弾塑性破壊靱性試験法に関する最近の話題

高 橋 秀 明*

1. はじめに

最近の線形弾性破壊力学の普及は目ざましく安全性を要求される原子炉压力容器だけでなく、発電用蒸気タービンロータ、ケーシングなどの厚肉大型構造部材、あるいは化学プラントの各種機器の安全設計基準⁽¹⁾あるいは定期点検時の寿命評価手法⁽²⁾として広く用いられるようになっている。ここでは対象となる各部の構成材料の平面ひずみ破壊靱性(K_{Ic})を知ることが最も肝要であり、この破壊靱性測定法⁽³⁾は単にスクリーニング試験としての材料判定法ばかりでなく、各種合金開発の基礎試験としても極めて有効に応用され始めている。

図1は線形弾性破壊力学に基づく材料の破壊といわゆる材料工学における不均質材料の破壊の取扱い方を対比した模式図である⁽⁴⁾。この図では破壊力学の前提となっているき裂端の微視破壊の規模を 10^{-3} m程度のスケールから順に倍率を上げ最も小さなスケールでは 10^{-10} mのスケールで考えなければならない原子間の分離までの破壊モデルが網羅されている。これまでの材料の破壊に関する研究についての歴史は極めて古いがその学問の進

展とともに取り扱う破壊のクライテリオンも材料力学に基礎をおく巨視的なものから電子顕微鏡で観察するような微視的なものに発展して来た。しかしながら微視的に

図1 材料工学で取上げられる種々の微視破壊と線形弾性破壊力学(LEFM)ならびに弾塑性破壊力学で取扱う破壊規模の比較(本図はMcClintockとIrwinの模式図⁽⁴⁾に若干の手を加えたものである)。

図2 き裂端の微視破壊の模式図。

- (a) 連続体力学にもとづく延性破壊モデル(RiceとJohnsonの模式図⁽⁵⁾)。
- (b) 延性破壊に関与する種々の材料因子の役割(KingとKnottの模式図⁽⁶⁾)。

* 東北大学教授；工学部附属材料強度研究施設
Review on the Evaluation of Elastic-Plastic Fracture
Toughness of Metallic Materials; Hideaki Takahashi
(Faculty of Eng., Tohoku Univ., Sendai)
1982年6月28日受理

なればそれだけその測定値にはばらつきを多く含むようになる。またそれらの破壊のクライテリオンの相互の関連性については余り詳細に論じられていない。最近金属

材料の微視破壊機構に十分留意した巨視的破壊クライテリオンの材料工学的解釈がいくつか提案されている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。その具体例が図 2 (a) (b) に示されている。この図に示されているような材料の微視組織ならびに塑性流動に留意した研究は弾塑性破壊力学の基礎を確立するためには最も重要と考えられる。これらの図で明かなようにき裂端の塑性鈍化ならびに破壊初生には材料中に散在する MnS などの非金属介在物あるいは合金偏析相と、塑性流動とともに増殖した転位との相互作用が重要な役割を演ずることが分かっており、これらの微視破壊過程に注目した破壊靱性評価法の確立が望まれている。

最近、米国材料試験協会 (ASTM) ならびに日本機械学会において弾塑性破壊靱性試験法 (J_{Ic} 測定)⁽⁷⁾⁽⁸⁾ が制定されたが、き裂端の微視破壊過程に注目した評価法としては不十分であるので上述のような材料工学的背景の検討がこれらの試験法をさらに発展させるための重要な研究課題となっている。

本稿では予き裂端の破壊初生ならびに伝播に関する弾塑性破壊靱性評価法の最近の研究について述べ、さらに原子炉圧力容器鋼の中性子照射脆化の評価への応用例についても言及する。またき裂端の微視破壊過程の定量的評価法として注目されている、アコースティック・エミッション (AE) あるいは再結晶法を用いた弾塑性破壊靱性の評価例も紹介する。

2. J 積分を用いた弾塑性破壊靱性の評価

(1) 2つの弾塑性破壊靱性 (J_{Ic}) 試験法 (ASTME 813-81, JSME S001-81) の特徴と比較

線形弾性破壊力学における平面ひずみ破壊靱性 (K_{Ic}) ならびに弾塑性破壊力学における J_{Ic} , δ_c などの連続体力学にもとづく理論的背景については小林の詳細な解説⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾があるので参照されたい。本節では昨秋に米国ならびに我が国で制定された J_{Ic} 試験法の比較を行ない、それらの試験法の問題点について詳述する。これらの試験法で対象とする破壊形態は延性引裂型破壊 (ductile tearing fracture) のみに限定することになっており多くの鉄鋼材料の低温脆性破壊の特徴であるへき開破壊 (cleavage fracture) については対象外とされている。図 3 は J_{Ic} 測定法の問題点を示したもので、この試験法は予き裂先端の破壊開始点を検知することを目的としており初生後の伝播過程の評価法についての記述は無い。以下 2 つの J_{Ic} 試験法の細部の相異点を比較することを主に現行の弾塑性破壊靱性評価法の問題点を整理して見よう。

図 3 J_{Ic} 試験法の模式図。

(i) 試験片形状

いずれの試験法でも 3 点曲げないしはコンパクト型試験片を採用することになっている。

(ii) 最低試験片本数

き裂伝播過程の実測点から進展開始点を内挿する方式を採用しているので図 3 の概念図に示されているように 4 つの実測点を最低要求している。特に JSME S001 では後に述べるき裂鈍化直線を実測することになっているためにさらに 2 本多く実験しなければならない。

(iii) J 積分の計算式

3 点曲げおよびコンパクト試験片を用いる場合 J 積分は次式によって計算する。

$$J = \frac{A}{Bb_0} f\left(\frac{a_0}{W}\right)$$

ここで

A : 荷重 - 荷重線変位曲線下の面積 (仕事の単位)

B : 試験片厚さ (mm)

b_0 : $W - a_0$ リガメント長さ

W : 試験片幅

a_0 : 予き裂長さ

$f(a_0/W)$: 試験片の幾何学的形状で定められる係数

上式で明かなように式中の b_0 , a_0 は予き裂長さを基準にした量であるので試験片に負荷した後に得られる J 積分の数値を計算する場合に負荷後のき裂進展量 (Δa) は考慮されていない。上式は $a_0 \gg \Delta a$ の条件で用いるべきものであるが Δa の数値が a_0 に比較し無視できない程度になった場合には J 積分の見つものに誤差が出て来るので、特に後述のき裂伝播抵抗テアリングモジュラスを評価する場合には Δa の数値に応じて補正のできる次式を用いることが推奨されている⁽⁷⁾。

$$J_{i+1} = \left[J_i + \left(\frac{f(a/W)}{b} \right)_i \frac{A_{i,i+1}}{B} \right] \times \left\{ 1 - \left(\frac{\gamma}{b} \right) [(a_p)_{i+1} - (a_p)_i] \right\}$$

$$a_p = a_0 + \Delta a$$

$$r_i = 1 + 0.76 (b_i/W) \text{ (コンパクト試験片),}$$

$$= 1 \text{ (3点曲げ試験片)}$$

ここで $i, i+1$ はき裂進展のステップに対応する。特に $A_i, i+1$ は荷重・変位記録線図と定変位置 δ_i と δ_{i+1} の 2 直線で囲まれた面積を意味する。

(iv) き裂進展量の測定法およびその範囲

所定の荷重レベルまで負荷した試験片についてき裂面を識別するための適当なマーキング(加熱着色法あるいは疲労き裂法など)を施した後き裂進展量を破面上で直接実施する。E813 の方法では図 3 (b) に示されている試験片厚さ方向を 9 等分したそれぞれの Δa の平均値を採用している。これに対して JSME S001 においては試験片中央断面部の破壊開始を精度よく検出するために図 3 (b) の 3%, 4%, 5% の位置の 3 点平均を Δa として採用している。

また Δa の範囲 ($\Delta a_{\min}$ と $\Delta a_{\max}$) については E813 では $0.15 \text{ mm} < \Delta a < 1.5 \text{ mm}$ としているのに対し, S001 の場合 $\Delta a_{\max} \leq 1.0 \text{ mm}$ とし, き裂進展開始点の検出をより精度よく実施することになっている。

(v) 鈍化直線

図 2 の模式図でも明らかなように高靱性材料の場合には極めて大きい塑性鈍化の後に破壊が開始するので, 塑性鈍化過程を何らかの形で識別しないと破壊開始点を精度よく定めることができない。き裂先端の塑性鈍化過程は正確には加工硬化特性に依存するので材料毎に異なる。従って S001 では鈍化直線を実測することを原則としている。これに対し E813 の場合にはその鈍化過程を仮定し次に与える式を採用している。

$$\Delta a_B = J / 2\sigma_Y \quad (\Delta a_B: \text{き裂先端の塑性鈍化に対応するき裂進展量})$$

$$\sigma_Y = (\sigma_{ys} + \sigma_{uts}) / 2$$

一般に高靱性材料になるほど上述の仮定した鈍化直線は正しくないことが明らかにされており鈍化直線を実測することは望ましいが, 一方で J_{Ic} を決定するための試験片本数が多くなるという難点が残ることになる。

(vi) 有効性の判別式

平面ひずみ破壊靱性 (K_{Ic}) の試験片寸法条件に比べるとその制約はゆるいものではあるが実験で得られた限界 J 積分 (J_Q あるいは J_{in}) を平面ひずみ弾塑性破壊靱性 (J_{Ic}) と見なすためには次の条件が満足されなければならない。

実測点のすべてについて

$$a_0, b_0, B > 15 \frac{J}{\sigma_Y}$$

R 曲線法で得られた J_Q あるいは J_{in} について

$$a_0, b_0, B > 25 \frac{J_Q \text{ あるいは } J_{in}}{\sigma_Y}$$

上記の条件を満足している時にのみ $J_Q \equiv J_{Ic}$ となる。

(vii) 単一試験片法

E813, S001 いずれの試験法においても複数試験片を用いた R 曲線法による J_{Ic} 決定が原則であり, 単一試験片法は補足的な手段として採用されているに過ぎない。コンプライアンス法は E813 に取り入れられ, Loss ら⁽¹¹⁾ によってもその有用性は報告されている。一方 S001 の中には電位差法・AE 法・超音波法などが取り入れられているが, ほかの試験片を用いて破面上でき裂進展開始の有無を確認することが要求されている。

上述の特徴のほかに S001 においては R 曲線法のほかにストレッチ・ゾーン法 (SZW) も積極的に取り入れられており, 走査電顕を用いた高精度の破壊の検知が推奨されている。したがって S001 法では J - Δa 線図の代りに J -SZW 線図を作成し SZW の限界値を知ることにより J_{in} を推定する方法も取り入れられている。

さらに E813 においては図 3 に示されているような Δa_p の試験片板厚方向湾曲分布 (Thumbnail) を取除くためにサイド・グループ (Side Groove) を付すことも許されており, その有効性も認められている⁽¹¹⁾。

図 4 は ASTM E813 規格を制定する際に実施された一連の HY 130 鋼についてのラウンドロビン試験結果を全部まとめたものである⁽¹²⁾。この図で見られる実験点のばらつきは J_{Ic} 標準試験法におけるそれぞれの試験片毎の組織的不均一性に帰因するものと考えられているので同一の鋼板から採取した試験片を用いても J_{Ic} の数値には 20~30% のばらつきはあるものと考えなければいけないことを意味している。写真 1 (a) (b) に材料の不均一組織に帰因するき裂伝播の特異な実例⁽¹³⁾⁽¹⁴⁾を示す。(a) はタービン・ロータ鋼について得られたもので MnS 介在物の部分が優先して破壊していることが分かる。また (b) は MnS に帰因する縦割れ (セパレーション) が混在している例である。いずれの場合にもき裂長さ Δa の実測値はその測定位置に依存し, ばらつくことになる。したがって標準試験法にしたがって 4~5 本の試

図 4 HY 130 鋼の J - Δa 線図の実測例⁽¹²⁾。

写真1 不均一な延性き裂伝播の実例。

- (a) 局所ポップインき裂の例 (低合金鋼 (ASTM 470) 試験温度 473 K) (13)。
 (b) 縦割れ (セパレーション) の例 (SM 50, 試験温度: 室温) (14)。

試験片の結果から J_{Ic} を決定したりあるいはさらに進んで dJ/da を評価する場合にはこの点に十分留意する必要がある。

(2) 安定き裂成長とテアリング・モジュラスの簡便評価

これまでき裂初生に関する J_{Ic} 試験法の概要を述べたが特に高靱性材料の場合き裂端の局所的な延性引裂破壊 (0.1 mm~0.5 mm のスケール) と試験片全体の破壊とは全く異なるものであるから J_{Ic} の数値をそのまま急速破断 (不安定破壊) を規定する平面ひずみ破壊靱性 (K_{Ic}) に等価な量と置換えることには問題が残る場合が多い。最近には特に原子炉压力容器の稼動時の安全性評価のために J_{Ic} で規定されるき裂初生点に注目するのではなくその後の伝播過程を定量的に把握するために R 曲線の勾配 (dJ/da) から得られる延性破壊抵抗テアリング・モジュラス (T_{mat}) の概念が提案されその考え方の有用性などもいくつか報告されている (15)(16)。しかしながら材料固有のテアリング・モジュラス (T_{mat}) の標準的な試験法に関しては、その試験片寸法効果、あるいは単一試験片法などを含めて未解決の問題点も多くこの方面の研究が緊急の研究課題となっている。以下このような要求に答えるための最近の研究成果について述べる。

図4に示された HY 130 鋼の J - R 曲線で明らかなように J_{Ic} のみならず曲線の勾配すなわち dJ/da の数値にも 30% 程度のばらつきはあるものと考えなければならない。したがって dJ/da の簡便評価法を検討する場合この点にも十分配慮する必要がある。

図5は原子炉压力容器 (SA533B-1) 鋼の 1TCT ならびに 3TCT 試験片を用いて得られた弾塑性破壊靱性 J - R

図5 原子炉压力容器鋼 (SA533B-1) の J - Δa 線図 (17)。 図6 無次元き裂伝播抵抗線図 (J/J_{Ic} - Δa) (17)。

曲線である (17)。この図より明らかなように試験片寸法に依存せず R 曲線は 1 本で表わすことができ J_{Ic} 、 dJ/da の数値にも 0.4 MN/m²、0.31 MN/m² と試験片寸法効果は現われていない。またさらに大きな試験片について得られたいくつかの材料の J - R 曲線を用いて図6に示すような無次元き裂伝播 (J/J_{Ic} - Δa) 線図を作ることができる (17)(18)。ここで J_{Ic} は通常の J - Δa 線図で $\Delta a = 0.2$ mm のき裂進展に相当する J 積分の値を意味しており、高靱性材料については $J_{Ic}(\Delta a = 0.2 \text{ mm}) \cong J_{Ic}$ の関係がほぼ確認されている。したがって図6の J/J_{Ic} - Δa 線図については試験片形状寸法非依存性のほかに材料ならびに試験温度非依存性も確認されている (17) ので簡便な材料比較あるいは材料選択試験、すなわち単一試験片法としてこの J/J_{Ic} - Δa 基準き裂成長線図を用いることができる。さらに本図から分かるように 0.2 mm < a < 2.0 mm の範囲ではこの曲線を次式で近似することができる (17)。

$$J_i = \frac{J}{(\beta \Delta a + 1)} \quad (1)$$

ここで $\beta = 857 \text{ m}^{-1}$ の定数であり試験片形状寸法ならびに材料試験温度に依存しない数値である。一方図3に示される J 積分き裂抵抗曲線は次式で与えられている。

$$J = J_i + \frac{dJ}{da} \Delta a \quad (2)$$

したがって式(1)、(2)を結びつけて次のような簡便式が導かれ、テアリング・モジュラス (T_{mat}) と J_i (J_{Ic}) との間に良い相関があることも分かる。

$$\frac{dJ}{da} = \beta J_i \quad (3)$$

$$T_{mat} = \frac{E}{\sigma_Y^2} \frac{dJ}{da} = \frac{E}{\sigma_Y^2} \cdot \beta \cdot J_i \quad (4)$$

表1はこれらの簡便評価の有用性を示すための実例である。複数試験片法で定めた J_{Ic} の数値と式(1)を用いて1本の試験片毎に算出した $J_i(\Delta a = 0.2 \text{ mm})$ の数値とはかなり良い相関があることが分かる。また SA533B 鋼の結果は図5の結果と同一のものであるが 2024T351 や CrMoV 鋼に比較して試験片毎のばらつきが大きいことも特徴である。

表1 J_{Ic} の簡便な推定の実例.

材 料	J (MN/m)	Δa (mm)	$J_i(\Delta a=0.2\text{mm})^*$ (MN/m)		$J_{Ic}(\text{E813-81})$ (MN/m)
2024T351 (室温) (1T CT, T-L)	0.028 0.034 0.039 0.044	0.278 0.714 0.950 1.72	0.0226 0.0210 0.0215 0.0178	平均 0.0207	0.020
ASTM470 CrMoV (473 K) (1T CT, C-R)	0.112 0.138 0.172 0.266	0.35 0.57 0.70 1.77	0.0862 0.0927 0.115 0.106	平均 0.100	0.087
SA533B-1 (室温) (3T CT, L-T)	0.380 0.630 0.795 0.830	0.32 0.81 1.20 1.42	0.298 0.372 0.392 0.374	平均 0.331	0.40
SA533B-1 (室温) (1T CT, L-T)	0.30 0.32 0.415 0.44 0.54 0.56 0.70	0.21 0.32 0.36 0.64 0.55 0.82 0.87	0.254 0.251 0.317 0.284 0.367 0.329 0.401		

* 式(1) $J_i = J/(\beta \Delta a + 1)$ より算出

3. 中性子照射脆化と弾塑性破壊靱性評価

最近の原子炉圧力容器の安全性評価に関連する弾塑性破壊力学の研究は原子炉稼動中における種々の異常事態すなわち加圧下熱衝撃(Pressurised Thermal Shock)問題⁽¹⁹⁾に対処するためのものである。ここで考えられている温度は運転温度を基準として373~573 K (100~200°C)とされており、この温度範囲での中性子照射材の弾塑性破壊靱性評価が安全性を検討する上で重要となる。ここでは原子炉圧力容器鋼の中性子照射損傷の弾塑性破壊靱性試験の実例を紹介し、現在の問題点を整理して見よう。照射材の破壊靱性試験の場合、試験片本数が制限されるため単一試験片法が積極的に導入されている。図7に ASTM E813 に取り上げられているコンプライアンス法を採用した Loss らの結果の具体例⁽¹¹⁾を示す。試験片形状は1TCT, サイドグループ付試験片, 材料は SA533B 鋼溶接金属, 試験温度は 355 K (82°C) である。(a) は得られた荷重-荷重線変位線図 ($P-V_L$) であり, (b) は所定の負荷レベルにおける除荷再負荷過程における $P-V_L$ 線図の拡大図でありコンプライアンス測定の基本量である。図8は図7 (b) に示した単一試験片コンプライアンス法によって得られた $J-R$ 曲線である。この図には中性子照射材と非照射材の結果が同時に示されており, 中性子照射による $J-R$ 曲線の変化す

図7 コンプライアンス法を用いた弾塑性破壊靱性試験の実例⁽¹¹⁾ (中性子照射材 (CAB-30) 20% サイドグループ, 355 K).
(a) $P-V_L$ 線図 (SA533B-1 Submerged Arc Weld 中性子照射材).
(b) コンプライアンス拡大図.

なわち靱性の低下が著しいことが分かる。Loss らはコンプライアンス法による J - R 曲線を放物線で近似しているが E813 規格に合せ直線伝播を仮定すると dJ/da を決定することができ、この数値を用いてテアリング・モジュラスを算出できる。図 9 はこのようにして得られたテアリング・モジュラス (T_{mat}) の温度ならびに中性子照射依存性の結果である⁽²⁰⁾。なおこの図には圧力容器の脆化回復対策の研究として中性子照射材について焼鈍熱処理 (672 K-604.8 K (399°C-168 h)) を施した試験片についての実験結果も示されている。この図より 561 K (288°C)、 $1.3 \times 10^{23} \text{ m}^{-2}$ の中性子照射により T_{mat} は約 $1/2 \sim 1/3$ に低下し、熱処理によりその靱性低下のかんりの部分が回復している。なお前節で述べた J - R 曲線の無次元整理は中性子照射材についても有効であることはすでに確認されている⁽²¹⁾。

表 2 はこれまで述べて来た種々の材料のテアリング・モジュラス (T_{mat}) を具体的な数値にもとづき分類し、実

図 8 J - Δa 線図を用いた中性子照射効果の比較⁽¹¹⁾。

験で得られる巨視的荷重-変位曲線 (P - Δ 線図) の模式図およびそれらの特徴を中性子照射脆化との関連でまとめたものである。分類 (a) は圧力容器鋼として用いられるいわゆる高靱性材料に相当し、 $T_{mat} > 100$ で原子炉圧力容器鋼 (SA533B-1) は溶接部も含めて非照射材の場合にはこの分類に入る。一方分類 (c) の高力アルミニウム合金 (2024T351) あるいは AISI4340 鋼の場合には $T_{mat} \approx 5-10$ と小さな低靱性材料であり、 $T_{mat} \leq 10$ の材料の場合には小型試験片の場合にも急速破壊 (延性引裂不安定破壊) が観察されるので J_{Ic} 試験でなくいわゆる K_{Ic} 試験が有効な材料である。また中性子照射脆化についても T_{mat} の低下に応じて表 2 に示されているような分類が可能である。したがってこれらの T_{mat} の実測結果に

図 9 テアリング・モジュラスの中性子照射による低下ならびにその温度依存性⁽²⁰⁾。

表 2 テアリング・モジュラスを用いた材料の分類⁽¹⁷⁾。

分 類	T_{mat} の範囲	P - Δ 線図	代表的合金名	中性子照射脆化 (SA533B-1, SA508 鋼)
(a)	$T_{mat} > 100$		SA508 SA533B-1 A387 (2 $\frac{1}{4}$ Cr-1Mo)	非照射材
(b)	$20 < T_{mat} < 100$		ASTM 471 (NiCrMoV) ASTM 470 (CrMoV) HY130	低照射量 $10^{22} \sim 2 \times 10^{23} \text{ m}^{-2}$
(c)	$T_{mat} < 10$		AISI 4340 2024T351 Ti 合金 (Ti-6Al-4V)	高照射量 $\sim 10^{24} \text{ m}^{-2}$

もとづく中性子照射材の不安定破壊発生についての試験片寸法効果の研究ならびにその構造物への応用の問題なども原子炉の安全性評価の上で今後の重要な検討事項である。

4. 弾塑性破壊靱性とき裂端の微視破壊

(1) 再結晶法による延性き裂伝播過程の評価

再結晶法では単調増加荷重あるいは変動荷重下にあるき裂端における塑性ひずみ分布を顕微鏡を用いて定量的に測定することができ連続体モデルにもとづく破壊力学と材料工学的破壊機構研究を結びつける極めて有効な手法である⁽²²⁾⁽²³⁾。またこれらのき裂端の塑性ひずみ分布にもとづくき裂端の塑性鈍化にともない形成される強変形域(Intense Strain Region)に吸収された塑性仕事(W_p)を求めることも可能であり⁽²⁴⁾、き裂端の塑性鈍化ならびに微視破壊過程を定量的に把握した上で弾塑性破壊靱性の評価ができることになる。

図10は図5の J - R 曲線を得たSA533B鋼と同一鋼材について得られた延性き裂伝播抵抗 W_p - Δa_{mid} 線図である⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。ここで Δa_{mid} は再結晶組織を観察した試験片中央断面のき裂進展量である。図中に代表的な再結晶域の写真も示されている。また採用した試験片形状・寸法は0.4TCT, 1TCT および 2TCT 試験片とし、さらに種々の深さのサイドグループを付したものを用意しき裂端の塑性仕事にもとづく材料固有の延性き裂伝播抵抗として採用すべき破壊力学パラメータの検討が行なわれた。この図で明らかのように塑性鈍化過程の W_p の限界値 W_p^i は延性き裂初生を記述するパラメータとして用いることができる。また $\Delta a_{mid} > 0.3$ mm の範囲では W_p - Δa 線図の勾配($dW_p/d\Delta a$)は大略一直線と見なすことができるのでこれを試験片寸法に依存しない材料固有の破壊抵抗の尺度として用いることができる。

図10 再結晶法を用いたき裂伝播抵抗線図(W_p - Δa)⁽²⁵⁾。
(1 kJ·m⁻¹=102 kgfmm·mm⁻¹)

一方 W_p はき裂端の破壊を直接反映した破壊力学パラメータであるが試験片全体に与えた塑性仕事に対応する前述の巨視的パラメータ J 積分と何らかの相関が期待され、これらの関係は

$$J = 50\sqrt{W_p}, \text{ すなわち } \frac{J}{\sigma_Y} = \beta \sqrt{\frac{E}{\sigma_Y^2} W_p} \quad (\beta=0.11) \quad (5)$$

で与えられ、試験片寸法やき裂進展量 Δa の大小には無関係に一定の関係があることが知られている⁽²⁵⁾⁽²⁶⁾。

最近坂ら⁽²⁷⁾は再結晶域のき裂面から試験片内部までの拡がりを R とにおいて次式で与えられる無次元き裂伝播パラメータ(テアリング・モジュラス)を提案し前に述べた J 積分にもとづくテアリング・モジュラス(T_J)よりいくつかの点ですぐれていることを明らかにしている(表3参照)⁽²⁶⁾。

$$T_W = \frac{1}{R} \cdot \frac{E}{\sigma_Y^2} \cdot \frac{dW_p}{da} \quad (6)$$

表3 T_J , T_δ , T_W の比較ならびに評価⁽²⁵⁾。

	T_J	T_δ	T_W
き裂端の応力・ひずみ場の支配パラメータ(理論的背景)	き裂伝播量(小) ○ ^{a)}	○ ^{a)}	○ ^{a)}
	き裂伝播量(大) 不明	○	○
き裂伝播中の一定性	き裂伝播量(小) ○	○	○
	き裂伝播量(大) ×	○	○
試験片寸法非依存性	○ ^{b)}	○	○
サイドグループ非依存性	×	○	○
負荷形態非依存性	×	×	○
き裂端近傍で直接実測可能	×	○ ^{c)}	○
巨視量(例えば荷重や荷重線変位)より測定可能	○	×	×
不安定解析への応用	○	○	○
微視破壊機構への適用性	困難	可能	可能

a) 厳密には完全塑性体についてのみ成り立つ。

b) ただし J 支配き裂成長条件を満足しなければならない。

c) ただしCTOAとしては測定困難である。

表3に現在提案されている3つの延性き裂伝播パラメータテアリング・モジュラス(T_J , T_δ , T_W)の長所短所がそれぞれ比較して示されている。ここで T_δ とは伝播中のき裂端の開口角で定義されているテアリング・モジュラスである。試験片全体の荷重-変位関係で定義される T_J に比し、直接き裂端において定義される T_δ と T_W は長所が多く将来種々の微視破壊機構との関連で破壊を論ずることも可能であろう。

(2) き裂端の微視破壊と AE 放出

前述の JSME S001 規格の中に J_{Ic} 単一試験片法として AE 手法が取り入れられており、その手法の概説も規格の中に述べられているのでその詳細はここでは省略する。また最近種々の金属材料の AE と弾塑性破壊靱性との対応関係については文部省科研費総合研究にもとづく総合報告(非破壊検査)⁽²⁸⁾がまとめられているので詳細はそれを参照されたい。本節では前述の AE 共同研究の概要とそれに関連する微視破壊過程と AE についてのいくつかの話題の概要を紹介する。ここでは $\sigma_{ys}=1500$ MN/m² を越える高強度鋼から $\sigma_{ys}\approx 300$ MN/m² 程度のいわゆる低強度鋼さらには 304 ステンレス鋼、高強度アルミ合金 (2024 T351) に至る広い範囲の合金材料の破壊靱性と AE の結果がとりまとめられている。図 11 および表 4 にこの共同研究の結果をまとめて示す。これらの結果より明らかなように AE 放出特性は材料の強度レベ

図 11 種々の金属材料の AE 発生パターン分類のまとめ⁽²⁸⁾。

ル (σ_{ys}/E) では一義的に分類され、代表的な 3 つの AE 発生パターンに分けることができた。ここでは AE の 1 個 1 個のイベントに注目し、AE イベントエネルギー/ P - Δ 線図でそのパターン进行分类している。図中の丸印の位置が個々の AE 事象のエネルギーを示し、また計測された負荷レベルに対応している。また破壊靱性試験で観測される大振幅 AE はき裂の巨視的進展と良く対応していることも明らかにされ、この大振幅 AE の多く放出される材料の場合(タイプ C と B の一部)には AE 法を用いて AE 急増点から J_{IAE} を定め、これを J_{Ic} と見なすことができることが分かった⁽²⁸⁾⁽²⁹⁾。タイプ C のほかタイプ B、タイプ A の特徴も図 12 の AE 異積エネルギー (ΣE_{AE})- J 積分の関係の中に模式的に示してある。図 13 はこれまでの種々の合金について得られた実験結果にもとづく AE 発生機構の模式図である⁽³⁰⁾。この図で明らかなように可聴域成分の卓越する大振幅 AE は主き

図 12 AE 累積エネルギー (ΣE_{AE}) と J 積分の関係 (模式図)。

表 4 破壊靱性試験における AE 発生パターンの分類とその特徴⁽²⁸⁾。

	$10^3 \sigma_Y/E$	AE 発生パターンの特徴	き裂伝播形態 (P - Δ 線図, 破面)	備 考
タイプ A	~2.0	低振幅 (2mV 以下) の AE が負荷の初期段階から発生し、全断面降伏後は少なくなる。AE 活性度が最も小さい。二直線近似不可能。	ボイド合体延性引裂 (ディンプル) 型安定き裂伝播	
タイプ B	2.0~3.7	A タイプの発生パターンに加え、大振幅の AE が数個混在する。	巨視的にはボイド合体延性引裂 (ディンプル) 型安定き裂伝播である。介在物や合金の偏析部を破壊の芽とするセパレーションなどの局所ポッピン破壊が破面上に観察される場合が多い。	大振幅の AE をとらえて材料の品質管理を行なえる可能性がある。
タイプ C	3.7~	P - Δ 線図の 5% オフセット付近から大振幅 (数 mV 以上) の AE が多数発生する。二直線近似による J_{IAE} (K_{IAE}) が定義可能で、これらの数値は J_{Ic} によく対応する。	巨視的破壊挙動は P - Δ 線図上の直線域における不安定急速破壊である。代表的破面はディンプル破面であり、ボイド合体延性引裂型き裂伝播が特徴である。へき開脆性破壊でもへき開ポッピン型き裂伝播の場合にはこれに属する。	J_{IAE} の決定のほかに、AE を不安定破壊の前兆検知に用いることが可能。

図 13 き裂端の微視破壊と AE 発生モデル⁽³⁰⁾.

裂と MnS などの非金属介在物を核とする大きなポイドとが急速に主き裂と合体し、き裂がポップイン的に成長するときに放出される。したがって大振幅 AE の個数は主き裂の破面上に散在する非金属介在物の数にほぼ一致することになる。

前に述べたように E 813 ならびに S001 において対象とする破壊形態はいわゆる延性引裂型破壊(ディンプル破面)に限定しているが鉄鋼材料の多くは特に低温側でへき開割れを呈する場合がある。これまで発生している大型構造機器の不安定破壊事故の原因はこのへき開割れに帰因することが多いのでこの破壊形態の破壊靱性評価も極めて重要である。非破壊検査 AE 総合研究報告⁽²⁸⁾, Kameda と McMahon, Jr⁽³¹⁾, Khan ら⁽³²⁾の実験においてもへき開ファセット形式にともない大振幅 AE が放出されることが確認されており、AE はへき開型マイクロクラックの形成の非破壊検出法として極めて有用であることが分かっている。したがって AE を用いた種々の鉄鋼材料のへき開型微視破壊機構に関する研究も今後の検討事項であろう。

5. む す び

弾塑性破壊靱性 J_{IC} あるいは T_{mat} は材料の不均質な微視組織に強く依存することを明らかにしたが材料工学的な立場からの弾塑性破壊機構研究は未だ余り進んでいない。特に合金中に散在する MnS などの非金属介在物あるいはその周辺の合金偏析相の微視破壊への影響など解明するには均質な連続体力学モデルの破壊力学では不十分であることは明らかである。したがって弾塑性破壊力学をさらに発展させるためには微視破壊機構を正確に把握した破壊のモデル化が最も重要と考えられる。

文 献

- (1) ASME Boiler and Pressure Vessel Code/An American National Standard, Section III (ANSI/ASME BPV-III) Division 1, 1977 Edition, Appendix G, American Society of Mechanical Engineers, (1977).
- (2) ASME Boiler and Pressure Vessel Code/An American National Standard, Section XI (ANSI/ASME BPV-XI) Division 1, 1977 Edition, Appendix A, Summer 1977 Addenda, American Society of Mechanical Engineers, (1977).

- (3) American National Standard ANSI/ASTM E399-78, "Standard Test Method for Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials", (1978).
- (4) F.A. McClintock and G.R. Irwin: Fracture Toughness Testing and its Applications, STP381, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1965), 84.
- (5) J.R. Rice and M.A. Johnson: *Inelastic Behaviour of Solids*, Ed. by Kanninen *et al.*, McGraw Hill, London and New York, (1970), 641.
- (6) J.E. King and J.F. Knott: *Metal Science*, **15** (1981), 1.
- (7) ASTM E813-81, "Standard Test for J_{IC} , A Measure of Fracture Toughness", (1981).
- (8) JSME S001-81, 日本機械学会基準, 弾塑性破壊靱性 J_{IC} 試験方法, (1981).
- (9) 小林英男: 材料, **27** (1978), 495.
- (10) 小林英男: 材料, **27** (1978), 711.
- (11) F.J. Loss: NUREG/CR 0943, NRL Memorandum Report 4064, (1979).
- (12) G.A. Clarke, J.D. Landes and J.A. Begley: *J. Testing and Evaluation*, **8** (1980), 221.
- (13) H. Niitsuma *et al.*: Proc. 5th International AE Symposium, NDI Japan, (1980), 411.
- (14) 大河内禎一他: 第 3 回 AE 総合コンファレンス論文集, 非破壊検査協会, (1981), 69.
- (15) P.C. Paris *et al.* Elastic-Plastic Fracture, STP 668, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1979), 5.
- (16) J.W. Hutchinson and P.C. Paris: *ibid.*, 37.
- (17) H. Takahashi, M.A. Khan and M. Suzuki: *J. Testing and Evaluation*, **9** (1981), 14.
- (18) H. Takahashi, M.A. Khan and M. Suzuki: *ibid.*, **8** (1980), 63.
- (19) R.C. Kryter *et al.*: NUREG/CR-2083, ORNL/TM-8072, (1981).
- (20) F.J. Loss *et al.*: Effect of Radiation on Materials, STP 725, American Society for Testing and Materials, Philadelphia, (1981), 76.
- (21) M.A. Khan *et al.*: Trans. ASME, J. Engineering Materials and Technology, **102** (1981), 276.
- (22) T. Shoji: *Metal Science*, **10** (1976), 165.
- (23) Y. Iino: *ibid.*, **10** (1976), 159.
- (24) T. Shoji, H. Takahashi and M. Suzuki: *Metal Science*, **12** (1978), 579.
- (25) T. Shoji: *J. Testing and Evaluation*, **9** (1981), 324.
- (26) 坂 真澄他: 日本機械学会講演論文集, N. 820-2, (1982), 10.
- (27) 坂 真澄他: 日本機械学会論文集, **47** (1981), 1301.
- (28) 非破壊検査: 弾塑性破壊靱性と AE 特集, **30** (1981), 835.
- (29) H. Takahashi *et al.*: *Experimental Mechanics*, **21** (1981), 89.
- (30) 菊池正明: 「固体材料の破壊過程とそれにもなう音波放出に関する破壊力学的研究」, 東北大学学位論文, (1980).
- (31) J. Kameda: *Met. Trans.*, **12A** (1981), 2039.
- (32) M.A. Khan, T. Shoji and H. Takahashi: *Metal Science*, **16** (1982), 118.