3 点曲げ試験片の板厚による拘束効果の影響に関する研究*

菊池 正紀^{*1}, 石原 豪人^{*2}

Study on Thickness Effect of Three Point Bend Specimen

Masanori KIKUCHI^{*3} and Takehito ISHIHARA^{*3} Department of Mechanical Engineering, Tokyo University of Science,
2641 Yamazaki, Noda-shi, Chiba, 278-8510 Japan

The thickness effect of three point bend (3 PB) specimen on dimple fracture behavior is studied experimentally and numerically. At first, fracture toughness tests were conducted using 3 PB specimens with different thicknesses. Fracture toughness values and R-curves are obtained and the thickness effect is discussed. Using Scanning Electron Microscope (SEM), dimple fracture surfaces are observed precisely. It is found that the thickness effect appears clearly on the void growth process. FEM analyses are conducted based on these experimental data. Using Gurson's constitutive equation, nucleation and growth of void during dimple fracture process is simulated. The distribution patterns of stress triaxiality and crack growth process are obtained. The results show good agreement with experimental ones qualitatively. The effect of the specimen thickness on R-curves are explained well based on these numerical simulation.

Key Words: Constraint Effect, Thickness Effect, Dimple Fracture, J-R Curve, FEM Analysis, Gurson's Constitutive Equation

1. 緒 言

非線形破壊力学において、き裂先端の力学状態を表すパラメータとして Rice によって提案された J 積分が広く用いられてきた^①。この J 積分により、き裂先端近傍の応力状態を表す HRR 解が表記できる。しかし、近年の実験及び数値解析により、実際の応力状態はき裂を有する構造の形状によっては HRR 解とずれが生じることが報告されている^{②③}。これらの問題はき裂先端の塑性域を取り囲む弾性域からの拘束の影響という意味から拘束条件と呼ばれており、非線形破壊力学の基本的パラメータである J 積分の有用性を問う問題である。

著者らは過去に拘束効果に関して 3 つの報告をしてきた。第 1 報^④では原子炉圧力容器用鋼 A533B を用いて負荷形式、初期き裂長さ、板厚の異なる試験片を作成し、弾塑性破壊靱性試験により拘束効果が破面形成や破壊靱性値へ与える影響を調べた。

第 2 報^⑤では、Gurson により提案され Tvergaard によって修正された多孔質材料の構成方程式を導入した有限要素法を用いてディンプル破壊をシミュレーションすることにより、負荷形式の違いによる拘束効果が破面形成へ与える影響を考察した。

第 3 報^⑥では第 2 報と同様の数値解析手法を用い、初期き裂長さの違いによる拘束効果が J-R 曲線へ与える影響について考察した。

しかし、板厚の違いによる拘束効果については過去の実験からはっきりした傾向がみられておらずそのため数値解析、考察も十分に行われていない。本研究では、この板厚の違いによる拘束効果が破壊に与える影響について調べることを目的とし、異なる板厚の 3 点曲げ試験片(B=8mm,4mm,2mm)を用いて実験と数値解析を行った。拘束効果が破壊に与える影響は様々にあると考えられるがここでは過去の研究と同じく破壊への巨視的な影響として J-R 曲線や破壊靱性値 J_c の違いについて、破壊への微視的な影響として破面形成の違いについて注目し、実験は破壊靱性試験と破面観察を、数値解析は多孔質材料の構成方程式を用いた有限要素法解析を行った。

* 原稿受付 2004 年 4 月 9 日。

^{*1} 正員、東京理科大学工学部(〒278-8510 野田市山崎 2641)。^{*2} 東京理科大学大学院理工研究科。

E-mail: kik@me.noda.tus.ac.jp

2 実 験

2.1 破壊靱性試験

供試材は原子炉圧力容器用鋼 A533B であり、試験片形状は図 1 に示すように 3 点曲げ試験片である。靱性試験は JSME の弾塑性破壊靱性 J_{IC} 試験法⁹⁾に記載されている R 曲線法に沿って行った。この J_{IC} 試験法では試験片の板厚 B が次式(1)を満たすことを条件としている。

$$B \geq 25 \frac{J_{in}}{\sigma_{fs}} \quad (1)$$

ここで A533B 鋼の材料定数を $J_{in}=185 \text{ kN/m}$, $\sigma_{fs}=660 \text{ MPa}$ とする⁹⁾と $B \geq 7.01 \text{ mm}$ となる。そこで本研究ではこの条件を満たすものとして板厚 8mm, 満たさないものとして 4mm, 2mm, 計 3 種類の試験片を用いた。

図 2 は 3 次元弾塑性有限要素法解析により求めた $J = J_{IC}$ における板厚中央部でのき裂先端応力場を HRR 解と比較したものである。8mm では HRR 解とほぼ一致しているのに対し、4mm, 2mm と板厚が薄くなるにしたがって HRR 解よりも小さくなっており、き裂先端の拘束条件の変化から J 積分が支配的でなくなることがわかる。

実験の際、 J 積分評価は式(2)に示す簡便評価式を用いて行った。

$$J = \frac{1-\nu^2}{E} K^2 + \frac{2}{bB} \int_0^\delta p d\delta \quad (2)$$

ここで、 K は応力拡大係数、 b はリガメント長さ、 P は荷重、 δ は荷重線変位である。また、 J - R 曲線におけるき裂進展量 Δa は電子顕微鏡を用い、(3/8 ~ 5/8) B の範囲内で Δa を 5 点測定し、その平均値を用いた。

実験により得られた破壊靱性値を表 1 に示す。式(1)で示した通り板厚条件を満たす試験片は 8mm のみであり、 J 積分が支配的でなくなる 4mm, 2mm ではやや高い破壊靱性値になった。しかし、板厚により系統的に変化する傾向はみられない。

J - R 曲線を図 3 に示す。鈍化直線には板厚による系統的な傾向は見られない。ただし、A533B 鋼のような高靱性材料ではストレッチゾーンと延性破壊領域の区別がつきにくく、鈍化直線上の点にするか R 曲線上の点にするかにより鈍化直線は大きく異なってしまう。そのため実験から正しい鈍化直線を求めるためには更

に多くの試験片で破面上のストレッチゾーンをより詳細に観察する必要がある。

R 曲線について注目すると、 Δa の小さい範囲では上述した通りストレッチゾーンと延性破壊領域の区別がつきにくく、はっきりした傾向がみられない。しかし、 Δa が大きくなる、つまり破壊が進むにつれて、板厚が薄くなるほど J 積分値が小さくなる傾向が見られた。

Fig.1 Three Point Bending Specimen (3PB)

Fig.2 Crack tip stress fields at the center of specimen

Fig.3 J-R curves by experiments

Table 1 J_{IC} value of three specimens

Thickness [mm]	8	4	2
J_{IC} value [kJ/m]	158.0	194.1	171.6

2.2 破面観察

次に板厚による拘束効果が破壊へ与える微視的な影響を調べるために、破壊靱性試験で用いた試験片の破面観察を行った。ここで破面観察には SEM(Scanning Electron Microscope)を用いた。

まず、各試験片の延性破面上に存在するボイドの大きさを測定した。破壊はボイドだけでなく、ボイドとボイドが合体して大きなすべりを起こしている部分もある。また、そのボイドも小さいものでは直径 $1\mu\text{m}$ 位のものから、大きいものは直径 $100\mu\text{m}$ 以上と大小さまざまなサイズのボイドが存在する。そこで本研究では、早い段階から発生し、破壊に大きな影響を及ぼすと考えられる比較的大きなボイドについてのみ調べることとし、直径 $10\mu\text{m}$ 以上のボイドの大きさを測定した。表2に測定したボイドの平均の直径を、図4にそれぞれの板厚の板厚中央部付近での破面の一例を示す。図4に示すように、8mm の延性破面上には大きなボイドが多く観察されるのに対し、4mm では8mm よりもやや小さめのボイドが多くみられた。また2mm においては4mm よりもさらに小さいボイドが多くなり、大きなボイドはほとんどみられなかった。このように板厚が薄くなるにしたがってボイドが小さくなっていく傾向は表2のボイド直径の平均値においても同様であり、2mm のように板厚の薄い試験片、つまり拘束の弱い試験片では大きなボイドではなく、小さなボイドにより破面が形成されていた。

き裂進展量の板厚方向分布を調べた。図5は各板厚において J が 200kN/m 前後でのき裂進展量の板厚方向分布である。実験においては板厚の違いによる破壊靱性値 J_c の系統的な傾向は見られず、 J_c はどの板厚においても $160\sim 200\text{kN/m}$ 程度であった。よって J が 200kN/m 前後というのは、各板厚でき裂の安定破壊が始まる初期状態であると考えられる。図5において横軸は各板厚で無次元化した板厚方向を示しており、 $Y/B=0$ と $Y/B=1.0$ は板厚表面部を、 $Y/B=0.5$ は板厚中央部を示している。8mm では板厚中央部から板厚表面部にかけて比較的広い範囲でき裂が進展している。一方 2mm の場合、板厚表面部付近においてせん断型の破壊形式であるシェアーリップの領域が大きくなっており、板厚中央部の狭い範囲でのみ大きくき裂が進展していた。

Table 2 Average of dimple diameters

Thickness [mm]	8	4	2
Diameter [μm]	22.2	17.7	17.0

Fig.4 Fracture surface photos

Fig.5 Crack growth amount along the crack tip

3. 有限要素法解析

3.1 Gurson の構成方程式

実験でみられたような板厚による拘束効果が破壊に与える影響を調べるため、有限要素法解析を行った。ここではディンプル破壊をシミュレートするため、Gurson により提案され Tvergaard によって修正された多孔質材料の降伏関数⁹⁾式(3)を用いている。

$$\Phi = \frac{3}{2} \frac{\sigma'_{ij} \sigma'_{ij}}{\bar{\sigma}_m^2} + 2f q_1 \cosh\left(\frac{q_2 \sigma_{kk}}{2\bar{\sigma}_m}\right) - (1 + q_3 f^2) = 0 \quad (3)$$

ここで式中の σ'_{ij} は偏差応力、 $\bar{\sigma}_m$ は相当応力、 f はボイド率、 q_1, q_2, q_3 は Tvergaard によって定められた定数である。また、ボイド率の増分は式(4)のように、式(5)に示す成長項と式(6)に示す発生項からなる。

$$\dot{f} = (\dot{f})_{growth} + (\dot{f})_{nucleation} \quad (4)$$

$$(\dot{f})_{growth} = (1 - f) \dot{\bar{\epsilon}}_{kk}^p \quad (5)$$

$$(\dot{f})_{nucleation} = A(\dot{\bar{\epsilon}} + \dot{\bar{\epsilon}}_{kk}/3) + B \dot{\bar{\epsilon}}_m^p \quad (6)$$

ここで、ボイドの発生には相当塑性ひずみ支配を用いているので、 A, B は式(7)のようになる。

$$B = \frac{f_N}{S_N \sqrt{2\pi}} \exp\left[-\frac{1}{2} \left(\frac{\bar{\epsilon}_m^p - \epsilon_N}{S_N}\right)^2\right], A = 0 \quad (7)$$

f_N はボイドの発生に寄与する介在物の体積含有量、 S_N はボイド発生を確率的に制御するための標準偏差、 ϵ_N はボイドが発生する際の平均的な歪み量である。

3.2 解析モデル

Gurson モデルはパラメータが非常に多いので、これらのパラメータの値をどのように決定するかについては種々の方法が提案されている¹⁰⁾¹¹⁾¹²⁾。また、損傷解析においてはき裂先端近傍の要素形状依存性を少なくするためき裂先端近傍の要素分割を細かく、一定にする必要がある。

ここでは実験との定量的な比較を目的とするのではなく、定性的な比較を目的とすることとし、材料定数は表3に示す通りすべて同じものを用いた¹³⁾¹⁴⁾。またき裂先端での要素の最小寸法は、計算機の容量や過去の経験などをふまえて 0.025mm とし、どの板厚のモデルでもき裂先端付近については同様のモデルを用いている。

解析に用いたモデルの全体図を図6(a)に、き裂先端付近の拡大図を図6(b)に示す。モデルは対象性を考

慮して 1/4 モデルとした。図 6(b)の右側は試験片中央部の対称面であり、左側はき裂面を示している。図の左端でき裂面が試験片表面と交差している。また、各モデルの節点数、要素数は表4に示すとおりである。要素はスーパーボックス要素を用いている。実験において疲労予き裂を導入する際き裂は板厚中央部で先行するので、き裂縁形状は直線とせず、各板厚の試験片のき裂縁形状をそれぞれ3本ずつ実測し、その平均の形状を解析モデルとして用いた。

破壊解析はボイド率が破壊ボイド率に達した要素を消去することで行った。

Table 3 Material properties (A533B steel)

Young's modulus	E	206[GPa]
Poisson's ratio	ν	0.3
Initial yield stress	σ_{ys}	599[GPa]
Critical void volume fraction	f_c	0.133
Void volume fraction at final	f_f	0.188
Volume fraction of void nucleating particles	f_N	0.02
Standard deviation of void nucleation	S_N	0.1
Mean strain for void nucleation	ϵ_N	0.3

Table 4 Mesh size

	Nodes	Elements
8mm	474028	92900
4mm	247298	48230
2mm	134568	26020

(a) Whole Mesh

(b) Crack tip

Fig 6 Mesh pattern of 3PB Specimen (8mm)

3.3 破面形成への影響

図7に示すのは破壊開始直後でのき裂先端部付近における応力三軸度分布である。応力三軸度は静水圧成分を相当応力で割ったものである。8mm, 4mm, 2mmと板厚が薄くなるにしたがって応力三軸度の高い部分が狭く、その値も小さくなっている。図8はこのときのき裂先端から0.1mm, 0.4mmにおける応力三軸度板厚方向分布である。横軸は各板厚で無次元化した板厚方向を示しており、Y/B=0が板厚表面部、Y/B=0.5が板厚中央部を示している。どちらの位置でも8mm, 4mm, 2mmの順に応力三軸度が低くなっている。また、8mmでは板厚中央部から表面部にかけて広い範囲で応力三軸度が高いのに対し、2mmでは板厚中央部の狭い範囲でのみ応力が高くなっており、これからは板厚が薄くなるほど応力三軸度の高い範囲が狭くなることがわかる。

応力三軸度はボイドの発生、成長に大きな影響をもつ。つまり、この応力三軸度が高い領域ではボイドが発生、成長しやすくなる。8mmではき裂進展方向、板厚方向ともに広い範囲で応力三軸度が高くなっている。よってき裂先端部で発生したボイドは大きく成長し、それら大きなボイドが合体することにより破面が形成されると考えられる。一方2mmではき裂進展方向、板厚方向ともに応力三軸度の高い範囲が狭く、またその値も8mmに比べて低い。よって板厚中央部付近の狭い範囲で発生したボイドは大きく成長することができず、小さなボイドが連結することで破面が形成されると考えられる。これは表2の実験結果において板厚が薄くなるほどボイドの平均直径が小さくなっていたことと対応していると考えられる。

図9には数値解析におけるき裂進展量の定義を示す。解析モデルに設定した初期き裂先端の曲率の底部から破壊領域先端までをき裂進展量と定義した。図10に示すのは $J \approx 200 \text{ kN/m}$ におけるボイド率と破壊の様子である。8mmでは板厚中央部から表面部にかけて広い範囲で破壊しているのに対し、2mmでは板厚中央部のみで大きく破壊が進んでいる。図11は $J \approx 200 \text{ kN/m}$ でのき裂進展量の板厚方向分布である。8mmでは板厚中央部から表面部にかけて広い範囲で破壊しているのに対し、2mmでは板厚中央部で大きく破壊している。これは、図5に示した実験におけるき裂進展量の板厚方向分布、つまり板厚が薄くなるほど板厚中央部の狭い範囲でのみ破壊が大きく進むことと対応している。

Fig.7 Distribution of stress triaxiality

Fig.8 Stress triaxiality along the crack tip

Fig.9 Definition of crack growth amount

Fig.10 Distribution of void volume fraction

Fig.11 Fracture pattern along the crack tip

3.4 J-R 曲線への影響

図 12 は J 積分とき裂進展量 Δa の関係である。J 積分は実験と同様、簡便評価式を用い、 Δa は実験の J-R 曲線と対応する位置での平均値とした。

図 13 には 8mm 試験片の試験片中央部での破壊の進展の様子を示す。き裂進展開始の初期、 $\Delta a=0.1\text{mm}$ あたりまでのき裂進展は、図 13(a) のようにき裂先端の開口とき裂先端部付近の破壊により生じる。そのためこの部分は実験における鈍化直線に対応していると考えられる。その後、破壊は図 13(b) のように初期き

裂方向に進展しており、これは R 曲線に対応していると考えられる。

図 12 をみると $\Delta a=0.1\text{mm}$ あたりまでは板厚が薄くなるほど J がわずかに小さくなっていく傾向がみられるが、破壊要素にははっきりした違いはみられなかった。一方 $\Delta a=0.1\text{mm}$ 以降では破壊が進行するにつれて 2mm の J 積分値が小さくなっていく傾向がみられる。このように板厚が薄くなるにつれ J 積分値が小さくなる傾向は、図 3 に示した実験結果の R 曲線においても同様であり、数値解析においても実験と定性的に一致した J-R 曲線が得られた。

Fig.12 Apparent J-R curves by analysis

(a) $\Delta a=0.1$ (b) $\Delta a=0.2$
Fig.13 Fracture pattern at the center of specimen

4. 考 察

実験、数値解析から板厚が薄くなるほど R 曲線領域での J 積分値が小さくなる傾向がみられた。そこでなぜこのように板厚が薄くなると R 曲線での J 積分値が小さくなるのかを考察する。図 5、図 11 で示したように同じエネルギー状態、例えば J が 200kN/m 前後で 8mm と 2mm の板厚方向のき裂進展量を比較すると、実験、数値解析どちらにおいても、2mm の板厚中央

部付近におけるき裂進展量は 8mm よりも大きくなっているが、表面部に近づくにつれ 8mm よりもき裂進展量は小さくなっていく。これは板厚の薄い 2mm では拘束の変化が大きいためであり、そのためこのように中央部で先行するき裂形状になると考えられる。

表5は実験と数値解析における $J \approx 200 \text{ kN/m}$ での Δa である。本研究では、J-R 曲線における Δa を $Y/B=0.375 \sim 0.625$ の範囲内で5点測定したき裂進展量の平均値とした。そのため Δa は、例えば図11の矢印に示すように板厚中央部付近での平均値となる。よって表5のように中央部でき裂が先行する板厚の薄い試験片では Δa が大きくなり、その結果 R 曲線での J 積分値は小さくなる。つまり、板厚が薄くなるほど R 曲線での J 積分値が小さくなるというのは、板厚による拘束効果がき裂縁形状に与える影響から、中央部でき裂が大きく進むことを示していると考えられる。

また、き裂進展量 Δa を板厚方向の平均値とすると表6のように大きな違いがなくなる。実験においては同じ J 積分値で荷重を止めることは難しく、比較は困難である。そのため、本研究で用いたような数値解析手法で調べることは有効であると考えられるが、これら数値解析ではすべてせん断型の破壊形式であるシェアーリップを考慮しておらず、板厚による拘束効果を更に詳しく調べるためにはせん断型の破壊形式も考慮したような数値解析手法が必要であると考えられる。

Table 5 Crack growth amount (J_{IC} test)

Thickness	$\Delta a [\mu\text{m}] (J \approx 200 \text{ kN/m})$	
	Experiment	Analysis
8mm	138.3	149.6
4mm	148.0	182.4
2mm	192.0	190.3

Table 6 Crack growth amount (Average of thickness)

Thickness	$\Delta a [\mu\text{m}] (J \approx 200 \text{ kN/m})$	
	Experiment	Analysis
8mm	92.6	119.3
4mm	74.8	124.4
2mm	83.3	125.6

5. 結 言

板厚の異なる3点曲げ試験片を用いて実験と数値解析を行い、板厚による拘束効果が破壊に与える影響を調べた。その結果以下の結論を得た。

- (1) 破面観察・数値解析結果から、拘束が弱くなるとボイドが小さくなり、中央部でき裂が先行するような破壊形式になることがわかった。
- (2) 破壊靱性試験・数値解析結果から、拘束が弱くなるほど R 曲線領域での J 値が小さくなることわかった。

文 献

- (1) Rice, J.R., Trans. ASME, *J. Appl. Mech.*, **35**(1968), 379.
- (2) Sorensen, W.A., Dodds R.H. and Rolfe, S. T., *Int. J. Fracture*, **47**(1991), 105.
- (3) O'Dowd N.P. and Shih C.F., *J. Mech. Phys. Solids*, **39**(1991), 989.
- (4) 菊池, 永井, 機論, **64-625**, A(1998), 2367.
- (5) 菊池, 高橋, 機論, **67-656**, A(2001), 665.
- (6) 菊池, 佐々木, 機論, **69-687**, A(2003), 1621.
- (7) 日本機械学会基準, 弾塑性破壊靱性 JIC 試験法 (増補第1版), JSME S-001, (1992)
- (8) 日本材料学会破壊力学部門委員会, 破壊靱性データ集(金属材料), (1995), 日本材料学会.
- (9) Tvergaard, V., *Int. J. Fracture*, **18**(1982), 237.
- (10) Xia L., Shih C.F. and Hutchinson J.W., *J. Mech. Phys.*, **43**(1995), 389.
- (11) 青木, 天谷, 佐橋, 中村, 材料, **45**(1996), 305.
- (12) A. Corigliano, S. Mariani and B. Orsati, *Int. J. Fracture*, **104**(2000), 348.
- (13) Broek, D., *Eng. Fract. Mech.*, **5** (1973), 55
- (14) 菊池, 宮本, 大豊, 黒田, 機論, **56-523**, A(1990), 589