

討20

原子炉压力容器用鋼の破壊靱性挙動とその考察

株日本製鋼所 産製製作所 工博 岩館忠雄 ○ 田中泰彦
小野信市 工博 塚田尚史

1. 緒言

原子炉压力容器は、RT_{NDT}に基づいて設定される最低使用温度から、通常運転時の290℃~320℃以上に及ぶ広い温度域で安全性が保障されねばならない。压力容器材料の特性もこの温度域で大きく変化し、破壊特性に限っても、脆性破壊の問題となる破壊靱性の遷移温度域から不安定延性破壊の問題の生じる高温域まで変化する。本研究ではこのような広範囲の温度域での原子炉压力容器材料の破壊に対する抵抗性を評価するために、板厚100~300mmのASTM A508, Cl.2, A508, Cl.3, A533, Gr.B Cl.1鋼を用いて各温度域で生じる種々の破壊靱性特性を明らかにし、これらの挙動を検討するとともに、材料評価にあたっての2, 3の指針を与える。

2. 供試材および試験方法

供試材はASTM A508, Cl.2鋼1鋼種, A508, Cl.3鋼3鋼種, A533 Gr.B Cl.1鋼1鋼種およびその溶接部である。また、溶接部は溶融アーク溶接により製作され、620℃×26.5時間の応力除去焼鈍を欠けている。供試材の化学成分および機械的性質をそれぞれ表1, 表2に示す。

破壊靱性の測定はASTM E399によるK_{Ic}試験およびASTM E24 Task Groupの推奨案に基づくJ_{Ic}試験、すなわちヒートテント法および除荷コンプライアンス法¹⁾で行った。ヒートテ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き裂長さを求め、き裂進展量を決する方法である。本研究では除荷コンプライアンスの測定およびJの計算は試験機に接続されたコンピュータを用いて行った。動的破壊靱性は既報のJ_{Ic}試験装置²⁾および計装化シャルピー試験装置により測定した。ひずみ速度は $\dot{\epsilon} = 1.6 \times 10^5 \sim 1.5 \times 10^6 \text{ kg} \cdot \text{mm}^{-3/2} / \text{sec}$ である。使用した試験片は0.5T-CT~4T-CTであり、一部のものには25%のサイドグループを加工している。

3. 原子炉压力容器用鋼材の破壊靱性遷移特性

(1) 破壊靱性挙動とひずみ速度依存性

図1, 図2および図3にA508 Cl.2, Cl.3(A), A533 Gr.B Cl.1鋼の静的および動的破壊靱性遷移特性を示す。遷移特性はいづれもひずみ速度依存性を示し、遷移域ではひずみ速度の増加に伴う靱性値の低下が観察され、またUpper Shelf域では破壊靱性値の増加が見られる。いま、遷移特性のシフト量を

表1 供試材の化学成分 (wt.%)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V	Al
A508, Cl.2	0.20	0.28	0.90	0.007	0.005	0.86	0.37	0.05	0.53	<0.01	0.024
A508, Cl.3 (A)	0.21	0.21	1.37	0.009	0.006	0.69	0.13	0.08	0.49	<0.01	0.025
A508, Cl.3 (B)	0.21	0.29	1.36	0.009	0.004	0.64	0.19	0.07	0.52	<0.01	0.05
A508, Cl.3 (C)	0.19	0.26	1.36	0.002	0.005	0.73	0.08	0.02	0.46	<0.01	0.019
A533, Gr.B, Cl.1	0.18	0.26	1.24	0.006	0.004	0.59	0.12	0.03	0.53	<0.01	0.017
Weld Metal (B7-A508 Cl.3C)	0.08	0.27	1.36	0.009	0.007	0.95	0.06	0.02	0.50	<0.01	0.007

表2 供試材の機械的性質

	0.2% Offset Strength kg/mm ²	Tensile Strength kg/mm ²	Elongation %	Reduction of Area %	Upper Shelf Energy kg-m	FATT °C	NDTT °C
A508, Cl.2	45.3	62.8	26.7	68.6	23.0	-40	-37
A508, Cl.3 (A)	45.7	62.8	26.7	68.6	18.4	-10	-27
A508, Cl.3 (B)	48.0	63.1	23.3	73.1	22.1	-10	-25
A508, Cl.3 (C)	44.5	59.4	27.2	71.0	20.6	0	-30
A533, Gr.B, Cl.1	46.9	61.4	30.1	74.5	19.0	-37	-30
Weld Metal	54.6	63.5	29.1	72.8	19.0	-32	-60

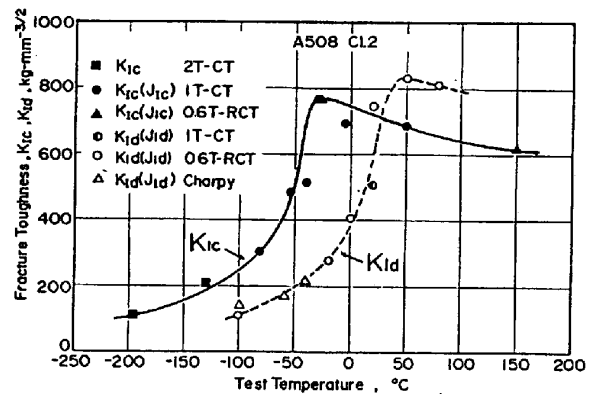


図1 A508 Cl.2 鋼の K_{Ic} および K_{IId}

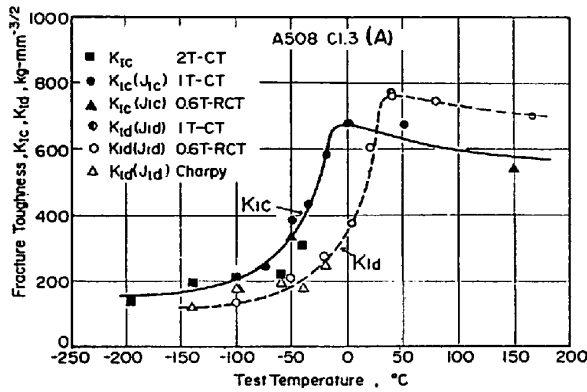


図2 A508 Cl.3鋼の K_{Ic} および K_{Id}

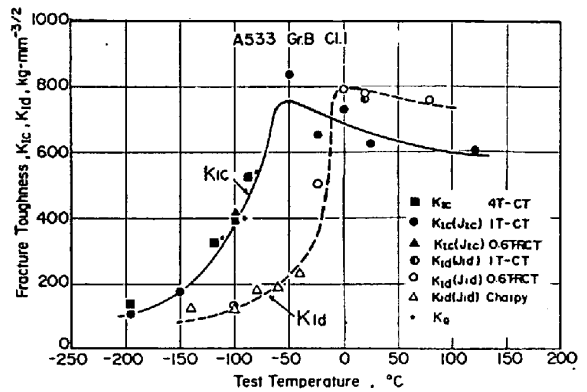


図3 A533 Gr.B Cl.1鋼の K_{Ic} および K_{Id}

みると、動的破壊靱性(K_{Id})は、静的破壊靱性(K_{Ic})に比べて約50°C~80°C高温側にシフトしている。Upper Shelf域では、 K_{Id} は K_{Ic} に比べて100~150 $kg \cdot mm^{-3/2}$ 高く、また、その到達温度での破壊靱性値は最大値を示し、温度が上昇するにしたがって減少している。

このような挙動を明らかにするためにストレッチゾーン(SZW)の発達過程の観察を行った。SZWの測定に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。A508 Cl.3 (A)鋼のUpper Shelf域での結果の一例を図4に示す。動的破壊靱性値のUpper Shelf到達温度(40°C)と170°CのSZW発達過程を比較すると、温度の上昇に伴う靱性値の低下は、SZWの発達抵抗の低下とその飽和値SZWcの減少に起因することを示している。また動的および静的負荷時のSZWの発達抵抗を比較すると、明らかに動的負荷の場合の発達抵抗は静的負荷の場合に比べて大きく、 K_{Id} が K_{Ic} を上まわる理由はひずみ速度の増加に伴う降伏応力の上昇とそれに伴うSZW発達抵抗の増大に起因している。図5は同鋼の0°Cにおける動的および静的負荷時のSZWの発達過程を示したものである。遷移域でのひずみ速度の増加に伴う破壊靱性値の低下は明らかにSZWcの大きさで決まっている。

②遷移域における破壊靱性値のばらつき

遷移温度域での破壊靱性は、構造物の脆性破壊防止のために重要であり、設計曲線として用いられているASME Code Sect. IIIの K_{IR} カーブも、この遷移域での値を定めるものである。この領域での破壊靱性 J_{Ic} の測定法としては、安定き裂の成長が極めて小さい場合、破壊時のJ値を J_{Ic} とする方法が用いられているが、測定されるJ値は非常にばらつきが大きい。図6、図7は、A508 Cl.3 (A)鋼の遷移

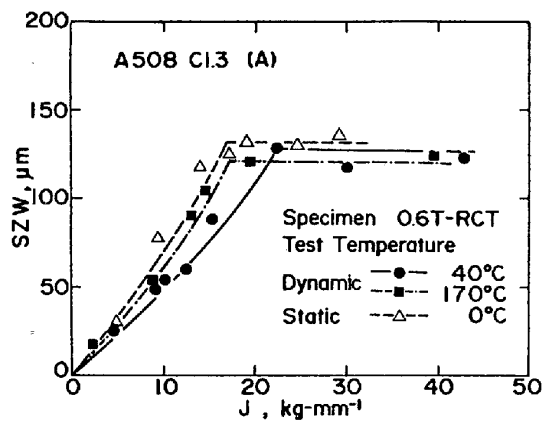


図4 Upper Shelf域でのSZWの発達過程

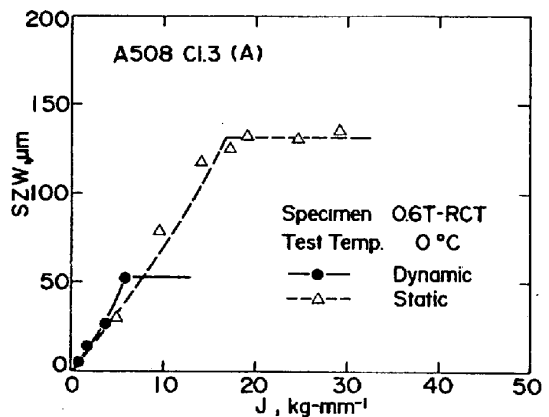


図5 静的および動的負荷時のSZW発達過程の一例

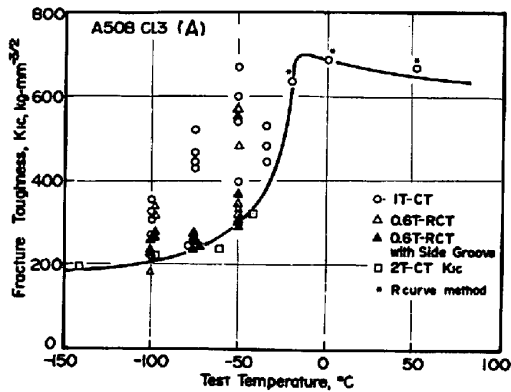


図6 遷移域でのK_{IC}値のばらつき

域での J_{IC}, J_{ID}試験の結果を K_{IC}, K_{ID}に換算して示したものである。試験温度の上昇に伴ってばらつきは大きくなり、最大のものは ASTM E399の K_{IC}試験結果の2倍以上の値を示している。図8は、A508 Cl.3 (B)鋼の-20°Cでの試験片寸法とばらつきの関係の一例を示したものである。小型試験片ほど J 値のばらつきは大きく、ばらつきの大きさは試験片寸法に依存している。また小型試験片でもサイドグループを加工することによってばらつきが小さくなっている。

このような破壊現象は、小型試験片を用いることによる (i) 材料の不均質性に基く Weibull タイプの寸法効果とそれに着与する塑性拘束の影響(図9-a) および(ii) 安定き裂の介在による J 値の増大(図9-b) に起因するものである。したがって J_{IC} 値の測定や構造物の安全評価にあたっては注意が必要である。

4. 母材および溶接部の延性破壊抵抗

原子炉の運転温度は破壊靱性においても Upper Shelf 域であり、この領域では延性破壊が問題となる。材料の延性破壊の抵抗性は Paris らによる Tearing Modulus (T_J)³⁾, Shih らによる Crack Opening Angle (COA)⁴⁾, により評価できる。T_Jは Rカーブの傾きから(1)式を用いて評価される。

$$T_J = (E / \sigma_f^2) (dJ / da) \dots\dots (1)$$

ここで E はヤング率, σ_f は flow stress である。

図10は進展き裂の J 値の算出式⁵⁾を用い、除荷コンプライアンス法によって得られた溶接部の100°Cでの Rカーブである。HAZ 部各位置での J_{IC} 値はほぼ一致しているが、Rカーブの勾配は母材および溶接金属に比べて大きい。図11には、継手部各位置の T_Jを示すが、溶接金属、母材では、HAZ部に

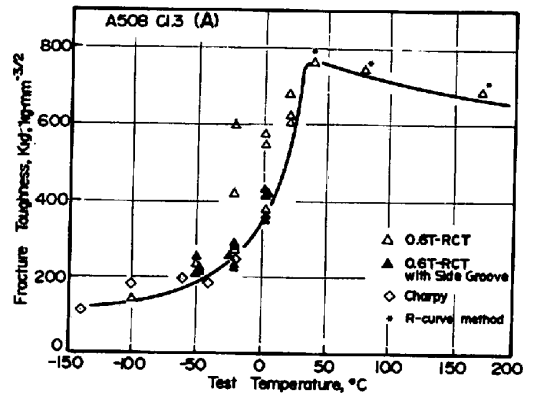


図7 遷移域でのK_{IC}値のばらつき

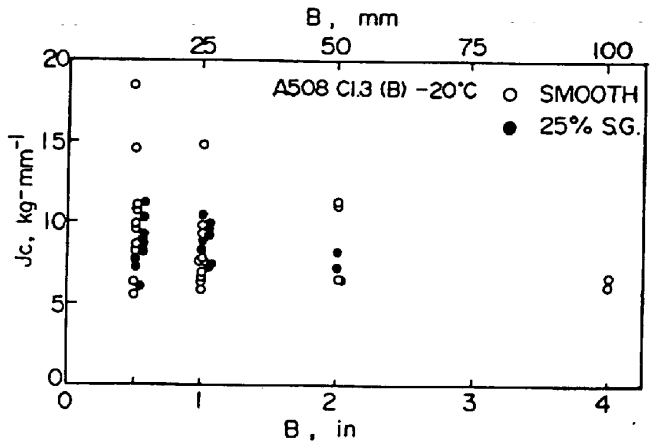


図8 試験片厚さとばらつきの関係

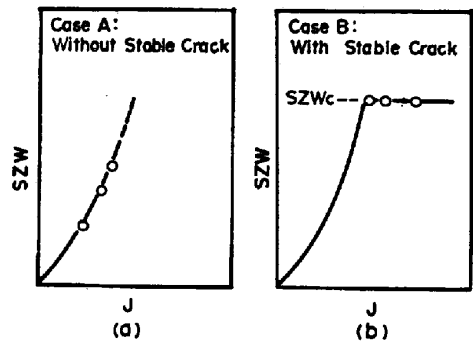


図9 遷移域でのSZWの発達過程

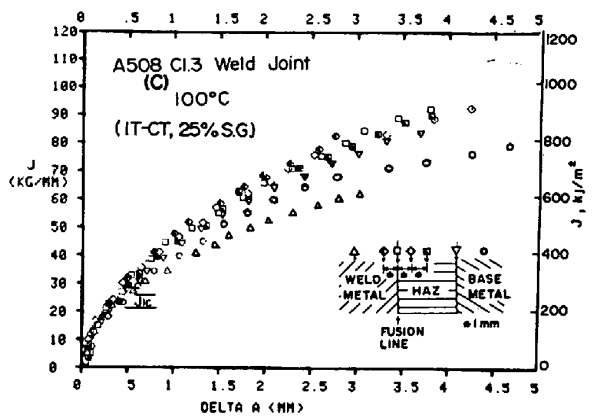


図10 溶接継手部のRカーブ

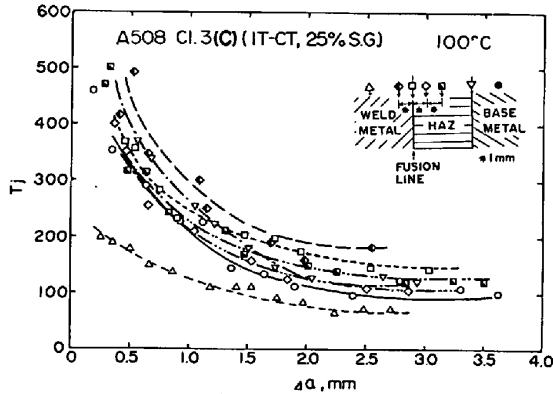


図11 溶接継手部の T_J と Δa の関係

比 T_J が小さくなり、き裂進展抵抗の小さいことがわかる。また T_J 値は、1.5~2mmのき裂進展後に一定値となっている。

図12には、図中の写真のように所定のき裂進展後に荷重を除荷し試験片の肉厚中央断面を拡大観察した写真から測定したCOAを用いて(2)式で表わされる T_S 値を用いてき裂の進展量との関係を示したものである。

$$T_S = (E/\sigma_Y) COA \quad \dots (2)$$

ここでCOAはShihのlocal COAの定義により求めた。図12をみると、 T_S は T_J と同様にき裂進展の初期には減少し、2mm以上のき裂進展では一定となる。

5. 定荷重下でのき裂の成長

図13は、100°Cで試験片を任意のJ値まで荷重し、その後荷重を一定に保持して安定き裂の進展挙動をみたものである。この結果をみると、初期に与えられた J_0 値が大きいほどき裂の進展速度が大きく、早期に破壊をおこしている。図14は、これらの結果を初期の J_0 値とき裂進展量 Δa の関係で示し、 J_{IC} 試験で得られたRカーブ(実線)と比較示したものである。ここで J_{max} は最高荷重点でのJ値を示す。いま、図中の実線のRカーブと点線との交点を見ると、その値はほぼ J_{IC} 値と一致しており、定荷重下でのき裂の進展は安定き裂の発生後に顕著であることを示す。ここで、このような定荷重下でのき裂の進展は、実線により示されたRカーブにしたがって進展することが確認された。

6. 結言

原子炉圧力容器用鋼の破壊靱性特性について遷移温度域からUpper Shelf域に到る広範囲な温度域で検討を行い、その挙動を明らかにした。さらに、Upper Shelf域でのき裂の発生および進展抵抗について検討を加え、材料の延性破壊抵抗を明らかにした。また定荷重下におけるき裂の進展について検討し比較的低温での時間依存のき裂進展の問題を提起した。

参考文献 (1) ASTM J_{IC} Standard Draft (1980-9). (2) 塚田ほか、核論, No.790-12(1979-10), 229. (3) P.C. Parisほか、ASTM STP668(1979), 5. (4) C.F. Shihほか、ASTM STP668(1979), 65. (5) H.A. Ernstほか、NUREG/CR-122 (1980-1).

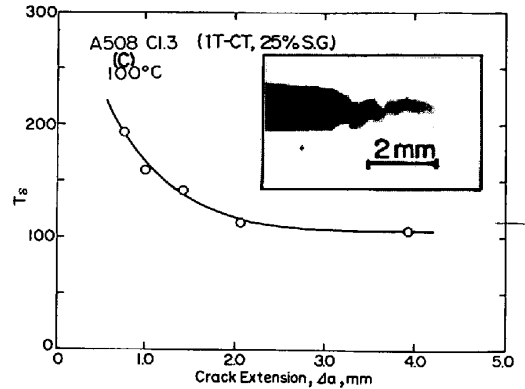


図12 母材の T_S と Δa の関係

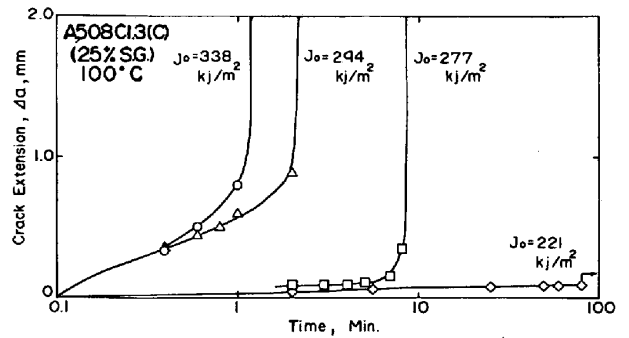


図13 100°Cでの時間保持に伴うき裂進展

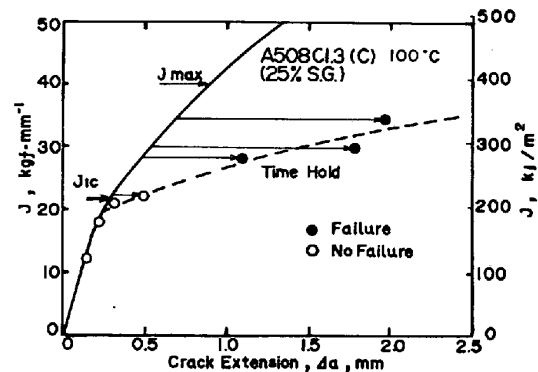


図14 時間保持による J_0 と Δa の関係