遷移温度域での J_{Ic} 測定に関する検討*

岩 舘 忠 雄** 田 中 泰 彦***
小 野 信 市*** 渡 辺 十 郎***

Analysis of J_{Ic} Measurement in Transition Region

by

Tadao IWADATE, Yasuhiko TANAKA, Shin-ichi ONO
and Juro WATANABE
(The Japan Steel Works, Ltd., Muroran)

Fracture toughness tests were performed in the transition region on ASTM A508 Cl.3 and A470 Cl.6 steels using about 300 specimens of 0.5T, 1T, 2T and 4T compact tension (CT) specimens. The K_{Ic} values which are converted from J_{Ic} of the smaller specimens indicated a wide scatter ranging from below the K_{Ic} value to much higher toughness. The fracture behavior was investigated by a scanning electron microscope in detail and the sources of scatter of the toughness in small specimens were studied. The fast brittle fracture behavior in the transition region can be divided into two regions: (1) the region where fracture occurs on a blunting line (Region I) and (2) the region where fracture occurs on an R -curve (Region II). The scatter of the K_{Ic} values is caused by the amount of crack extension contained in the specimens.

The methods to obtain the fracture toughness equivalent to the K_{Ic} per ASTM Method from the K_{Ic} value were presented. In Region II a modified R -curve method is proposed. In Region I the lowest bound of K_{Ic} values obtained using specimens of which number meets the requirement of $NB \geq 3000 J_{Ic}/\sigma_Y$ is recommendable, and this method may also be used in Region II.

(Received Oct. 20, 1981)

キー・ワード：破壊じん性， J 積分，遷移挙動，ワイブル分布，試験法

1 緒 言

非線形破壊力学における弾塑性破壊じん性値 J_{Ic} は、小型試験片を用いて比較的容易に K_{Ic} 値を求め得ることから、その測定方法は ASTM E24 Task Group の規格案に採用されている R カーブ法、日本機械学会 S-781 分科会の規格案に取り入れられているフラクトグラフィ法²⁾、電位差法³⁾など、多くの方法が検討されている。しかし、これらの測定方法は、いずれも安定き裂の成長を伴う場合を対象としたものであり、安定き裂の発生以前のき裂の鈍化過程で起る破壊には適用できない。

一方、材料の遷移温度領域においては、試験片は荷重途中にぜい性的に破壊を起す。このような温度域での J_{Ic} の測定には、以前の ASTM E24 Task Group の案もあって、安定き裂の進展が小さい場合、一般に破壊時の J_e 値を J_{Ic} とする方法が用いられているよ

うである。しかし、著者らの経験によれば、その方法によって測定される J_e 値はばらつきが大きく、誤って高い J_{Ic} 値を得ることがある。Landes⁵⁾らは、このような遷移域での破壊に対して確率論的な解析を行い、小型試験片の結果から大型試験片の破壊じん性を推定する方法を提案している。しかし、この方法も破壊じん性 J_{Ic} の直接的な測定方法ではない。

本研究では、このような遷移温度域での破壊現象を明らかにするために、A508 Cl.3 原子炉圧力容器用鋼および A470 Cl.6 発電機ロータ軸材を用いて、約300個の破壊じん性試験を行った。また、それらの結果を用いて、ASTM E399-78 の規定する K_{Ic} 値と等価な J_{Ic} 値を求めるための測定方法を検討した。

2 供試材および試験方法

試験に供した材料は、板厚 300 mm の A508 Cl.3 原子炉圧力容器用鍛鋼、および胴径 1672 mm の A470 Cl.6 発電機ロータ軸材である。供試材の化学成分を Table I に、室温での引張性質、Vノッチシャルピ衝撃性質および $NDTT$ 値を Table II に示す。試験片

* 原稿受理 昭和56年10月20日

** 正 会 員 (株)日本製鋼所室蘭製作所 室蘭市茶津町

*** (株)日本製鋼所室蘭製作所 室蘭市茶津町

Table I. Chemical composition of the materials.

Material	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
ASTM A508 Cl.3	0.21	0.29	1.36	0.009	0.004	0.64	0.19	0.52	<0.01
ASTM A470 Cl.6	0.23	0.05	0.30	0.009	0.011	3.79	1.81	0.44	0.13

Table II. Tensile, NDTT and impact properties of the materials.

Material	Tensile properties at room temperature				NDTT (°C)	Impact properties	
	0.2% offset strength (MPa)	Tensile strength (MPa)	Elongation (%)	Reduction of area (%)		FATT (°C)	Upper shelf energy (Joule)
ASTM A508 Cl.3	480	635	27	70	-25	-7	215
ASTM A470 Cl.6	767	870	18	65	-35	-10	135

の採取位置および方向は、A508 Cl.3 鋼では肉厚の $1/4t$ の位置から T-L (ASTM E399 表示) 方向に、A470 Cl.6 鋼では軸心からの距離 540 mm から 670 mm の位置から C-R 方向に採取した。

使用した J_{Ic} 試験片は、ASTM E24 Task Group の推奨する CT 試験片で、その種類は 0.5T-CT, 1T-CT, 2T-CT, および 4T-CT の 4 種類である。ここで、試験片の一部には塑性拘束の影響を検討するために、両側面に片側深さ 12.5%, 先端半径 0.25 mm, 角度 45° のサイドグループを付した。疲労予き裂は $K_{max} \leq 25 \text{ MPa}\sqrt{\text{m}}$ の条件で $a/w \leq 0.60$ まで挿入した。なお J_{Ic} 試験の結果との比較のために、3T-CT および 4T-CT 試験片を用いて ASTM E399-78 の K_{Ic} 試験を実施した。 K_{Ic} 試験片の一部には、同時に破壊時の J_c 値を求めるために、 a/w を 0.55 とし、荷重-荷重点変位曲線の記録を行った。

J 値の計算は、軸力補正を施した(1)式を用いた。¹⁾

$$J = \frac{1+\alpha}{1+\alpha^2} \frac{2A}{Bb} \quad (1)$$

$$\alpha = [2a_0/b)^2 + 2(2a_0/b) + 2]^{1/2} - (2a_0/b + 1)$$

ここで、 a_0 は初期き裂長さ、 B は試験片の厚さ、 b は初期リガメント長さ ($w - a_0$)、 A は荷重-荷重点変位曲線下の面積である。また J_c 値に対応する K_J 値は(2)式を用いて算出した。⁶⁾

$$K_J = \left(\frac{J_c E}{1 - \nu^2} \right)^{1/2} \quad (2)$$

ここで、 E はヤング率 ($E = 205800 \text{ MPa}$)、 ν はポアソン比 ($\nu = 0.3$) である。

3 試験結果および考察

3.1 遷移温度域での破壊じん性のばらつき

遷移温度域での破壊じん性挙動を明らかにするために、A508 Cl.3 鋼では 157 個の試験片を用い、A470 Cl.6 鋼では 133 個の試験片を用いて破壊じん性試験を行った。Fig.1 および Fig.2 は、それぞれ A508 Cl.3 鋼および A470 Cl.6 鋼の 0.5T-CT および 1T-

Fig. 1. K_J for fracture calculated from J_c versus temperature relation for A 508 Cl. 3 pressure vessel steel. Fig. 2. K_J for fracture calculated from J_c versus temperature relation for A 470 Ni-Cr-Mo-V rotor steel.

CT 試験片の破壊時の J_c 値から(2)式を用いて換算した K_J 値を、試験温度との関係で示したものである。遷移温度域での K_J 値は両鋼種ともにばらつきが大きく、その傾向は高温域において、また試験片の寸法の

小さい 0.5T-CT 試験片において、ばらつきが大きいことを示している。また K_{Jc} 値のばらつきの下限値は Valid K_{Ic} 値の下限値とよい一致を示している。

このような K_{Jc} 値のばらつきの現象は、一般に材料の不均一性に基づくワイブルタイプの寸法効果と小型試験片における塑性拘束の減少に起因するものとされている⁵⁾⁷⁾。すなわち、小型の試験片は大型の試験片に比べき裂前縁の長さが短く、材料の不均一性に基づく低じん性域がき裂前縁に含まれる確率は小さい。したがって、小型試験片の破壊時のじん性は、大型試験片のじん性値よりも高い側にばらつく。一方、小型試験片は大型試験片に比べ肉厚が小さいため、き裂先端周りの拘束は小さく、小型試験片の破壊時のじん性は大型試験片のじん性値よりも高くなる。

Fig. 3 は一例として試験温度 -20°C の A508 Cl. 3 鋼の K_{Jc} 値のばらつきを、試験片寸法との関係で示したものである。肉厚の小さい小型の試験片ほど K_{Jc} 値のばらつきは大きく、また各試験片寸法の K_{Jc} 値の下限値は Valid K_{Ic} の平均値 (点線) 付近に位置して

Fig. 3. Effect of specimen size on K_{Jc} for fracture for A508 Cl. 3 steel.

いる。また 0.5T-CT および 4T-CT 試験片の K_{Jc} 値の下限値は、 K_{Ic} の平均値よりも小さく、後述の修正 R カープ法により求められた安定き裂の発生開始点での K_{Jc} 値 (実線) とよい一致を示している。このような破壊挙動は上述のワイブルタイプの破壊現象を示唆するものである。一方、Fig. 3 の黒印で示したサイドグループ付試験片の結果に注目すると、0.5T-CT 試験片の結果は明らかにサイドグループを付与しない試験片の K_{Jc} 値のばらつきよりも小さい。したがって、より小型の試験片の K_{Jc} 値のばらつきは、部分的に塑性拘束の影響を受けることがわかる。

Fig. 4 は A508 Cl. 3 鋼の -20°C および -60°C での 0.5T-CT 試験片の J_c 値をワイブル確率紙にプロットしたものである。試験結果はほぼ直線関係を示しており、破壊じん性のばらつきはワイブルモデルを用い

Fig. 4. Weibull distribution versus J_c measured with 0.5T-CT specimens for A508 Cl. 3 steel.

てよく表現できることがわかる。ここで、 -20°C での結果は後述のごとく安定き裂の発生の後に破壊したものであり、 -60°C での結果は局所的な安定き裂の介在の後に破壊したものである。直線の傾きは -20°C で 1.9、 -60°C で 2.7 であり、温度の低下とともに直線の傾きが増加している。しかし、A470 Cl. 6 鋼の結果では、 -60°C と -100°C において、ともに 2.6 とほぼ同様の傾きを示した。したがって、破壊の確率のモデルは、材料や破壊様式などに影響されるといえる。

3・2 破壊挙動の検討

遷移温度域での破壊じん性のばらつきを検討するために、走査型電子顕微鏡 (SEM) を用いて、破面観察を行った。代表的な A508 Cl. 3 鋼の -20°C と -100°C の温度での破面を Fig. 5 に示す。 -20°C での試験片の破面には急速破壊の前に形成された安定き裂が観察される。しかし、 -100°C の試験片の破面には、安定き裂は認められず、き裂先端の鈍化過程で破壊を起したことを示している。

A508 Cl. 3 および A470 Cl. 6 鋼の各温度でのばらつきの上限と下限を含む代表的な試験片について、安

Fig. 5. SEM fractographs for 1T-CT specimens of A508 Cl. 3 steel.

Fig. 6. Temperature dependence of stable crack growth and stretch zone width for A508 Cl.3 steel.

定き裂の長さやストレッチ・ゾーン幅 (SZW) を測定した。測定は、倍率 50~500 倍、傾斜角 30° で、試験片の起点部あるいは中央部付近で撮影した SEM 写真をもとに、安定して発達したものを選び測定した。安定き裂が局部的に発達している場合には、き裂前縁の長さに換算した平均値を測定値とした。Fig. 6 は A508 Cl.3 鋼の測定結果を示したものである。Fig. 6 をみると高温域で破壊した試験片のほとんどは、安定き裂を生じた後に破壊を起している。また安定き裂の長さは、ストレッチ・ゾーン幅と同様に試験温度の上昇に伴い増加を示し、ストレッチ・ゾーン幅がほぼ一定の値を示す Upper Shelf 温度に近づくにつれて著しい増加を示している。ここで、破壊じん性挙動との比較を行うために、A508 Cl.3 鋼および A470 Cl.6 鋼の 1T-CT 試験片の安定き裂長さを、前述の Fig.1 および Fig.2 に併記し示した。安定き裂の発生を伴わずに破壊を起している領域は、 K_{Ic} 遷移曲線の Lower Shelf 域に位置している。しかし、この領域においても K_J 値のばらつきは認められ、き裂の鈍化量の差異がばらつきを与えていることがわかる。ここで、約 50 μm 以上の安定き裂が認められる温度域をみると、A508 Cl.3 鋼では -40°C 以上、A470 Cl.6 鋼では -75°C 以上である。また Fig.6 をみると、安定き裂長さは試験片寸法が大きい 1T-CT 試験片の場合において小さい。このことは、大型試験片の K_J 値のばらつきが小さいことに対応する。

Fig. 7 は一例として A508 Cl.3 鋼の -20°C の安定き裂長さとストレッチ・ゾーン幅の和、すなわち、き裂進展量 Δa をそれぞれの J 値との関係で示したものである。き裂進展量 Δa と J 値の関係は、1 本の R カープを形成し、破壊は明らかに R カープ上で起きていることを示している。したがって、 $J_c(K_J)$ 値のばらつきは、破壊までに発達した安定き裂の成長量の差異に起因していることがわかる。ここで、図中の黒印は、

Fig. 7. J versus crack extension and stretch zone width tested at -20°C for A508 Cl.3 steel.

それぞれの試験片のストレッチ・ゾーン幅を示したものである。ストレッチ・ゾーン幅は、安定き裂の成長に伴って増加を示し、その傾向は降伏強度の小さい A508 Cl.3 鋼において著しい結果を示した。

以上の結果を考えると、遷移温度域における破壊挙動は Fig.8 に示す二つの形態、すなわち、(1)き裂の鈍化過程で起る早期破壊 (領域 I) と、(2)安定き裂の発生後の R カープ上で起る早期破壊 (領域 II) とに大別でき、破壊じん性のばらつきは破壊までに形成されたき裂進展量の差異に起因すると言える。したがって、遷移温度域での破壊じん性の評価は、それぞれ領域 I と領域 II に区別して検討する必要がある。

Fig. 8. Schematic showing the fracture behavior in the transition region.

3.3 破壊じん性の評価

J_c 値から換算される K_J 値と ASTM E399-78 により求められる K_{Ic} 値との相関を調べるために、 $a/w = 0.55$ の 4T-CT 試験片を用いて破壊じん性試験を行った。得られた結果を Table III に示すが、同一試験片によって得られた K_J 値と K_{Ic} 値はきわめてよい一致を示している。ここで、4T-CT 試験片のすべてには、Table III に示すような安定き裂が観察された。

領域 II においては、早期破壊の前に安定き裂が生じるため、SEM を用いて R カープを作成することができ。しかし、A470 Cl.6 鋼の結果では、鈍化曲線は ASTM E24 Task Group の推奨する鈍化曲線 $2\sigma_y\Delta a$

Table III. Comparison between K_{Ic} and K_J values for 4T-CT specimens.

Material	No.	Temp. (°C)	$B/(K_{Ic}/\sigma_{ys})^2$	K_{Ic} (MPa $\sqrt{m}$)	K_J (MPa $\sqrt{m}$)	Stable crack (μm)
ASTM A508 Cl.3	1	-20	2.2	108	116	56
	2 ^a	-20	3.2	73	77	11
ASTM A470 Cl.6	1	-30	4.5	119	120	89
	2	-45	6.7	98	99	50
	3	-60	3.7	145	144	82
	4	-60	4.3	125	125	55
	5	-60	5.6	118	120	49
	6	-75	5.3	114	114	38

a. 25% side grooved

Fig. 9. J versus stable crack growth R -curves for A 508 Cl.3 steel at temperatures of 0°C, -10°C, -20°C and -40°C.

と大きく異なる結果を示した。したがって、ここではき裂進展量 da の代りに、ストレッチ・ゾーン幅を含まない安定き裂長さをを用いることにする。Fig.9 は A 508 Cl.3 鋼の各温度で得られた 1T-CT 試験片の安定き裂長さを J 値との関係で示したものである。安定き裂発生開始点での J 値は、 R カープと縦軸との交点で規定され、遷移温度域においても J_{Ic} 値を求め得ることを示している。ここで、図中の括弧で示した結果は、破壊前に除荷された試験片である。これらの R カープを修正 R カープと名付けるが、適用にあたっては、4 本以上の試験片が必要であり、少なくともその中の一つは 50 μm 以上の安定き裂の成長を含む必要がある。Fig.10 は A470 Cl.6 鋼の -60°C における種々の試験

Fig. 10. J versus stable crack growth R -curves for different specimen sizes of A470 Ni-Cr-Mo-V steel.

片寸法の R カープをまとめて示したものである。試験片寸法の違いによる差異は小さく、それらの J_{Ic} 値はよい一致を示している。ここで、4T-CT 試験片の結果は Valid K_{Ic} 値を与えるものであるが、それらは一つの R カープ上に位置しており、 K_{Ic} 値は J_{Ic} 値から換算される K_J 値よりも高い値を与えている。

領域 I においては、前述のごとく R カープを作成するための安定き裂は観察されない。いま、 K_{Ic} 値と等価な K_J 値を求めることを考えると、破壊はワイブルタイプの寸法効果に支配され、その K_J 値の下限値は K_{Ic} 値に一致する。したがって、大型の K_{Ic} 試験片のき裂前縁長さと等価な N 個の小型試験片を用いるならば、その最小値は K_{Ic} 値に近い値を与えるかもしれない。Fig.11 はこのような仮定のもとに、領域 I の

Fig. 11. Relationship between K_J/K_{Ic} and $NB/(J_c/\sigma_Y)$ in Region I.

0.5 T-CT および 1 T-CT 試験片の K_J 値を K_{Ic} の平均値で除し、それぞれの $NB/(J_c/\sigma_Y)$ との関係で示したものである。ここで、 K_J 値および J_c 値は N 個の試験片の中での最小値であり、 B は小型試験片の肉厚、 σ_Y は降伏強度と引張強さの平均値で示される flow stress である。Fig.11 をみると、 K_J/K_{Ic} 値のばらつきは $NB/(J_c/\sigma_Y)$ の値が増加するにつれて減少し、

$$NB \geq 3000 \frac{J_c}{\sigma_Y} \quad (3)$$

を満足する領域では、 K_J/K_{Ic} 値のばらつきは 0.8～1.4 の範囲にある。ここで、1T-CT 試験片の結果をみると、同一の K_J/K_{Ic} 値の範囲を与える $NB/(J_c/\sigma_Y)$ 値は、0.5T-CT 試験片の場合よりも小さい。これは同じ等価な裂前縁長さを有していても、0.5T-CT 試験片の平面ひずみ条件を満足する有効前縁長さが小さいためである。Fig. 12 は同様の手法を用いて、安定き裂が介在する領域Ⅱの結果を整理したものである。領域Ⅰと同様の 0.8～1.4 の K_J/K_{Ic} 値の範囲を与える領域は

$$NB \geq 1000 \frac{J_c}{\sigma_Y} \quad (4)$$

である。これは領域Ⅰの 1T-CT 試験片の場合にほぼ等しい。

Fig. 12. Relationship between K_J/K_{Ic} and $NB/(J_c/\sigma_Y)$ in Region II.

Fig. 13 は本研究および他の研究者らによって得られた K_{Ic} 試験の結果をもとに、 K_{Ic} のばらつきを検討したものである。Fig. 13 をみると、Valid K_{Ic} 値は K_{Ic} レベルによらず±20%以上のばらつきを有している。したがって、 K_{Ic} 値と等価な破壊じん性値を求めるとのことからすると、(3)式あるいは(4)式で規定される K_J 値のばらつきは妥当と考えられよう。Fig. 14 は 1T-CT 試験片を用いた場合の(3)式を満足する試験片個数 N と K_{Ic} との関係を示したものである。いま、flow stress が 500 MPa の材料を用いて、 K_{Ic} 値で 60 MPa $\sqrt{m}$ に相当する J_{Ic} 値を測定する場合を考えると、必要な試験片個数は 3.8 個以上となる。したがって、4 個の試験片を用いて試験を行い、その中の最小の J_c 値が(3)式を満足する場合、その J_c 値は Valid J_{Ic} となる。しかし、(3)式を満足しない場合には、さらに 1 個以上の試験を追加する必要がある。ここで、(4)式の統計的手法を用いる場合には、SEM を用いて安定き裂が充分に発達し、温度域が領域Ⅱにあることを確める必要がある。

遷移温度域での破壊じん性 J_{Ic} の測定方法をまとめ

Fig. 13. Scatter of valid K_{Ic} values obtained in accordance with ASTM Method E399.

Fig. 14. Relationship between the number of test specimen required by $NB \geq 3000 J_c/\sigma_Y$ and fracture toughness K_{Ic} .

ると、Fig. 15 に示すごとくとなる。Fig. 16 はこれらの測定方法を用いて得られた A470 Cl.6 鋼の K_J 値を Valid K_{Ic} 値と比較示したものである。修正 R カープ法により求められた K_J 値は Valid K_{Ic} の下限値とよい一致を示し、(3)式および(4)式の統計的手法によって得られた K_J 値は Valid K_{Ic} の平均値とよい一致を示している。ここで、確率的な破壊現象を考えると、構造物の破壊は材料の最も弱い箇所から発生する。

Fig. 15. Schematic showing the methods for J_{Ic} measurement in the entire temperature range.

Fig. 16. Comparison between the K_{Ic} values obtained by the proposed methods and the valid K_{Ic} values for A470 Ni-Cr-Mo-V steel.

したがって、材料の破壊じん性の評価にあたっては、破壊じん性の下限値で評価すべきであり、統計的な手法においても各温度での K_{Ic} 値を包括する下限曲線を用いることが推奨される。

4 結 言

遷移温度域での破壊じん性 J_{Ic} の測定方法を検討するために、A508 Cl. 3 原子炉圧力容器用鋼および A470 Cl. 6 ロータ軸材の約300個の試験片を用いて、破壊じん性試験を行った。

(1) 小型試験片の破壊じん性 $K_{Ic}(J_{Ic})$ 値は、大きなばらつきを示すが、その下限値は K_{Ic} 値とよい一致を示す。この現象はワイブルモデルの寸法効果と塑性拘束の減少に起因する。

(2) 遷移温度域での破壊挙動は、き裂の鈍化過程で起る早期破壊（領域Ⅰ）と安定き裂の発生後の R カープ上で起る早期破壊（領域Ⅱ）とに大別され、破壊じん性のばらつきは破壊までに形成されたき裂進展量の

差異に基づく。

(3) 領域Ⅰにおいては、 $NB \geq 3000 J_{Ic}/\sigma_Y$ の試験片個数の要求式を満足する試験を行うことによって、破壊じん性 J_{Ic} を求めることができる。この試験片個数の要求式は領域Ⅱにおいても適用可能である。

(4) 領域Ⅱにおいては、SEM を用いて、安定き裂長さ a と J 値との関係で示される修正 R カープを作成することにより、安定き裂発生開始点での J_{Ic} 値を測定することが可能である。

(昭和56年10月1日 第1回破壊力学シンポジウムにて講演)

参 考 文 献

- Clarke, G. A., W. R. Andrews, J. A. Begley, J. K. Donald, G. T. Embley, J. D. Landes, D. E. McCabe, and J. H. Underwood, Journal of Testing and Evaluation, 7-1, 49 (1979).
- 中村春夫, 小林英男, 中沢 一, 日本機械学会論文集 (A編), 45-392, 336 (1979).
- たとえば, 古平恒夫, 松本正勝, 中島伸也, 鉄と鋼, 67-9, A173 (1981).
- ASTM E24 Task Group Recommendation (1977).
- Landes, J. D., and D. H. Shafter, ASTM STP 700, 368 (1980).
- Landes, J. D., and J. A. Begley, ASTM STP 560, 170 (1974).
- Milne, I., and G. G. Chell, ASTM STP 668, 358 (1979).
- Shabbits, W. O., W. H. Pryle, and E. T. Wessel, Technical Report No. 6, HSST Program (1969).
- Greenberg, H. D., E. T. Wessel, W. G. Clark, Jr., and W. H. Pryle, Presented at the Fifth International Forgemaster Meeting, Terni (1970).
- Logsdon, W. A., ASTM STP 590, 43 (1976).