ローカルアプローチの適用によるぜい性破壊発生限界 に及ぼす試験片形状・寸法の影響の評価[†]

南 二 三 吉* Claudio Ruggieri**
大 畑 充** 豊 田 政 男***

Evaluation of Specimen Geometry Effect on Brittle Fracture Resistance Based on the Local Approach

by

Fumiyoshi MINAMI*, Claudio RUGGIERI**, Mitsuru OHATA**
and Masao TOYODA***

The effects of specimen geometry and loading mode on the resistance to brittle fracture initiation were analyzed by the local approach. The fracture resistance of materials under a large scale yielding condition evaluated by the conventional fracture mechanics parameters, such as crack tip opening displacement (CTOD), depends to a large extent on the specimen geometry and loading mode. This is due to the geometrical constraint effect on the crack tip stress field. The three-dimensional FE analysis figured out that, as plasticity developed, a shallow notch bend specimen and tension specimens (CCP and DECP) showed significant loss of constraint compared to a deep notch bend specimen. This led to a lower stress near the crack tip for the shallow notch bend specimen and tension specimens than the deep notch bend specimen. By contrast, the critical Weibull stress at brittle fracture according to the local approach did not depend on the geometry of specimens used. This paper demonstrates the independence of the critical Weibull stress on the crack depth of 3-point bend specimen. As an advantage, the local approach enabled us to predict the specimen geometry effect on the critical CTOD at fracture.

The effects of specimen geometry and loading mode on the critical CTOD at fracture depend on the hardenability of materials. In the case of high hardening materials, the critical CTOD is not very sensitive to the specimen geometry and loading mode excepting the thickness effect on the critical CTOD for materials with a large scatter in toughness. On the other hand, for low hardening materials, the critical CTOD is affected to a large extent by the crack depth and loading mode of specimens.

Key words : Local approach, Brittle fracture, Weibull stress, CTOD, Specimen geometry effect, Strain-hardening effect

1 緒 言

材料の破壊じん性評価のための力学的パラメータとして応力拡大係数 K やき裂先端開口変位 CTOD(δ), J 積分が工業的に広く用いられている。しかし、破壊に先立つき裂先端近傍の塑性変形量が大きくなると、これらのパラメータで評価された材料の破壊じん性値は必ずしも材料固有の値とならず、一般に深いき裂をもつ試験片は浅いき裂をもつ試験片より、また、曲げ試験片の方が引張試験片より破壊じん性値が小さくなる傾向にある^{1)~5)}。これは従来から、試験片形状の相違による幾何学的な塑性拘束の影響によるものと定性的に解釈されてきた。

最近、このような塑性拘束のぜい性破壊限界に及ぼす影響を定量的に評価することを目的とした二つの手法が発表された。一つは J - T 理論^{6)~9)}あるいは J - Q 理論^{10)~12)}と呼ばれるもので、き裂材の塑性拘束度の評価パラメータとして T -stress, Q パラメータが提案された。もう一

つはローカルアプローチ^{13),14)}と呼ばれる確率論的手法で、き裂まわりの応力分布特性を取り入れた一般的な最弱リンクモデルに基づき、Weibull 応力 σ_w という新たな破壊指標パラメータを導いている。

前者の手法によると、深いき裂をもつ曲げ試験片は T -stress および Q パラメータの値が大きく、それがき裂先端近傍の応力場を高揚させる結果、き裂の浅い曲げ試験片や引張試験片に比べ小さな負荷レベル (K , J , δ) でぜい性破壊が生じやすいと説明している。しかし、破壊発生時の T -stress や Q パラメータの値の予測が困難なこと、 T -stress や Q パラメータは本来2次元き裂に対して定義されていることなど問題点を残している。一方、後者のローカルアプローチでは、破壊限界 Weibull 応力 $\sigma_{w,cr}$ の分布は試験片形状・寸法や負荷様式には依存しない材料特性と考えており、形状の異なるき裂材の破壊試験結果を統一的に評価できることが期待

† 原稿受理 平成7年8月31日 Received Aug. 31, 1995

* 大阪大学工学部生産加工工学科 〒565 吹田市山田丘, Dept. of Welding & Production Eng., Osaka Univ., Yamada-oka, Suita, 565

** 大阪大学大学院 〒565 吹田市山田丘, Graduate Student, Osaka Univ., Yamada-oka, Suita, 565

*** 正 会 員 大阪大学工学部生産加工工学科 〒565 吹田市山田丘, Dept. of Welding & Production Eng., Osaka Univ., Yamada-oka, Suita, 565

されている。

本研究では、一例として破壊じん性値に及ぼすき裂長さの影響を取り上げ、限界 Weibull 応力 $\sigma_{w,cr}$ はき裂長さの影響を受けないことを示すことによりローカルアプローチの有効性を検証する。また、破壊の発生を支配するき裂先端近傍の応力分布には材料の加工硬化特性の果たす役割の大きいことを考慮し、工業的破壊指標としての限界 CTOD の試験片形状・寸法への依存性が加工硬化特性によってどのように異なるかをローカルアプローチに基づいて考察する。

2 き裂問題に対するローカルアプローチ理論

2.1 ローカルアプローチの考え方

ローカルアプローチとは、ぜい性破壊強度は材料固有の強度分布のうちの最小値によって決まるという最弱リンクモデルを、著しい応力勾配が存在するき裂材に巧みに適用したものといえる。ぜい性破壊の発生源として炭化物のような固い粒子や集積転位などが核となって生じるぜい性マイクロクラックを想定しており、Griffith¹⁷⁾のエネルギ論的観点から与えられるマイクロクラックの不安定伝は開始限界が材料の全体破壊を支配するという考え方をとっている。ローカルアプローチの理論の詳細は文献^{13),14)}に記されているが、新たな破壊指標としてき裂まわりの応力場を破壊プロセスゾーンと呼ばれる高応力域内で積分して得られる Weibull 応力 σ_w

$$\sigma_w = \left[\frac{1}{V_0} \int_{V_f} (\sigma_{eff})^m dV_f \right]^{1/m} \quad (1)$$

が用いられている。ここで、 V_f : 破壊プロセスゾーンの体積 (Fig. 1 参照)、 V_0 : ぜい性マイクロクラックが平均的に1個含まれる材料の破壊基本体積、 σ_{eff} : プロセスゾーン内の有効応力 (例えば最大主応力)、 m : 材料定数 (マイクロクラックの寸法分布に依存するが概ね $10 < m < 30$)^{13),18)~20)}。き裂材の破壊限界を Weibull 応力 σ_w で評価すると、限界 Weibull 応力 $\sigma_{w,cr}$ はき裂材の形状・寸法には依存しない2母数 Weibull 分布

$$F(\sigma_{w,cr}) = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_{w,cr}}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (2)$$

を呈することが導かれている。 σ_u は材料定数で、材料固有のマイクロクラックの寸法分布と破壊エネルギーの関数として与えられる。なお、マイクロクラックの形態としては、 $p(c) = \alpha/c^\beta$ (α, β : 材料定数) の寸法分布をもつ penny-shape クラックを想定している。

σ_u 値は基本体積 V_0 の大きさに依存するが、これはローカルアプローチの適用を阻害する要因とはならない。なぜなら基本体積として V_0^* を考えると、 $\sigma_u(V_0)$ と $\sigma_u(V_0^*)$ は

$$\sigma_u(V_0^*) = \sigma_u(V_0) \cdot [V_0/V_0^*]^{1/m} \quad (3)$$

によって関係づけられるからである。ローカルアプローチの目的は、き裂材の破壊限界をき裂材の形状・寸法によらず統一的に評価することであり、 V_0 としては式(1)の誘導を妨げない範囲で任意のサイズを考えてよく、単位体積 ($V_0=1$) が採用されることが多い。

ローカルアプローチを適用してき裂材の破壊限界評価を行うには、当該材料の m 値とき裂先端近傍の応力分布を知らねばならない。応力分布の解析は3次元 FEM 解析によることが多いが、数値計算の精度が Weibull 応力 σ_w の値に大きく影響するので、用いた要素の特性に応じて式(1)の積分計算を行うことが効果的である (例えばガウス積分の利用)。パラメータ m の求め方については、既報で実験データと FEM 解析結果から繰返し計算によって m 値を求める手法を提案している。

2.2 多軸応力状態を考慮した Weibull 応力

ローカルアプローチの3次元き裂問題への適用にあたっては、ぜい性マイクロクラックの空間分布と、き裂先端近傍の多軸応力状態を考慮した取扱いが必要である。

マイクロクラックの方向に規則性がなく、マイクロクラックが物体中にランダムに分布しているものとする。このマイクロクラックを平均的に1個含むき裂先端近傍の多軸応力状態にある基本要素 (体積 V_0) を考える。

基本要素において最大主応力方向に対するマイクロクラックの角度を Fig. 2 に示すように θ, ϕ とすると、マイクロクラックは物体中にランダムに分布すると考えているので、基本要素の破壊確率 F_{V_0} は

$$F_{V_0} = \frac{1}{4\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi \int_{c_{cr}(\theta, \phi)}^\infty p(c) dc \sin\theta d\theta d\phi \quad (4)$$

で与えられる。ここで、 $p(c)$: マイクロクラックの寸法分布、 $c_{cr}(\theta, \phi)$: 主応力方向から角度 θ, ϕ の方向にあるマイクロクラックの破壊限界寸法。

マイクロクラックとして $p(c) = \alpha/c^\beta$ の寸法分布をもつ penny-shape クラックを考え、多軸応力状態下の penny-shape クラックからの破壊発生に寄与する応力 σ_{eq} とすると、式(4)は材料定数である m と σ_u を用いて次のように表示できる。²¹⁾

$$F_{V_0} \approx 1 - \exp \left[- \frac{1}{2\pi} \int_0^{2\pi} \int_0^\pi \left(\frac{\sigma_{eq}(\theta, \phi)}{\sigma_u} \right)^m \sin\theta d\theta d\phi \right] \quad (5)$$

ここで σ_{eq} の評価に関し、多軸応力状態下の penny

Fig. 1. Small element in fracture process zone.

Fig. 2. Stress components σ_n and τ for a microcrack in reference volume V_0 subjected to multi-axial stress state.

-shape クラックの破壊クライテリオンとして2・1節との整合性を考えてエネルギー条件 (coplanar energy release criterion)²²⁾を採用する. 角度 θ , ϕ の方向にある penny-shape クラックの最大エネルギー解放率 $G_{\max}$ は

$$G_{\max}(\theta, \phi) = \frac{4c(1-\nu^2)}{E\pi} \left[(\sigma_n(\theta, \phi))^2 + \frac{4}{(2-\nu)^2} (\tau(\theta, \phi))^2 \right] \quad (6)$$

であり (σ_n , τ : penny-shape クラックに作用する垂直応力と面内最大せん断応力), このマイクロクラックを同じエネルギー解放率をもつモード I 状態の等価なクラックに置き換えることができるとすると,

$$G_{\max}(\theta, \phi) = \frac{(1-\nu^2)}{E} \cdot \frac{4c(\sigma_{eq}(\theta, \phi))^2}{\pi} \quad (7)$$

より, 等価応力 σ_{eq} が次のように導ける.

$$\sigma_{eq}(\theta, \phi) = \left[(\sigma_n(\theta, \phi))^2 + \frac{4}{(2-\nu)^2} (\tau(\theta, \phi))^2 \right]^{1/2} \quad (8)$$

この等価応力 σ_{eq} を式(5)に代入すると,

$$F_v = 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_{eff}}{\sigma_u} \right)^m \right] \quad (9-1)$$

$$\sigma_{eff} = \left[\frac{1}{2\pi} \int_0^\pi \int_0^\pi [\sigma_{eq}(\theta, \phi)]^m \sin \theta d\theta d\phi \right]^{1/m} \quad (9-2)$$

となり, マイクロクラックの空間分布と多軸応力状態を考慮したき裂材の Weibull 応力は, 式 (9-2) の有効応力 σ_{eff} を用いて評価できることがわかる.

本論文ではこの式 (9-2) を式(1)に代入して Weibull 応力を評価し, 積分計算にはガウス積分を適用した (角度に関する積分は3項ガウス積分, 体積に関する積分は, 第3章の解析で用いた要素がガウス積分点を8個有する8接点要素なので, xyz 座標系を natural 座標系に変換して2項ガウス積分を実施. また, Weibull 応力の積分範囲には, 式(1)で与えられる Weibull 応力の値が収束するのに十分な大きさの領域 (ほぼき裂先端近傍の塑性域に相当) を採った.

3 ローカルアプローチの有効性の検証

き裂長さの異なる試験片の破壊じん性試験結果に対してローカルアプローチを適用し, 限界 Weibull 応力 $\sigma_{w,cr}$ はき裂長さに依存しない材料特性となることを示すことにより, き裂材の破壊限界評価に対するローカルアプローチの有効性を検証する.

3・1 破壊限界 CTOD に及ぼすき裂長さの影響

Table I に示す化学組成と機械的性質をもつ厚さ 15 mm の 60 キロ級高張力鋼からき裂長さの異なる曲げ試験片を採取して三点曲げ CTOD 試験を実施した. Fig. 3 は実験に用いた試験片の形状を示したもので, 試験片厚さ B と試験片幅 W を一定として, き裂長さ a を $a=3$,

Table I. Chemical composition (mass %) and mechanical properties of high strength steel used.

C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti	B
0.10	0.27	1.11	0.007	0.002	0.02	0.31	0.12	0.16	0.04	0.009	0.0008
Yield stress σ_Y				Tensile strength σ_T		Uniform elongation ε_T		$YR = \sigma_Y / \sigma_T$			
663 MPa				716 MPa		9.0%		93.0%

Fig. 3. 3-point bend CTOD specimens with different crack depth.

9, 15 mm と変化させた. き裂先端には長さ約 2 mm の疲労予き裂を導入してある. CTOD 試験は -120°C で実施した. き裂先端開口変位 (CTOD, δ) は, $a/W=0.5$ の深いき裂をもつ試験片については英国規格 BS7448 に従って次式を用いて算出した.

$$\delta = \frac{(1-\nu^2)K^2}{2\sigma_Y E} + \frac{r_p(W-a)V_p}{r_p(W-a)+a+z} \quad (10)$$

ここで, K : 応力拡大係数, σ_Y : 試験温度での降伏応力, V_p : き裂末端開口変位 CMOD の塑性成分, r_p : V_p に関する回転係数, z : ナイフエッジの高さ. BS7448 によれば, r_p は $a/W=0.5$ に対して $r_p=0.4$ であるが, 本論文では次節の 3 次元 FEM 解析により r_p を CMOD の関数として求めた (FEM 解析で得られた r_p 値は低負荷レベルでは 0.4 を上回っていたが, CMOD > 0.5 mm では $r_p \approx 0.4$ であった). 一方, き裂の浅い $a/W=0.3, 0.1$ の試験片については, き裂開口挙動は必ずしも塑性ヒンジ的回転を示さないという最近の報告を考慮して, Wang と Gordon の提案による次式を用いた.

$$\delta = \frac{(1-\nu^2)K^2}{2\sigma_Y E} + \eta \cdot \frac{A_{pl}}{\sigma_Y B(W-a)} \quad (11-1)$$

$$\eta = 4.292 - 1.667 \left(\frac{a}{W} \right) + 0.304 \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_Y} \right)^2 - 2 \left(\frac{\sigma_T}{\sigma_Y} \right) \quad (11-2)$$

ただし, A_{pl} : 荷重-CMOD 曲線下の面積の塑性成分, σ_T : 試験温度での引張強さ, なお, 本供試材の試験温度 (-120°C) での降伏応力と引張強さはそれぞれ, $\sigma_Y = 778$ MPa, $\sigma_T = 828$ MPa である.

CTOD 試験で得られたぜい性破壊発生限界 CTOD を Fig. 4 に示す. 従来の結果と同様に限界 CTOD はき裂長さの影響を大きく受けており, 深いき裂をもつ試験片はき裂の浅い試験片に比べて明らかに小さな限界 CTOD 値を呈している. また, ぜい性破壊に至るまでの延性き裂成長量 Δa によって破壊形態を分類したが ($\delta_c: \Delta a < 0.2$ mm, $\delta_u: \Delta a \geq 0.2$ mm), 破壊形態にもき裂長さの影響がみられる.

3・2 ローカルアプローチによるき裂長さの異なる試験片のぜい性破壊限界評価

Fig. 4. Effect of crack depth on critical CTOD at brittle fracture.

ローカルアプローチを適用して Fig. 4 の試験結果を Weibull 応力 σ_w によって評価する。Weibull 応力 σ_w の計算に必要なき裂先端近傍の応力分布は 3 次元 FEM 解析によって求めた。用いた解析プログラムは J-NIKE3D で、要素には 8 接点アイソパラメトリック要素を使用し、き裂先端の最小要素寸法は $0.2 \times 0.2 \times 0.225$ mm とした。き裂先端近傍の要素分割はき裂長さ a によらず共通で、試験片厚さ方向には 16 層（全厚に対して）に分割した。解析には、丸棒引張試験で測定した -120°C での応力-ひずみ関係を用いた。

Fig. 5 は、ぜい性破壊が出現した $\delta = 0.2$ mm の CTOD レベルにおけるき裂開口方向応力 σ_{yy} の分布を示したものである。CTOD レベルが同一でも、深いき裂をもつ試験片はき裂の浅い試験片に比べて板厚中央付近の応力が明らかに高くなっている。この結果は、ぜい性破壊がき裂先端近傍の応力支配型の破壊であることを考慮すると、Fig. 4 の実験結果を定性的に説明するものといえる。

本研究ではこのような FEM 解析結果から曲げ試験片の有効応力 σ_{eff} を算出した（式 (9-2) の角度 θ , ϕ に関する積分にはガウス積分を適用）。この σ_{eff} から式(1)によって Weibull 応力 σ_w を計算するにはパラメータ m の値が必要である。本研究では既報の手法、すなわち、 m の仮想値 m_0 を用いて破壊発生時の Weibull 応力を算出し、破壊限界 Weibull 応力 $\sigma_{w,cr}$ の分布が式(2)の 2 母数 Weibull 分布に従うという特性を利用して統計的手法で新たに m 値を推定し、その値が推定前に用いた m 値と等しくなるまで繰返し計算を行うことによって m 値を決定した。

Fig. 6 は、Fig. 4 の試験結果を Weibull 応力 σ_w で評価したものである。ただし、ローカルアプローチは長大な延性き裂成長を伴うぜい性破壊に適用が困難なので、き裂の浅い $a/W=0.1$ の試験片については δ_c モードのぜい性破壊のみられた負荷レベル範囲で Weibull 応力を算出した。Fig. 4 の限界 CTOD と比較すると、限界 Weibull 応力 $\sigma_{w,cr}$ はき裂長さの影響をほとんど受けていないことがわかる。

(a) Along x-axis.

(b) Thickness direction.

Fig. 5. Effect of crack depth on opening stress σ_{yy} for bend specimens.

(): Confidence interval.

	$a/W=0.5$	$a/W=0.3$	$a/W=0.1$
Shape parameter m	19.8 (10.8, 28.1)	24.4 (13.4, 34.8)	24.9 (14.0, 35.1)
Scale parameter σ_u (MPa)	1910 (1840, 1980)	1970 (1910, 2030)	1830 (1780, 1880)

Fig. 6. Distributions of critical Weibull stress for 3-point bend specimens with different crack depth.

ローカルアプローチによると、ある一定形状の試験片の破壊試験結果から、任意形状の試験片の破壊限界負荷

Fig. 7. Distributions of critical CTOD for bend specimens with $a/W=0.3$ and 0.1 predicted by the local approach from test results of deep notch bend specimen with $a/W=0.5$.

レベルを予測することができる。Fig. 7 は $a/W=0.5$ の曲げ試験結果から、 $a/W=0.3, 0.1$ の試験片の破壊限界 CTOD を推定したものである。推定手順は既報で示しており、Fig. 7 では $a/W=0.5$ の試験片の破壊限界 Weibull 応力と同じ Weibull 応力値が得られる $a/W=0.3, 0.1$ の試験片の CTOD レベルを 3 次元 FEM 解析によって求めている (m 値には $a/W=0.5$ の試験片のものを使用)。なお、試験本数が有限であることに起因する限界 CTOD のばらつきが考えられるので、 $a/W=0.5$ の試験片のパラメータ σ_u の信頼区間²⁵⁾より $a/W=0.3, 0.1$ の試験片の限界 CTOD の信頼区間を評価した。Fig. 7 をみると、破壊限界 CTOD 推定値は実験結果とよい一致を示している。

4 破壊限界 CTOD の試験片形状・寸法依存性の考察

破壊限界 CTOD が試験片形状・寸法の影響を受けるのは、すでに示したようにき裂先端近傍の応力分布が CTOD では必ずしも決まらないためであるが、き裂先端の応力分布には材料の加工硬化特性の関与が大きいことを考慮すると、限界 CTOD の試験片形状・寸法への依存性は材料の加工硬化特性によって異なることが考えられる。そこで本章では、ローカルアプローチを適用してこの問題について考察する。

4・1 き裂周りの応力分布に及ぼす加工硬化特性の影響

Fig. 8 に示す三点曲げ試験片 (SENB)、中央切欠き引張試験片 (CCP)、両側切欠き引張試験片 (DECP) を用いてき裂周りの応力分布に及ぼす加工硬化特性の影響を解析する。き裂長さ a は、SENB 試験片と DECP 試験片では試験片幅 W を一定として $a/W=0.5, 0.1$ と変化させたが、CCP 試験片ではき裂先端近傍の応力分布にはき裂長さの影響が小さいことが知られているので $a/W=0.5$ のみ解析した。また、SENB 試験片では板厚効果について検討するために、 $a/W=B/W=0.5$ として厚さ B を $B=50, 10$ mm と変

Table II. Geometrical parameters and dimension of specimens employed in 3D FE-analysis.

	Specimen	B (mm)	W (mm)	S (mm)	a (mm)	a/W
Effect of geometry	SENB	50	100	400	50	0.5
	DECP		400	500	200	
	CCP		400	500	200	
Effect of a/W	SENB	50	100	400	50	0.5
	SENB				10	0.1
	DECP		400	500	200	0.5
	DECP				40	0.1
Thickness effect	SENB	50	100	400	50	0.5
		10	20	80	10

(a) 3-point bend specimen.

(b) Center cracked panel (CCP).

(c) Double edge-cracked panel (DECP).

Fig. 8. Specimens used for FE-analysis of crack tip stress distribution.

化させたものを用いた。Table II に解析条件をまとめる。材料の応力-ひずみ関係は Ramberg-Osgood 型の硬化則

$$\frac{\bar{\epsilon}_p}{\epsilon_Y} = \kappa \left(\frac{\bar{\sigma}}{\sigma_Y} \right)^n : \bar{\sigma} \geq \sigma_Y \quad (12)$$

$\bar{\sigma}$, $\bar{\epsilon}_p$: 相当応力, 相当塑性ひずみ, κ : 材料定数で与え, 降伏点 $\sigma_Y=400$ MPa, $\kappa=1.0$ で一定として加工硬化指数 n を $n=5$ (加工硬化能大), $n=20$ (加工硬化能小) と変化させた。

解析は 3 次元 FEM (解析プログラム: J-NIKE3D) によって行った。要素は 8 接点アイソパラメトリック要素としたが、き裂先端には塑性崩壊要素を導入した。崩壊要素の 1 辺の寸法は小規模降伏レベルでの解析では 0.01 mm, 大規模降伏レベルでの解析では 0.1 mm に設定した。き裂先端近傍の要素分割は試験片形状によらず共通で、厚さ方向には 8 層 (全厚に対して) に分割した。

小規模降伏 (SSY) 条件を満たす負荷レベル範囲では、き裂先端近傍の応力分布は n に応じてほぼ一義的に決まり、試験片形状・寸法の影響はほとんどみられなかった。しかし、大規模降伏 (LSY) 条件下では、応力分布は試験片形状・寸法によって異なる様相を呈した。Fig. 9 は LSY 下の $\delta=0.2$ mm のときのき裂先端近傍の

応力分布（板厚中央での分布）を示したものである。なお、き裂先端開口変位 δ は Tracey²⁹⁾らの提案による 90°法によって求めた。これを見ると、加工硬化能が大きい場合 ($n=5$) には、試験片形状・寸法や負荷様式の影響はそれほど大きくない。しかし、加工硬化能が小の場合 ($n=20$) にはそれらの因子の影響が大きく、SENB 試験片や DECP 試験片で深いき裂 ($a/W=0.5$) をもつものは、き裂の浅い ($a/W=0.1$) ものに比べて応力レベルが明らかに高くなっている。また、CCP 試験片はき裂寸法が大きい ($a/W=0.5$) にもかかわらず、き裂先端近傍の応力値は最も低いのが注目される。

大規模降伏状態下の応力分布が試験片形状・寸法によって異なるのは、き裂まわりの塑性変形挙動に差があるためである。Fig. 10 に SENB 試験片と CCP 試験片を例にとって、 $\delta=0.2\text{ mm}$ の負荷レベルにおける塑性域形状を示す。加工硬化能が大の $n=5$ のときにはいずれの試験片形状でも塑性域が大きく発達しているが、加工硬化能が小の $n=20$ のときには、深いき裂をもつ SENB 試験片は CCP 試験片やき裂の浅い SENB 試験片に比べてき裂先端の塑性拘束の程度が試験片形状によって異なることを意味する（一般にき裂先端の塑性域の大きな試験片ほど塑性拘束の程度が小さい^{6), 8), 10), 11)}）。

塑性拘束の程度は、ぜい性破壊に対して支配的な役割

を果たすき裂まわりの高応力場の寸法にも大きく影響する。Fig. 11 は $\delta=0.2\text{ mm}$ の CTOD レベルを例にとって最大主応力 $\sigma_1=4\sigma_y$ ($n=5$ の場合) あるいは $\sigma_1=2.5\sigma_y$ ($n=20$ の場合) の等応力線を描いたものである。 $n=5$ の場合には σ_1 分布には試験片形状・寸法の影響が小さいが、 $n=20$ の場合にはそれらの影響が顕著で、深いき裂 ($a/W=0.5$) をもつ SENB 試験片は極めて大きな高応力場を形成している。

4・2 ローカルアプローチによる破壊限界 CTOD に及ぼす試験片形状、加工硬化特性の影響の評価

Fig. 9, 11 で示した試験片形状および加工硬化特性の相違に起因するき裂先端近傍の応力分布の差は、材料のぜい性破壊挙動に大きく影響することが考えられる。そこでローカルアプローチを適用して、工業的破壊指標としての限界 CTOD に及ぼす試験片形状、加工硬化特性の影響を考察する。なお、式(1)からわかるように Weibull 応力 σ_w の値はじん性のばらつき度合を表すパラメータ m にも依存するので、文献^{13), 18)-20)}で報告されている m の範囲を参考にして $m=10, 20, 30$ の3条件で検討する。

Fig. 12 は、SENB 試験片、DECP 試験片、CCP 試験片の Weibull 応力 σ_w と CTOD の関係を FEM 解析結果から計算したものである。ローカルアプローチによると、 σ_w 値が大きい試験片ほど同じ CTOD レベルで破壊確率が高いことを意味する。 $n=5$ の場合には、 $m=30$ のときには σ_w への試験片形状・寸法の影響が小さいが、 $m=10$ では試験片厚さ B の影響が現れている（すなわち板厚効果が大い）。一方、 $n=20$ の場合には、試験片形状・寸法の影響が大きく、とくにき裂長さ a/W と負荷様式の影響が著しい（すなわち試験片形状の差に起因する塑性拘束の影響が大）。

Fig. 13 は、構造用材料では破壊限界 Weibull 応力 $\sigma_{w,cr}$ の平均値は、 $V_0=1$ としたときには概ね降伏応力 σ_y の 2~4 倍である^{18), 20)}ことを考慮して、 $\sigma_w=4\sigma_y$ ($n=5$ の場合) または $\sigma_w=2.5\sigma_y$ ($n=20$ の場合) の負荷レベルでぜい性破壊が生じると仮定したときの破壊限界 CTOD に及ぼす試験片形状・寸法の影響を Fig. 12 の結果から計算したものである。Fig. 13 の特徴をまとめると次のようである。

- ・加工硬化能が大きい ($n=5$) 場合は、破壊じん性のばらつきが小さい (m 値が大) ときには限界 CTOD は試験片形状・寸法の影響をあまり受けないが、じん性のばらつきが大きいと (m 値が小)、限界 CTOD に板厚効果が生じる。

- ・加工硬化能が小さい ($n=20$) 場合は、限界 CTOD はき裂長さ a と負荷様式の影響を大きく受ける。

なお、 $m=20$ と $m=30$ では結果に大きな差

Fig. 9. Distribution of crack opening stress σ_{yy} in the vicinity of crack tip under large scale yielding condition ($\delta=0.2\text{ mm}$).

Fig. 10. Plastic zone near crack tip for SENB and CCP specimens under large scale yielding condition ($\delta=0.2$ mm).

Fig. 11. Contour lines of the maximum principal stress near crack tip under large scale yielding condition ($\delta=0.2$ mm).

Fig. 12. Variation of Weibull stress σ_w with crack tip opening displacement δ for different specimen geometries.

異はみられない。

このようにローカルアプローチによると、き裂材のぜい性破壊限界をき裂材の形状・寸法によらず統一的に評価できるだけでなく、幾何学的・力学的諸因子が従来パラメータによる破壊限界にどのように関与するかを容易に解析することができる。今後は、破壊じん性試験結果からの大型構造要素の破壊強度の予測や、設計要件から決まる破壊性能保証のための要求破壊じん性値の決定手順の確立など、ローカルアプローチの工学的な展開を目指す。

5 結 言

(1) 従来の破壊パラメータで評価された材料のぜい性破壊限界（例えば限界 CTOD）は、破壊に先立つき裂先端近傍の塑性変形量が大きくなると試験片形状・寸法の影響を受け必ずしも材料特性値とならない。これに対し、ローカルアプローチで提案された限界 Weibull 応力 $\sigma_{w,cr}$ はそれらには無関係な材料固有の分布を呈する。本研究では破壊じん性値に及ぼすき裂長さの影響を取り上げ、このことを検証した。

(2) Weibull 応力 σ_w を介すると、ある一定形状の試験片の破壊試験結果から、任意形状の試験片の破壊限界負荷レベルを予測することができる。すなわち、ロ

Fig. 13. Influence of hardenability n and Weibull shape parameter m on critical CTOD value for different specimen geometries.

ーカルアプローチは形状・寸法の異なるき裂材の破壊試験結果を相互に結びつけることができる。

(3) 破壊限界 CTOD の試験片形状・寸法への依存性は材料の加工硬化特性によって異なる。加工硬化能が大きい場合には、破壊じん性のばらつきが小さければ限界 CTOD は試験片形状・寸法の影響をあまり受けないが、じん性のばらつきが大きいと限界 CTOD は板厚効果を受ける。一方、加工硬化能が小さい場合は、限界 CTOD は試験片形状・寸法に大きく依存し、深いき裂をもつ曲げ試験片では引張試験片やき裂の浅い曲げ試験片に比べて限界 CTOD がかなり小さくなる傾向にある。

参 考 文 献

- 1) M. Toyoda, IIW Doc. X-1191-89, 53 (1989).
- 2) M. G. Dawes, Proc. Int. Conf. Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications (1992).
- 3) 豊田政男, 南 二三吉, C. Ruggieri, 別所 清, 有持和茂, 鈴木秀一, 溶接学会論文集, **11**, 454 (1993).
- 4) 佐藤邦彦, 豊田政男, 伊藤義康, 日本造船学会論文集,

141, 268 (1977).

- 5) 貝原正一郎, 村山武弘, 河野武亮, 南 二三吉, 豊田政男, 佐藤邦彦, 溶接学会論文集, **4**, 176 (1986).
- 6) S. G. Larsson and A. J. Carlsson, J. Mech. Phys. Solids, **21**, 263 (1973).
- 7) C. Betegón and J. W. Hancock, J. Applied Mechanics, **58**, 104 (1991).
- 8) Y.-Y. Wang, Ph. D. Thesis, Dept. of Mech. Eng., Massachusetts Inst. of Tech., May (1991).
- 9) I. J. MacLennan and J. W. Hancock, Proc. Int. Conf. Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications, Paper 21 (1992).
- 10) N. P. O'Dowd and C. F. Shih, J. Mech. Phys. Solids, **39**, 989 (1991).
- 11) N. P. O'Dowd and C. F. Shih, J. Mech. Phys. Solids, **40**, 939 (1992).
- 12) C. F. Shih and N. P. O'Dowd, Proc. Int. Conf. Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications, Paper 31 (1992).
- 13) F. M. Beremin, Metallurgical Trans. A, **14A**, 2277 (1983).
- 14) F. Mudry, Nuclear Engineering Design, **105**, 65 (1987).
- 15) C. F. Shih and M. D. German, Int. J. Fracture, **17**, 27 (1981).
- 16) 豊田政男, 南 二三吉, 藤田明男, 萩原行人, 井上健祐, 島貫広志, 溶接学会論文集, **11**, 570 (1993).
- 17) A. A. Griffith, Proc. 1st Int. Congress Applied Mechanics, p. 55 (1924).
- 18) A. Bakker and R. W. J. Koers,ESIS/EGF9, Mechanical Engineering Publications, p. 613 (1991).
- 19) 宮田隆司, 大塚昭夫, 大竹剛志, 鈴木康志, 材料, **39**, 1549 (1990).
- 20) F. Minami, A. Brükner-Foit, D. Munz and B. Trollenier, Int. J. Fracture, **54**, 197 (1992).
- 21) A. Brükner-Foit, D. Munz, B. Trollenier, F. Minami and D. Memhard, Paper submitted to ASTM Symp. on Constraint Effects in Fracture (1991).
- 22) P. C. Paris and G. C. Sih, ASTM STP 381, 30 (1965).
- 23) C. Ruggieri, F. Minami and M. Toyoda, JI. Soc. Naval Architects of Japan, **174**, 543 (1993).
- 24) Y.-Y. Wang and J. R. Gordon, Proc. Int. Conf. Shallow Crack Fracture Mechanics, Toughness Tests and Applications, Paper 28 (1992).
- 25) D. R. Thoman, L. J. Bain and C. E. Antle, Technometrics, **11**, 445 (1969).
- 26) P. S. Leivers and J. C. Randon, Int. J. Fracture, **19**, 311 (1982).
- 27) A. P. Kfoury, Int. J. Fracture, **30**, 301 (1986).
- 28) C. F. Shih, J. Mech. Phys. Solids, **29**, 305 (1981).
- 29) D. M. Tracy, J. Eng. Materials and Technology, **98**, 146 (1976).