確率論的局所応力条件と破壊じん性[†]

田 川 哲 哉* 宮 田 隆 司* 大 塚 昭 夫*

Evaluation of Cleavage Fracture Toughness by Statistical Local Fracture Criterion Approach

by

Tetsuya TAGAWA*, Takashi MIYATA* and Akio OTSUKA*

Statistical behavior of the cleavage fracture for several types of steels was experimentally and analytically investigated. Two types of low alloy steels with different grain size, a conventional mild steel and a simulated HAZ of steel welds were tested. The weakest link model was introduced to describe the scatter of the cleavage fracture stress and the fracture toughness. Based on the statistical local fracture criterion approach, a correlation between the cleavage fracture toughness in the transition temperature region and the cleavage fracture stress was investigated. Theoretical consideration on the correlation was done on the basis of FEM analysis for fracture toughness specimens. The experimental results showed a good agreement with the analytical prediction of the correlation. The validity of deterministic local fracture criterion in the previous work was also confirmed by the present statistical approach.

Key words: Cleavage fracture, Fracture toughness, Weakest link analogy, Statistical local approach, Weibull stress

1 緒 言

鋼のへき開破壊は、古くから破壊応力論として知られるように応力支配型の破壊とされ、近年の冶金的研究でも材料の組織にかかわらず、生成された微視き裂の伝ばがほぼ強度を律速し、引張応力支配であるとされている¹⁾。微視き裂の核生成はフェライト組織では粒界炭化物^{1),2)}、ベイナイト、マルテンサイト組織においても微細な炭化物に生じるとする説が有力であるが、非金属介在物や島状マルテンサイトが核となっている場合もあるようである。いずれにせよ、それらの過程は確率過程であり、微視き裂の巨視的伝ばは通常、不安定伝ばとなるのでへき開破壊はセラミックスなどと同様、最弱リンク概念に従った挙動を示すことが知られている⁴⁾⁻⁷⁾。へき開破壊じん性のばらつき、影響因子に関して、最弱リンク概念に基づく確率論的アプローチによる検討も試みられている^{8),9)}。

著者らはこれまで RKR モデルに代表されるローカルクライテリオンアプローチを基礎に、決定論的手法を用いて、切欠き丸棒引張試験による破壊じん性の推定を試み、それを通して各種因子の破壊じん性に及ぼす影響を検討してきた^{11),12)}。本研究では強度、組織、じん性の大きく異なる鋼材について、切欠き丸棒試験片におけるへき開破壊を確率論的モデルに従って整理し、材

料による差異を調べるとともに、三点曲げ試験、CT 試験により求めた破壊じん性の大小、その確率分布との関連について確率論的局所応力条件を持ち込んだローカルアプローチにより検討し、確率論的モデルと従来の決定論的アプローチとの対応についても検討した。

2 確率論的ローカルアプローチに基づく 破壊モデル

へき開破壊が応力支配の破壊であるとし、Weibull 型の最弱リンク概念に従うとすると、統計的な単位体積を V_0 として、ある体積 V を有する材料が一様な応力 σ の作用下で破壊する確率は次式で与えられる⁵⁾。

$$F(\sigma) = 1 - \exp \left[- \frac{V}{V_0} \left(\frac{\sigma}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (1)$$

ここで、 m 、 σ_0 はそれぞれ Weibull 形状係数、尺度係数である。き裂や切欠きの存在により応力勾配がある場合には、任意の位置での応力を σ_i として、次式で与えられる。

$$F(\sigma) = 1 - \exp \left[- \int_V \left(\frac{\sigma_i}{\sigma_0} \right)^m \frac{dV}{V_0} \right] \quad (2)$$

$$= 1 - \exp \left[- \left(\frac{\sigma_w}{\sigma_0} \right)^m \right] \quad (3)$$

式(3)中の σ_w が確率論的な寸法効果を考慮した一般性のあるへき開破壊応力ということになり、一般に

[†] 原稿受理 平成3年10月30日 Received Oct. 30, 1991

* 正 会 員 名古屋大学工学部材料機能工学科 〒464-01 名古屋市中千種区不老町, Dep. of Mat. Sci. & Eng., Nagoya Univ., Chikusa-ku, Nagoya, 464-01

Table I. Chemical compositions of steels tested (mass %).

Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V
Ni-Cr-Mo-V	0.24	0.06	0.30	0.005	0.009	—	3.12	1.50	0.39	0.11
SM41B	0.13	0.14	0.95	0.018	0.004	—	—	—	—	—
Steel A	0.08	0.21	1.48	0.004	0.003	0.30	0.30	—	—	—

Weibull stress と呼ばれている.

き裂の場合, 応力分布は応力拡大係数や J 積分などの破壊力学パラメータとある限定条件のもとでは次式のような一義的な関係がある.

$$\sigma_{ij} = g(r/J, \theta) \quad (4)$$

式(2), (3)に式(4)を適用すれば, 式(3)中の σ_w を K あるいは J で表現することが可能である. 式(2)の積分範囲が応力で規定される領域(ある数居値を越えた領域)であるとし, 板厚貫通き裂でき裂前縁に沿って応力状態は変化しないものと仮定する. 式(4)の応力分布として解析解(例えば HRR 解^{13), 14)}を用いると Weibull stress σ_w は次のようになる.

$$\sigma_w^m = B \left(\frac{K}{\sigma_{ys}} \right)^4 (\sigma_{ys})^m f(m, n, V_0) \quad (5)$$

ここで, B は板厚, σ_{ys} は降伏応力, n はひずみ硬化指数, $f(m, n, V_0)$ は m, n, V_0 に依存する定数である. 式(5)を式(3)に適用すると, K に対する破壊確率が次式のように得られる.

$$F(K) = 1 - \exp \left[-B \left(\frac{K}{\sigma_{ys}} \right)^4 \left(\frac{\sigma_{ys}}{\sigma_0} \right)^m f(m, n, V_0) \right] \quad (6)$$

式(6)は破壊じん性の確率分布は Weibull 分布となり, その形状係数は破壊じん性を K 値で評価した場合, 材料にかかわらず 4 となることを意味している.^{15), 16)}

ある特定の破壊確率に対する K_c の期待値は,

$$K_c = \frac{C(m, n, V_0)}{B^{1/4}} \sigma_{ys} \left(\frac{\sigma_0}{\sigma_{ys}} \right)^{m/4} \quad (7)$$

ここで $C(m, n, V_0)$ は m, n, V_0 に依存する定数である. 式(7)は, へき開破壊応力が温度によらず一定とすると, 破壊じん性の温度依存は主として材料の降伏応力 σ_{ys} の温度依存によって決まることを意味し, また切欠き丸棒試験と破壊じん性との関連を調べる上での理論的基礎を与えるものである.

3 供試体, 試験片および実験方法

供試材はフェライト組織を持つ軟鋼 SM41B, 下部ベイナイト組織を有する Ni-Cr-Mo-V 鋼の細粒材(旧オーステナイト粒径 $40 \mu\text{m}$), 粗粒材(同 $800 \mu\text{m}$)および島状マルテンサイトを有する下部ベイナイト組織の実験室溶解鋼(Steel A)である. Steel A は 500 MPa 級高張力鋼の多層溶接熱影響部の粗粒域再熱ぜい化域¹⁷⁾をシミュレートした熱サイクル再現材で意図的にぜい化させた材料である. これら供試材の化学成分, 機械的性質をそれぞれ Table I, II に, 顕微鏡組織写真を Fig. 1 に示す. 実験はまず Fig. 2 に示す 1 mmR 切欠き丸棒試験片を 15 本(Steel A)から 31 本(SM41B), -196°C でへき開破壊させ, 各材料の構成式を用いた FEM 解析により確率論に基づき有効体

(a) Ni-Cr-Mo-V steel (fine grain)

(b) Ni-Cr-Mo-V steel (coarse grain)

(c) SM41B steel

(d) Steel A (500 MPa class high strength steel)

Fig. 1. Microstructures of steels tested.

Table II. Mechanical properties of steels tested.

Steel	σ_{ys} (MPa)	σ_u (MPa)	R.A. (%)	σ_0^* (MPa)	M.S. **
Ni-Cr-Mo-V (fine)	637	763	64	2259	B _L
*** (coarse)	610	740	61	1992	B _L
SM41B	248	441	—	1622	F
Steel A	451	590	78	2674	F

* σ_0 : Scale parameter of Weibull distribution for Weibull stress.

** M.S.: Micro-structure, B_L: Lower bainite, F: Ferrite.

*** Preaustenite grain size, fine: 40 μ m, coarse: 800 μ m.

Fig. 2. 1 mmR notched round bar specimen.

積を考慮したへき開破壊応力 (Weibull cleavage stress) を算定した。破壊じん性試験には板厚 20 mm および 10 mm の三点曲げ試験片 (SM41B, Steel A) と 1T-CT 試験片 (Ni-Cr-Mo-V 鋼) を用いた。破壊じん性試験片には ASTM E813 に準拠した疲労予き裂の導入を行った。各温度での破壊じん性を求めた他、特定の温度で複数のじん性試験を行い、その確率分布を調べた。じん性値は不安定破壊開始点を J 積分で評価し、 K 値相当に換算した。なお、Ni-Cr-Mo-V 鋼に関する実験は学術振興会第 129 委員会 (委員長横堀武夫帝京大教授) における共同研究の一環として行われたものであり、他機関で行われた試験結果も一部引用させていただいた。

4 有限要素法解析による Weibull stress 解析

式 (3) に示した Weibull stress σ_w の形状係数 m 、尺度係数 σ_0 は材料固有の定数と考えられるが、これを求めるには実験結果を FEM により解析する半実験的手法を用いなくてはならない。き裂問題のように応力勾配が大きい場合には FEM 要素はかなり細かくする必要があるが、き裂のごく先端近傍では応力は要素寸法に依存し、またすべりによる鈍化 (ストレッチゾーンの形成) を考慮に入れない場合には FEM 解は一般にかなり高い値を与える。一方、Weibull 形状係数 m は通常 10 より大きな値をとるので、応力勾配が大きい場合、式 (2) の計算に際して応力解析の精度が大きく影響を及ぼしてくる。

本研究ではまず応力勾配が比較的小さく、FEM 解析の精度上問題の少ない 1 mmR 切欠き丸棒試験片について、へき開破壊応力の分布を求め、尺度係数 σ_0 、形状係数 m を各材料について求めた。ついで三点曲げ試験片について同様の FEM 解析を行ったが、こ

Fig. 3. FEM mesh for 1 mmR notched round bar specimen.

らでは主として破壊じん性とへき開破壊応力、降伏応力との関係を与える式 (7) の妥当性を数値実験的に検討し、式 (7) の係数 $C(m, n, V_0)$ に及ぼす各種因子の影響を調べた。

4・1 円周切欠き付丸棒試験片

解析には 8 節点アイソパラメトリックリング要素を用いた弾塑性 FEM を用いた。解析に用いた要素分割図を Fig. 3 に示す。解析に際してはそれぞれの供試材に対して -196°C において実験的に求めた構成式を用いた。 σ_w を求めるには式 (2) 中の体積積分を行う必要があるが、計算上は次式のように取り扱った。

$$\sigma_w = \left[\sum \frac{V_i}{V_0} \sigma_{pi}^m \right]^{1/m} \quad (8)$$

ここで V_i 、 σ_{pi} は i 番目の要素の体積と最大主応力、 V_0 は単位体積であり冶金因子により材料間で変化することが予想されるが、ここでは最小要素体積 (0.094 mm^3) とした。式 (2) の積分範囲、すなわち式 (8) の有効体積の範囲は塑性域とした。塑性域すべてが破壊に関与するか否か (破壊が起こり得るか) については問題があるが、破壊の必要条件としては妥当であると思われる。式 (8) による σ_w は FEM 増分計算の各段階について求められるが、 -196°C における 1 mmR 切欠き丸棒引張試験で各試験片が破壊した荷重を内挿して材料固有の σ_w とした。この σ_w の算出に際しては σ_w に関する Weibull 分布の形状係数 m が必要となるため、式 (8) の m にある任意の初期値を与え、得られた σ_w の Weibull 形状係数が m と一致するまで収束計算を行った。Weibull 係数の算定にはすべて最小自乗法を用いた。

4・2 三点曲げじん性試験片

解析は 8 節点アイソパラメトリック 4 角形要素を用いた 2 次元 FEM により、平面ひずみ状態で行った。

Fig. 4. FEM mesh for 3PB fracture toughness specimen.

解析に用いた要素分割図を Fig. 4 に示す。本解析では切欠き底半径 $8\text{ }\mu\text{m}$ の切欠きをき裂と見なしている。また、解析においてはき裂前方の経路積分を行って J 値を算定し、 K 値相当に換算した。増分計算の各段階において、き裂前方の塑性域に式 (8) を適用し、 σ_w を算定した。その際、 V_0 は 1 mmR 切欠き丸棒試験片の解析と同じ値を用いた。

5 解析および実験結果と考察

5.1 切欠き丸棒試験法におけるへき開破壊応力の分布

FEM 解析により求めた切欠き丸棒試験片の -196°C における σ_w の Weibull プロットを Fig. 5 に示す。材料によっては統計解析するには十分な試験数と言えないものもあるが、いずれの材料の σ_w もほぼ Weibull 分布に従っていることがわかる。ばらつきを示す Weibull 形状係数はじん性の低い Steel A および Ni-Cr-Mo-V 鋼粗粒材で小さく、じん性の高い Ni-Cr-Mo-V 鋼細粒材で最も大きい。これは鳥状マル

Fig. 5. Weibull distributions of Weibull stress for steels tested.

テンサイト、粗粒などのぜい化要因が破壊応力のばらつきを増大させているためと思われるが、冶金的因素との関連などの詳細は別途検討中である。溶接熱影響部粗粒域を再現した Steel A の破壊応力は、ばらつきは大きいものの、値そのものは必ずしも低下していないことは注目される。これは式 (6) から予想されるようにじん性は破壊応力のほか降伏応力の関数ともなっているためである。

5.2 破壊じん性とへき開破壊応力

はじめに式 (5) の妥当性を FEM 解析により検証し、式 (5) あるいは式 (7) の定数項が材料によってどの程度変動するか検討した結果を述べる。三点曲げじん性試験片の FEM 解析を各材料の -196°C での構成式を基に行い、Weibull stress σ_w を各荷重増分段階で算定し、 K 値との関係をみたのが Fig. 6 である。Weibull 形状係数 m は 1 mmR 切欠き丸棒引張試験で得られた値を用いた。縦軸は式 (5) に従い、 $\sigma_{ys}(\sigma_w/\sigma_{ys})^{m/4}$ で示してある。本 FEM 解析においても K 値の小さい領域を除いては式 (5) の比例関係が成り立っており、式 (5) がほぼ妥当なものであることを示している。

一方、式 (7) はへき開破壊じん性を構成する要因を具体的に示したものと理解することができる。低炭素構造用鋼の破壊じん性はシャルピ衝撃試験の吸収エネルギーと同様、温度に強く依存する。へき開破壊応力の温度依存性は一般に小さいとされているので、へき開破壊じん性の温度依存性を決めているのは、式 (7) より降伏応力 σ_{ys} と係数 $C(m, n, V_0)$ ということになる。 $C(m, n, V_0)$ は m, V_0 といった材料定数の他、材料の構成式 (降伏応力 σ_{ys} 、ひずみ硬化指数 n) の関数であり、ここでは $C(m, n, V_0)$ が Weibull 係数 m の他、温度に対してどの程度変化するか FEM 解析によって検討した。以下では破壊確率 50% に対応する式 (7) の係数 $C(m, n, V_0)$ で示す。実験に供した材料の各温度における応力-ひずみ関係を測定していないため、解析では十分なデータのある 500 MPa

Fig. 6. Variation of cleavage fracture parameter with K value.

Fig. 7. Correlation between yield stress and strain hardening coefficient for 500 MPa class high strength steels.

Fig. 8. Dependence of coefficient $C(m, n, V_0)$ on yield stress of the materials.

級高張力鋼の応力-ひずみ関係を用いて、温度すなわち構成式の変化の影響を数値実験的に調べた。温度低下に伴い降伏応力は増大し、それにとまってひずみ硬化指数は一般に低下する。温度変化に伴う降伏応力とひずみ硬化指数の関係の変化を数種類の 500 MPa 級の鋼材について調べた結果が Fig. 7 である¹⁹⁾。ここではこの関係を利用して温度変化に伴う構成式の変化が式(7)の係数 $C(m, n, V_0)$ に及ぼす影響を調べた。 V_0 は前に述べた解析と同様で一定とした。Fig. 8 は m を 10, 15, 20 と変化させた場合の $C(m, n, V_0)$ と降伏応力の関係を示したものである。係数 $C(m, n, V_0)$ は温度変化に伴う構成式の変化にほとんど依存せず、ほぼ m のみの関数であることがわかる。したがって、 $C(m, n, V_0)$ の温度依存性は小さいと考えられ、破壊じん性の温度依存性は降伏応力のみの温度依存性に支配されており、ほぼ降伏応力 σ_{ys} のべき乗に反比例することになる。これはこれまでの破壊じん性の温度依存性に関する実験結果とも合致する^{5), 7), 20)}。一方、 m 値は破壊応力のばらつきを示す材料定数であり、本実験で用いた高じん性低合金鋼から溶接再現 HAZ にわたる供試材の破壊応力の m 値は 10~18 程度 (Fig. 5) である。したがって、Fig. 8 に示した m

Fig. 9. Temperature dependence of fracture toughness.

Fig. 10. Correlation between fracture toughness and statistical cleavage fracture parameter.

値による $C(m, n, V_0)$ の変動幅はかなり一般的なものと考えられるが、その変動幅は 1 オーダー程度であることがわかる。

式(2)あるいは式(3)の形で定義されるべき開破壊応力が材料定数であると考え、式(7)は破壊じん性と切欠き丸棒試験結果との相関を与えることになる。各材料の破壊じん性の温度依存性を Fig. 9 に示す。これらの破壊じん性と降伏応力、丸棒引張試験片で得られたべき開破壊応力の尺度係数 σ_0 、およびその Weibull 形状係数との関係を式(7)に従い整理した結果を Fig. 10 に示す。ただし、定数 $C(m, n, V_0)$ は各材料の -196°C における構成式を用いた三点曲げ破壊片に FEM 解析結果によって得た値を用いている。したがってその精度にはやや問題があり、Fig. 10 の結果によると丸棒引張試験による破壊じん性の予測値は実際のじん性値よりやや小さい値を与えるようである。しかし、少なくとも両者には解析的予測に一致する比例関係がみられ、Steel A を除いてほぼ一義的な関係を示している。Steel A が他の材料と異った挙動を示しているのは、材料の統計的単位体積 V_0 を材料によらず一定としたことによるものと考えられる。

Steel A のように島状マルテンサイトといったかなり粗大な破壊発生サイトを有する鋼材では, 単位体積 V_0 はかなり異なっていることが予測される。したがって, 材料の冶金学的因子に基づく係数 $C(m, n, V_0)$ の算定が今後の課題であるが, 少なくとも材料ごとには解析的な予測, 式 (7) に沿った比例関係が見られ, Fig. 8 の FEM 解析結果より示唆されるように係数 $C(m, n, V_0)$ の温度依存性は小さいようである。

5・3 決定論的モデル (RKR モデル) との関係

へき開破壊応力の確率的取扱いは現象を理解する上では重要であるが, 切欠き丸棒試験による破壊じん性の推定という観点からは煩雑にすぎ, 工学的にあまり意味を持たない。著者らはこれまで決定論的モデルに従い数本の切欠き丸棒試験片から得られるへき開破壊応力の平均値と破壊じん性 K_c との関係を調べてきた。その結果, 20 種類を越える鋼材のじん性について, その温度依存性を含めて, 実験的に次式が成立することを示した。^{12), 21)}

$$K_c = \frac{2.85 \times 10^{-3}}{B^{1/4}} \sigma_c \left(\frac{\sigma_c}{\sigma_{ys}} \right)^{\alpha} \quad (\text{MPa}\sqrt{\text{m}}) \quad (9)$$

ここで, σ_c は切欠き丸棒試験片を -196°C で破壊させ, FEM で算定した破壊時の最大応力であり, σ_0 のように確率的に定義されたへき開破壊応力とは意味が異なる。指数 α は材料定数である。 σ_{ys} は破壊じん性 K_c の試験温度での降伏応力である。Fig. 11 は今回の材料について式 (9) にしたがって破壊じん性と σ_c との相関をみたものである。ここで, α の値は最小自乗法により, 実験結果から算定した。今回の材料について式 (9) がほぼ成立していることがわかる。

RKR モデルとして知られる決定論的モデルによれば, き裂先端からの特性距離 X_0 における応力がへき開破壊応力に達したとき破壊するという条件から HRR 解を用いて破壊じん性 K_c は次式で与えられる。

$$K_c = C(N) \sqrt{X_0} \sigma_c \left(\frac{\sigma_c}{\sigma_{ys}} \right)^{\frac{N-1}{2}} \quad (10)$$

ここで, $C(N)$ は Ramberg-Osgood 型の応力ひずみ関係におけるひずみ硬化指数 N に弱く依存する関数である。実験式 (9) は RKR モデルによる式 (10) に形の上ではよく合致しているように見えるが, 材料の組織単位に關係するとされる X_0 を含む定数項は実験によれば材料によらずほぼ一定であり, 指数 α もひずみ硬化指数とは一定の関係にない。ここでは式 (9) が確率論的モデルによってほぼ説明し得ることを FEM 解析の結果を用いて示す。Fig. 12 は 1 mmR 切欠き丸棒試験より得られた式 (9) の右辺に相当する “ $\sigma_c(\sigma_c/\sigma_{ys})^{\alpha}$ ” と確率論的へき開破壊パラメータ “ $C(m, n, V_0)\sigma_{ys}(\sigma_0/\sigma_{ys})^{m/4}$ ” との関係を各材料, 各温度について示したものである。ここで $C(m, n, V_0)$ は各供試材

Fig. 11. Correlation between fracture toughness and deterministic cleavage fracture parameter.

Fig. 12. Correlation between statistical and deterministic cleavage fracture parameters.

の三点曲げ FEM 解析 (-196°C の構成式を用い, 破壊確率を 50% とした) より得られた値を便宜的に用いた。両者には材料によらずよい対応が見られ, 式 (9) で与えられる実験結果が式 (2) から式 (7) に至る確率論的モデルによって説明し得ることを示している。確率論的モデルは実際の破壊の特徴を正しく記述していると考えられるが, その適用の煩雑さや決定論の実験式 (9) とよく対応していることより, 実用上は実験式 (9) を用いて差し支えないものと考えられる。

5・4 破壊じん性のばらつき

確率論的応力論に基づいた式 (6), (7) の妥当性は破壊じん性のばらつきに関する実験結果からもうかがわれる。各材料の破壊じん性値 ($K_c(J)$) の Weibull プロットを Fig. 13 に示す。じん性値には大きな差があるにもかかわらず, いずれの材料においても破壊じん性のばらつきは, 式 (6) の解析的予測, すなわち Weibull 形状係数 (図中では β で示す) が一定値 4 に近い結果となっている。この傾向は他の材料について

Fig. 13. Weibull distributions of fracture toughness for steels tested.

Fig. 14. Effect of number of specimens tested on Weibull shape parameter determined by statistical method.

も既に報告されている。Fig. 14 は今回得られた同一条件（温度、板厚、形状）で行われた破壊じん性試験片の数とそれから得られた Weibull 係数との関係を示したものである。図中の Ni-Cr-Mo-V 鋼細粒材および粗粒材に関しては、他機関で行われた結果も示してある。図中の実線は母集団が式 (6) に従うときのモンテカルロシミュレーションの結果で、大略実験結果をよく説明していることがわかる。式 (6) によるとへき開破壊応力のばらつきは、破壊じん性のばらつきに影響を与えるものではなく、指数 m を通してその絶対値に影響を与えることになる。

6 結 言

(1) 切欠き丸棒試験片におけるへき開破壊応力を Weibull 型の確率論的モデルによって整理し、材料による差異を調べた。いずれの材料においてもへき開破壊応力はセラミックスなどの曲げ強度と同様、Weibull 分布を示し、その Weibull 形状係数は材料によりかなり異なる。じん性の低い鋼材では小さい

Weibull 形状係数を示す傾向が見られる。

(2) き裂材に Weibull 型の最弱リンク概念を適用すると、破壊確率は K の関数として与えられ、解析解による予測と一致することを FEM 解析により検証した。

(3) 1 mmR 切欠き丸棒試験におけるへき開破壊応力、材料の降伏応力とへき開破壊じん性との間には確率論的モデルによる解析的予測に一致した相関が見られる。

(4) 従来、実験的に得られていた切欠き丸棒試験と破壊じん性との相関関係は確率論的モデルによって良く説明できる。

(5) 破壊じん性のばらつきは確率論的モデルによる予測と一致し、高じん性材料でもぜい性材料でも差異は見られない。

(平成 3 年 9 月 25 日 第 6 回破壊力学シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- 1) N. J. Petch, Acta Metall., **34**, 1387 (1986).
- 2) E. Smith, Proc. Conf. Physical Basis of Yield and Frac., Physical Soc. of Oxford, p. 36 (1966).
- 3) P. Bowen, S. G. Druce and J. F. Kott, Acta Met., **34**, 1121 (1986).
- 4) D. A. Curry, Met. Sci., **14**, 319 (1980).
- 5) F. M. Beremin, Met. Trans. A, **14A**, 2277 (1983).
- 6) K. Wallin, T. Saario and K. Törrönen, Met. Sci., **18**, 337 (1984).
- 7) T. Miyata, A. Otsuka, T. Katayama and T. Otake, "Defects Assessment in Components-Fundamentals and Applications", J. G. Blanel and K. H. Schwalke, Eds., p. 501 (1991) Mech. Eng. Publications Limited
- 8) T. Lin, A. G. Evans and R. O. Ritchie, J. Mech. Phys. of Solids, **34**, 477 (1986).
- 9) F. Minami, A. Brückner-Foit, D. Munz and B. Trollenier, Int. J. Frac., to be published.
- 10) R. O. Ritchie, J. F. Kott and J. R. Rice, J. Mech. Phys. of Solids, **21**, 395 (1973).
- 11) T. Miyata, A. Otsuka, M. Mitsubayashi, T. Haze and S. Aihara, ASTM STP 1074, 361 (1990).
- 12) 宮田隆司, 大塚昭夫, 大竹剛志, 鈴木康志, 材料, **39**, 1549 (1990).
- 13) J. W. Hutchinson, J. Mech. Phys. of Solids, **16**, 13 (1968).
- 14) J. R. Rice and G. R. Rosengren, J. Mech. Phys. of Solids, **16**, 1 (1968).
- 15) A. Pineau, Advanced in Frac. Res., 5th I. C. F., D. Francois, Eds., **2**, 553 (1981).
- 16) K. Wallin, Eng. Fract. Mech., **19**, 1085 (1984).
- 17) S. Aihara and T. Haze, TMS Annual Meeting (1988).
- 18) 日本学術振興会第129委員会, 遷移温度領域における弾塑性破壊じん性試験法に関する共同研究, 第1回共通試験報告書 (1985).
- 19) 三林雅彦, 名古屋大学大学院修士論文 (1987).
- 20) G. T. Hahn and A. R. Rosenfield, Met. Trans. A, **6A**, 653 (1975).
- 21) T. Miyata, T. Tagawa, A. Otsuka, K. Okamoto and S. Aihara, Proc. Mech. Behaviour of Mat. IV (1991).