

ASTM E1820 による J_{Ic} 試験(その 2)

- 試験片寸法要件の物理的意味 -

株式会社 シミズテック 技術顧問
木内 晃 (Akira KIUCHI)

1. まえがき

テクニカルレポート No.6¹⁾で、金属材料の弾塑性平面歪破壊靱性値、 J_{Ic} を求める試験法、ASTM E1820²⁾について説明した。その概要を説明するとともに J_{Ic} の合否判定条件について詳しく説明した。テクニカルレポート No.6 に示したように、 J_{Ic} 試験の合否判定項目の数は多いが、平面歪破壊靱性値であるための判定条件は、暫定破壊靱性値 J_Q に対する試験片寸法要件であり、これは厳しい要求ではない。

いっぽう、対象とする破壊形態が J_{Ic} 試験と同じマイクロボイド合体形であっても、ASTM E399³⁾の K_{Ic} 試験の場合、線形平面歪破壊靱性値、 K_{Ic} であるための試験片寸法要件は厳しい。

本報では、両規格の平面歪判定条件を比較するとともに、ASTM E1820 の試験片寸法要件の妥当性および物理的意味について考察する。また、ASTM E399 の試験片寸法要件が ASTM E1820 に比べてはるかに厳しい理由について考察する。

2. 平面歪判定条件と要求試験片寸法

2.1 ASTM E1820 の平面歪判定条件

ASTM E1820²⁾の場合、平面歪を満足するための試験片寸法要件は式(1)で与えられる。式(1)を満足すると暫定破壊靱性値、 J_Q は J_{Ic} となる。

$$B, b > 10(J_Q/\sigma_Y) \quad (1)$$

ここで、 B : 試験片厚、 b : リガメント、 $\sigma_Y = (\sigma_{ys} + \sigma_B)/2$ 、 σ_{ys} : 試験温度での降伏応力、 σ_B : 試験温度での引張強さである。リガメントは、試験片幅 W からき裂長さ a を差し引いた長さである。 σ_Y は有効降伏応力または流動応力と呼ばれ、 σ_{flow} と表すこともある。

式(1)は 2008 年の改訂で変更された式であり、それまでは式(2)が用いられていた。

$$B, b > 25(J_Q/\sigma_Y) \quad (2)$$

式(2)は、1981 年に発行された J_{Ic} 試験の初期の規格である ASTM E813 で適用されてから 27 年間使用されてきた。日本機械学会基準である JSME S 001⁴⁾は、現在も式(2)を適用している。

なお、試験片寸法に依存しない J_{Ic} 値は、式(3)を介して K 値 (K_{Ic}) に換算できる²⁾。

$$K_{Ic} = \sqrt{\{E J_{Ic} / (1 - \nu^2)\}} \quad (3)$$

ここで、 E : ヤング率、 ν : ポアソン比

2.2 ASTM E399 の平面歪判定条件

ASTM E399 の試験片寸法要件に関しては、その物理的意味を含めてテクニカルレポート No.1⁵⁾に詳しく記した。2.2 では、寸法要件を復習しておく。

ASTM E399 の初版である ASTM E399-70T の試験片寸法要件は式(4)で与えられる。式(4)を満足すると暫定破壊靱性値、 K_Q は K_{Ic} となる。

$$B, a \geq 2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2 \quad (4)$$

式(4)は、2005 年に、式(5)に変更になった。

$$W-a(=b) \geq 2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2 \quad (5)$$

平面歪と関連性が高い試験片厚 B が試験片寸法要件から省かれたが、ASTM E 399 には試験片形状に関する規定があり、CT 試験片の場合、 $W/B=2 \sim 4$ 、 $a/W=0.45 \sim 0.55$ となっている。したがって、 $W/B=2$ 、 $a/W=0.5$ の標準試験片では、 $W-a=B=a$ となるので、 $W-a$ が式(5)を満足すれば自動的に B も a も式(5)を満足し、式(5)は式(4)と等価となる。いっぽう、 $W/B=4$ 、 $a/W=0.45$ のサブサイズ試験片の場合は $B \geq 1.13(K_Q/\sigma_{ys})^2$ となる。すなわち、現行規格では、試験片厚に対して $B \geq 1.13(K_Q/\sigma_{ys})^2$ を間接的に要求していることになる。

2.3 ASTM E1820 と ASTM E399 の要求試験片寸法の比較

$W/B=2$ 、 $a/W=0.5$ の標準試験片($B=b=a$)を対象として、平面歪条件を満足するために必要な試験片寸法を ASTM E1820 と ASTM E399 で比較する。

式(4)で与えられる K_{Ic} 試験の最小試験片厚、 $B_{min,K}$ と式(1)及び式(2)で与えられる J_{Ic} 試験の最小試験片厚、 $B_{min,J}$ の比、 $B_{min,K}/B_{min,J}$ と E/σ_{ys} の関係を σ_Y/σ_{ys} をパラメータとして Fig. 1 に示す。

Fig. 1 から以下のことが言える。

- (1) $B_{min,K}/B_{min,J}$ は、 E/σ_{ys} の増加に伴い線形で増加し、 σ_Y/σ_{ys} が大きい方が大きくなる。
- (2) 式(2)の場合($\beta=25$)、 $B_{min,J}$ は $B_{min,K}$ の約 1/15～1/90、式(1)の場合($\beta=10$)、約 1/40～1/220 である。

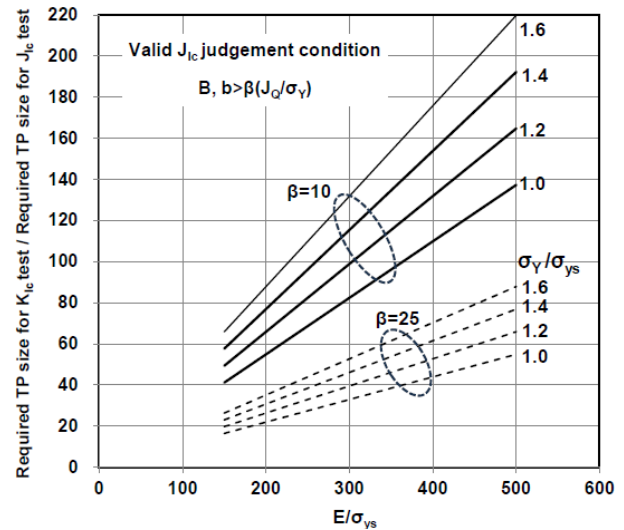


Fig. 1 Relationship between $B_{min,K}/B_{min,J}$ and E/σ_{ys}

すなわち、 J_{Ic} 試験は K_{Ic} 試験に比べ、1 オーダー～2 オーダー、小さい板厚の試験片でも平面歪条件を満足できる。

2.4 ASTM E1820 の要求試験片寸法

Al 合金、Ti 合金および鉄鋼材料の室温での J_{Ic} と機械的性質を公表文献^{6)~8)}から引用し、Table 1 に示す。同表には、式(1)および式(2)から求まる最小試験片厚、 $B_{min,J}$ も併記した。5083-O 材と SM50A の $B_{min,J}$ は、式(2)の場合、10mm を超えるが、その他では 10mm よりはるかに小さい。

式(1)は微小な試験片しか採取できない場合には有効である。しかし、試験片が小さ過ぎると加工や試験を行う上で取り扱いが難しく、式(1)に変更した意味は余り無いように思われる。

3. ASTM E1820 の試験片寸法要件の物理的意味とその根拠

Table 1 J_{Ic} and mechanical properties at room temperature for Al alloy, Ti alloy and steel

Material		Mechanical Properties					J_{Ic} Value kN/m	$B_{min,J}$ mm	
		σ_{ys} (MPa)	σ_B (MPa)	σ_Y (MPa)	σ_Y/σ_{ys}	E/σ_{ys}		Eq.(1)	Eq.(2)
Al Alloy ⁶⁾	5083-O	137	298	218	1.59	511	130	6.0	14.9
	2017-T3	274	443	359	1.31	255	52	1.5	3.6
Ti Alloy ⁷⁾	Ti-6Al-4V	700	850	775	1.11	157	35	0.5	1.1
Steel ⁸⁾	HT80	765	814	790	1.03	269	94	1.2	3.0
	SM50A	333	500	417	1.25	619	181	4.3	10.9

3.1 J 積分の適用限界

久保⁹⁾は、小規模降伏の K 値の適用限界と関連させて、J 積分の適用範囲について以下のように記している。

小規模降伏が成立するためには、弾性特異応力場の支配域の大きさに比べて、塑性域の大きさが十分小さい必要がある。弾塑性条件下では、き裂先端の破壊進行域(fracture process zone)が弾塑性特異場の支配領域より大きくなると、J 積分で記述できる弾塑性特異場が消失し、J 積分は適用できなくなる。それ故、破壊進行域の大きさが弾塑性特異場の支配領域($\approx b/10$)より十分小さい必要がある。破壊進行域の大きさは $2J/\sigma_Y$ 程度であるので、 J_{Ic} 試験では、リガメント b の寸法要件として、式(2)が用いられている。以上は、式(2)の説明であり、式(1)の説明には当てはまらない。

3.2 実験の根拠

J_{Ic} 試験の試験片寸法要件の根拠となる実験結果は数少ない。Wallin¹⁰⁾は、式(2)の証左として、過去の実験結果をまとめ、Fig. 2 を示した。なお、Fig. 2 では、式(2)の σ_Y の代わりに σ_{ys} (Fig. 2 では σ_y と表記)を用いている。明確な傾向は示していないが、式(2)を満足しない場合、 J_Q から換算した K_J が大きくなるケースが見られる。

金沢ら¹¹⁾は HT60 鋼を用いて J_{Ic} 試験を行い、安定延性き裂発生時の J 値、 J_i に及ぼす試験片寸法の影響を調べている。ただし、相似形の試験片でなく、①試験片幅 W 一定で試験片厚 B を変化、② B 一定で W を変化させている。各々の結果を Fig. 3 と Fig. 4 に示す。Fig. 3 の場合、 $B < 25(J_i/\sigma_{flow})$ になると、 J_i は一定値から減少し、Fig. 4 では、 $b < 50(J_i/\sigma_{flow})$ において、 J_i は増加している。

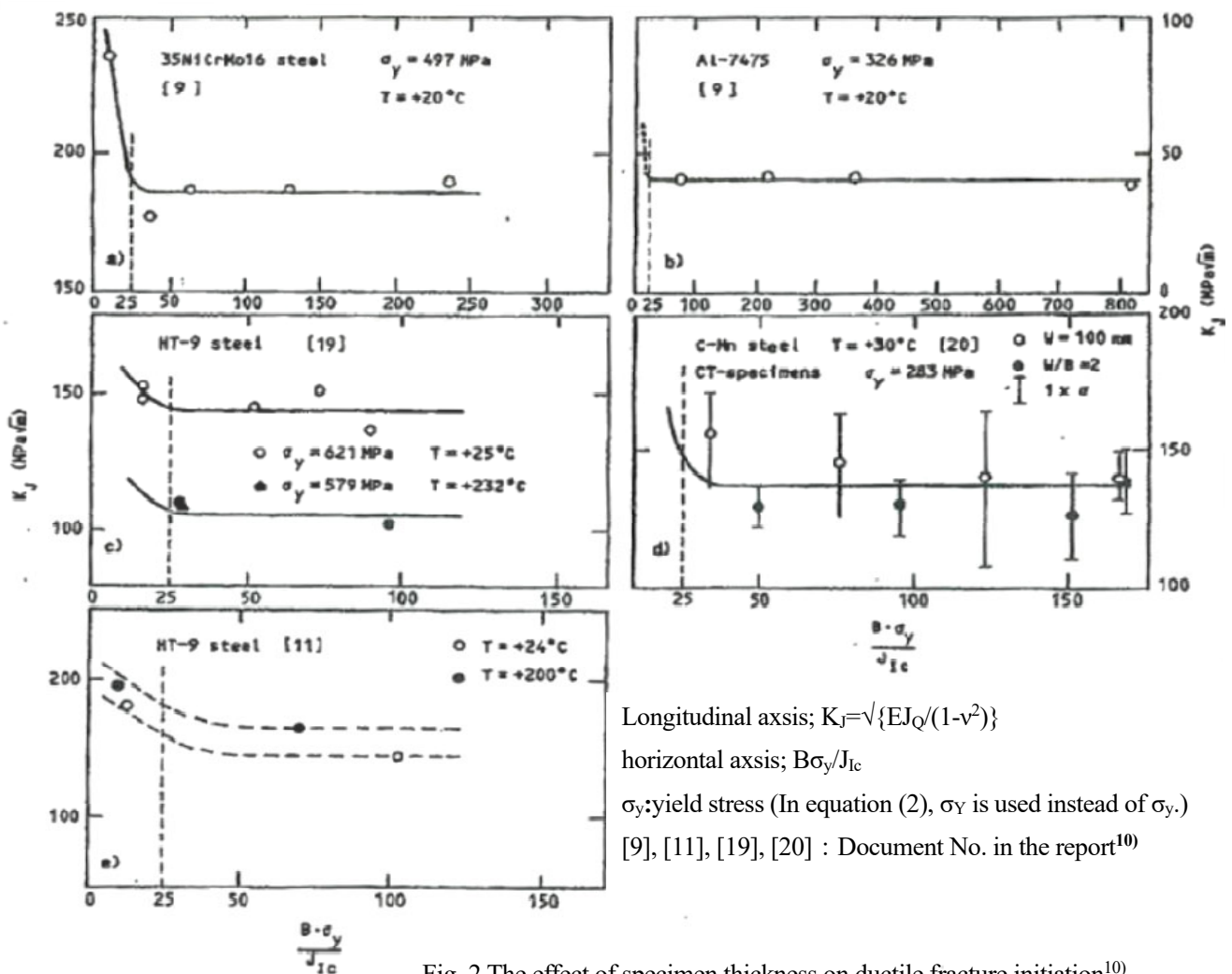


Fig. 2 The effect of specimen thickness on ductile fracture initiation¹⁰⁾

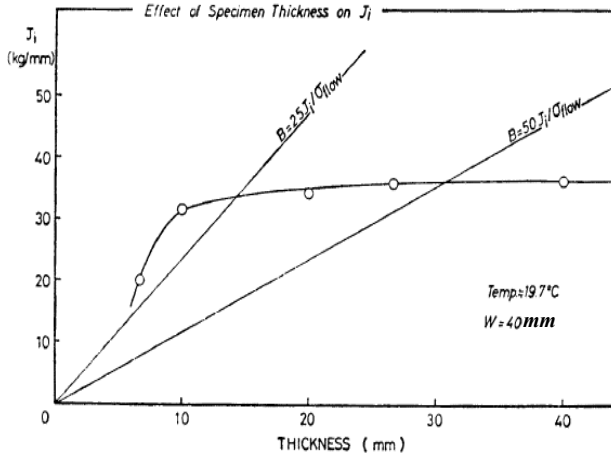


Fig. 3 The effect of specimen thickness, B on J_i^{11}

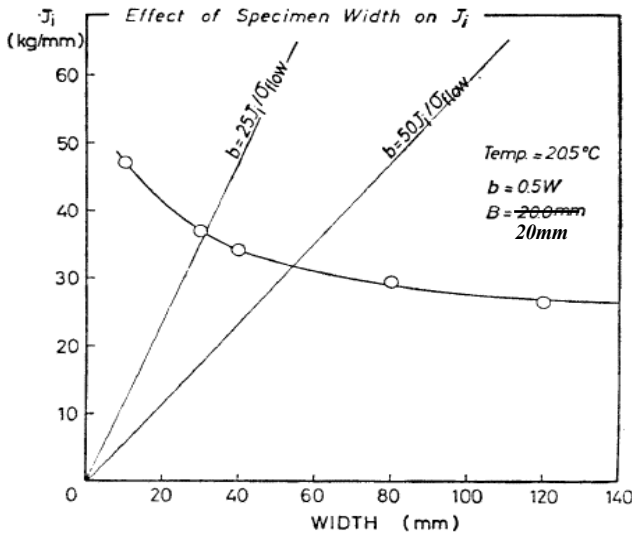


Fig. 4 The effect of specimen width, W on J_i^{11}

式(2)の証左となる実験結果も少ないが、式(1)の証左となる実験結果は筆者の知る限りでは報告例がない。

3.3 ミクロ破壊条件に基づく数値解析的検討

ミクロボイド合体形き裂の成長には、き裂先端近傍の相当塑性歪と 3 軸応力度が影響すると言われている¹²⁾。Anderson ら¹³⁾は、単一のミクロボイドの成長条件として、Rice & Tracey モデル¹⁴⁾を歪硬化材料に適用できるように修正した式(6)を用いて、3 点曲げ試験片を対象に、小規模降伏から大規模降伏まで 2 次元平面歪弾塑性解析を行った。この解析では、式(6)の Φ が限界値 Φ_c になるとミクロボイドが成長すると考える。

$$\Phi = \int_0^{\bar{\epsilon}_{pl}} \exp\left(\frac{1.5\sigma_m}{\sigma_e}\right) d\bar{\epsilon}_{pl} \quad (6)$$

ここで、 σ_m : 3 つの主応力の平均値、 σ_e : 相当応力、 $\bar{\epsilon}_{pl}$: 相当塑性歪であり、 σ_m/σ_e は 3 軸応力度を表す。

Anderson ら¹³⁾によると、 Φ と $r\sigma_0/J$ (r : き裂先端からの距離、 σ_0 : 材料の応力 - 歪線図を示す Ramberg-Osgood の式の参照応力) の関係を表す Fig. 5 に示すように、 Φ_c が未知でも、 J_i に対応する、大規模降伏での J と小規模降伏での J の比、 J/J_{ssy} は、Fig. 5 の横軸の比、 x_2/x_1 で与えられる。

彼ら¹³⁾は、 $a/W=0.5$ の 3 点曲げ試験片を対象に 2 次元平面歪条件で弾塑性数値解析を行い、 J/J_{ssy} と $b\sigma_Y/J$ の関係を、歪硬化指数 n をパラメータとして求めた。その結果を Fig. 6 に示す。

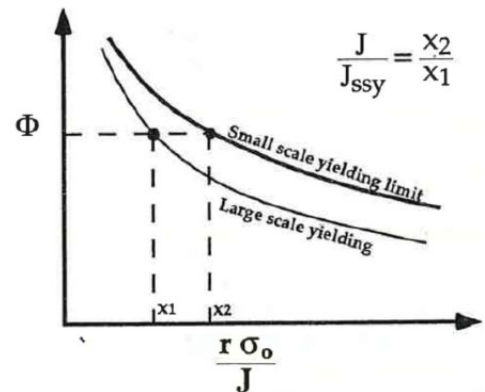


Fig. 5 Procedure for determining $J/J_{ssy}^{13)$

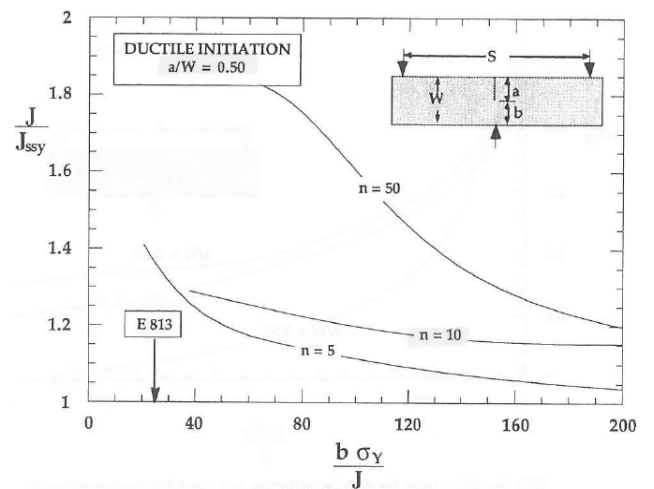


Fig. 6 Effect of specimen size and strain hardening exponent on J/J_{ssy} for ductile initiation¹³⁾

Fig. 6¹³⁾ から、以下のことが言える。

- (1) $b\sigma_Y/J$ が小さくなり塑性域が増えると、 J/J_{SSY} は大きくなる。また、 J/J_{SSY} は、 n が大きい、すなわち歪硬化が小さい材料ほど大きくなる。
- (2) $b\sigma_Y/J$ が小さくなると 3 軸応力度、 σ_m/σ_e は低下し、相当塑性歪 $\bar{\epsilon}_{pl}$ は増加する。(1)の結果は、式(6)の $\bar{\epsilon}_{pl}$ より σ_m/σ_e の影響が強いことを表す。

Fig. 6 は 2 次元解析の結果である。ミクロボイドの成長が、3 軸応力度が高い試験片厚中央から起こる事実から考えれば、2 次元平面歪条件の解析は理には適っている。しかし、3 次元解析の場合、弾塑性状態では、ASTME1820²⁾ に準拠した荷重-荷重線変位から求まる J 値、 J_L は、試験片厚中央での J 値、 J_{center} に比べて小さくなる¹⁵⁾。したがって、ASTME 1820 の J_Q の判定条件の妥当性を検討するためには、Fig. 6 を 3 次元弾塑性解析で調べる必要がある。

延性き裂の進展シミュレーションを 3 次元弾塑性解析で実施している論文¹⁶⁾は報告されているが、Fig. 6 のような整理は行われていない。以下では、簡易的に、Fig. 6 に対応する 3 次元弾塑性解析結果を推測する。

標準 CT 試験片を対象に、筆者¹⁵⁾が行った 3 次元弾塑性解析結果を基に、 J_L/J_{center} と $b\sigma_Y/J_{center}$ の関係を求め、Fig. 7 に示す。3 次元弾塑性解析では、式(4)の小規模降伏・平面歪条件を満足しても J_L/J_{center} は約 0.8 に留まるので、Fig. 7 では、式(4)を満足するデータの J_L/J_{center} で除して表示した。

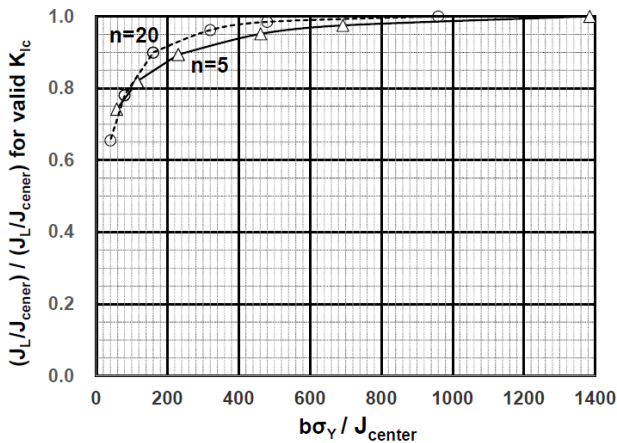


Fig. 7 J_L/J_{center} vs. $b\sigma_Y/J_{center}$

Fig. 6 の σ_Y は、式(7)を用いて σ_0 から計算しており、Fig. 7 の σ_Y も同様に求めた。

$$\sigma_Y = (\sigma_0/2)[1 + \{(1/n)/0.002\}^{1/n} / \exp(1/n)] \quad (7)$$

Fig. 6 の 2 次元平面歪弾塑性解析は 3 次元弾塑性解析の試験片厚中央に相当すると考えられるので、Fig. 7 を介して、Fig. 6 の $n=5$ と 10 の 3 次元弾塑性解析結果を推測し、それを Fig. 8 に示す。Fig. 8 の横軸の J は J_{center} ではなく、荷重-荷重線変位から求まる J_L で表示した。なお、Fig. 7 に $n=10$ の結果はないので、 $n=5$ と 20 の平均値を用いた。

Fig. 8 は、簡易的な解析結果であるが、傾向を見ることができると思われる。Fig. 8 では、 J_L/J_{SSY} は、 $b\sigma_Y/J_L$ が小さくなくても Fig. 6 のように増加せず、Fig. 7 の影響を受けて逆に低下する。その傾向は n が大きい方が顕著である。

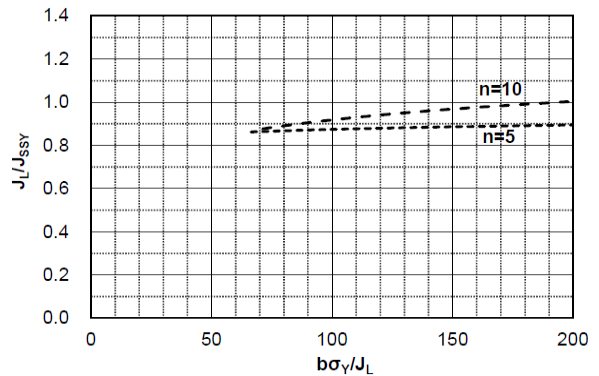


Fig. 8 J_L/J_{SSY} vs. $b\sigma_Y/J_L$ (Estimation of 3D elasto-plastic analysis results based on Fig.6)

3.4 J_I の試験片寸法依存性に関する考察

Fig. 2～4 および Fig. 8 に示した、 J_I と試験片寸法の関係に、統一性は見られない。以下では、各図の妥当性について考察する。

(1) Fig. 3 と Fig. 4 の再整理

Fig. 3 と 4 の横軸を試験片の扁平度を表す W/B に置き換えて再整理し、それを Fig. 9 に示す。同図には、ASTME1820 で規定されている W/B の許容範囲も併記した。

Fig. 9 では、 $B=20\text{mm}$ 一定で W を変化、 $W=40\text{mm}$

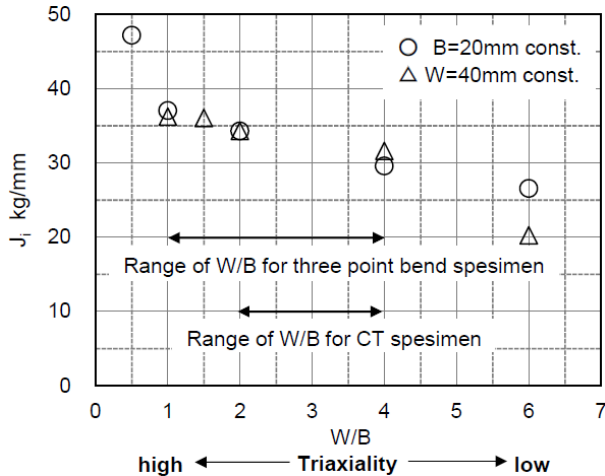


Fig. 9 Relationship between J_i and W/B

一定で B を変化させたいずれの場合も、 J_i は W/B に依存し、定量的にもほぼ同じ変化を示す。すなわち、ASTM E1820 で規定されている W/B の許容範囲では、 J_i は W/B の増加に伴い漸減するが、その変化は小さい。許容範囲外の $W/B < 1$ では J_i は大きくなり、 $W/B > 4$ では J_i は小さくなる。なお、 W/B が大きくなると 3 軸応力度は低下する。

3.3 で、マイクロボイド合体形き裂の成長には、き裂先端近傍の相当塑性歪と 3 軸応力度が影響する¹²⁾と記した。3 軸応力度が低くなると塑性歪は大きくなり、両者は相反する関係にある。Fig.6 の結果は、式(6)のボイドの成長条件式で相当塑性歪より 3 軸応力度の影響の方が強いことを意味した。それに従えば、Fig. 9 の J_i は、 W/B の増加、すなわち 3 軸応力度の低下に伴い上昇することになるはずだが、実際は、逆に低下している。

この理由は、Fig. 8 と同様、3 軸応力度の低下に伴い J_L/J_{center} が減少することにあると思われる。3 軸応力度が低下すると荷重 - 荷重線変位から求まる J_L と試験片厚中央での J_{center} の差が大きくなり、 J_L/J_{center} が減少する。これは、マイクロボイドの成長条件と違い、本質論ではないが、結果に大きく影響する。

Fig. 9 は、試験片を相似形に変化させた結果ではないが、3 軸応力度が低下すると J_i が減少するのは、試験片を相似形に変化させた Fig. 8 と同じである。

(2) Fig.8 の妥当性

日本機械学会基準である JSME S 001⁴⁾では、その解説で、Fig. 10 の模式図を示している。安定延性き裂発生時の J_{in} は試験片寸法が小さくなると J_{Ic} 値より低下していく傾向が示されている。Fig. 8 は Fig. 10 の模式図と矛盾しないが、Fig. 8 で J_L/J_{ssy} が一定値から低下を始める $b\sigma_Y/J_L$ は、式(1)や式(2)よりかなり大きい。先に示したように、Fig. 8 は簡易的な手法で求めているので、定量的評価を行うのは難しい。精密な 3 次元弾塑性数値解析を行って確認する必要がある。

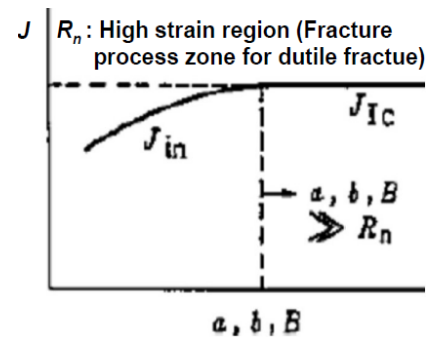


Fig. 10 Effect of specimen size on J_{in} and J_{Ic} ⁴⁾

(3) Fig.2 の妥当性

上記のように、Fig. 3、4 および 8 に示した J_i の試験片寸法依存性に矛盾はないと考えられるが、Fig. 2 はそれらと逆、すなわち Fig.6 と同じ傾向を示す。この理由については、更なる検討が必要である。

4. ASTM E399 の K_{Ic} 試験との比較

4.1 ASTM E399 の K_{Ic} 判定基準が厳しい理由

同じマイクロボイド合体形の破壊でも、2.2 に示した ASTM E 399 の K_{Ic} 試験の試験片寸法要件は ASTM E 1820 の J_{Ic} 試験のそれに比べて、はるかに厳しい。以下では、その理由について検討する。

ASTM E 399 の試験片寸法要件が ASTM E 1820 に比べて厳しい理由として、「後者は試験片厚中央が平面歪条件を満足する要求であるのに対し前者は試験片厚全体が平面歪条件を満足する要求であ

る」との説明¹⁷⁾が一般的である*¹。しかし、 K_{Ic} 試験でも、マイクロボイド合体形き裂の成長が、 J_{Ic} 試験と同様、3 軸応力度の高い試験片厚中央から起こることを考えれば、ASTM E399 のみに試験片厚全体の平面歪条件を要求する理由は見当らない。

ASTM E399 では、 K 値を適用するので、式(5)の小規模降伏条件*²を満足することが絶対条件である。著者¹⁸⁾が行った数値解析によると、式(5)を満足すれば、標準試験片の場合、試験片厚全体の約 90%が平面歪状態となる。すなわち、現行の ASTM E399 と ASTM E1820 の試験片寸法要件の違いは、「前者は小規模降伏条件を満足する必要がある、後者は J 値を用いるので、その必要が無い」ことが一番の理由であると考えられる。式(5)を満足すれば、結果的に、ほぼ試験片厚全体が平面歪条件を満足することになる。

4.2 K_{Jlc} は K_{Ic} と等価と見做せるか？

ASTM E1820 では、式(3)を介して J_{Ic} から換算した K_{Jlc} を報告する必要がある。以下では、この K_{Jlc} を ASTM E399 に準じて得られる K_{Ic} と等価と見做せるのか検討する。なお、対象とする破壊形態はマイクロボイド合体形破壊である。

ASTM E399 では、荷重 - 開口変位線図の線形域の傾きより 5%少ない線 (95% secant line)を原点から引き、それと荷重 - 開口変位線図との交点の荷重 P_5 を P_Q とし、それから求めた K 値を暫定破壊靱性値 K_Q とする(Fig. 11 Type I 参照)。 K_Q が 2.2 の式(5)を満足すれば K_Q は K_{Ic} となる。

完全弾性体では、95% secant line は、き裂が約 2%成長したときのコンプライアンスに対応するので、 $K=K_Q$ での安定延性き裂進展量、 Δa は

$\Delta a \doteq 0.02a$ と表せる。

J_{Ic} 試験の J と Δa の関係の模式図を Fig.12 に示す。同図では、 J_{Ic} 試験と K_{Ic} 試験の破壊靱性の定義を比較した。 J_{Ic} 試験では、 $J=2\sigma_Y\Delta a$ で表される Blunting line と平行に 0.2mm offset line を引き、それと延性き裂に対する材料の進展抵抗を表す R curve との交点を暫定破壊靱性値 J_Q とする*³。 J_Q が 2.1 の式(1)又は(2)を満足すれば J_Q は J_{Ic} となる。

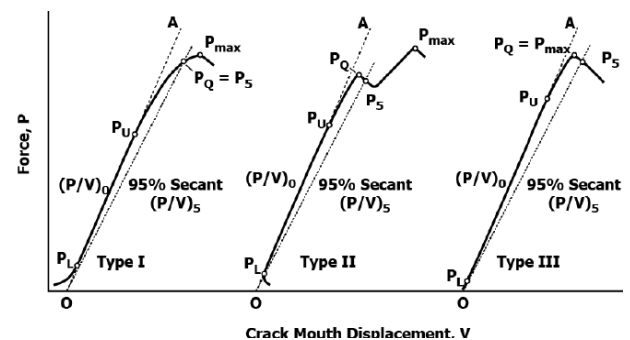


Fig.11 Force-CMD curve and secant line in K_{Ic} test³⁾

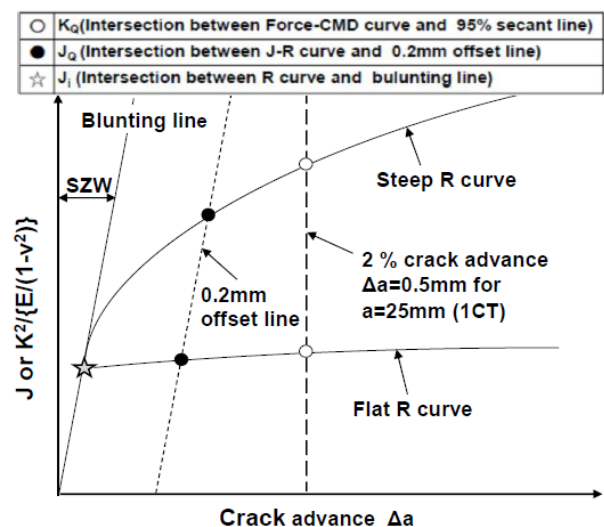


Fig.12 Definition of fracture toughness for J_{Ic} and K_{Ic} test

*¹ ASTM E399 制定に先立ち実施された破壊靱性試験では、面内寸法一定で B を変化させた試験が多くある。この場合、 B の変化、すなわち W/B の変化により、破壊形態や R curve の傾きが異なり、その結果、 K_{Ic} 判定条件として、試験片のほぼ全厚が平面歪状態であることが要求されることになった(4.3 を参照)。しかし、ASTM E399 では、 $W/B=2$ の相似形試験片を使用するのが原則である。この場合は、 W/B を変化させた試験に見られたような、破壊形態や R curve の違いはほぼ生じない。以上は、テクニカルノート No.1⁵⁾で詳しく説明しているので参照願いたい。

*² $W-a \geq 1.1(K_Q/\sigma_{ys})^2$ なら小規模降伏を満足するとの意見¹⁹⁾もある。また、式(5)は K_Q が安定延性き裂を伴った値であることを保証するための条件として必要との意見²⁰⁾もある。詳しくはテクニカルノート No.1 を参照されたい。

高力アルミ合金やチタン合金の K_{Ic} 試験に良く用いられる $B=a=25\text{mm}$ の 1CT 試験片では、 K_Q に対応する Δa は、Fig. 12 に示すように、 $\Delta a=0.02a=0.5\text{mm}$ になる。荷重 - 開口変位線図の非線形には、き裂先端の塑性域の影響も含まれるので、実際の Δa は $W-a=2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2$ のとき 0.5mm の $1/2$ 程度になる²⁰⁾。いっぽう、 J_Q の Δa には Fig. 12 の Blunting line の横軸の値である Stretched Zone Width (SZW) も含まれるので、 Δa は 0.2mm より大きくなる。したがって、 K_{Ic} 試験と J_{Ic} 試験で、破壊靱性の定義に大差はないと言える。

K_{Ic} 試験片が 1CT より大きくなると、 K_Q に対応する Δa は、Fig. 12 の $\Delta a=0.5\text{mm}$ より大きくなり、 J_Q に対応する Δa から離れていく。その場合でも K_{Jlc} は K_Q より小さく、安全側の推定となる^{*4}。

Fig. 12 に示すように、 K_{Ic} と K_{Jlc} との差は、R curve の傾きにも依存する。R curve が水平な Flat R curve の場合、 K_{Ic} と K_{Jlc} で差は生じないことになるが、そもそも、 K_{Ic} 試験では、Fig. 11 の Type III のように、荷重 - 開口変位線図が 95% secant line に交差する前に不安定破壊を生じる。いっぽう、Fig. 11 Type I のように P_5 が得られる場合、R curve は傾きを有する。R curve の傾きは、材料の延性度合とき裂先端近傍の 3 軸応力度に依存する。3 軸応力度が高いと進展抵抗は低く、傾きは小さくなる。

J_{Ic} 試験の場合、式(1)又は式(2)を満足しても 3 軸応力度が高いのは試験片厚中央付近のみである。この状態で J_{Ic} 試験を行うと、安定延性き裂が試験片厚中央で先行し安定延性き裂前縁の直線性に関する判定条件を満足できないことがある。特に、除荷コンプライアンス法を適用する場合は、試験片厚全体の 3 軸応力度を高めるため、サイドグループを設けることが強く推奨されている^{1), 2)}。

その結果、R curve の傾きは小さくなる。

いっぽう、 K_{Ic} 試験の場合は、通常、サイドグループを設けずに試験が行われるが、小規模降伏条件下では、板厚の大半は 3 軸応力度が高い領域となる⁵⁾ので、R curve の傾きに及ぼす板厚の影響は小さく、傾きは比較的小さいと考えられる。

以上をまとめると、 K_{Jlc} は、ASTM E399 の 1CT 試験片による K_{Ic} 及び Size-Insensitive Linear-elastic Plane-strain Fracture Toughness, K_{Isi} と等価と見做せ、1CT より大きな試験片による K_{Ic} に対しては安全側の推定となる。

4.3 面内寸法一定で B を変化させた場合の K_{Jlc} と K_{Ic} の B 依存性の比較

Fig. 3 に示したように、HT60 鋼を対象に、 $W=40\text{mm}$ 一定の 3 点曲げ試験片で B を変化させた場合、 J_i は $B < 2.5(J_i/\sigma_{flow})$ で低下した。いっぽう、テクニカルレポート No.1 に示した、 $W=1$ インチの 3 点曲げ試験片で B を変化させた Ti-6Al-6V-2Sn の K_{Ic} 試験²¹⁾では、Fig. 13 に示すように、 K_Q は、 $B < 2.5(K_Q/\sigma_{ys})^2$ で増加する。すなわち、面内寸法

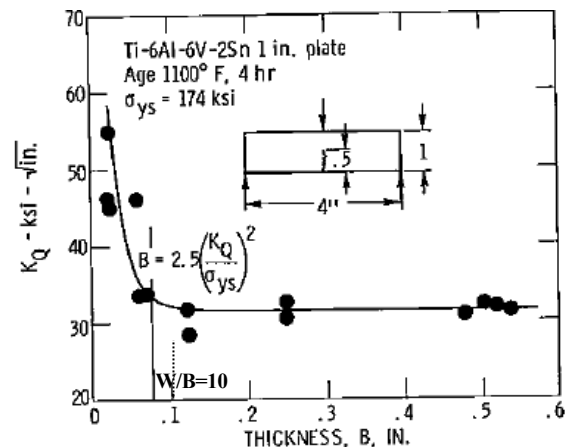


Fig.13 Effect of thickness(B) on K_Q for Ti alloy²¹⁾

*3 ASTM の初期の J_{Ic} 試験(E813-81)では、 0.15mm offset line と 1.5mm offset line 間の $J - \Delta a$ データを直線近似し、それと Blunting line の交点を J_Q (Fig.12 の J_Q と区別するため J_{Qi} と表記)とする。 J_{Qi} は、Fig. 12 の J_Q と異なるが R curve と Blunting line の交点の J_i とも異なる。Fig. 12 の J_i は R curve の傾きによらず一定値になるが、 J_{Qi} は、Fig. 12 の J_Q と同様に直線近似した R curve の傾きに依存する。なお、Fig. 3 と 4 の J_i は Fig. 12 の J_i ではなく J_{Qi} に該当する。

*4 2020 年の改定版、ASTM E399-20 では、Appendix として Size-Insensitive Linear-elastic Plane-strain Fracture Toughness, K_{Isi} を求める試験法が追加された。 K_{Isi} では、試験片寸法によらず $\Delta a=0.5\text{mm}$ になる K_Q を暫定破壊靱性値とする。この場合は、試験片寸法によらず、 K_{Ic} 試験と J_{Ic} 試験で、破壊靱性の定義に大差はないと言える。

一定で B を減少させた場合、破壊靱性値の B 依存性は、 J_{Ic} 試験と K_{Ic} 試験で逆の傾向を示す。

以下では、この原因について考察する。なお、この事象は、面内寸法一定で B を変化させた、ASTM 規格^{2), 3)}の規定範囲外の試験片を用いて得られた結果である。したがって、本項での議論は、4.2 で示した、ASTM 規格に準じて得られた、 K_{Jlc} と K_{Ic} の等価性に関する結論に影響を与えるものでないことを、最初に断っておく。

Fig. 13 に示す K_{Ic} 試験の板厚効果は、通常、Fig. 14 に示す「 B の変化に伴う破壊形態の変化」を基に説明される。すなわち、板厚が薄いと塑性拘束が強い予き裂前縁の板厚中央部を中心にマイクロボイド合体形の平坦破壊が先行し、表裏面は傾斜破壊となる。 B が増加するに伴い平坦破壊の割合が増え、板厚全体が平面歪状態になると破面全体が平坦破壊になる。平坦破壊の割合が増加すると延性き裂の進展抵抗は弱まって、Fig. 12 の R curve の傾きは小さくなり K_Q は低下し、③の状態になると下限値の K_{Ic} を示すと説明されている^{12), 17)}。

板厚を通して 3 軸応力度が高い厚板試験片に比べて板厚全体としての 3 軸応力度が低い薄板試験片では R curve の傾きが大きくなり、 K_Q が高くなると解釈できるが、Fig. 3 の J_i が Fig. 13 と逆の傾向を示す理由は説明できない。

著者¹⁸⁾は、薄板試験片の R curve の傾きが大きく K_Q が高くなる原因は、板厚中央部が表裏面より長いサムネイル状の安定延性き裂形状にあると考え、その観点から考察した。以下、著者の論文¹⁸⁾をベースにして説明する。

Hutchison ら²²⁾は、サムネイル状き裂を有する

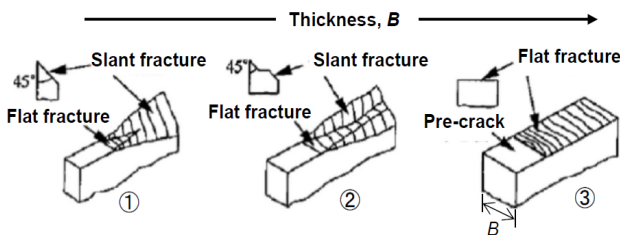


Fig. 14 Changes in fracture morphology depending on specimen thickness

3 点曲げ試験片の 3 次元弾塑性数値解析を実施し、き裂前縁の J 値と荷重 - 荷重線変位線図から求めた J 値、 J_L を比較している。それによると、小規模降伏状態では、板厚中央の J 値、 J_{center} は J_L より小さくなる。すなわち、安定延性き裂の成長をリードする板厚中央の K 値より荷重から求めた K 値の方が大きくなる。その結果、サムネイル状き裂を有する試験片から求められる R curve の傾きは、見かけ上、大きくなると思われる。

Hutchison ら²²⁾の解析によると、サムネイル状き裂の長さ L と板厚 B の比、 L/B が大きくなるほど J_{center} と J_L の差は広がるので、 R curve の傾きは L/B の増加に伴いより大きくなる。その結果、 K_Q 値は、Fig. 13 に示すように、 $B < 2.5(K_Q / \sigma_{ys})^2$ で B の減少に伴い増加する。見方を変えれば、 K_Q は $W/B > 10$ で W/B の増大に伴い増加する¹⁹⁾とも言える。

いっぽう、Hutchison ら²²⁾の解析では、降伏規模が大きくなるとサムネイル状き裂の前縁の J 値は一樣になり、 J_L とほぼ一致する。それ故、 J_{Ic} 試験のような弾塑性状態では R curve の傾きに及ぼすき裂前縁形状の影響は無視できる。いっぽう、3.4 の(1)に示したように、弾塑性状態では B の減少、すなわち W/B の増大(3 軸応力度の減少)に伴い J_L/J_{center} は低下する。その結果、 J_i は、 $W/B > 4$ で低下したのではないかとと思われる(Fig. 9 参照)。

5. むすび

本報告では、ASTM E399 の K_{Ic} 試験と ASTM E 1820 の J_{Ic} 試験の試験片寸法要件を比較するとともに、ASTM E1820 の試験片寸法要件の妥当性及び物理的意味について検討した。また、ASTM E 399 の試験片寸法要件が ASTM E 1820 に比べてはるかに厳しい理由について考察した。

結果を以下に示す。

- (1) J_{Ic} 試験は K_{Ic} 試験に比べて、1 オーダー～2 オーダー、小さい板厚の試験片でも平面歪条件を満足する (Fig. 1)。
- (2) ASTM E 1820 の式(1)の試験片寸法要件を満足する各種材料の最小試験片厚は 0.5～6mm と

非常に小さい(Table 1)。式(1)や(2)を満足しても平面歪状態は試験片厚中央付近のみであり、規格で要求される安定延性き裂前縁の板厚方向の直線性は保証されない。この点や試験片の加工及び試験のやり易さ等を総合的に考えて試験片を選定する必要がある。

- (3) ミクロボイド合体形の安定延性き裂の成長にはき裂先端近傍の①相当塑性歪と②3 軸応力度が影響する¹²⁾。安定延性き裂発生時の J_i 値、 J_i に及ぼす試験片寸法の影響を調べた Anderson ら¹³⁾ の 2 次元平面歪弾塑性解析結果(Fig. 6)を基に、3 次元弾塑性解析結果を推定した(Fig. 8)。それによると、 J_i の試験片寸法依存性は小さい。試験片寸法が小さくなり、き裂先端近傍の塑性域が大きくなると、小規模降伏状態に比べて、 J_i は低下する傾向が見られる。
- (4) 試験片幅 W 一定で試験片厚 B を変化(Fig. 3)、 B 一定で W を変化(Fig. 4)させた J_{Ic} 試験結果¹¹⁾ を、 J_i と W/B の関係で再整理した(Fig. 9)。いずれも、 J_i は W/B に依存し、定量的にもほぼ同じ変化を示した。すなわち、ASTM E1820 で規定されている W/B の範囲では、 J_i の W/B 依存性は小さく、範囲外の $W/B < 1$ では J_i は大きくなり、 $W/B > 4$ では J_i は小さくなる。
- (5) 単一のミクロボイドの成長条件式である式(6)は、相当塑性歪より 3 軸応力度の影響の方が強い。したがって、式(6)から求まる J_i は、Fig. 6 に示すように、き裂先端近傍の塑性域の増大、すなわち 3 軸応力度の低下に伴い増加する。いっぽう、き裂先端近傍の塑性域が増大し 3 軸応力度が低下すると、ASTM E1820 に準拠した荷重 - 荷重線変位から求まる J 値(J_L)と試験片厚中央での J 値(J_{center})の比、 J_L/J_{center} は、小規模降伏状態に比べて大きく低下する(Fig. 7)。3 軸応力度の低下に伴い J_i が減少する Fig. 8 や Fig. 9 の結果は、 J_L/J_{center} が 3 軸応力度の低下に伴い減少する影響を強く受けていると思われる。
- (6) 現行の ASTM E399 の試験片寸法要件が ASTM E1820 のそれに比べてはるかに厳しいのは、「前者は小規模降伏条件を満足する必要がある

あり、後者は J 値を用いるので、その必要が無い」ことが一番の要因と考えられる。なお、式(5)の小規模降伏条件を満足すれば、標準試験片の場合、結果的に、ほぼ試験片厚全体が平面歪条件を満足する^{5), 18)}。

- (7) ASTM E1820 に準拠して求めた J_{Ic} から換算した $K_{J_{Ic}}$ は、ASTM E399 の 1CT 試験片による K_{Ic} および Size-Insensitive Linear-elastic Plane-strain Fracture Toughness, K_{Isi} と等価と見做せ、1CT より大きな試験片による K_{Ic} に対しては安全側の推定となる。
- (8) ASTM 規格^{2), 3)}の規定範囲外であるが、面内寸法一定で B を減少させた場合、 K_{Ic} 試験では、 K_Q は B の減少に伴い増加する(Fig. 13)。いっぽう、 J_{Ic} 試験では、 J_i は B の減少に伴い逆に低下する(Fig. 3)。この理由を、試験片厚中央が先行する安定延性き裂、すなわちサムネイル状き裂の前縁の J 値の分布とそれに及ぼす降伏規模の影響²²⁾に着目して説明した。

6. あとがき

J_{Ic} や $K_{J_{Ic}}$ は、通常、弾塑性破壊靱性値と呼ばれる。本報では、 $K_{J_{Ic}}$ と弾性平面歪破壊靱性値、 K_{Ic} との比較を目的にしており、 K_{Ic} との対比で、 J_{Ic} や $K_{J_{Ic}}$ を弾塑性平面歪破壊靱性値と記した。

これまで、金属材料の破壊靱性試験として、ミクロボイド合体形破壊を対象とした、ASTM E399 の K_{Ic} 試験と ASTM E1820 の J_{Ic} 試験について説明してきたが、脆性破壊事故で見られる破壊形態は、通常、へき開形破壊である。

今後は、へき開破壊を対象とした破壊靱性試験とその規格について説明していく予定である。

参考文献

- 1) Shimizu-tech Technical Report No.6; “ASTM E1820 による J_{Ic} 試験(その 1) - 弾塑性平面歪破壊靱性値 J_{Ic} の求め方 - ”, 2023.
- 2) ASTM E1820-22; “Standard Test Method for Measurement of Fracture Toughness”, 2022.

- 3) ASTM E399-23; “Standard Test Method for Linear-Elastic Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials”, 2023.
- 4) 社団法人 日本機械学会; “日本機械学会基準弾塑性破壊靱性 J_{Ic} 試験法-増補第1版-”, JSME S 001-1981, 1981.
- 5) Shimizu-tech Technical Report No.1; “ASTM E399 による K_{Ic} 試験の合否判定基準の意義と必要性”, 2021.
- 6) 金森成志, 田川哲哉, 宮田隆司; “高力アルミニウム合金の延性破壊に及ぼす応力三軸度の影響と破壊じん性における拘束効果”, 材料, Vol.52(2003), No.8, pp.974-980.
- 7) 小林俊郎, 新家光雄, 稲垣育宏; “各種チタン合金の破壊靱性に及ぼす温度と加工誘起変態の影響”, 鉄と鋼, 第 75 年(1989), 第 3 号, pp.537-544.
- 8) 大路清嗣, 康祥隆, 岩切俊一; “ J_{Ic} 試験における側溝と板厚の影響について”, 材料, Vol.33 (2002), No.371, pp.1006-1011.
- 9) 久保司郎; “破壊力学の考え方” 日本材料学会 関西支部主催の講習会「破壊力学の基礎と最新応用」, 2019.
- 10) Kim Wallin; “The Size Effect in K_{Ic} Results”, Engineering Fracture Mechanics, Vol.22, No.1, pp.149-163, 1985.
- 11) 金澤武, 町田進, 金田重裕, 小口憲武; “ J_I の寸法効果と J_{Ic} 試験条件に関する研究”, 日本造船学会論文集, 第 150 号 pp.497-503, 1981.
- 12) T.L. Anderson; “FRACTURE MECHANICS, Fundamentals and Applications, Fourth Edition”, CRC Press, 2017.
- 13) T.L. Anderson, N.M.R. Vanaparthi and R.H. Dodds, Jr.; “Prediction of Specimen Size Dependence on Fracture Toughness for Cleavage and Ductile Tearing”, ASTM STP 1171, pp. 473-491, 1993.
- 14) J.R. Rice and D.M. Tracey; “On the Ductile Enlargement of Voids in Triaxial Stress Fields”, Journal of the Mechanics and Physics of Solids, Vol.17, pp.201-217, 1969.
- 15) 木内晃, 石原健一, 清水洋志; “へき開破壊に対する K_{Ic} 試験の合否判定基準に関する数値解析的検討”, 圧力技術, 第 52 巻, 第 5 号, pp.255-265, 2014.
- 16) 例えば, 深堀拓也, 大畑充, 南二三吉, 萱森陽一, 井上健裕; “延性き裂発生・進展抵抗の材料依存性評価のための数値損傷モデルの提案 - 延性き裂進展シミュレーション手法の構築 -”, 鉄と鋼, Vol.94(2008), No.6, pp.222-230.
- 17) 例えば, 田川哲哉; “破壊じん性とその試験法”, 日本材料学会関西支部主催の講習会「破壊力学の基礎と最新応用」, pp.12-33, 2019.
- 18) 木内晃, 石原健一; “小型試験片を用いたマイクロボイド成長型 K_{Ic} 試験に関する検討”, 圧力技術, 第 56 巻, 第 5 号, pp.268-278, 2018.
- 19) Kim Wallin; “Critical Assessment of the Standard ASTM E 399”, Journal of ASTM International, Vol.2, No.4, pp.433-453, (2005).
- 20) 木内晃, 清水洋志, 石原健一; “安定き裂成長を伴う K_{Ic} 試験の合否判定基準に関する考察”, 圧力技術, 第 51 巻, 第 3 号, pp.80-88, 2013.
- 21) M. H. Jones and W. F. Brown, Jr.; “The Influence of Crack Length and Thickness in Plane Strain Fracture Toughness Tests”, ASTM STP 463, pp.63-101, (1970).
- 22) E.K. Hutchison and H.G. Pisarski; “Effects of Crack Front Curvature on J and CTOD Determination in Fracture Toughness Specimens by FEA”, OMAE 2013, 1-8(2013).

【著者紹介】

木内 晃

〒651-2241 神戸市西区室谷 2 丁目 2 番 6 号

TEL : 078-992-1160 FAX : 078-992-2533

E-mail : kiuchi@shimizutech.co.jp