

使用済み燃料貯蔵コンクリートキャスクキャニスタ候補材の破壊靱性特性

新井 拓*・黛 正己*²・牛 立斌*³・高久 啓*³

Fracture Toughness Properties of Candidate Canister Materials for Spent Fuel Storage by Concrete Cask

Taku ARAI, Masami MAYUZUMI, Niu LIBIN and Takaku HIROSHI

Synopsis : It is very significant to clarify the fracture toughness properties of candidate canister materials to ensure the structural integrity against the accidents during handling in the storage facility. Fracture toughness tests on the CT specimens cut from base metal, heat affected zone (HAZ) and weld metal in the 2 types of weld joints made by candidate canister materials (SUS329J4L duplex stainless steel and YUS270 super stainless steel) were conducted under various test temperature between 233K and 473K.

Stable ductile crack extensions were observed in all of the specimens. The fracture toughness J_Q of the base metal and the HAZ of SUS329L4L showed the smallest value at 233K, and increased with temperature, then reached to the largest value at 298K. At the higher temperature, the value of J_Q decreased slightly with temperature. While, the value of J_Q in the weld metal increased with temperature. The value of J_Q of YUS270 increased with temperature. The values of J_Q for weld metal in both of the materials were not greater than those in base metal and HAZ at each test temperature. The values of J_Q in weld metal of both materials at 213K and 473K were greater than applied J derived from postulated semi-elliptical surface flaw and maximum allowable stress in JSME design code. This result suggested that these materials have enough toughness for use as the canister material.

Key words: spent fuel; canister; stainless steel; fracture toughness; TIG; weld metal.

1. 緒言

軽水炉使用済み燃料の中間貯蔵方式の一つとしてコンクリートキャスクによる乾式貯蔵が検討されている。本貯蔵方式における放射性物質の密封機能は、キャニスタと呼ばれる金属容器により確保される。キャニスタは、全長と外径および肉厚が、それぞれ、4500 mm、1650 mm、20 mm程度の溶接構造を有するステンレス鋼製の円筒状の容器である。使用済み燃料を収納後、厚さ 50 mm 程度の 2 重蓋を容器本体に溶接し、密封性を確保している。中間貯蔵施設が沿岸部に設置される可能性が考えられる我が国では、冷却空気中に含まれる海塩粒子に起因する塩化物 SCC の発生が懸念される。このため、従来の SUS304 系や SUS316 系のステンレス鋼に代わる高耐食性のステンレス鋼 (SUS329J4L, YUS270) の採用が検討されている¹⁻³⁾。これらの高耐食性候補材を使用するためには、ハンドリング時の落下事故等においてもキャニスタが破損する可能性の無いことを示す必要がある。キャニスタの蓋は、使用済み燃料を収納後に本体へ溶接されるため、溶接部の形状は部分

溶込み溶接となり、裏波の形成を確認することができない。このため、蓋部溶接部に対しては溶接初層に欠陥を想定した構造健全性評価が必要となる。一般に欠陥を有する構造物の健全性は、破壊力学により評価されるが、これを行うためには想定される使用条件での材料の破壊靱性値が必要となる。破壊靱性値は、同一規格内の材料であっても、製造方法や熱処理、板厚などにより異なる可能性があるため、実機キャニスタと同じ条件で製造された材料を用いて評価することが重要である。特に破壊靱性特性が溶接方法・条件に大きく依存する溶接部については、実機を再現した溶接部を用いた評価が不可欠である。しかし、これらの高耐食性候補材のキャニスタ溶接部における破壊靱性特性は明らかにされていない。

このため本研究では、2 種類の高耐食性候補材のキャニスタ溶接部での破壊靱性特性の解明を目的に、キャニスタ蓋部を模擬した溶接継ぎ手の母材、溶接熱影響部および溶着金属に対する弾塑性破壊靱性試験を試験温度をパラメータに実施した。

平成 16 年 12 月 27 日受付 平成 17 年 2 月 5 日受理 (Received on Dec. 27, 2004; Accepted on Feb. 5, 2005)

- * (財) 電力中央研究所材料科学研究所 (Materials Science Research Laboratory, Central Research Institute of Electric Power Industry, 2-6-1 Nagasaka Yokosuka 240-0196)
- * 2 (財) 電力中央研究所材料科学研究所 (現: 東京工業大学大学院) (Materials Science Research Laboratory, Central Research Institute of Electric Power Industry, now Graduate School of Science and Engineering, Tokyo Institute of Technology)
- * 3 信州大学工学部 (Faculty of Engineering, Shinshu University)

Table 1. Chemical compositions of material A.

		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	W	N
Base metal	Spec.	≤0.030	≤1.00	≤1.50	≤0.040	≤0.030	-	5.5	24	2.5	-	0.08
								~	~	~		~
	Sample	0.01	0.41	0.45	0.024	0.001	0.49	6.88	25.67	3.33	0.4	0.23
Weld metal	Sample	0.016	0.3	0.5	0.008	0.002	0.49	9.06	25.28	3.06	1.96	0.22

Table 2. Chemical compositions of material B.

		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Fe	N	Nb+Ta	Al	Ti
Base metal	Spec.	≤0.020	≤0.80	≤1.00	≤0.030	≤0.015	0.5	17	19	5.5	-	0.16	-	-	-
							~	~	~	~	-	~	-	-	-
	Sample	0.013	0.51	0.55	0.023	0.001	0.62	19.5	21	6.5	-	0.24	-	-	-
Weld metal	Sample	0.02	0.13	0.11	0.009	0.001	0.14	55.88	21.59	8.34	0.19	-	2.88	0.3	0.31

2. 実験方法

2.1 供試材および試験片

高耐食性材料を使用するキャニスタの2次蓋溶接部を模擬した溶接継ぎ手を製作し、これを供試材とした。

供試材 A

母材：SUS329J4L (JIS G4304-1999⁴⁾)

溶接金属：SUS329J4L相当材

供試材 B

母材：YUS270 (ASME SA240 S31254⁵⁾相当材)

溶接金属：Alloy 625相当材 (JIS Z3334 YNiCrMo-3⁶⁾)

各供試材の化学組成を Table 1 および Table 2 に示し、各供試材の溶接方法と開先形状をそれぞれ、Table 3, Fig. 1 に示す。開先形状は、実機溶接部とほぼ同等の形状としたが、溶接熱影響部 (Heat Affected Zone: HAZ) より試験片を採取するため、片側の開先を垂直に立てた形状とした。Fig. 2 に供試材 A の母材と溶着金属中央部および供試材 B の溶接境界近傍の金属組織を示す。同図(a)に示される供試材 A の母材は、フェライトとオーステナイトの2相であり、プローブ径 1.3 mm のフェライトメータで測定した母材中の3測定点フェライト率の平均値は 50% であった。同図(b)の溶接金属は複雑な組織形態を示しており、デンドライトの他にラス状マルテンサイトの存在を示すポケットに似た組織などが認められた。個々の組織の判別まで行えなかったため、はっきりとしたことは言えないが、溶接金属中のフェライト率は 40% (3測定点の平均値) であり、溶接金属はオーステナイトとフェライト、マルテンサイトの混合組織となっている可能性が考えられる。同図(c)供試材 B の母材は、オーステナイト単相であった。溶接金属は、典型的なデンドライト組織で形成されており、観察した範囲内では第2相の存在は認められなかった。供試材の機械的性質を Table 4 に示す。

試験片には、サイドグループ付きの1インチ厚さのコンパクトテンション型 (1TCT) 試験片を用いた (Fig. 3)。各供

Table 3. Welding conditions for each weld joint.

Condition	Material A	Material B
Welding method	TIG	TIG
Welding wire	DP3WT	YNiCrMo-3
Welding current (A)	250 ~ 300	150 ~ 250
Welding voltage (V)	11.5	9
Number of pass	35	20

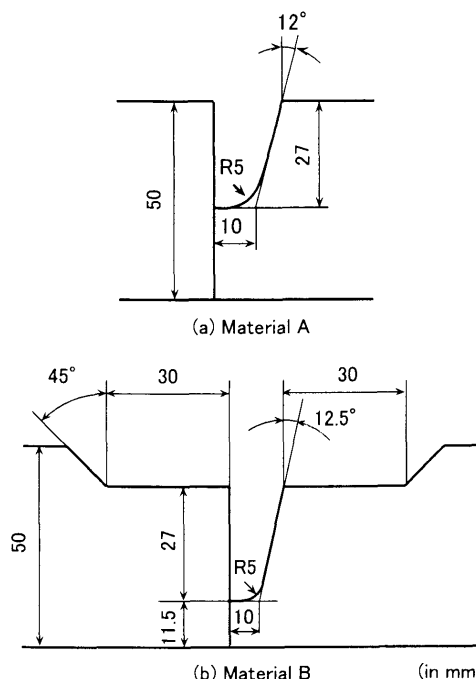


Fig. 1. Shapes and dimensions of weld roots for each material.

試材のそれぞれ、母材、溶接金属、HAZより Fig. 4 に示す方法で試験片を切り出した。肉厚方向の採取位置は、事前に行ったシャルピー衝撃試験の結果から、母材の板厚方向の最弱部を代表すると考えられる位置とした。

2.2 試験方法

破壊靱性試験には、ASTM E1820-99⁷⁾に基づく、除荷コ

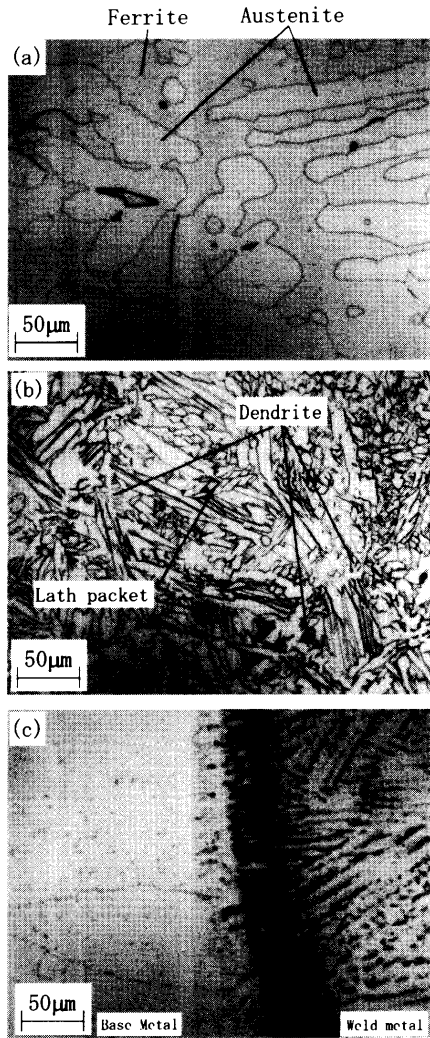


Fig. 2. Microstructures of the materials ((a) material A, base metal, (b) material A, weld metal, (c) material B, weld-base metal interface).

Table 4. Mechanical properties of each material.

Material	$\sigma_{0.2}$	σ_{UTS}	Elongation	Reduction of area	
	(MPa)	(MPa)	(%)	(%)	
A	Base metal	606	814	35	72
	Weld metal	693	902	28	75
B	Base metal	334	711	51	75
	Weld metal	507	772	39	49

ンプライアンス法を用いた。本法は、荷重負荷の途中で除荷を繰り返し行い、このときの荷重、 P と荷重線変位、 V_{LLD} の関係より試験片に付与したエネルギー、 J とき裂進展量、 Δa の関係を得るものである。試験装置には、定格荷重100kNの油圧サーボ式疲労試験機を使用した。荷重および荷重線変位の測定には、容量100kNのロードセルとゲージ長10mmのクリップゲージを用いた。雰囲気温度は、液体窒素気化ガス噴霧と電気ヒータによる温度制御機構付きの恒温槽により $\pm 1^\circ\text{C}$ 以下の範囲で制御した。荷重

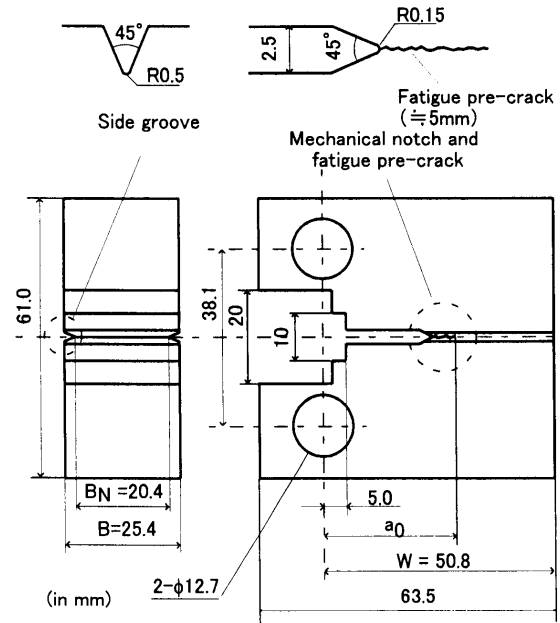


Fig. 3. Shape and dimensions of 1 inch thick compact tension specimen with side groove.

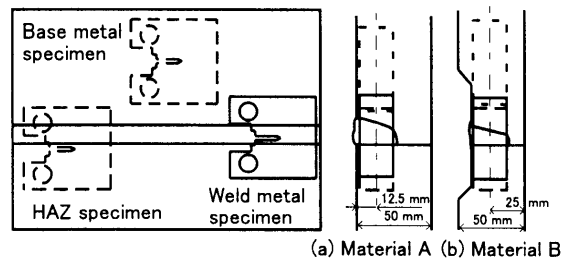


Fig. 4. Schematic drawings of the specimen sampling methods for each weld joint.

は、 $P-V_{LLD}$ 関係が線形の間は、荷重速度0.5kN/sで負荷し、5kN毎に90%除荷を行った。その後は、変位速度0.02mm/sで負荷し、 V_{LLD} 0.2mmごとに除荷した。試験片側面を観察し、き裂が十分に進展したと判断した時点で試験を終了した。

試験後、試験片を室温大気中で疲労により破断させ、破面を光学顕微鏡および走査型電子顕微鏡 (SEM) により観察し、き裂進展形態を調べた。さらに、破面上で疲労き裂長さ ($a_{j0} \sim a_{j8}$) とき裂進展量 ($\Delta a_0 \sim \Delta a_8$) を試験片板厚方向に8等分した線上 (7点) と試験片両側表面 (2点) の合計9箇所測定し、試験片表面での測定値 (a_{j0} と a_{j8} および Δa_0 と Δa_8) に対して0.5の重みを与えた加重平均値、 $a_{f,avg}$ と Δa_{avg} を求めた。

試験時に測定した $P-V_{LLD}$ 関係より求めた $J-\Delta a$ 関係を最小自乗法により指数関数に近似し、き裂進展抵抗 ($J-R$) 曲線を得た。 $J-\Delta a$ 関係の線形部分に対する最小自乗近似により得た鈍化直線を V_{LLD} で0.2mmオフセットした直線と $J-R$ 曲線との交点における J 値を破壊靱性値、 J_Q とした。 J_Q が試験片寸法やき裂の均一進展およびデータの信頼性に関する

る要求を全て満足した場合は、 J_Q を有効な破壊靱性値、 J_{IC} とした。試験片寸法とき裂の均一進展に対する主要な要求を以下に示す。

(1) 試験片寸法に関する要求

$$B > 25J_Q/\sigma_f \dots\dots\dots(1)$$

$$B > dJ/da \text{ (at } J_Q) \dots\dots\dots(2)$$

ここで、 B は試験片板厚、 σ_f は流動応力であり、 $\sigma_f = (\sigma_y + \sigma_{UTS})/2$ (σ_y : 0.2%耐力、 σ_{UTS} : 最大引張強さ)、 dJ/da (at J_Q)は、 J_Q 点における J - R 曲線の傾きである。

(2) き裂の均一進展に関する要求

破面上の9箇所測定したき裂進展量 ($\Delta a_0 \sim \Delta a_8$) のいずれもが、 Δa_{avg} の50%以上である。

2.3 試験条件

キャニスタ温度は、収納燃料、冷却空気条件や貯蔵時間などに依存するため、想定される温度範囲において破壊靱性特性を把握することが重要である。これを踏まえて試験温度には以下の5温度条件を選択した。

試験温度: 233K, 298K, 373K, 423K, 473K

各温度条件における繰返し数は、各供試材の各試験片採取位置に対して2以上とした。

3. 実験結果および考察

3.1 荷重-開口変位関係

$P-V_{LLD}$ の関係の例をFig. 5に示す。本図は、供試材Aの473Kの例であるが、全ての試験片で本例のような安定した $P-V_{LLD}$ 関係が得られ、脆性および延性不安定破壊は生じなかった。溶接金属は、母材に比べて小さな V_{LLD} で最大荷重を示し、その後、大きく荷重が低下した。このことから、溶接金属の破壊靱性およびき裂進展抵抗は、母材よりも小さいことが示唆された。HAZは両者の中間の挙動を示した。同様の傾向が、供試材Bでも認められた。

3.2 破面形態

破面の例をFig. 6に示す。全ての試験片でき裂の進展が認められた。供試材Aの233Kを除く両供試材の母材から採取した試験片では、き裂は試験片板厚方向にほぼ均一に進展した (同図(a))。供試材Aの233Kでは、き裂が試験片板厚中央部で表面近傍よりも大きく進展する傾向が認められた (同図(b))。溶接金属では、試験片表面の片側のき裂進展量が、反対側よりも大きく、試験片内部では、両者を滑らかに結ぶように分布する傾向が認められた (同図(c))。HAZから採取した試験片では、一部の試験片において上で述べた溶接金属と同様の進展傾向が認められた他は、き裂は板厚方向にほぼ均一に進展した。溶接金属のき裂進展量が試験片板厚方向で分布する理由を調べるため、破断後の試験片を破面およびき裂進展方向と垂直に切断し、断面のマクロ観察を行った。Fig. 7に供試材Bの同一

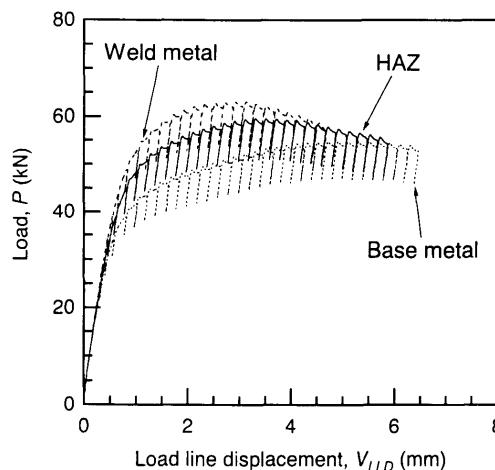


Fig. 5. Examples of load, P -load line displacement, V_{LLD} curves obtained in material A at 473K.

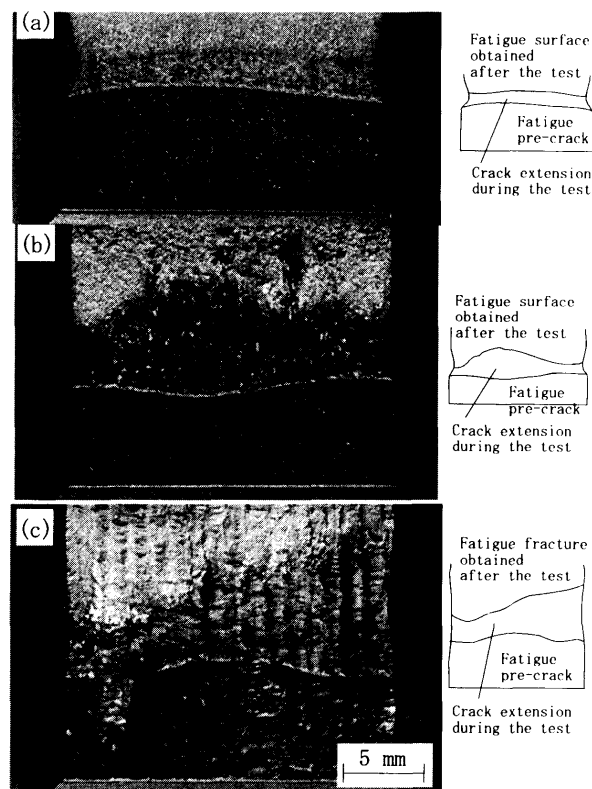


Fig. 6. Examples of the fracture surfaces ((a) material A, base metal at 423K; (b) material A, base metal at 233K; (c) material B, weld metal at 298K).

試験片の破面と断面の例を示す。同図(b)のA-B断面においてB側に凸の円弧状のビード模様が観察されること、A側の端に溶接最終層である余盛りの一部が認められることから、B側が初層側と判断できる。同図(a)の破面上のき裂進展量は、B側が大きいことから初層側の方が最終層側よりもき裂進展抵抗が小さいと言える。供試材Aについても同様の傾向が認められたことから、両供試材共にき裂進展抵抗は、積層の順番が早い位置ほど小さいと考えられる。この理由を考察するために、両供試材について溶接初層側

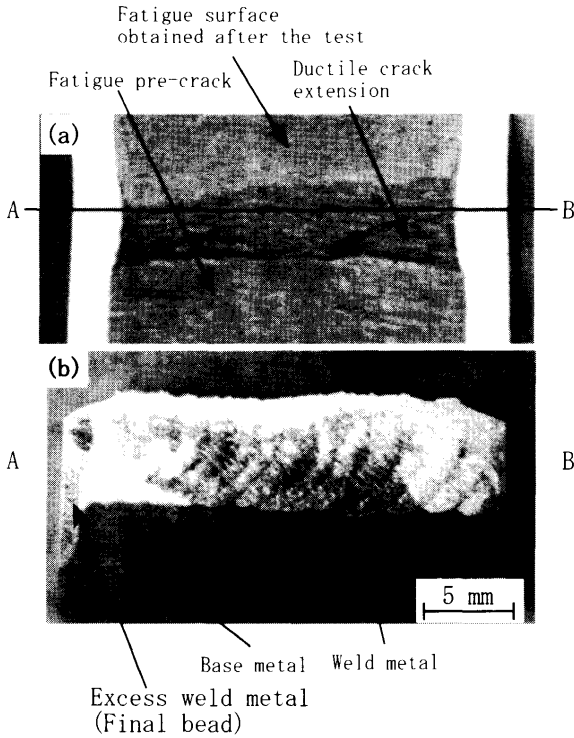


Fig. 7. Fracture surface (a) and cross section of A-B (b) of CT specimen obtained from weld metal of material A at 233K.

の試験片表面直下，試験片板厚中央部，溶接最終層側の表面直下の3箇所における硬さを測定すると共に金属組織の比較を行った。硬さは、マイクロビッカース (0.98 N) により、各部位につき5点測定し、平均値を求めた。初層側，中央，最終層側ビッカース硬度の値は、供試材Aでそれぞれ、317, 260, 270 Hvを、供試材Bでは、それぞれ、305, 280, 270 Hvを示し、いずれの供試材についても初層側が他の部位よりも若干大きな硬度を示した。このことから、冷却速度の大きな初層側で硬化と延性の低下が生じ、き裂進展抵抗の低下を招いた可能性も考えられる。しかし、部位による金属組織の違いは、両供試材共に観察した範囲では認められず、硬度やき裂進展抵抗が部位により異なる理由について明らかにすることはできなかった。

Fig. 8には、き裂面の一例として473Kで得られた供試材Aの母材と供試材Bの溶接金属の破面のSEM像を示した。本図に例示されるように、全ての試験片で、ディンプル模様が認められたが、供試材Bの溶接部では縞状模様が認められ、その間をディンプル模様が占めていた。供試材Aの母材およびHAZ試験片の233Kでは、破面上に金属光沢を有する微小な点が目視により観察された。この部位をSEMにより観察したところ、Fig. 9(a)に示すような微小なファセットが延性破面中に存在していた。このファセットは、同図(b)に示されるようなへき開破面に典型的に認められる特徴を有していた。ファセットの面方位を同定していないこと、ファセットと金属組織中のフェライト/オー

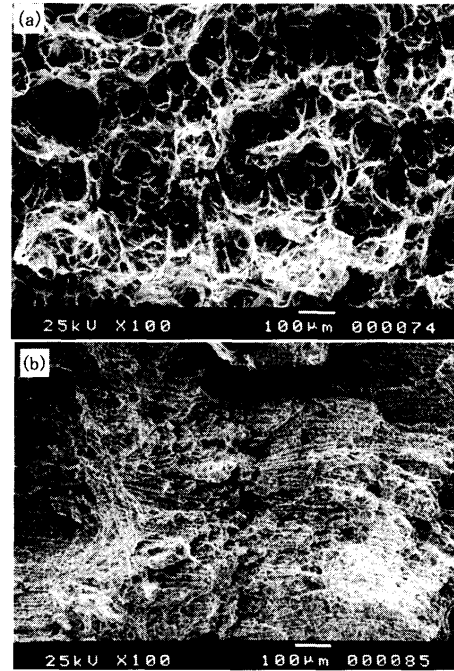


Fig. 8. Examples of the SEM image of fracture surfaces obtained from material A base metal and material B weld metal at 473K.

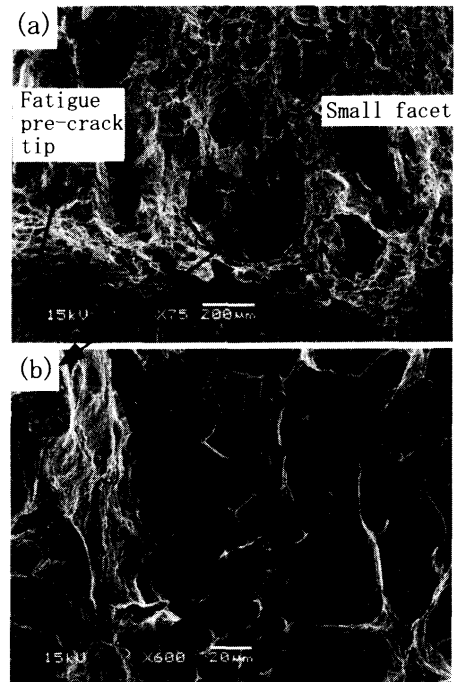


Fig. 9. An example of small facet observed in the fracture surface of weld metal of material A at 233K (a) fracture surface include a small facet, (b) high magnitude image of the small facet).

ステナイトの分布形態の対応を確認していないことから、断定的なことは言えないが、ファセットが低温 (233K) でのみ認められたことから、ファセットは供試材Aを構成する2相のうちのフェライト相が、部分的に低温脆性破壊することにより形成された可能性が高いと考えられる。溶接

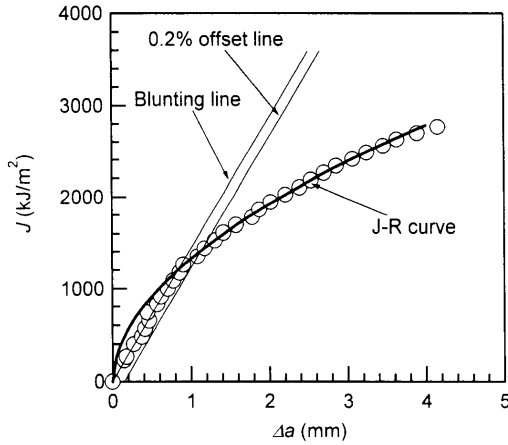


Fig. 10. Examples of $J-\Delta a$ relation and $J-R$ curve obtained in material A HAZ at 423K.

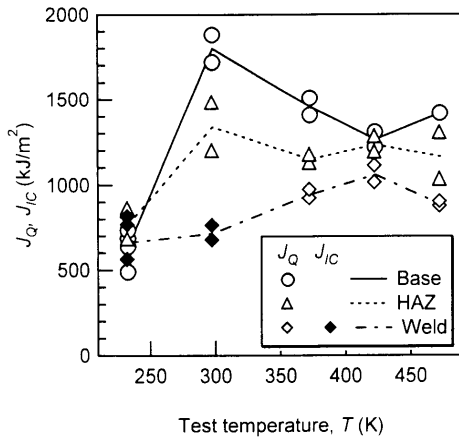


Fig. 11. Temperature dependency of J_Q in the material A.

金属においても同様のへき開ファセットが認められたが、その数は、母材やHAZに比べて少なかった。

3.3 き裂進展抵抗および弾塑性破壊靱性値

Fig.10に $J-\Delta a$ 関係(図中の○)と $J-R$ 曲線の例を示す。一部の試験片では、 Δa が小さい領域で $J-\Delta a$ 関係に乱れが認められる場合があったが、多くの試験では、本例のように安定した $J-\Delta a$ 関係が得られた。供試材AおよびBの J_Q と温度の関係をそれぞれ、Fig.11およびFig.12に示す。供試材Aの母材の J_Q は、233Kで最小の約600 kJ/m²を、298Kで最大の約1800 kJ/m²を示した。以後、温度の増加に伴い若干減少し、473Kで約1500 kJ/m²となった。HAZの J_Q の温度依存性は母材と同じ傾向を示し、 J_Q の値は母材とほぼ同じか、若干小さい値を示した。溶接金属の J_Q は、233Kで母材とほぼ同じ値を示した後、温度の増加とともに増加し、423Kで最大値(約1000 kJ/m²)を示した。母材、HAZと溶接金属の化学組成は、溶接金属の方が、母材よりも合金元素であるC量とNi量が若干多く、不純物元素のP量が若干少ない以外に両者の化学組成に大きな差異はない。従って破壊靱性値の温度依存性の傾向の差異は、金属組織の差異に起因する可能性が高いと考えられる。金属組織と

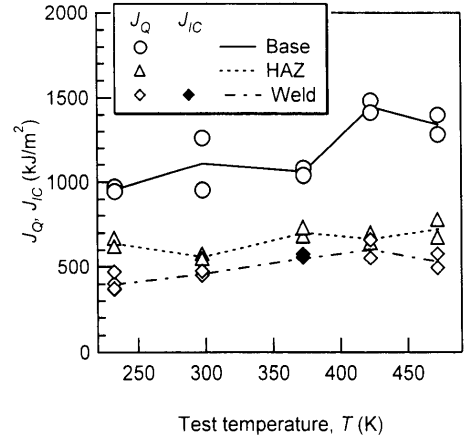


Fig. 12. Temperature dependency of J_Q in the material B.

Table 5. Summary of the validity evaluation for ASTM requirement.

Material	Requirement	Test temperature (K)					
		233	298	373	423	473	
A	BM	①	○	×	×	×	×
	HAZ	②	×	○	○	○	○
	WM	①	○	○	×	×	×
B	BM	①	×	×	×	×	×
	HAZ	②	○	○	○	○	○
	WM	①	○	○	○	○	○
		②	×	×	○	×	×

BM: Base metal ① Specimen size
 HAZ: Heat affected zone ② Uniform extension
 WM: Weld metal ○: Satisficed ×: Not Satisficed

破壊靱性値の温度依存性の関係を明らかにするためには、金属組織を変化させた供試材を作製し、破壊靱性値と金属組織の関係についてより詳細に調査する必要がある。これについては今後の検討課題としたい。

Fig.12は、供試材Bの結果であるが、母材および溶接金属の J_Q の平均値は、233Kで約900 kJ/m²と420 kJ/m²をそれぞれ示した後、温度の増加に伴い単調に増加し、473Kでは、約1400 kJ/m²と約550 kJ/m²を示した。HAZの J_Q は、各温度において溶接金属の値よりも若干大きな値を示した。全ての試験温度で最小の J_Q を与える部位は、溶接金属であった。

J_{IC} は、供試材Aの溶接金属の233Kと298Kおよび供試材Bの溶接金属の373Kのみで得られた。その他の試験条件では、2.2節に示したASTM E1820の有効性に関する要求を満足することができず、 J_{IC} を得ることができなかった。各試験条件での有効性への適合状況をTable 5にまとめた。供試材Bの溶接金属のすべての温度条件と供試材Aの母材およびHAZの233Kと供試材Aの溶接金属の298K以外では、試験片寸法に対する要求(2.2節の(1)、(2)式)を満足することができなかった。これらの条件で J_{IC} を得るためには、試験片寸法を大きくする必要があるが、実

機溶接部の板厚を考えると、寸法要求を満足する試験片を採取することは難しい。304ステンレス鋼や低合金鋼などで、小型のCT試験片で得られたき裂進展抵抗や破壊靱性、 J_{IC} は、より大型のCT試験片と同等もしくは小さいという結果が報告されている⁸⁻¹¹⁾。また、本研究で得られた J_{IC} は全て J_Q のばらつきの範囲内にあることから、本試験で得られた J_Q の値は、 J_{IC} の値を同等もしくは、保守的に評価していると考えられる。米国で既にキャニスタ材としての使用実績がある304系ステンレス鋼の破壊靱性値は、軽水炉配管溶接部対象としたものも含めほとんど得られていないが、304系や316系ステンレス鋼の273K~室温付近での J_{IC} は、母材で500~1150 kJ/m²程度、TIG溶接部で200~600 kJ/m²程度であるという報告がある¹²⁻¹⁵⁾。両供試材の室温での J_Q は、これらの値と同等かそれ以上であり、両供試材は、304系や316系ステンレス鋼と同等、もしくはそれ以上の靱性を有すると言える。

3.4 健全性評価

両供試材がキャニスタ材料として十分な破壊靱性を有するかどうか明らかにするために、最弱部であり、かつ、欠陥が存在する可能性のある溶接部に対して、健全性評価を実施した。健全性評価には、評価事象で生じる応力が必要となるが、ここでは、簡易にかつ安全側の評価を行うために、日本機械学会のキャニスタ設計規格（以下、単にJSME設計規格と呼ぶ）¹⁶⁾の想定欠陥寸法や許容応力を用いて欠陥に作用するJ積分、 J_{app} を求めた。そして、 J_{app} と材料の破壊靱性、 J_Q を比較することにより、次式で与えられる延性き裂発生防止のクライテリアの成立性を検討した。

$$J_{app} < J_{IC}(J_Q) \dots\dots\dots (3)$$

想定欠陥は、応力方向に垂直な半楕円表面欠陥とし、欠陥深さ、 $a=1/4t_w$ (t_w は溶接金属の溶け込み深さ)、欠陥長さ、

$2c=1.5a$ とした。想定欠陥の寸法形状をFig.13に模式的に示す。JSME設計規格の事故状態に相当する供用状態CおよびDに対する許容応力をTable 6に示す。表中には、213Kと473Kにおける作用応力、 σ_{app} と両供試材の σ_y を併せて示した。許容応力は、膜（引張）応力、 P_L や曲げ応力、 P_b と設計引張強さ、 S_u や設計応力強さ、 S_m の関係で与えられる。 η は、溶接部に対する応力低減係数であり、4パス以上のTIG溶接の場合は、 $\eta=0.7$ である。ここでは、安全側の評価を行うため、 $\eta=1.0$ とし、応力成分は P_L を100%として許容応力の上限を作用応力、 σ_{app} とした。結果的には、すべての場合において $\sigma_{app}=S_u$ となった。 σ_{app} と σ_y を比較し、 $\sigma_{app} < \sigma_y$ の場合は、き裂先端に作用する応力拡大係数、 K_I を次式に示されるASME Sec. XIの式¹⁷⁾から求め、これを(5)式により J_{app} へ変換した。

$$K_I = (\sigma_m M_m + \sigma_b M_b) \sqrt{\pi a / Q} \dots\dots\dots (4)$$

ここで、 σ_m ：膜応力、 σ_b ：曲げ応力である。 M_m と M_b は、それぞれ、 α_m と α_b の補正係数であり、 a/c と alt の関数で与えられる。 Q ：形状係数であり、 a/c と $(\sigma_m + \sigma_b) / \sigma_y$ により与えられる。

$$J_{app} = \frac{(1-\nu^2)}{E} K_I^2 \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 ν ：ポアソン比、 E ：縦弾性係数である。

一方、 $\sigma_{app} > \sigma_y$ の場合は、次式で与えられるYagawaらの

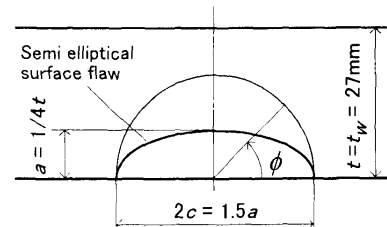


Fig. 13. Schematic drawing of postulated flaw.

Table 6. Allowable stress for service level C and D in JSME design code¹⁶⁾ and applied stress for integrity evaluation.

Material	Service level	Allowable stress	Applied stress, σ_{app} 0.2% offset stress			
			213K	473K	213K	473K
A	C	$P_L + P_b \leq \text{MIN}[1.5S_y, \eta \cdot S_u]$ $P_L \leq \text{MIN}[1.5S_y, S_u]$	689	639	795	551
	D	$P_L + P_b \leq \eta \cdot S_u$ $P_L \leq \eta \cdot S_u$				
B	C	$P_L + P_b \leq \eta \cdot 1.8S_m$ $P_L \leq \text{MIN}[\eta \cdot 1.8S_m]$	650	552	531	441
	D	$P_L + P_b \leq \eta \cdot 1.8S_m$ $P_L \leq \text{MIN}[\eta \cdot 3.6S_m, S_u]$				

P_L : Local membrane stress, P_b : Bending stress

S_y : Design tensile stress, S_m : Design stress amplitude

η : Stress reduction factor for weld joint,

$\eta < 1.0$ in JSME code, $\eta = 1.0$ in this study for conservative evaluation

Table 7. Result of the integrity evaluation for weld joint.

Material	Temperature (K)	J_{app} (kJ/m ²)	J_0 (kJ/m ²)
A	213	31	560
	473	541	870
B	213	236	365
	473	387	490

平板表面き裂に対する全面塑性解^{18,19)}から J_{app} を求めた。

$$J_{app}(\phi) = \kappa \epsilon_0 \sigma_0 t (\sigma_{app} / \sigma_0)^{n+1} f(\phi) \dots \dots \dots (6)$$

ここで、 σ_0 , ϵ_0 : 基準応力, 基準ひずみであり、 $\sigma_0 = \sigma_y$, $\epsilon_0 = \sigma_0 / E$, κ および n : 応力-ひずみ関係を Ramberg-Osgood 則 ($\epsilon / \epsilon_0 = \sigma / \sigma_0 + \kappa (\sigma / \sigma_0)^n$) であらわしたときの係数である。 $f(\phi)$ は、次式で与えられる。

$$f(\phi) = f \left(\frac{\pi}{2} \times \frac{i}{9} \right) = q_1 + q_2 n + q_3 n^2 + q_4 n^3, \quad i = 0, 1, 2, \dots, 9$$

ここで、

$$q_j = p_{j1} + p_{j2} \xi + p_{j3} \eta + p_{j4} \xi^2 + p_{j5} \xi \eta + p_{j6} \eta^2 + p_{j7} \xi^2 \eta + p_{j8} \xi \eta^2 + p_{j9} \xi^2 \eta^2 \quad j = 1, 2, 3, 4 \dots \dots \dots (7)$$

$\xi = alt$, $\eta = a/c$ であり、 $p_{j1} \sim p_{j9}$ は、 ϕ に依存する定数として与えられる。 ϕ はき裂先端の位置を与えるパラメータであり (Fig.13), 最も厳しい結果を与える $\phi = \pi/2$ とした。

J_{app} の評価結果を Table 7 に示す。表中には、213K および 473K で得られた両供試材の溶接金属の J_0 の最小値をそれぞれ示した。本評価には、データ数が少なく J_0 の分布を十分に把握出来ていないなど正確性に欠ける点もあるが、両供試材の J_0 の最小値は、応力条件を保守側に設定した評価においても、 J_{app} よりも 20% 以上大きな値を示した。このことは、両供試材による溶接部が、キャニスタに必要なとされる破壊靱性を十分に確保できることを示唆している。

4. 結言

コンクリートキャスクキャニスタ用の高耐食性候補材である SUS329J4L と YUS270 について実機蓋部溶接部を模擬した溶接継手の母材, HAZ, 溶接金属から試験片を採取し、温度をパラメータとする破壊靱性試験を実施した。得られた結果は、以下のようにまとめられる。

- ・ SUS329J4L の母材と HAZ の破壊靱性値, J_0 は、233K で

最小値を、室温で最大値を示した後、温度の増加と共に若干減少した。溶接金属の J_0 は、試験温度と共に増加した。YUS270 では試験片採取位置によらず J_0 は、試験温度と共に増加した。

- ・ 両供試材共に溶接部の破壊靱性値は、母材, HAZ と同等かより小さい値を示し、キャニスタ溶接部の健全性評価を行う際には、溶接金属の破壊靱性値を用いて評価を行えばよいことが明らかになった。
- ・ 日本機械学会のキャニスタ設計規格の許容応力を用いて溶接部に対する健全性を実施した結果、両供試材の溶接部の破壊靱性値は、想定欠陥に作用する J 積分値よりも十分に大きな値を示した。

以上のことから両供試材が、キャニスタ材料として十分な破壊靱性値を示すことを明らかにすることができた。しかし、両供試材の溶接金属において溶接初層側の方が最終層側よりもき裂進展抵抗が小さいことや SUS329J4L では、母材と溶接部で破壊靱性値の温度依存性の傾向が異なることなど、金属組織が破壊靱性値と密接に関係していると考えられる点については、解明することができず、今後の課題として残された。

本研究の遂行にあたり、関西電力 (株) 大西一成氏と奥西祐之氏からは、研究計画や結果に対する貴重なご助言をいただきました。また、(株) NUSEC 伊東眸氏、石川島播磨重工 (株) 平野隆氏から供試材の材料特性や試験結果に関する貴重なご助言をいただきました。篤く御礼申し上げます。

文 献

- 1) S.Saegusa, M.Mayuzumi: *Zairyo-to-Kankyo*, **53** (2004), 246.
- 2) 阿部岩司, 伊東 眸, 梶村治彦: 原子力学会「2002 年秋の大会」予稿集, 日本原子力学会, 東京, (2002), 570.
- 3) 中山 元, 平野 隆, 小林俊二, 酒谷忠嗣: 第 48 回材料と環境討論会, 腐食防食協会, 東京, (2001), 143.
- 4) 日本工業規格, JIS G4304-1999, 日本規格協会, (1999).
- 5) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. II, ASME, (1999).
- 6) 日本工業規格, JIS Z3334-1999, 日本規格協会, (1999).
- 7) ASTM Standard, Designation E1820-99, ASTM, (1999).
- 8) E.M.Hackett and J.A.Joyce: *Nucl. Eng. Des.*, **134** (1992).
- 9) J.D.Landes and D.E.McCabe: EPRI NP-4768, EPRI, (1986).
- 10) V.Papaspyropoulos: NUREG/CR-4575 BMI-2137, US NRC, (1986).
- 11) R.A.Hays: NUREG/CR-4538, Vol. 1, US URC, (1986).
- 12) M.F.Kanninen: EPRI NP-2347, EPRI, April, (1982).
- 13) P.C.Paris: NUREG-0311, US NRC, August, (1977).
- 14) P.C.Paris and R.E.Johnson: ASTM STP803, 11, ASTM, (1983).
- 15) H.Itoh, T.Shige, K.Matsunaga, K.Murakami, K.Ohnishi and H.Okunishi: ISSF Seminar 2003, Tokyo, (2003).
- 16) 日本機械学会規格, JSME S FB-1-2003, 日本機械学会, (2003).
- 17) ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. XI, ASME, (2003).
- 18) G.Yagawa, Y.Kitajima and H.Ueda: *Int. J. Pressure Vessels Piping*, **53** (1993), 457.
- 19) G.Yagawa, Y.Kitajima and H.Ueda: *Int. J. Pressure Vessels Piping*, **74** (1997), 77.