

論 文

原子炉圧力容器用鋼の破壊靱性挙動とその考察

岩館忠雄*・田中泰彦*²・小野信市*²・塚田尚史*

Fracture Toughness Behavior and Its Analysis on Nuclear Pressure Vessel Steels

Tadao IWADATE, Yasuhiko TANAKA, Shin-ichi ONO, and Hisashi TSUKADA

Synopsis :

A drop weight J_{Id} testing machine has been developed successfully, by which the multiple specimen J resistance curve test technique can be applied to measure the fracture toughness. In this study, the use of a small size round compact tension (RCT) specimen for measuring the fracture toughness J_{Ic} or J_{Id} of the nuclear pressure vessel steels is recommended and confirmed for the surveillance tests.

The static and dynamic fracture toughness of ASTM A508 C 1.2, A508 C 1.3 and A533 Gr. B C 1.1 steels in the wide range of temperature including the upper shelf have been measured and their behavior has been analysed. The fracture toughness behavior under various strain rates and in a wide temperature range can be explained by the behavior of stretched zone formation preceding the crack initiation. The scatter of K_J values in the transition range is caused by the amount of crack extension contained in the specimens. In this paper, the method to obtain the fracture toughness equivalent to the K_{Ic} from the K_J value is also presented.

1. 緒 言

原子炉圧力容器は、その使用条件から、最も厳しい安全性が要求される機械構造物の一つである。圧力容器の使用温度を考えると、ASME Code, Section III や Section XI に規定されている RT_{NDT} に基づく最低使用温度から、通常運転時の 560 K ないし 590 K までの広い温度域にある。また材料は稼動中に中性子による照射ぜい化を受けるため、脆性-延性遷移挙動は高温側に移動する。したがって、材料の特性は使用温度域で大きく変化し、破壊特性に限つても、脆性破壊の問題となる破壊靱性の遷移温度域から延性破壊の問題となる Upper Shelf 温度域まで変化する。

原子力機器の安全性の評価には、ASME Boiler and Pressure Vessel Code, Section III や Section XI に見られるように、動的破壊靱性 K_{Id} やき裂停止時の破壊靱性 K_{Ia} の把握が必要である。動的破壊靱性 K_{Id} の測定方法としては、 K_{Id} 試験 (動的荷重下での K_{Ic} 試験) や計装化シャルビー衝撃試験があるが、Upper Shelf 域までの高い靱性値の測定には、より大型の試験片が必要である。最近では、小型の試験片を用いて、より高い破壊靱性を求め得る J_{Id} 試験 (動的荷重下での J_{Ic} 試験) の採用が検討されているが¹⁾、安定き裂の発生開始点を

見出すためには、変位制御が可能な衝撃引張試験装置が必要である。また使用中の材料の照射脆化の評価を考えた場合、監視試験用のカプセルの内径は小さく、使用される試験片の大きさは限定される。

本研究では、原子炉圧力容器用材料の破壊に対する抵抗性の評価を目的に、まず、くさび式の変位制御機構を備えた J_{Id} 試験装置を製作し、監視試験用試験片としての RCT (Round Compact Tension) 試験片の適用性を検討した。また ASTM A 508 Cl. 2, A 508 Cl. 3 および A 533 Gr. B Cl. 1 鋼を用いて、遷移温度域から Upper Shelf 域までの広範囲な温度域での静的および動的破壊靱性試験を行い、それらの破壊靱性挙動を明らかにするとともに、破壊靱性の評価にあつての 2, 3 の問題を検討した。

2. J_{Id} 試験装置の製作

Fig. 1 は製作した J_{Id} 試験装置とそのブロック図を示したものである。製作した J_{Id} 試験装置は、①重錘、②テンションバー A、③くさび、④テンションバー B、⑤接触ピン、⑥ローラ、⑦玉軸受、⑧ロードセル、⑨変位調整用ナットなどから構成されている。所定の高さから重錘を落させ、生じた衝撃力はテンションバー A を介して、くさびに伝達される。くさびはテンションバー

昭和 56 年 11 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 3 月 5 日受付 (Received Mar. 5, 1982)

* (株)日本製鋼所室蘭製作所 工博 (Muroran Plant, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051)

*² (株)日本製鋼所室蘭製作所 (Muroran Plant, The Japan Steel Works Ltd.)

Bの貫通孔を通して、互いに直交しており、くさびが貫通するまでテンションバーBは移動する。したがって、伝達された衝撃力は、このくさびにより増幅され、テンションバーBとロードセルの間に取り付けられた試験片を荷重する。試験片に与える変位はくさびの初期接点と最頂点までの移動距離によつて決まるので、所定の変位は負荷前にくさびの位置を変位調整用ナットで上下させることにより設定できる。ここで、接触ピンやくさびの材料には $H_S=60$ の高硬度鋼を用い、くさびやテンションバーBの摺動面には移動時の摩擦損失を少なくするために、ローラや玉軸受が組み込まれている。試験時の荷

重および変位の検出は、ひずみゲージ式のロードセルおよび試験片の荷重点線路上に取り付けたクリップゲージを用い、検出された信号はそれぞれストレンアンプを通じてデジタルメモリに記憶され、後にオシロスコープあるいは X-Y-T レコーダに読み出される。

J_{1d} 試験の測定精度に影響を与える因子としては、初期荷重時に現れる慣性力と弾性波による振動がある²⁾。本研究の荷重速度は重錘高さ 1m、くさび角度 10° の場合、約 0.8m/s であり、後述の 0.6T-RCT 試験片(厚さ 0.6 インチの Round Compact Tension 試験片)および 1T-CT 試験片(厚さ 1 インチの Compact Tension 試験片)を用いた場合、応力拡大係数 K の時間変化率、 \dot{K} は $7 \times 10^4 \sim 9 \times 10^4 \text{ MNm}^{-3/2}\text{s}^{-1}$ の範囲にあつた。したがって、通常の計装化シャルピー衝撃試験より 1 オード小さい荷重速度であり、慣性力や弾性波の影響は小さい。またクリップゲージは MTS 社製の Model 632, 02B-23 を用いたが、試験時のクリップゲージの追従性やアンプの応答特性は、本研究の荷重速度の範囲内では問題がなかつた。Photo. 1 は A 508 Cl. 2 鋼を用いて得られた荷重、変位-時間曲線および荷重-変位曲線の一例であるが、慣性力の影響あるいは弾性波による周期的な振動は観察されていない。

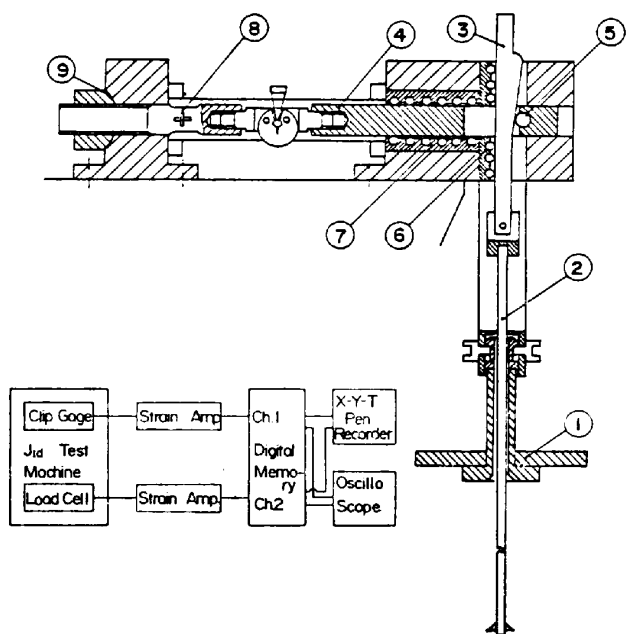


Fig. 1. Developed drop weight J_{1d} testing machine.

3. 実験方法

3.1 供試材

試験に供した材料は、原子炉圧力容器用鋼として用いられている ASTM A 508 Cl. 2 鋼、A 508 Cl. 3 鋼および A 533 Gr.B Cl. 1 鋼であり、その化学成分を Table 1 に示す。A 508 Cl. 2 鋼は厚さ 300 mm のシェル余材から、A 508 Cl. 3A 鋼は厚さ 180 mm のヘッド

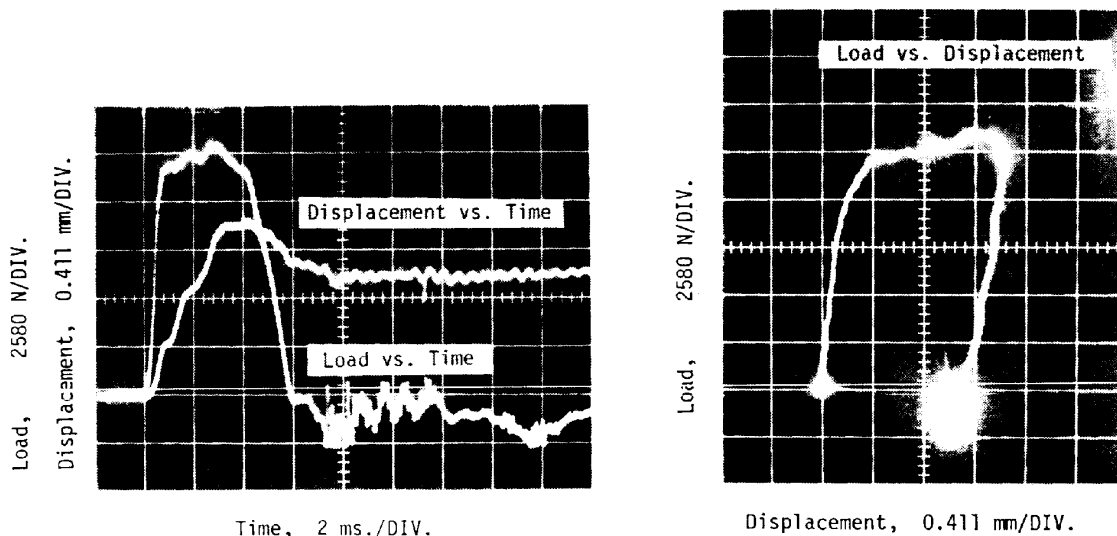


Photo. 1. An example of J_{1d} testing record.

Table 1. Chemical composition of the materials.

Materials	(wt%)										
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cu	Cr	Mo	V	Al
A508 Cl. 2 Steel	0.20	0.28	0.90	0.007	0.005	0.86	0.05	0.37	0.53	<0.01	0.024
A508 Cl. 3 Steel A	0.21	0.21	1.37	0.009	0.006	0.69	0.08	0.13	0.49	<0.01	0.025
A508 Cl. 3 Steel B	0.21	0.29	1.36	0.009	0.004	0.64	0.07	0.19	0.52	<0.01	0.015
A533 Gr. B Cl. 1 Steel	0.18	0.20	1.24	0.006	0.004	0.59	0.03	0.12	0.53	<0.01	0.017

Table 2. Tensile, impact and drop weight properties of the materials.

Materials	0.2% Yield Strength (MNm ⁻²)	Tensile Strength (MNm ⁻²)	Elongation in 50 mm (%)	Dynamic 0.2% Yield Strength (MNm ⁻²)	Charpy V notch		Drop Weight Test NDTT (K)
					Upper Shelf Energy (J)	FATT (K)	
A508 Cl. 2 Steel	443	615	26.7	578	225	233	236
A508 Cl. 3 Steel A	448	615	26.7	515	180	263	246
A508 Cl. 3 Steel B	480	635	27.0	—	215	266	248
A533 Gr. B Cl. 1 Steel	460	600	30.1	598	186	236	243

余材から、A 533 Gr. B Cl. 1 鋼は板厚 100 mm の鋼板余材から、それぞれ試験材を採取した。また A 508 Cl. 3 B 鋼は厚さ 300 mm の日本溶接協会 8 HST 試験板 D 材を用いた³⁾。試験片の採取位置は厚さの 1/4 の位置であり、方向は、A 508 Cl. 2 鋼および A 508 Cl. 3 B 鋼で周方向（き裂方向は厚さ方向）、A 508 Cl. 3 A 鋼で厚さ方向（き裂方向は周方向）、A 533 Gr. B Cl. 1 鋼で圧延方向に直角（き裂方向は圧延方向）である。Table 2 に試験材採取位置における供試材の引張りおよび衝撃性質を示す。

3.2 試験片および試験方法

静的破壊靱性 K_{Ic} の測定は、ASTM E 399-81 の K_{Ic} 試験および ASTM E 813-81 に基づく J_{Ic} 試験により行つた。また動的破壊靱性 K_{Ia} の測定は、製作した J_{Ia} 試験装置および計装化シャルピー衝撃試験装置を用い、ASTM E 813-81 に準拠した J_{Ia} 試験により行つた。使用した試験片は、 K_{Ic} 試験では 2T-CT および 4T-CT 試験片、 J_{Ic} 試験では 0.6T-RCT, 0.5T-CT, 1T-CT, 2T-CT および 4T-CT 試験片、および J_{Ia} 試験では 0.6T-RCT, 1T-CT および 10×10 mm の計装化シャルピー試験片である。Fig. 2 に 0.6T-RCT 試験片の一例を示す。各試験片の一部には、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与した試験片を用いた。疲労予き裂は $K_{max} \leq 25 \text{ MNm}^{-3/2}$ の条件で、RCT および CT_i 試験

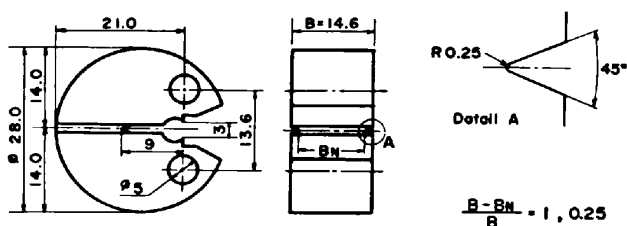


Fig. 2. Configuration of 0.6T-RCT specimens.

片ではき裂長さ a と試験片幅 w との比、 $a/w=0.6$ 、計装化シャルピー衝撃試験片では $a/w=0.5$ まで挿入した。

Upper Shelf 温度域での J_{Ic} の測定は、ヒートティント法および除荷コンプライアンス法⁴⁾を用い、 J_{Ia} の測定はヒートティント法を用いた。ヒートティント法は、数個の試験片をそれぞれ所定の変位まで荷重し、加熱着色後にき裂の進展量を測定し、Rカーブを作成する方法である。除荷コンプライアンス法は、1個の試験片を用い、所定の変位で荷重の約 10% の除荷を行い、その時のコンプライアンスからコンピュータ処理によつてき裂進展量を求める方法である。ここで、ヒートティント法における J_{Ic} および J_{Ia} の決定には、ASTM E 813-81 の規定する鈍化曲線と実験点が一致しなかつたため、 $2\sigma_Y Ja$ (σ_Y は降伏応力と引張強さの平均値、 Ja はき裂進展量)を用いず、実験点を通る直線を用いた。

遷移温度域では、 J_{Ic} や J_{Ia} の測定方法に関する規格や規格案はない。著者ら⁴⁾⁶⁾は、最近、遷移温度域での J_{Ic} の測定方法に関する検討を行い、後述する一つの試案を提唱している。本研究ではその基礎となり、それまでに使用してきた方法に従い行つた。その方法は、少なくとも 3 個以上の試験を行い、その中で最小の J 値を示す試験片で、安定き裂の成長がストレッチゾーンの幅よりも十分に小さいものを、 J_{Ic} あるいは J_{Ia} とする方法である。

RCT および CT 試験片の J 値の計算は、軸力補正を施した(1)式を用いた。

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

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

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。また計装化シャルピー衝撃試験片の J 値

の計算には、次式を用いた。

$$J = \frac{2A}{Bb} \dots\dots\dots (2)$$

J 値から K_J 値への変換は、(3)式を用いて行つた⁷⁾。

$$K_J = \left(\frac{JE}{1-\nu^2} \right)^{1/2} \dots\dots\dots (3)$$

ここで、Eはヤング率(E=205, 800 MPa), ν はポアソン比($\nu=0.3$)である。

4. 実験結果および考察

4-1 RCT 試験片の有用性

RCT 試験片は、シャルピー衝撃試験片に比較して、監視試験用のカプセルの内径を有効に利用できる。また本研究で製作した J_{Ia} 試験装置を用いることにより、任意の変位までの荷重が可能であり、Rカーブ法を用いて安定き裂発生開始点での J_{Ia} 値を測定できる。しかし、試験片の寸法が小さいことから、どの程度の靱性レベルまで、有効な J_{Ia} 値が測定できるかが問題となる。

この問題を検討するために、Fig. 2 に示す 0.6T-RCT 試験片を用いて、破壊靱性 J_{Ia} の最高値を与える Upper Shelf 到達温度で、 J_{Ia} 試験を行つた。Fig. 3 は得られた A 508 Cl. 3A 鋼の Upper Shelf 到達温度 313 K での動的 R カーブの一例を示したものである。ここで、横軸の J_a はストレッチゾーンを含むき裂進展量の 9 点平均である。図中には比較のために 1T-CT 試験片の R カーブを示した。0.6T-RCT および 1T-CT 試験片の R カーブは多少勾配が異なるが、安定き裂発生開始点での J_Q 値はよい一致を示している。しかし、図中に示すように両者の試験片の実験点の多くは、次式で示される

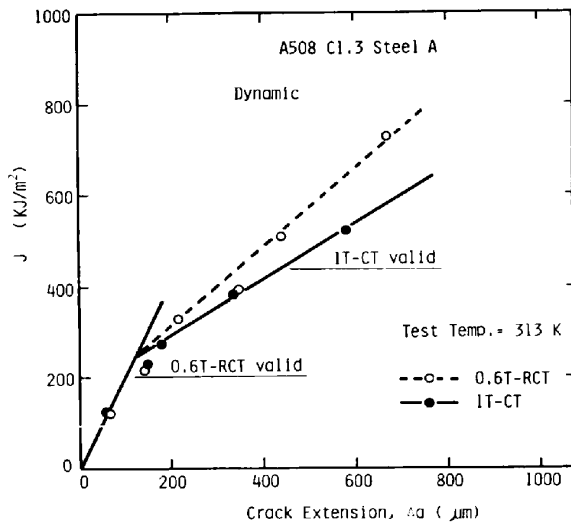


Fig. 3. Dynamic J resistance curve by 0.6T-RCT and 1T-CT specimens at 313K for A508 Cl.3 steel A.

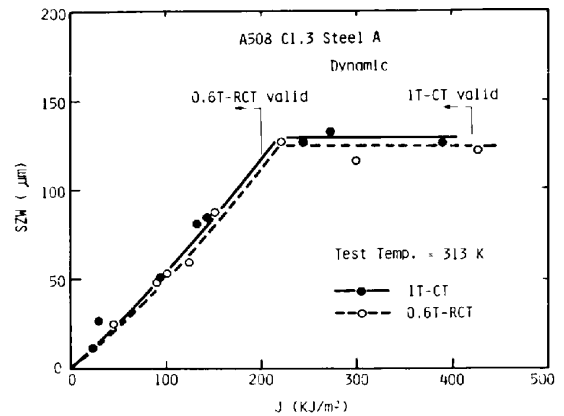


Fig. 4. Relationship between the crack tip stretched zone width and J value at 313K for A508 Cl.3 steel A.

ASTM E 813-81 に準拠した試験片寸法の要求式を満足していない。

$$b \geq 25 \frac{J_Q}{\sigma_{Yd}} \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 σ_{Yd} は衝撃引張試験によつて得られる降伏応力と引張強さとの和の平均で定義される flow stress である。

Fig. 4 は Fig. 3 の Rカーブから求められる 0.6T-RCT 試験片の J_Q 値の有効性を検討するために、フラクログラフィ法⁸⁾を用いて J_{Ia} 試験を行つた結果である。1T-CT 試験片の実験点はすべて(4)式の要求式を満足しているが、0.6T-RCT 試験片の安定き裂発生後の実験点は(4)式を満足していない。しかし、両者の実験点はよい一致を示し、鈍化曲線とストレッチゾーン幅の飽和値 (SZWc) との交点で決定される J_{Ia} 値は、ともに等しく 210 kJ/m² である。このように 0.6T-RCT 試験片の J_{Ia} 値は、(4)式の要求式を満足する 1T-CT 試験片の J_{Ia} 値とよい一致を示し、その値は Fig. 3 の Rカーブ法で決定される J_{Ia} 値ともよい一致を示している。また、同様の結果は他のすべての試験材においても確認された。

以上のことから、小型の 0.6T-RCT 試験片を用いても、Rカーブ法により得られる J_{Ia} 値は、材料の最も高い破壊靱性を示す Upper Shelf 到達温度においても有効である。したがつて、0.6T-RCT 試験片を用いて、製作した J_{Ia} 試験装置により、Upper Shelf 域までの広範囲な温度域での動的破壊靱性 J_{Ia} を測定することが可能である。

4-2 破壊靱性挙動

破壊靱性試験は 77 K から 443 K の Lower Shelf 温度域から Upper Shelf 温度域までの広範囲な温度域で

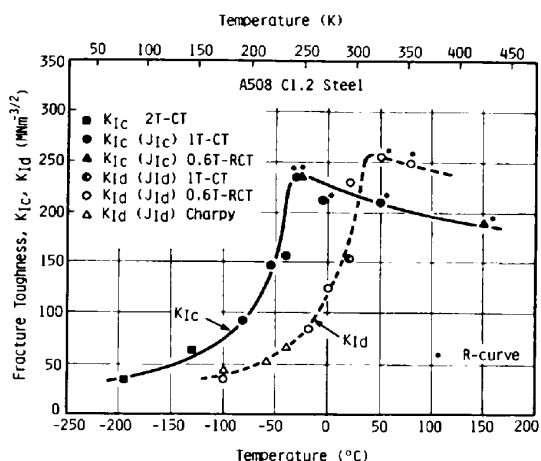


Fig. 5. Static and dynamic fracture toughness of A508 Cl.2 steel.

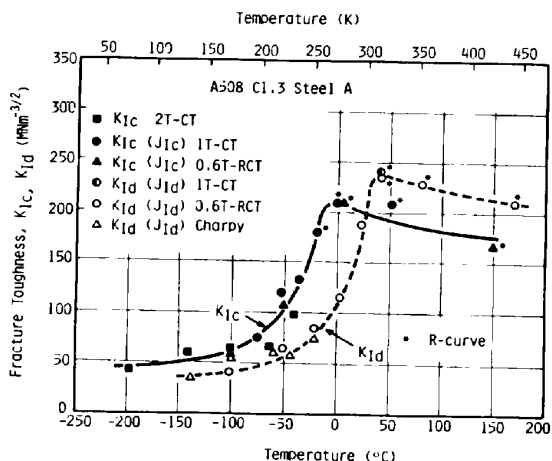


Fig. 6. Static and dynamic fracture toughness of A508 Cl.3 steel A.

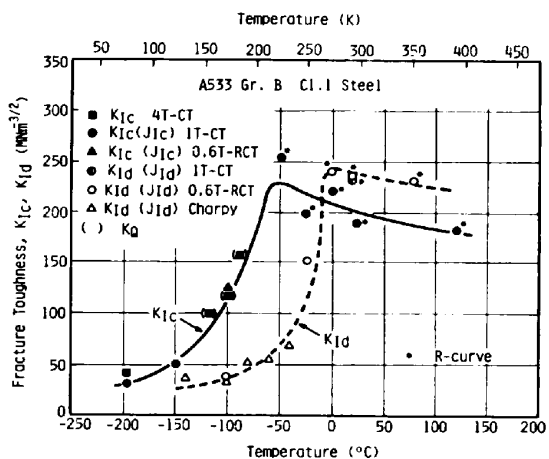


Fig. 7. Static and dynamic fracture toughness of A533 Gr. B Cl.1 steel.

行つた。Fig. 5, Fig. 6 および Fig. 7 は、それぞれ A 508 Cl. 2 鋼, A 508 Cl. 3A 鋼および A 533 Gr. B Cl. 1 鋼について、 K_{Ic} 試験の結果、 J_{Ic} から換算した K_{Ic}

(K_{Ij}) 値および J_{IId} から換算した K_{IId} 値を、試験温度との関係で示したものである。遷移領域では、動的破壊靱性 K_{IId} は高温側にシフトし、いずれも K_{Ic} よりも著しい破壊靱性の低下を示している。いまそのシフト量をみると、50 K~80 K である。一方、Upper Shelf 域では、いずれも動的破壊靱性 K_{IId} は K_{Ic} よりも大きく⁹⁾、その差は約 30~50 MNm^{-3/2} となつている。また J_{Ic} および J_{IId} から換算した K_{Ic} および K_{IId} は、いずれも温度の上昇に伴い低下を示し、その低下の程度は両者においてほぼ等しい。ここで、計装化シャルピー試験の結果と J_{IId} 試験装置を用いて得られた結果を比較すると、負荷速度は計装化シャルピー衝撃試験において 1 オーダー速いが、両者の結果は良好一致を示している。

このような Upper Shelf 域および遷移域での破壊靱性挙動を明らかにするために、ストレッチゾーン幅 (SZW) の発達過程の観察を行つた。SZW の測定は走査型電子顕微鏡を用い、60~700 倍の倍率で傾斜角 30° で写真撮影を行い測定した。測定箇所は試験片の肉厚中央部付近で、安定して発達したストレッチゾーンを選び、1 試料につき 10~30 点の平均値を測定値とした。

Fig. 8 は Upper Shelf 温度域での破壊靱性挙動を明らかにするために、A 508 Cl. 3A 鋼の SZW の発達過程を調べたものである。黒印で示した J_{IId} 試験の Upper Shelf 到達時の試験温度 313 K (Fig. 6 参照) とそれより高温の 443 K の SZW の発達過程を比較すると、試験温度 443 K の SZW の発達抵抗 $dJ/d(SZW)$ および SZW の飽和値 SZW_c はともに小さく、それによつて安定き裂発生開始点での J_{IId} 値は、より小さな値を示している。同様の現象は著者ら¹⁰⁾ の Ni-Cr-Mo-V 鋼の静的破壊靱性においても観察されている。したがつて、

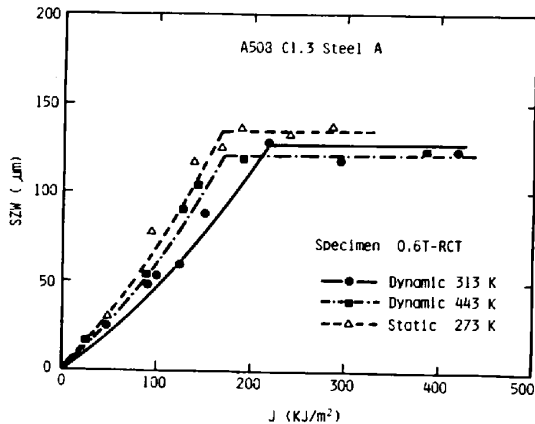


Fig. 8. Relationship between the crack tip stretched zone width and J value in the upper shelf region for A508 Cl.3 steel A.

Upper Shelf 温度域での試験温度の上昇に伴う破壊靱性の低下は、材料の flow stress の低下に基づく、SZW の発達抵抗の低下と SZWc の減少に起因している。また Fig. 8 において、 J_{IC} 試験の Upper Shelf 到達温度 273 K (Δ 印) と J_{Id} 試験の Upper Shelf 到達温度 313 K (\bullet 印) の SZW の発達過程を比較すると、明らかに J_{Id} 試験時の SZW 発達抵抗は J_{IC} 試験時のそれよりも大きい。したがって、 J_{Id} から換算される K_{Id} 値が J_{IC} から換算される K_{IC} 値を上まわる理由は、ひずみ速度の増大に伴う flow stress の上昇とそれに基づく SZW の発達抵抗の増大に起因するものである。

Fig. 9 は遷移領域での破壊靱性挙動を明らかにするために、A 508 Cl. 3A 鋼の 273 K での SZW の発達過程を調べたものである。 J_{Id} 試験片の SZWc は J_{IC} 試験片の SZWc の 1/2 以下であり、ひずみ速度の増加に伴う破壊靱性の低下は、ストレッチゾーン幅の飽和値である SZWc の減少に起因することを示している。ここで、 J_{Id} 試験片の SZW の発達抵抗が J_{IC} 試験片の場合より小さく、Fig. 8 と逆の結果を示しているが、これは SZW の測定結果のばらつきに起因するものである。

4.3 遷移域での破壊靱性のばらつき

遷移温度域での破壊靱性は、構造物の脆性破壊の防止のために重要である。しかし、この領域では試験片は荷重時の途中に不安定的に破壊を起こし、かつ破壊時の J 値はばらつきが大きい。有効な J_{IC} や J_{Id} 値を求めることはきわめてむずかしい。Fig. 10 はこの遷移域での破壊靱性の挙動を検討するために、A 508 Cl. 3B 鋼の J_{IC} 試験の結果を、すべて (3) 式を用いて K_J 値に換算し、試験温度との関係で示したものである。白印で示した遷移域での実験点は、すべて荷重途中に不安定破壊

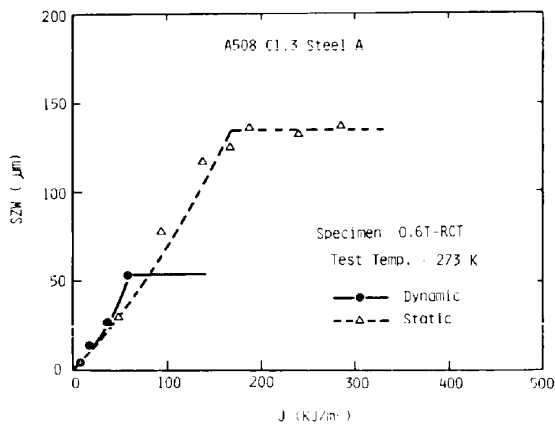


Fig. 9. Relationship between the crack tip stretched zone width and J value at 273K for A508 Cl.3 steel A.

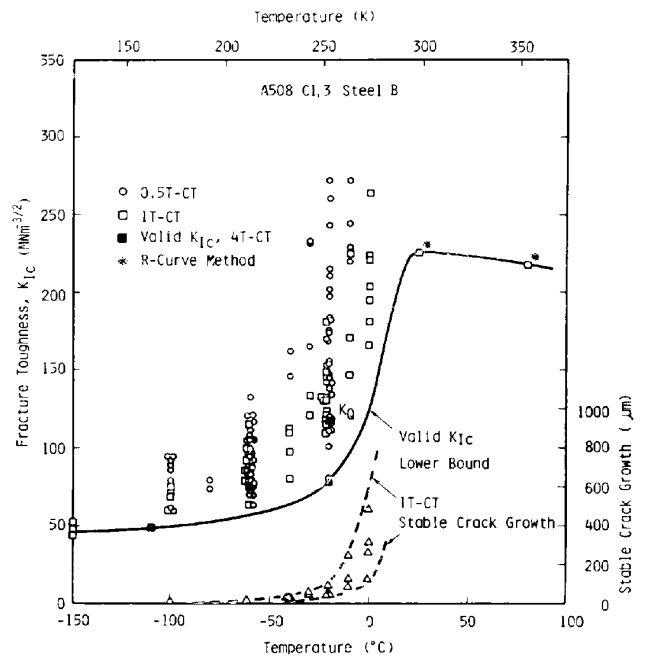


Fig. 10. K_J for fracture calculated from J_C versus temperature relation for A508 Cl.3 steel B.

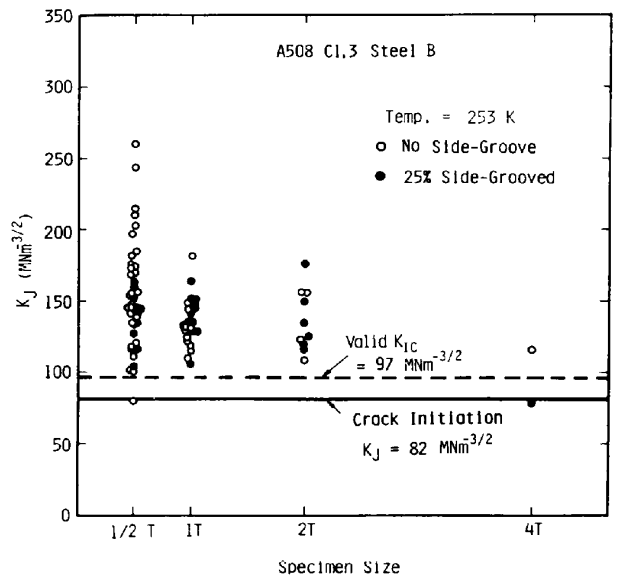


Fig. 11. Effect of specimen size on K_J for fracture for A508 Cl.3 steel B.

を起こした 0.5T-CT および 1T-CT 試験片の結果である。 K_J 値のばらつきは高温側で大きく、大きなものでは K_{IC} 値の 2 倍以上の値を示している。またそのばらつきは試験片寸法の小さい 0.5T-CT 試験片の場合に著しい。ここで、各温度での K_J 値のばらつきの下限値は、 K_{IC} 試験の Valid K_{IC} の下限値とよい一致を示している。同様のばらつきは他の動的破壊靱性試験においても観察された。

このような K_J 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¹¹⁾¹²⁾。 Fig. 11 は一例として試験温度 253 K での A 580 Cl. 3 B 鋼の K_J 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。小型の試験ほどばらつきは大きく、各試験片寸法の K_J 値の下限値は、Valid K_{IC} の平均値 (点線) 付近に位置している。また 0.5T-CT および 4T-CT 試験片の K_J 値の下限値は、 K_{IC} の平均値よりも小さく、後述の修正 R カーブ法により求められた安定き裂発生開始点での K_J 値 (実線) とよい一致を示している。ここで、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_J 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_J 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。

遷移域での破壊靱性のばらつきを検討するために、Fig. 10 に示した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、走査型電子顕微鏡を用いて、破面観察を行った。高温域で破壊した試験片のすべてには、ストレッチゾーンに隣接した安定き裂が観察された。1T-CT 試験片の安定き裂長さの測定結果を、破壊靱性試験の結果とともに Fig. 10 に示す。安定き裂の発生を伴わずに破壊を起こしている領域は、 K_{IC} 遷移曲線の Lower Shelf 領域のみであるが、213 K 以上の広範囲な温度域では安定き裂の発生の後に破壊を起こしている。Fig. 12 はこれらの安定き裂長さの測定結果を J 値との関係でプロットしたものである。安定き裂長さと J 値との関係は、各温度において 1 本の R カーブを形成し、破壊は明らかに R カーブ上で起きたことを示している。

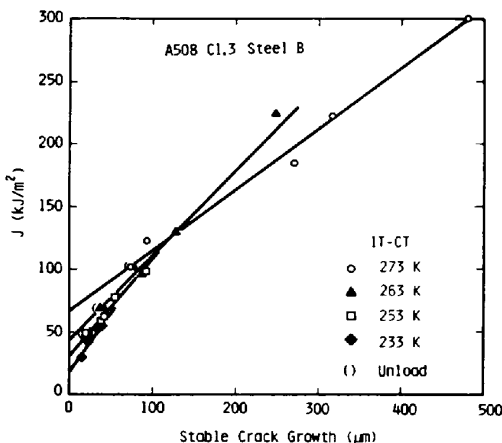


Fig. 12. J versus stable crack growth R-curves for A508 Cl.3 steel B at temperatures of 273K, 263K, 253K and 233K.

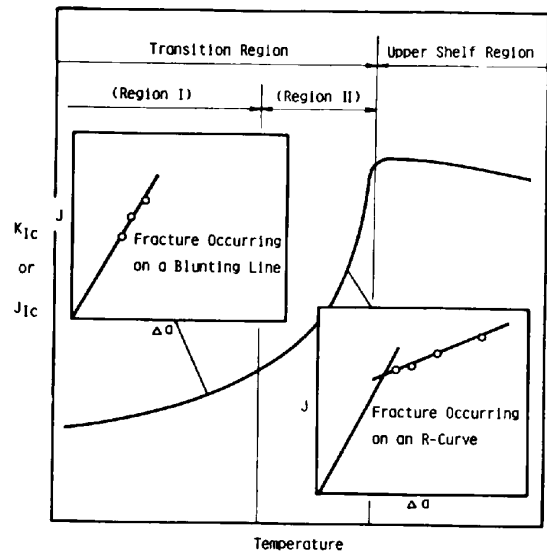


Fig. 13. Schematic showing the fracture behavior in the transition region.

Fig. 13 は遷移温度域での破壊現象をモデル化して示したものである。破壊は2つの形態、すなわち (1) K_{IC} の Lower Shelf 域に見られるき裂の鈍化過程で起こる早期破壊 (領域 I) と、(2) K_{IC} の Lower Shelf 域以上の温度域で見られる安定き裂の発生後の R カーブ上で起こる早期破壊 (領域 II) とに大別できる。破壊靱性のばらつきはその破壊までに形成されたき裂進展量 (ストレッチゾーン幅あるいは安定き裂長さ) の差異に起因する。

4.4 破壊靱性の評価

遷移域での破壊靱性の評価を考えると、Fig. 13 に示した安定き裂の発生を伴う領域 II においては、前述の Fig. 12 に見るように、SEM を用いて R カーブを作成することができる。したがって、安定き裂の発生開始点での J_{IC} あるいは J_{Ia} 値は測定可能である。ここで、鈍化曲線は ASTM E 813-81 で規定される鈍化曲線 $2\sigma_y\Delta a$ と、大きく異なる場合があり、横軸にはストレッチゾーンを含まない安定き裂長さを用いることが推奨される。このような修正 R カーブ法で求められる破壊靱性は、前述の Fig. 11 のように、数多くの試験片の K_J 値の下限値とよく一致する。またその値は ASTM E 399 の Valid K_{IC} の下限値と一致する⁵⁾⁶⁾。

一方、安定き裂の発生を伴わずに破壊に至る領域 I の破壊靱性の評価方法としては、著者らの提案する確率論的な破壊現象を考慮した方法がある⁵⁾⁶⁾。その方法は、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とき、破壊した試験片の最小の K_J 値は K_{IC} 値に近い値を与えるという考えに基づいている。必

要な試験片個数 N は次式によつて規定される。

$$NB \geq 3000 \frac{J_c}{\sigma_Y} \quad \dots \dots \dots (5)$$

ここで、 B は小型試験片の肉厚、 σ_Y は降伏強さと引張強さの平均値で示される flow stress である。この考えは領域 II にも拡張され、次式で示される判定式が得られている。

$$NB \geq 1000 \frac{J_c}{\sigma_Y} \quad \dots \dots \dots (6)$$

このようにして決定される破壊靱性のばらつきは、Valid K_{IC} のばらつきの程度であるが、構造物の安全性を考えると、各温度での K_J 値を包括する下限曲線を用いることが推奨される。

5. 結 言

本研究では、変位制御が可能な J_{Id} 試験装置を製作し、RCT 試験片のサーベイランステスト用試験片としての適用性を検討した。さらに原子炉压力容器用鋼について、遷移温度域から Upper Shelf 域までの広範囲な温度域での破壊靱性試験を行い、その挙動を明らかにするとともに、破壊靱性の評価の方法について検討した。

(1) 小型の 0.6T-RCT 試験片を用いても、Upper Shelf 域までの広範囲な温度域において、有効な破壊靱性 J_{IC} および J_{Id} 値を測定することができる。

(2) Upper Shelf 温度域での試験温度の上昇に伴う破壊靱性の低下は、材料の flow stress の低下に基づく SZW の発達抵抗の低下と SZWc の減少に起因する。

(3) Upper Shelf 域において K_{Id} 値が K_{IC} 値を上まわる理由は、ひずみ速度の増大に伴う flow stress の上昇とそれに基づく SZW の発達抵抗の増大に起因する。

(4) 遷移温度域でのひずみ速度の増加に伴う破壊靱性の低下は、SZWc の減少に起因する。

(5) 遷移温度域では、小型試験片の K_J 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タイプの寸法効果と塑性拘束

の減少に起因する。

(6) 遷移温度域での破壊挙動は、き裂の鈍化過程で起こる早期破壊 (領域 I) と安定き裂の発生後の R カーブ上で起こる早期破壊 (領域 II) とに大別され、破壊靱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。

(7) 領域 I においては、確率的破壊現象を考慮した $NB \geq 3000 J_c/\sigma_Y$ の試験片個数の要求式を満足する試験を行うことによつて、有効な破壊靱性を求めることができる。

(8) 領域 II においては、SEM を用いて修正 R カーブを作成することによつて、安定き裂発生開始点での J_{IC} あるいは J_{Id} 値を測定することができる。

文 献

- 1) W. A. LOGSDON and J. A. BEGLEY: ASTM STP 631 (1977), p. 477
- 2) H. J. SAXTON, D. R. IRELAND, and W. L. SERVER: ASTM STP 563 (1974), p. 50
- 3) 原子炉压力容器用超厚鋼材の安全性に関する試験研究, JWES-AE-7908 (1979) [日本溶接協会]
- 4) 岩館忠雄, 田中泰彦, 小野信市, 渡辺十郎, 和田国男: 日本機械学会講演論文集 (1981) 810-10, p. 311
- 5) T. IWADATE, Y. TANAKA, S. ONO, and J. WATANABE: Presented at the Second International Symposium on Elastic-Plastic Fracture Mechanics, Philadelphia (1981)
- 6) 岩館忠雄, 田中泰彦, 小野信市, 渡辺十郎: 材料, 31 (1982), p. 430
- 7) J. D. LANDES and J. A. BEGLEY: ASTM STP 560 (1974), p. 170
- 8) 中村春夫, 小林英男, 中沢 一: 日本機械学会論文集, 45 (1979), p. 336
- 9) W. A. LOGSDON: Proc. of the Winter Annual Meeting of the ASME, MPC-8 (1978), p. 149
- 10) 岩館忠雄, 唐牛敏晴, 渡辺十郎, 堀内三男, 寺島和智朗: 日本機械学会講演論文集 (1978) 780-9, p. 35
- 11) J. D. LANDES and D. H. SHAFFER: ASTM STP 700 (1980), p. 368
- 12) I. MILNE and G. G. CHELL: ASTM STP 668 (1979), p. 358