concept の特徴として, ρ^+ の推定が比較的容易で構造物の強度推定が容易であるが, 材料試験的に ρ_c^+ 値を求めるにあたって試験片が全面降伏を起してはならないという制約がある。

Table 1 三つの破壊発生 criteria の比較⁵⁰⁾

Criterion	K_c	ρ_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	不適当	適当	
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

2.6 各種 Criteria の適用限界

破壊発生 の criteria となりうるパラメータとしてはき裂先端周辺の状態を一意的に表わす物理量をとればよいわけで物理的意味はともかくも工学的にはその物理量が破壊の基準になりうるといえる。それらの物理量を代表するものとして stress Intensity Factor K , Crack Opening Displacement ϕ や size of tensile yield zone ρ^+ などが提案されてきた。

Kanazawa ら⁵⁰⁾ は $K=K_c$, $\phi=\phi_c$, $\rho^+=\rho_c^+$ の3つの criteria を実用的な見地から比較を行ない、とくに残留応力や予荷重の影響についての考察を行なっている。Table 1 はその比較例を示したものである。3つの破壊発生 の criteria は同一試験片を単純に引張った状態で低応力破壊させるときにはその優劣は判断できない。しかし、溶接残留応力や予荷重を加えた場合のように単純負荷と異なる場合には、その取扱い方、破壊条件によって破壊応力の推定値は異なってくる。

3. 溶接構造物の脆性破壊に関する破壊力学的考察

3.1 K -approach

本項では Griffith-Orowan-Irwin の理論による脆性破壊発生に関するエネルギー条件に関係した考察について述べる。

(1) Residual stress

Wells⁵⁾ は“その1”の Fig. 4 に示した実験結果を説明するために残留応力の測定を行なうとともに、溶接部を横切ってスリットを入れた場合のスリットの開きを測定し、これらをもとにき裂が伝播した場合のひずみエネルギー解放率 (strain energy release rate) を求めている。Fig. 7 にそれらの実験結果を示してある。Masubuchi⁶⁾ は、応力分布から理論的に dislocation および strain energy release rate を推定しており、Fig. 7 に示すように実験値とよく一致している。Fig. 8 は残留応

力のある材に外力をかけた場合のき裂長さ a とひずみエネルギー解放率の関係を Fig. 7 の解析から概念的に描いたものである⁶⁾。Griffith-Orowan の理論を適用し、表面塑性エネルギーを W_p とすると、 $\sigma_1 < \sigma < \sigma_3$ では partial fracture が生じ $\sigma > \sigma_3$ ではき裂発生と同時に全面破壊に到る single stage-fracture が生ずると説明している。このように Griffith-Orowan の理論を用いて、Wells-Kihara test における破壊挙動についての定性的考察がなされている。

Kanazawa ら⁵⁰⁾ は、Irwin が提案した K -value を用いて残留応力場のひずみエネルギー解放率 G を求めている。この方法によるとき裂先端の応力場さえ与えられれば簡単な計算で求められる。残留応力場の K -value を求めるには結局切欠をつける前にき裂内面にあらかじめ存在していた残留応力と絶対値が等しく符号の異なる応力を加えた場合の K を計算すればよい。

Fig. 9 は Kanazawa らの計算の一例であり、有限板に矩形形の残留応力が存在する場合のひずみエネルギー解放率とき裂長さの関係を示している。Fig. 8 の Kihara らの概念図と同じ傾向になっている。

以上の K -approach による考察は静的なもので、実際は動的であり、問題はのこるが残留応力場の破壊挙動を定性的に説明することはできる。しかし、この K -approach によると残留応力場では外力 = 0 でも破壊が生ずることになり、また塑性変形を本質的には考慮に入れてない K -approach ではこの種の問題への適用にはかなりの無理がある。

(2) Angular distortion and residual stress

“その1”の3項において角変形およびそれに残留応力が重畳した場合の脆性破壊強度について述べた。Kihara ら^{11), 12), 35)} はそれらの結果について破壊力学的考察を加えて破壊応力の推計を行なっている。Kihara, Kanazawa ら¹¹⁾ によると Fig. 10 に示すような角変形付試験片の K_{I0} は引張荷重による K_P と曲げによる K_B

Fig. 7 残留応力分布—クイチガイ—ひずみエネルギー解放率間の関係⁶⁾

の和として与えられ, 次式のようになる.

$$\left. \begin{aligned} K_{IC} &= K_P + K_B \\ K_P &= \left(\frac{1.2\pi}{\Phi^2 - 0.212 \left(\frac{\sigma}{\sigma_r} \right)^2} \right)^2 \cdot f(r) \sigma t_1^{1/2} \\ K_B &= \left(\frac{1.2\pi}{\Phi^2 - 0.212 \left(\frac{\sigma}{\sigma_r} \right)^2} \right)^2 \cdot \frac{Y_B}{\sqrt{1.2\pi}} \frac{6e}{t} \sigma t_1^{1/2} \\ \Phi &= \int_0^{\pi/2} \sqrt{1 - \left(\frac{C^2 - t_1^2}{C^2} \right) \sin^2 \theta} d\theta \\ f(r) &= \sqrt{\frac{2t}{\pi t_1} \tan \frac{\pi t_1}{2t}} \end{aligned} \right\} \quad (3-1)$$

$$\left. \begin{aligned} Y_B &= 1.99 - 2.47 \left(\frac{t_1}{t} \right) + 12.97 \left(\frac{t_1}{t} \right)^2 \\ &\quad - 23.17 \left(\frac{t_1}{t} \right)^3 + 24.80 \left(\frac{t_1}{t} \right)^4 \end{aligned} \right\}$$

残留応力が存在する十字継手の場合には

$$\left. \begin{aligned} K_{IC} &= K_P + K_B + K_R \\ K_R &= 500 \sim 800 \text{ kg}\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2 \end{aligned} \right\} \quad (3-2)$$

となる.

Fig. 11 は Kihara, Kanazawa らの実験値より, (3-1) 式を用いて K_{IC} を求めたもので, 角変形の有無によらず, ほぼ同一の直線上にとみなせる. $\log K_{IC}$

Fig. 8 残留応力のある材が外力をうけた場合のひずみエネルギー解放率⁶⁾

Fig. 9 残留応力場のひずみエネルギー解放率⁵³⁾

と $1/T_K$ の直線関係は $-40 \sim -60^\circ\text{C}$ の温度をさかいとして傾斜が留まっている。Fig. 12 は Fig. 11 の $\log K_{IC} - 1/T_K$ の関係から破壊時の破壊応力と温度の計算をしたものである。

Fig. 10 角変形付表面切欠引張試験片

Fig. 11 破壊靱性値と温度の関係¹¹⁾

切欠の大きさと角変形の影響が、(3-1)式のように破壊力学的に整理できることがわかれば逆に一定の材料に対する切欠の大きさや角変形の許用限界が求められる。例えば Fig. 13 は³⁵⁾ 板厚と許用角変形量の関係をいろいろな切欠深さに対して示したものである。Fig. 13 のような関係を破壊力学的に求めることによって許用角変形量が決定され、構造物の低荷重破壊防止の施工法に指針が与えられることになる。

Kihara, Itoh, Tanaka¹²⁾ は表面切欠試験片に対する Irwin の式を用いずに“その1”の1)に示した表面切欠試験片に対するらの実験式(“その1”の(3-2)式)をもとにして、角変形付試験片の K_{IC} を次のように与えている。

Fig. 12 実験で得られた $\log K_{IC} - 1/T_K$ 曲線と実験式より計算した角変形付引張試験片の破壊応力と温度の関係¹¹⁾

$$\begin{aligned}
 K_{IC} &= K_P + K_B \\
 &= f(C/B) \cdot \frac{t_1}{t} \sigma \sqrt{\pi C} + 6 \frac{f(C/B)}{f(t_1/t)} \\
 &\quad \cdot Y_B \cdot \frac{l}{t} \cdot \frac{t_1}{t} k_e \sigma \sqrt{C} \\
 f(C/B) &= \sqrt{\frac{2B}{\pi C} \left(\tan \frac{\pi C}{2B} + 0.1 \sin \frac{\pi C}{B} \right)} \\
 f\left(\frac{t_1}{t}\right) &= \sqrt{\frac{2t}{\pi t_1} \tan \frac{\pi t_1}{2t}} \\
 k_e &= \frac{1}{2} \frac{\tanh m/2}{m/2}, \quad m = \sqrt{3(1-\nu^2)} \frac{\sigma_m}{E} \cdot \frac{l}{t} \\
 l &: \text{Specimen length,} \\
 B &: \text{Specimen Width} \times 1/2
 \end{aligned} \quad (3-3)$$

Fig. 14 は¹²⁾ (3-3) 式を用いて実験結果を整理したもので、切欠長さ、切欠深さ、角変形量が変わっても全て統一的に一本の直線で示され、Fig. 11 の (3-1) 式を用いた結果のように K_{IC} の直線性がある温度を境にして変化することはない。目違いがある場合には

$$\begin{aligned}
 K_{IC} &= f(C/B) \cdot \frac{t_1}{t} \sigma \sqrt{\pi C} + 6 Y_B \frac{f(C/B)}{f(t_1/t)} \\
 &\quad \cdot \frac{t_1}{t} \frac{w_0}{t} \sigma \sqrt{C} \\
 w_0 &= e k_e + d k_d \\
 d &: \text{目違い} \\
 k_d &= \frac{\sinh \lambda m \{ \cosh(1-\lambda)m - \lambda \}}{\lambda(1-\lambda)m \cosh m}
 \end{aligned} \quad (3-4)$$

λ : 変形部長さに対する目違い部分の比率

Itoh ら¹⁶⁾ は、実際の構造物において通常に検査された構造物ならまず存在しないであろうと考えられる切欠条件と通常考えられる角変形、目違いを与えて必要とされる K_{IC} を破壊力学的考察から求めており、その結果を Table 2 に示す。

大型試験を行わずに小型試験から K_{IC} 値が求められるなら実用上有効であり、その材料の許用角変形、目

Fig. 13 許用角変形量と板厚の関係 ($K_{IC} = 500 \text{ kg} \cdot \sqrt{\text{mm}/\text{mm}^2}$)³⁵⁾

Fig. 14 破壊靱性 K_{IC} と温度の関係¹⁶⁾

Table 2 HT 80 溶接 Bond 部に対する必要 K_{IC} ¹⁶⁾

Structure	Notch length 2C (mm)	Notch depth t_1/t	Angular disortion θ/t	Offset d/t	Length with deformation l/t	Stress (kg/mm ²)	K_{IC} ($\text{kg}\sqrt{\text{mm}}$) mm ²
Pressure vessel	20	0.2	0.6	0.1	40	42.0	199
Bridge etc.	40	0.2	0.1	0.2	40	35.0	204

Fig. 15 K_{IC} と V-notch charpy 吸収エネルギーの相関⁵⁹⁾

違いなどの計算が可能である。 K_{IC} と V-notch charpy 試験結果との相関に関する研究はたとえば Rolfe ら、Itoh ら⁵⁹⁾などによって行なわれている。Itoh ら⁵⁹⁾によると、大型試験から得られた K_{IC} と V-notch charpy の吸収エネルギーの間には Fig. 15 に示すような相関性が認められ、 K_{IC} は次式から計算できることを示している。

$$\left(\frac{K_{IC}}{100}\right)^2 = 300\left(\frac{vE}{\sigma_Y}\right) \quad (3-5)$$

3-2 COD-approach

K-concept あるいは Griffith-Orowan のエネルギー条件ではき裂先端に生ずる塑性変形を本質的には考慮に入れてないために、高応力脆性破壊および残留応力や予荷重効果を解析的・定量的に取扱うのに無理があった。COD-concept が提案されその有用性が示されて以来残留応力が存在する場合や予荷重の場合の脆性破壊の発生現象を定量的に説明することが試みられている。

Yada, Sakai⁵⁴⁾ は分布応力を受ける有限板中のき裂の開口変位を求める計算式を B.C.Smodel を用いて導き、

Fig. 16 IHI試験片の破壊発生応力の実験値と計算値の比⁹⁾

“その1”の Fig. 21 に示したような I 型溶接継手試験の破壊応力を COD-concept を適用して解析的に計算している。それを用いれば、残留応力が存在する場合残留応力を $\sigma_r(x)$ とするとき $\sigma + \sigma_r(x)$ なる分布応力をうけるとして、残留応力場の開口変位を求めることができるわけで、Fig. 16⁹⁾ は I 型溶接継手の溶接のままのもの、SR 処理をしたものについて計算結果と実験値とを比較してある。さらに Akita, Yada, Sakai, Iino⁹⁾ は溶接ビード付 deep notch test を行ない残留応力をもつ材の脆性強度について、COD-concept を適用して考察している。Fig. 17 は残留応力をもつ材の負荷時の応力 COD 曲線で実験と計算がよく一致しており、Fig. 18 に示すように破壊応力も計算によって推定することができる。

予荷重を与えた場合には、前述のようにき裂先端に圧縮の残留応力が分布する。予荷重はこのき裂先端に残留

応力を与えることのみに意味をもつと考えるなら, 予荷重の影響は残留応力場の開口変位の変化を求めることに外ならない。この場合も 2.5 項述べたように予荷重による残留 COD の切り捨てを行なうなら破壊強度を求めることができる。

Kanazawa ら⁵⁰⁾ は予荷重による先在応力場の存在する場合の破壊応力の推定と実験を行なっている。

Fig. 17 溶接付 Deep notch 試験片のき裂開口変位と荷重の関係⁹⁾

Fig. 18 残留応力をもつ材の Deep notch 試験片における破壊発生応力の実験値と計算値の比較⁹⁾

実験は次の 3 つの case について行なっている。

Case (1): 予荷重を加えた試験片を低温で再角荷して破壊させる。

Case (2): 室温付近で負荷したまま低温で破壊させる

Case (4): 室温近くで負荷したまま低温にもっていく, 試験温度で除荷後再負荷して破壊させる。

Fig. 19 はそれぞれの Case におけるき裂先端の先在応力分布と破壊応力-温度曲線を定性的に示したものである。Fig. 20 は COD-concept を用いて推定した破壊応力と実験により得られた破壊応力の関係を示したもので, 両者はほぼ一致しており十分に強度を推定できることを示している。

このように COD-concept を適用することによって K-concept などでは残留応力をもつ材の破壊応力を定量的に十分に評価できなかったものが, かなり精度良く推定できることがわかる。

3.3 ρ^+ -approach

Koshiga らによって提案された ρ^+ -concept は残留応力や予荷重の効果を physical に矛盾なく説明できるところに特徴がある。残留応力や予荷重の取扱い方は COD-approach と本質的に変わるところがない。Fig. 21 は Fig. 19 の場合の破壊応力を ρ^+ -concept を用いて推定したものと, 実験値を比較したもので, ρ^+ -concept に

Fig. 19 Φ_c と ω^+ 概念 (ρ^+ 概念) から推定した
 先在応力場の存在する場合の破壊応力
 と温度の関係の模式図⁵⁰⁾

Fig. 20 先在応力場が存在する場合について
 COD 説から推定した破壊応力と実
 験値との比較⁵⁰⁾

よっても COD-concept と同様にかなり精度よく強度の
 推定ができることがわかる。

Koshiga ら¹⁹⁾の調査によると材料特性である ρ_c^+ 値は
 $\rho_c^+ = \alpha(T/100)^5$ (T in $^{\circ}K$, ρ_c^+ in mm) (3-5)

Fig. 21 先在応力場が存在する場合について
 ρ^+ 概念から推定した破壊応力と実
 験値との比較⁵⁰⁾

Fig. 22 νT_S と α の関係¹⁹⁾

なる温度依存性を示し、さらに材料定数としての α は材
 料の νT_S と Fig. 22 に示すような相関関係にあること
 が示されている。Koshiga らはこの関係を用いて残留
 応力除去焼鈍した場合の材質の変化と残留応力値の変
 化の両者を考慮した場合の破壊応力を解析的に求
 めている。靱性値の変化については“その 1”の Fig. 24 に
 示してある。その結果と SR treatment 後の残留
 応力値の測定値を用いて HT 80 の場合について計算し

Fig. 23 HT 80溶接継手の破壊応力におよぼす残留応力除去焼なまし温度の影響¹⁹⁾

Fig. 24 破壊発生温度 $(T_i)_{1/2}$ を一定にするための σ_r/σ_{Y0} と残留応力値 σ_r/σ_{Y0} の関係⁶⁰⁾

た結果が Fig. 23 である。この結果は SR treatment によってかえて破壊応力が低くなる場合もあるという“その1”の Fig. 25 の結果を説明するものである。

Sato, Toyoda²⁷⁾ は切欠加工にともなう残留応力の再分布を考慮し, 当初 step-like form の残留応力分布

が存在する場合の解析を ρ^+ -concept を用いて行なっている。破壊応力が $1/2 \times$ (室温の降伏応力) になる温度 $(T_i)_{1/2}$ をパラメータにすると, σ_r/σ_{Y0} と残留応力値の関係は Fig. 24 に示すようになる。この図から同じ $(T_i)_{1/2}$ を得るための σ_r/σ_{Y0} と残留応力値の組合せが求められる。

ρ^+ -concept を適用するとき有限幅であっても比較的容易に ρ^+ -value を求めることができるので強度の推定は容易であるが, 2.5でも指摘したように ρ_c^+ を求める方法に問題がある。しかし Fig. 22 のように V-notch charpy 試験のように簡単な試験で得られる指標との何らかの相関があるならば ρ^+ -concept の有用性がぐんと増することになる。

4. 溶接構造物の脆性破壊発生に関する今後の問題点

溶接構造物の脆性破壊の発生特性をこれまで主に日本で行われてきた研究結果をもとにして述べてきた。構造物の設計, 施工上重要であると思われる破壊発生強度の定量的評価については, 破壊力学の導入によってかなり確実性の高いものになりつつある。溶接構造物のように残留応力, 材質の不均一, 施工上の欠陥などの種々の影響因子をふくむものでは, COD-, ρ^+ -concept は定量的評価にとって一つの大きな手段であることは確かである。しかしこのような concept をもとに評価してゆくに次のような step と問題点が考えられる。

- (1) 溶接構造物の継手部に生ずる応力の解明
- (2) 溶接構造物に生ずる脆性破壊発生の影響因子 (欠陥, 角変形, 残留応力など) の定量化 (例えば欠陥なら非破壊検査による定量的評価)
- (3) 脆性破壊発生の基準となる parameter (K , COD, ρ^+) への各種因子の影響の導入の仕方の確立。すなわち各種因子の影響を考慮した COD value などと外力の関係の定量化
- (4) 破壊靱性値 (K_{IC} , Φ_c , ρ_c^+) の評価方法

これまでに述べてきたようにある simple な形の評価に関してはこれらの step うちかなりの部分が明らかにされている。また設計に関連して Burdekin ら⁵⁵⁾ Wells⁵⁶⁾ らのすぐれた研究も発表されつつあるが溶接構造物という特性を考えると Fracture Safe Design の立場からの指針を与えるには, 基本的に未知の因子も多くあり, 今後の研究が待たれる。Fracture Safe Design の観点から溶接構造物における許用欠陥を基準化することは今後の研究の最重要課題の一つであり, I.I.W., 日本, 英国の多くの研究者によって精力的な研究が行なわれつつある。

本稿の作成にあたり、有益なご助言を賜った金沢武教授、町田進助教授(東京大学)に対し心から謝意を表します。

参 考 文 献

- 1) A.A. Wells; "The mechanism of notch brittle fracture", *Welding Research*, 7 (1953). P. 34r
- 2) T.S. Robertson; "Propagation of brittle fracture in steel", *Jl. Iron St. Inst.* (1953)
- 3) M. Yoshiki, T. Kanazawa; "On the mechanism of propagation of brittle fracture in mild steel", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 102 (1957)
- 4) T.W. Greene; "Evaluation of effect of residual stress", *W. Jl.* 128 (1949)
- 5) A.A. Wells; "The brittle fracture strength of welded steel plates", *Quarterly T.I.N.A.*, 48 (1956). No. 3
- 6) H. Kihara, K. Masubuchi; "Effect of residual stress on brittle fracture", *W. Jl. No.* (1962)
- 7) H. Kihara, K. Masubuchi; "Prevention of brittle fracture in welded structure", *IIW*, X-198-58
- 8) K. Ikeda, Y. Akita, H. Kihara; "The deep notch test and brittle fracture initiation", *W. Jl.* 46 (1967); *IIW*, X-404-67 (1967)
- 9) Y. Akita, T. Yada, K. Sakai, N. Iino; "COD approach for evaluation of brittle fracture initiation in residual stress field", *The 1-st Inte. Symposium of Jap. weld. Soc.* (1971)
- 10) H. Kihara, K. Ikeda, S. Susei, et. al.; "Effect of notch size on brittle fracture initiation" *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 122, 123 (1967), (1968)
- 11) H. Kihara, T. Kanazawa, H. Oba, S. Susei, et. al.; "Effect of notch size, angular distortion and residual stress on brittle fracture initiation characteristics of welded joints for high strength steel", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 125 (1965)
- 12) H. Kihara, T. Itoh, K. Tanaka; "Initiation of brittle fracture from a surface notch on HT80 steel weld" *19th Nat. Weld. Convention, Australien weld. Inst.* (1971)
- 13) H. Kihara, K. Ikeda; "Brittle fracture strength of welded joint", *IIW* X-521-69, IX-649-69 (1969)
- 14) T. Kanazawa, H. Oba, S. Susei; "The effect of welding residual stress upon brittle fracture propagation (Report II)", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 110 (1961)
- 15) H. Kihara, H. Oba; "Effect of notch shape on brittle fracture strength of welded steel plate" *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 108 (1960)
- 16) T. Itoh, K. Tanaka; "A study on brittle fracture initiation from surface notch in weld fusion line", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 128 (1970), 129 (1971)
- 17) Y. Akita, T. Maeda, T. Yada; "On brittle fracture initiation characteristic to welded structures (2nd report)" *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 118 (1965)
- 18) H. Kihara, K. Masubuchi, K. Iida and H. Oba; "Effect of stress relieving on brittle fracture strength of welded steel plate", *IIW*, X-218-59
- 19) F. Koshiga, J. Tanaka, Y. Kurita; "Effect of stress-relieving heat treatment on the brittle fracture initiation in welded structure", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 129 (1971)
- 20) K. Ikeda, H. Kihara; "Brittle fracture strength of pressure vessel steels". *Int. Conf. Pract. App. of Fract. Mech. to Pressure Vessel Tech.* (1971)
- 21) T. Yada; "On brittle fracture initiation characteristic to weld structure (3rd report)", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 109 (1961)
- 23) W.J. Hall, W.J. Nordell, W.H. Wunser; "Studies of welding procedure". *W. Jl.* 41 (1962) No. 11
- 24) K. Ikeda, H. Kihara; "Brittle fracture strength of pressure vessel steel", *Conf. on Pract. App. of Fract. Mech. Press. Vessel Tech. (in London)* (1971)
- 25) H. Kihara, K. Iida, K. Narita; "Effect of stress concentration due to structural discontinuities on initiation of brittle fracture in low stress level", *IIW*, X-292-62 (1962)
- 26) T. Kanazawa, S. Machida, T. Miyata; "Brittle fracture initiation of welded steel structures" *The 1-st Inte. symposium of Jap. Weld. Soc.* (1971)
- 27) K. Satoh, M. Toyoda; "Effect of mechanical heterogeneity on the static tensile strength of welded joints", *Jl. Jap. Weld. Soc.* 40 (1971)
- 28) K. Satoh, M. Toyoda et. al.; "Effect of Plastic Constraint on Brittle Fracture Initiation of Soft Welded Joints.", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 132 (1972)
- 29) K. Ikeda et. al.; "Effect of plate thickness on brittle fracture initiation and propagation of Ultra-thick plate", *summary of lecture, Jl. of Jap. Weld. Soc.* 9 (1971)
- 30) T. Itoh, K. Tanaka; "Fracture initiation from surface notch in weld fusion line (1-st report)" *summary of lecture, Jl. of Jap. Weld. Soc.*, 9 (1971)
- 31) H. Nakamura, T. Kamiyama; "Low cycle fatigue strength and notch ductility", *studies on brittle fracture*, 129 committee, *Japan Soc. for promotion of science*, (1965)
- 32) Yoshiki, T. Kanazawa, S. Machida, et. al.; "Effect of low cycle fatigue on the brittle fracture initiation characteristics of ship steels", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 121 (1967)
- 33) T. Kanazawa, S. Machida, H. Yajima et. al.; "Effect of low cycle fatigue on the fracture initiation characteristics (2nd report)", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 126 (1969)
- 34) K. Sakai, et. al.; "On brittle fracture initiation from fatigue crack". *WI-committee, Soc. Nav. Archit. Japan.* (1971)
- 35) H. Kihara, T. Kanazawa, H. Oba et. al.; "Effect of notch size, angular distortion and residual stress on brittle fracture initiation characteristics of welded joints for high strength steel (2nd report)", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 126 (1969)
- 36) A.A. Griffith; "Phenomena of flow and rupture in solids", *Phil. Trans. Roy. Soc.* 221A (1920)
- 37) A.A. Griffith; "Theory of rupture" *Proc. 1st Inte. Cong. for App. Mech., Delft* (1924)
- 38) E. Orowan; "Energy criteria of fracture" *W. Jl.* 34 (1955)
- 39) G.R. Irwin, J.A. Kies; "Fracturing and fracture dynamics", *W. Jl.* 31 (1952)
- 40) G.R. Irwin; *Encyclopedia of physics*, Vol. VI, *Heidelberg*
- 41) A.S.T.M. *Special tech. pub.* No. 385 (1965)
- 42) Ditto, No. 463 (1970)
- 43) M. Ishida; *Inte J. Fract. Mech.* 7 (1971)
- 44) O.L. Bowie; *Jl. Math. Phys.* 35 (1956), *Jl. App. Mech.* 31 (1964)
- 45) G.C. Shi; *Jl. App. Mech.* 29 (1962), 32 (1965)
- 46) Y. Yamamoto, N. Tokuda; "Stress intensity factors in plate structures calculated by the finite element method", *Jl. Soc. Nav. Archit. Japan*, 130 (1971)
- 47) R.W. Nichols, F.M. Burdekin, A. Cowan, D. Elliott and T. Ingham; "The use of critical crack opening displacement techniques for the selection of fracture resistant materials" (1969)

- 48) H. Koshiga, Ishihara; "A preliminary study of COD concept for brittle fracture initiation" JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 123 (1968)
- 49) T. Kanazawa, S. Machida, et. al.; "Studies on fracture initiation (1st report)", JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 124 (1968)
- 50) T. Kanazawa, H. Miura, S. Machida, T. Miyata, Y. Hagiwara; "Critical considerations on the criteria for brittle fracture initiation", JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 129 (1971)
- 51) K. Sakai, N. Iino; "Study on crack opening displacement and brittle fracture initiation", JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 127 (1970)
- 52) F. Koshiga; "A proposed mechanism of brittle fracture initiation influenced by overstrengthening techniques in terms of dugdale model", JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 127 (1970)
- 53) T. Kanazawa, H. Oba, S. Machida; "The effect of welding residual stress on brittle fracture propagation", JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 109 (1961)
- 54) T. Yado, Sakai; "A study on brittle fracture initiation from structural discontinuities in arbitrarily distributed stress field", JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 123 (1968)
- 55) F.M. Burdekin, J.D. Harrison, J.G. Young; "A proposed acceptance standard for weld defects based upon suitability for service", 2nd conf. significance of defects in weld. Structure. Inst. (1968)
- 56) A.A. Wells; Int. conf. Fracture, Brighton (1969)
- 57) T. Kanazawa, S. Machida et. al.; "A study on the brittle fracture initiation in the constrained structural member", JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 129 (1971)
- 58) T. Kanazawa, S. Machida et. al.; "A study on the brittle fracture initiation with COD hypothesis" JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 131 (1972)
- 59) T. Itoh, K. Tanaka et. al.; "Effect of plate thickness on brittle fracture initiation from surface notch in weld fusion line-correlation between the results of large scale test and those of charpy test", JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 131 (1972)
- 60) K. Satoh, M. Toyoda; "Effect of Residual Stress and Mechanical Heterogeneity on Brittle Fracture Strength of Welded Joints". JI. Soc. Nav. Archit. Japan. 131 (1972)

— 会 告 —

第2回 ゴールドミュミット・クレモント技術映画コンテスト 《応募作品の募集》

"Goldschmidt-Clermont Prize Competition 1974"

国際溶接学会 (I I W) の主催に依り, Mr. Paul Goldschmidt-Clermont の業績を記念して設けられました, 溶接技術に関する技術映画のコンテストを開催致します。

このコンテストは, 第1回を1971年に行ない, 以後, 3年に一度開かれる事になっておりまして, 第2回は, 来年行なわれ, 1974年度 I I W 年次大会の開会式に表賞式が行なわれます。

下記の応募規定に従い, ご応募下さいませ, ご案内申し上げます。

<応募規定>

1. 内 容

- 1-1 溶接とその方法 (ろう接・ホットスプレー, サーマルカッティング等を含む)
- 1-2 構造物における溶接の応用や方法及び, その成果。
- 1-3 溶接に関連した品質管理など。

2. 制 限

- 2-1 商品宣伝になるものはいけない。
- 2-2 上映時間は30分以内のものに限る。
- 2-3 映画の解説が英語か仏語でないものは, 吹替をするか, 英語か仏語の副題をつけねばいけない。
- 2-4 16 mm のフィルムに限る。
- 2-5 初上映が1970年1月1日以降のフィルムに限る。
- 2-6 I I W の加盟国より, 各1件に限る。
- 2-7 作品の応募は I I W 加盟団体を通じて行なう事。(日本の場合は, 本会)

4. 申込方法

- 4-1 申込は所定の用紙を使用し, 1973年11月17日迄に, 台本を添えて I I W 事務局へ送付する。作品は1973年12月15日に送付する。

5. 登録料 40ポンド

6. 審 査 1974年2月6日に審査を行なう。審査員は, I I W 会長, 事務局長, 技術委員会委員長と1~2名の専門家で構成し, 審査結果は, ただちに応募者に連絡します。

7. 表 賞 1974年7月15日ブタプスト (ハンガリー) で開催される1974年度 I I W 年次大会の開会式の席上, 入賞フィルムを上映し, ベルギー溶接学会より寄贈されたメダルが贈呈されます。

<お 願 い>

作品を応募されます方は, 上述の応募規定をご確認の上, 映画の簡単な概要を添えて, 1973年8月末日迄に本会宛お申し込み下さい。詳細に就きましては, 本会より応募者にご連絡致します。