
原子炉压力容器用極厚鋼板溶接継手の機械的性質と破壊靱性

Mechanical Properties and Fracture Toughness of Heavy Section Steel Welded Joints
for Nuclear Reactor Pressure Vessels

大橋 延夫(Novuo Ohashi) 田中 康浩(Michihiro Tanaka) 楠原 祐司(Yuji Kusuvara)
薄田 寛(Hiroshi Susukida) 佐藤 正信(Masanobu Sato) 臼井 豊(Yutaka Usui)

要旨：

原子炉压力容器用の極厚 Mn-Mo-Ni 鋼板溶接継手に関する諸特性を紹介している。溶接継手は破覆アーク溶接とサブマージアーク溶接によって実際の压力容器の施工と同一条件で製作された板厚 250mm のものである。溶接継手の金属組織や機械的な性質は継手として健全性を証明しており、ASME コードで要求される特性は継手の板厚各部で十分把握された。また、溶接継手の破壊靱性は評価するため、K_{Ic}, K_{Id}, K_{Ia}などを種々な試験により求めた。一部については 250mm 全厚での試験も実施した。その結果により原子炉压力容器として使用される場合の安全性を定量的に評価した。

Synopsis：

The characteristics of heavy section steel welded joints for nuclear reactor pressure vessels are introduced. Welded joints of 250mm in thickness were made by shielded metal arc welding and submerged arc welding in exactly the same way as for an actual nuclear reactor pressure vessel. The metallurgical structures and mechanical properties of welded joints show soundness and satisfy the requirements of ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. III at various locations of joint thickness. Various kinds of tests to evaluate fracture toughness, K_{Ic}, K_{Id}, and K_{Ia}, including the tests with full-thickness (250mm) specimens, were conducted and the results proved that the heavy section welded joints were suitable for use as a nuclear pressure reactor vessel materials.

(c)JFE Steel Corporation, 2003

本文は次のページから閲覧できます。

原子炉压力容器用極厚鋼板溶接継手の機械的性質と破壊靱性

Mechanical Properties and Fracture Toughness of Heavy Section Steel Welded Joints for Nuclear Reactor Pressure Vessels

大 橋 延 夫*
Nobuo Ohashi

田 中 康 浩**
Michihiro Tanaka

楠 原 祐 司***
Yuji Kusuhara

薄 田 寛****
Hiroshi Susukida

佐 藤 正 信*****
Masanobu Sato

臼 井 豊*****
Yutaka Usui

Synopsis:

The characteristics of heavy section steel welded joints for nuclear reactor pressure vessels are introduced. Welded joints of 250mm in thickness were made by sealed metal arc welding and submerged arc welding in exactly the same way as for an actual nuclear reactor pressure vessel. The metallurgical structures and mechanical properties of welded joints show soundness and satisfy the requirements of ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. III at various locations of joint thickness.

Various kinds of tests to evaluate fracture toughness, K_{Ic} , K_{Ia} and K_{Is} , including the tests with full-thickness (250mm) specimens, were conducted and the results proved that the heavy section welded joints were suitable for use as a nuclear pressure reactor vessel materials.

1. 緒 言

原子力発電は火力発電、水力発電とならびエネルギー源として重視されており、発電所の規模としても出力100万kWを超える大型のものが建設されつつある。そのような原子炉の压力容器に使用される鋼材の板厚は最大250mmにも達し、さらに安全性の観点からも鋼材の製造には最高の技術を要するし、その加工や溶接施工にもまた最高水準の技術が駆使されている。材質的にも炉心領域部材については中性子照射による脆化の可能性を考慮して、とくにその靱性については重大な関心が払われている。このような実状に鑑み、筆者らは

原子炉材として使用される超厚鋼材の機械的性質や破壊靱性を紹介してきた¹⁻³⁾が、この種の特性値としてもっとも問題となる溶接継手に関するものがかならずしも十分に把握されているとはいえなかった。そこで本報では出力120万kW級の原子力発電所の原子炉压力容器を対象として、実際の施工に準じて製作した板厚250mmの被覆アーク溶接継手及びサブマージアーク溶接継手の機械的性質と破壊靱性について種々調査した結果を報告する。なお、本研究は、日本溶接協会原子力研究委員会9HST小委員会が原子力研究所の委託研究として実施した共同研究に対して、自主研究として参画したものである。

* 技術研究所次長・工学博士

*** 水島製鉄所管理部厚板管理課主査(課長待遇)

***** 三菱重工製鋼技術本部高砂研究所強度研究室主任

(昭和56年3月31日原稿受付)

** 技術研究所厚板研究室主任研究員

**** 三菱重工製鋼技術本部高砂研究所主管・工学博士

***** 三菱重工製鋼神戸造船所プラント工作部次長

2. 試験方法

2.1 供試材

供試素材は板厚250mmの原子炉压力容器用調質型Mn-Mo-Ni鋼鋼板 JIS SQV 2A (ASTM A533Gr. B, Cl 1 相当) である。高炉鉄を転炉、取鍋精錬炉で精錬し、110t鋼塊に铸込み、この鋼塊を鍛造、圧延により4 400×7 050mmの大きさ(重量61t)に圧延した。そして压力容器製作時の熱間加工を模擬して焼ならしを行ない、ついで、焼もどしをし、さらにその後の調質処理を焼入れ、焼もどしを行ない、溶接継手にしたのち620℃×26hの溶接後熱処理(PWHT)を施した。素材の機械的性質や破壊靱性はすべて報告されている⁵⁾ので、化学成分と基本特性をまとめてTable 1に示す。

このような素材の溶接継手を被覆アーク溶接(以後 SMAW と略す)とサブマージアーク溶接(以後 SAW と略す)によってFig. 1とTable 2に示す開先形状と溶接条件で压力容器の実施工と同一な手順で製作し、前述のPWHTを施した。その

後非破壊検査(MT, UT, RT)で健全性を確認し、各種の試験に供した。

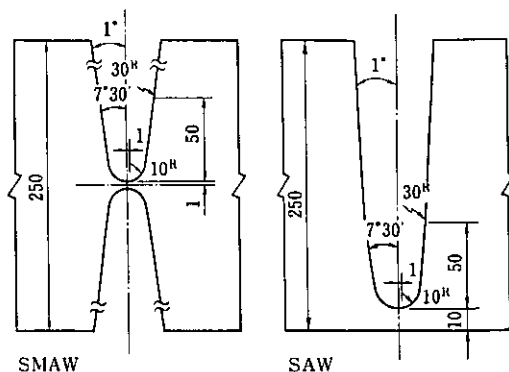


Fig. 1 Configurations of welding grooves of steel plates

2.2 試験方法

製作された溶接継手の健全性を調べるため化学分析、マクロ組織およびミクロ組織の観察、自由曲げ試験(JIS Z 3123)、側曲げ試験を実施した。溶接継手の機械的性質については、継手引張試験

Table 1 Typical material properties of A533 B Cl.1 steel plate tested⁵⁾

Plate thickness (mm)	Analysis	Chemical composition (wt %)										Tension test			Charpy test		Drop weight test RT _{NPT} °C
		C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	YP kgf/mm ²	TS kgf/mm ²	El %	v _{T_{rs}} °C	v _{E_{shelt}} kgf·m	
250	Ladle	0.18	0.24	1.40	0.004	0.003	0.01	0.69	0.09	0.53	0.005	51.1	64.8	26	-25	22.6	-30
	Product	0.19	0.24	1.41	0.004	0.003	0.01	0.68	0.09	0.52	0.004						

Tested after simulated stress relief annealing (620°C 26hrs)

Table 2 Welding conditions of steel plates tested

Welding method	Welding material	Preheating & interpass temp. (°C)	Welding current (A)	Arc voltage (V)	Welding speed (cm/min)
SMAW	Electrode LBL-96 Dia. 4mm and 5mm	150/260	4mm 130~150 5mm 180~240	23~26	13~16
SAW	Wire US-56B Dia. 5mm Flux MF-27	150/260	L.T 600~650	L.T 28~29	50~70

(JIS Z 3121, 1号試験片), 溶接金属の引張試験 (JIS Z 3111, A1号試験片), シャルピー衝撃試験 (JIS Z 2202, 4号試験片), 落重試験 (JEAC 4201, P3試験片) を行ない基本特性を明らかにするとともに, コンパクトテンション (CT) 試験, 計装化シャルピー試験, 動的三点曲げ試験, MRL 型のコンパクト試験および ESSO 試験を実施し破壊靱性を調査した。なお破壊靱性試験では CT 試験の一部は 1000t 電気油圧式試験機により, また ESSO 試験は 8000t テストリグによって, それぞれ 250mm 全厚での試験を実施し, 一般的な小型試験片で得られる結果との比較を試みた。

3. 試験結果

3.1 溶接継手の健全性

(1) 溶接金属の化学成分

溶接金属の化学成分の分析結果を Table 3 に示す。当然のことながら参考のために示した鋼板の成分系とはかなり異なっている。とくに P, Cuなどは溶接金属の方が鋼板母材よりやや高めになっているが, 全体としては原子炉圧力容器用溶接金属として十分吟味された成分系となっている。また板厚の $\frac{1}{4}$ ~ $\frac{3}{4}$ t 部において非常に均一な成分と

Table 3 Chemical compositions of weld metals

(wt. %)

Welding method	Thickness location	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Al
SMAW	$\frac{1}{4}$ t	0.07	0.43	1.23	0.009	0.004	0.01	0.37	0.01	0.54	0.002
	$\frac{1}{2}$ t	0.07	0.44	1.24	0.009	0.004	0.01	0.38	0.01	0.54	0.002
	$\frac{3}{4}$ t	0.08	0.42	1.22	0.009	0.004	0.01	0.38	0.02	0.52	0.002
	$\frac{1}{4}$ t	0.07	0.44	1.22	0.009	0.004	0.01	0.38	0.02	0.54	0.001
	$\frac{1}{2}$ t	0.07	0.43	1.22	0.010	0.003	0.01	0.38	0.01	0.54	0.001
SAW	$\frac{1}{4}$ t	0.07	0.34	1.19	0.009	0.004	0.04	0.88	0.06	0.50	0.006
	$\frac{1}{2}$ t	0.08	0.35	1.19	0.009	0.004	0.04	0.88	0.06	0.50	0.007
	$\frac{3}{4}$ t	0.08	0.34	1.20	0.009	0.003	0.03	0.88	0.06	0.50	0.006
	$\frac{1}{4}$ t	0.08	0.33	1.19	0.010	0.004	0.04	0.86	0.06	0.49	0.006
	$\frac{1}{2}$ t	0.07	0.33	1.21	0.009	0.004	0.04	0.87	0.06	0.50	0.007
Ladle analysis (plate)		0.18	0.24	1.40	0.004	0.003	0.01	0.69	0.09	0.53	0.016

Welding method	Thickness location	N	Nb	V	Co	B	As	Sh	Sn	Ti
SMAW	$\frac{1}{4}$ t	0.0167	0.001	0.007	0.004	<0.0001	0.003	0.0002	0.001	0.011
	$\frac{1}{2}$ t	0.0105	0.001	0.007	0.004	<0.0001	0.003	0.0002	0.001	0.012
	$\frac{3}{4}$ t	0.0109	0.001	0.006	0.005	<0.0001	0.003	0.0002	0.001	0.011
	$\frac{1}{4}$ t	0.0099	0.001	0.007	0.004	<0.0001	0.003	0.0002	0.001	0.012
	$\frac{1}{2}$ t	0.0107	0.001	0.007	0.004	<0.0001	0.002	0.0002	0.001	0.012
SAW	$\frac{1}{4}$ t	0.0090	<0.001	0.003	0.021	0.0006	0.002	0.0003	0.003	0.013
	$\frac{1}{2}$ t	0.0089	<0.001	0.003	0.021	0.0008	0.002	0.0004	0.003	0.014
	$\frac{3}{4}$ t	0.0105	<0.001	0.003	0.021	0.0008	0.002	0.0003	0.003	0.013
	$\frac{1}{4}$ t	0.0103	<0.001	0.003	0.020	0.0006	0.002	0.0003	0.003	0.013
	$\frac{1}{2}$ t	0.0102	<0.001	0.003	0.019	0.0008	0.002	0.0003	0.003	0.013
Ladle analysis (plate)		0.0096	<0.001	0.005	0.005	<0.0001	0.002	0.0005	<0.001	0.001

なっていることがわかる。

(2) マクロ組織とミクロ組織

溶接継手のマクロ組織を **Photo. 1** に示す。SMAW および SAW とともに欠陥は認められず、良好な溶接状態となっている。**Photo. 2** にミクロ組織 ($\times 100$) を SAW 板厚 $\frac{1}{2}t$ 部の例で示す。溶融線から少し離れた熱影響部 (以後 HAZ と略す) についてはほとんどが微細な結晶粒となっており、多重の熱サイクルを受けているといえる。なお、SAW および SMAW 継手とも $\frac{1}{2}t$ や $\frac{1}{4}t$ などの他の部分についても全く同様な組織を有していた。

(3) 側曲げおよび自由曲げ試験

Photo. 3 に側曲げ試験結果の例を示す。板厚方向は 4 分割して試験片幅とし、試験片厚さは 9.5 mm になるようにし、曲げ半径を 19 mm として試験を行なった。両溶接継手とも割れは全く認められず良好な溶接状態である。また、板厚を 8 分割

し、試験片の厚さを 19 mm とした自由曲げ試験も実施した。すべての試験は密着曲げでも欠陥は発生せず、密着曲げ時の溶接金属 (以後 WM と略す) の伸びは 55% 以上が確保されており、良好な延性を有しているといえる。

3・2 機械的性質

(1) 硬さ分布

SMAW と SAW 継手の硬さ分布をピッカース硬さ計 (10 kgf 荷重) で測定した。両継手とも $\frac{1}{2}t$ 部の例を **Fig. 2** に示す。いずれも母材 (以後 BM と略す) より WM の方が硬さは高くなっており、溶融線近傍の BOND 部で最高値を示している。

(2) 引張試験

板厚を 4 分割して実施した溶接継手の引張試験結果を **Table 4** に示す。いずれも破断位置は WM であり、64 kg f/mm² 以上の引張強さを示し、SQV

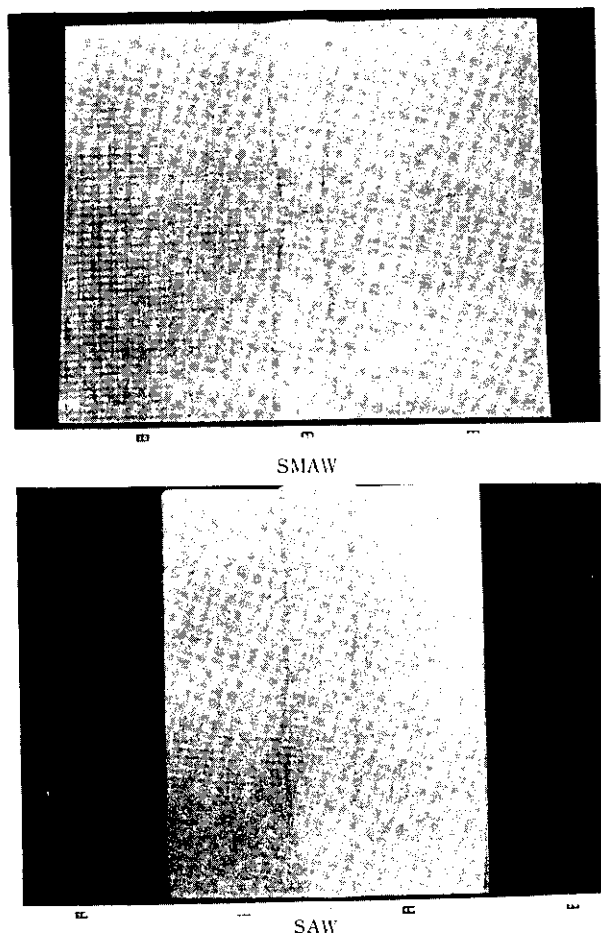


Photo. 1 Macrostructures of welded joints

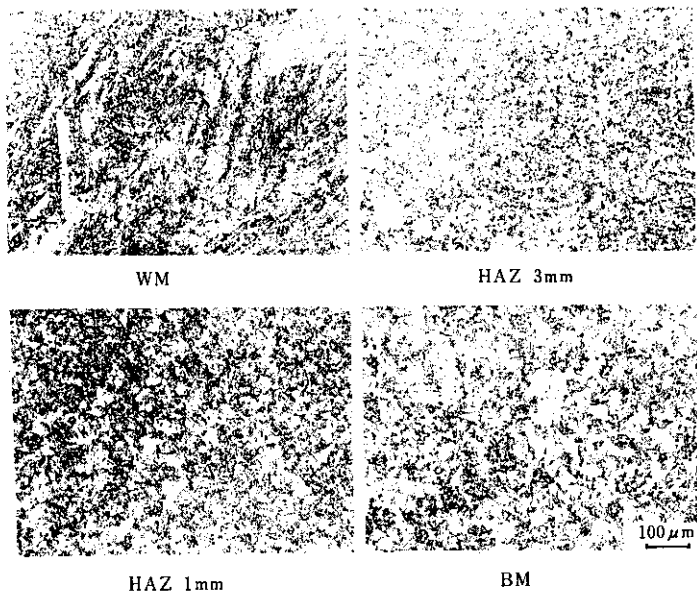


Photo. 2 Microstructures of welded joints (SAW, 1/4 t)

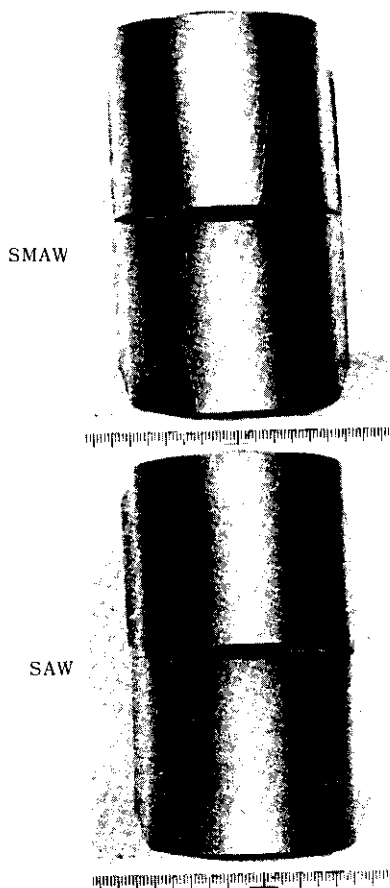


Photo. 3 Examples of side bend test results of welded joints (1/4 t)

2 A 鋼母材に対する規格値, 56 kg f/mm^2 以上の値が得られている。また全溶接金属の引張試験結果を SAW 継手について Table 5 に示す。強度, 伸び, 絞りとも十分良好な値となっている。

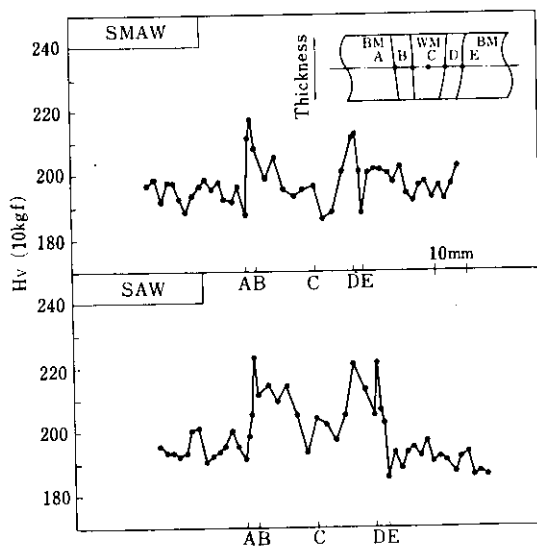


Fig. 2 Hardness distributions of welded joints (1/4 t)

(3) シャルピー衝撃試験

SMAW と SAW 両継手の板厚各部について行った衝撃試験結果を Table 6 にまとめて示す。

Table 4 Tensile properties of welded joints

Welding method	Thickness location	Tensile strength (kgf/mm ²)	Broken position
SMAW	1/4	66.4	WM
	1/2	65.9	WM
	3/4	64.9	WM
	1/4	65.0	WM
SAW	1/4	65.0	WM
	1/2	64.9	WM
	3/4	64.7	WM
	1/4	65.7	WM

Table 5 Tension test results of weld metals (SAW)

Thickness location	Lower yield point (kgf/mm ²)	Tensile strength (kgf/mm ²)	Elongation (G.L.=50mm) (%)	Reduction of area (%)
1/4 t	54.6 54.5	62.8 63.1	30 29	74 74
1/2 t	55.1 54.6	63.1 63.6	29 31	73 72
3/4 t	54.7 55.8	63.3 63.7	30 28	73 71

WMは溶接金属中央、HAZは溶融線から1mm以内にそれぞれ切欠を加工している。両継手とも板厚各部について延性破面率が50%となる遷移温度 $vTrs$ 、吸収エネルギーが50ft·lb(6.9kgf·m)となる遷移温度 vTr_{50} 、横膨出量が35mils(0.89mm)となる遷移温度 vTr_{35mils} 上部棚のエネルギー vE_{shelf} 、0℃における吸収エネルギー vE_0 はHAZが非常に良好な値となっているのが注目される。母材の特性(1/4 t部において $vTrs$:-22~-25℃, vE_{shelf} :22.6~23.9kgf·m⁵⁾)に対してWMはほぼ同程度といえる。HAZは溶接時の急冷および再加熱の効果で良好な靱性となったと考えられる。シャルピー衝撃試験での遷移曲線の例をFig. 3に示す。

(4) 落重試験

SMAWおよびSAW継手のWMとHAZについての落重試験結果をTable 6に併記した。無延性遷移温度 T_{NDT} はシャルピー試験結果を参照し、そのまま関連温度 RT_{NDT} となるが、WM、HAZともにSMAWでは-45℃以下、SAWでは-60℃以下となっており、BM(1/4 t部で-30℃⁵⁾)に対し大幅に良好な特性となっている。とくにWMではシャルピー特性がBMとほぼ同程度であるにもかかわらず、 RT_{NDT} は低温となっていることが

Table 6 Toughness of welded joints

Thickness location	Notched position	SMAW						SAW					
		Charpy test					Drop weight test	Charpy test					Drop weight test
		$vTrs$ (°C)	vTr_{50} (°C)	vTr_{35mils} (°C)	vE_{shelf} (kgf·m)	vE_0 (kgf·m)		$vTrs$ (°C)	vTr_{50} (°C)	vTr_{35mils} (°C)	vE_{shelf} (kgf·m)	vE_0 (kgf·m)	
1/4 t	WM	-32	-45	-43	17.9	14.4	-50	-30	-36	-37	18.3	16.2	-70
	HAZ	-79	-108	-87	23.0	22.9	-75	-58	-76	-72	21.9	21.9	-60
1/2 t	WM	-22	-34	-31	19.2	17.8	-45	-31	-41	-47	18.4	16.6	-75
	HAZ	-54	-68	-67	20.2	18.5	-50	-65	-76	-73	23.1	23.1	-75
3/4 t	WM	-20	-32	-32	16.4	14.3	-55	-26	-31	-33	18.9	17.8	-60
	HAZ	-49	-65	-66	19.8	18.9	-45	-55	-62	-63	17.6	17.6	-80
1/4 t	WM	-25	-32	-33	17.7	12.6	-45	-30	-36	-38	18.4	18.0	-60
	HAZ	-63	-91	-97	22.5	22.6	-65	-68	-78	-77	19.7	19.7	-60
1/2 t	WM	-21	-37	-38	18.5	15.4	-45	-41	-52	-50	20.8	20.8	-70
	HAZ	-70	-79	-78	23.1	22.6	-75	-53	-72	-75	19.9	19.9	-60

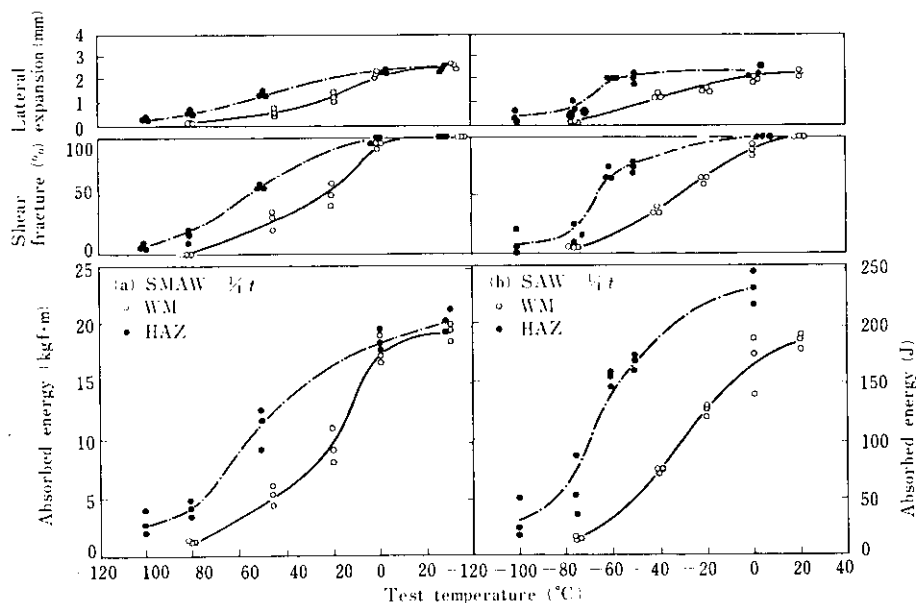


Fig. 3 Examples of Charpy transition curves of welded joints

注目される。両継手とも板厚各部での特性差は見られない。

3.3 破壊靱性

(1) 静的破壊靱性

SMAW 継手の HAZ および SAW 継手の WM と HAZ について静的破壊靱性 K_{Ic} を求めるためコンバクトテンション（以後 CT と略す）試験を 1 in 型（1 T）試験片で行なった。また寸法効果を把握するため 1T CT 試験片と相似な全厚（10T）CT 試験を SAW の HAZ について実施した。1 T 試験片は Fig. 4 に示す形状と切欠位置とし、 $1/2t$ と $3/4t$ から採取した。試験片切欠の先端には疲労によって 1T CT は $K_{I \max}$ を $70 \text{ kgf} \cdot \sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$

として、 $10TCT$ は $85 \text{ kgf} \cdot \sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ としてき裂を入れている。試験は 50 t 万能材料試験機と 1 000 t 電気油圧式試験機を用いて行なった。不安定破壊に先立ち予き裂先端から安定延性き裂が生ずるような温度域では J_{Ic} を R 曲線法⁶⁾によって求めた。 J 値は荷重と荷重点変位曲線の下側の面積に相当するエネルギー A 、試験片厚さ B と幅 W 、切欠長さ a から(1)式⁷⁾

$$J = \frac{A}{B(W-a)} \cdot f(a/W) \dots\dots\dots (1)$$

$$f(a/W) = \frac{2(1+\alpha)}{1+\alpha^2}$$

$$\alpha = \left[\left(\frac{2a}{W-a} \right)^2 + 2 \left(\frac{2a}{W-a} \right) + 2 \right]^{1/2}$$

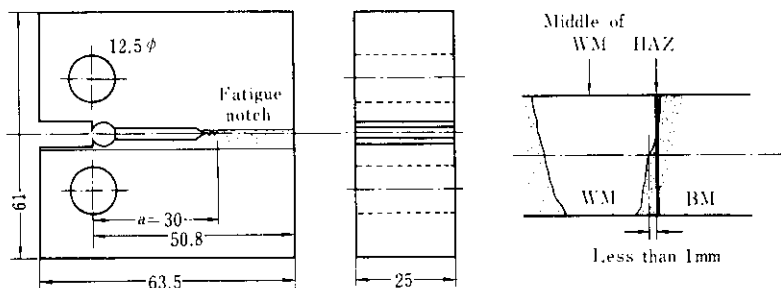


Fig. 4 Dimension of 1TCT specimen and notch locations

$$-\left(\frac{2a}{W-a}+1\right)$$

を用いて求めた。得られた J 値は(2)式⁸⁾

$$B > 25 (J/\sigma_y) \dots\dots\dots (2)$$

を満足する場合を有効とみなした。ここで、 σ_y は有効降伏応力であり、降伏点と引張強さの平均値である。これらの J 値を結ぶ R 曲線が、鈍化直線 $J=4\sigma_y A a$ と交わる点を求めることにより、安定延性き裂が生じ始める限界の J_{Ic} を求めた。これを(3)式

$$K_{Ic} = \sqrt{E' J_{Ic} / (1-\nu^2)} \dots\dots\dots (3)$$

によって K_{Ic} に換算し、 J_{Ic} から求めた K_{Ic} として $K_{Ic}(J)$ と表示した。また安定延性き裂が非常に小さいか、あるいはほとんど生じずに不安定破壊を起こした場合は、得られた J_{Ic} は J_Q として R 曲線法で求めたものとは区別し、その換算により求めた K_{Ic} は $K_{Ic}(J_Q)$ と表示した。安定延性き裂を伴わない破壊の場合は ASTM の手法⁹⁾によって有効な K_{Ic} を求めた。

ITCT 試験片によって測定された $K_{Ic}(J)$ 、 $K_{Ic}(J_Q)$ や K_{Ic} を温度との関係で図示すると Fig. 5 のようになる。シャルピー衝撃試験結果に対応して WM は 1TCT 試験では延性き裂が生ずる領域であったが SMAW では $\frac{1}{2}t$ より $\frac{3}{4}t$ は低い K_{Ic} を与えているが、SAW ではこのようなことはない。マクロ組織の観察によると SMAW は $\frac{3}{4}t$ に溶接開先会合部があり、HAZ の試験片でもその切欠の半分は WM に相当するいわゆるクロスボンド形となっており、WM の影響を受けたものと思われる。

る。なお Fig. 5(c) には BM の 1TCT 試験の下限線を併記したが、今回の試験でもっとも低い K_{Ic} を与えた WM の実験点はこの下限線とほぼ一致している。全厚 10T 試験の結果は Fig. 5(b)(c) に併記した。全厚 10TCT 試験を行なった温度域は 1TCT 試験は延性き裂が生ずる領域であったが、10TCT の 3 点の実験点のうち -30°C での値は $K_{Ic}(J_Q)$ であった。しかし、より低温で試験を行なった他の 2 点は全く延性き裂が生ぜず、ASTM E399 の規定で有効な K_{Ic} となっていた。全厚試験片で HAZ と称するものの切欠部はいわゆるクロスボンド形となっており、実験結果は HAZ としては低目の値となり、むしろ WM に一致するような結果になっている。このように考えた場合は試験結果に対する試験片の寸法効果はないものと見なせよう。

(2) 動的破壊靱性

SMAW 継手の HAZ および SAW 継手の HAZ と WM について、動的破壊靱性 K_{Id} を測定するため 1T 試験片と疲労き裂付シャルピー (PCI) 試験片を計装化した疲子式衝撃試験機を用いて 3 点曲げ試験を実施した。試験片形状を Fig. 6 に示す。疲労き裂は 1T 試験片は $K_{I\max}$ を $53\text{kgf}\cdot\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以下とし、PCI 試験片は $80\text{kgf}\cdot\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ 以下として導入した。 K_{Id} は弾性破壊の場合は最高荷重 P 、試験片支持スパン S 、試験片の厚さ B と幅 W 、切欠長さ a から(4)式

$$K_{Id} = \frac{PS}{BW^{3/2}} \left\{ 2.9 \left(\frac{a}{W} \right)^{1/2} - 4.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} \right\}$$

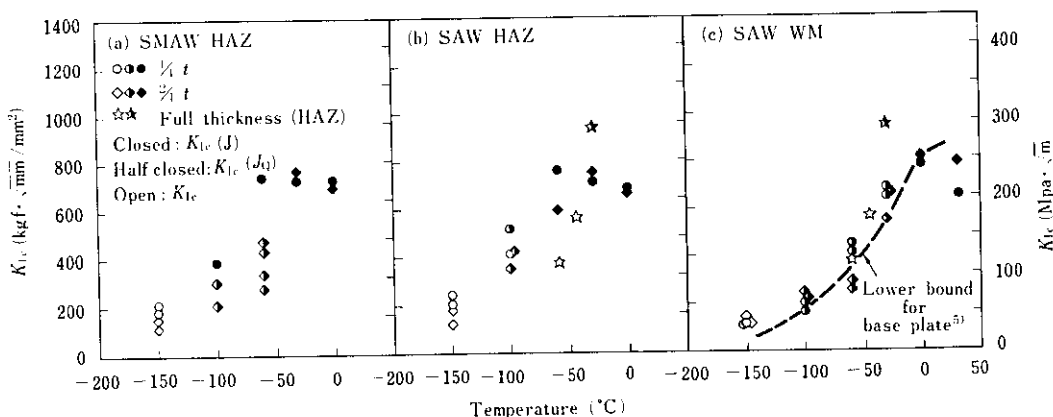


Fig. 5 Temperature dependences of K_{Ic} of welded joints

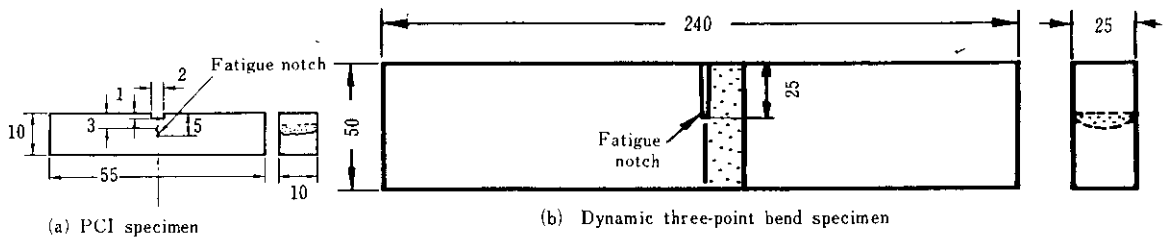


Fig. 6 Configurations of dynamic fracture toughness specimens

$$+ 21.8 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} - 37.6 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} + 38.7 \left(\frac{a}{W} \right)^{3/2} \} \dots\dots\dots (4)$$

を用いて求めた。弾塑性破壊の場合は、 $K_{Ic}(J)$ と同様に(1)式を用い $f(a/W) = 2$ として最高荷重までの吸収エネルギー A について J を求め、 J を K に換算することにより $K_{Id}(J)$ を求めた。なお、本手法の詳細は ASTM の E 24.03.03 小委員会の推奨法¹⁰⁾に従っている。PCI 試験で求めた破壊靱性は K_{PCI} として区別することにする。

Fig. 7 に K_{Id} と K_{PCI} の温度依存性を溶接部 $1/4t$ の例で示す。図には参考のため、BM の $1/4t$ についての K_{PCI} の温度依存性の下限曲線⁵⁾を併記した。SAW の K_{PCI} は K_{Ic} の場合と同様に、WM は HAZ に比べ劣り、その値は BM の値とほぼ同程度となっている。そして SAW と SMAW の HAZ は同程度であるといえよう。1T 3点曲げ試験により測定された K_{Id} は K_{PCI} と比較して Fig. 7 に併記した。寸法が大きな 1T 試験片は当然のことながら高い温度まで弾性破壊による K_{Id} を与え

ており、この K_{Id} を同じ温度で得られている $K_{PCI}(J)$ と比較すると K_{Id} の方が小さな値となっている。

(3) き裂停止靱性

SMAW と SAW の HAZ についてき裂停止靱性 K_{Ia} を求めるため MRL 型のコンパクト試験¹¹⁾ および ESSO 試験を実施した。コンパクト試験片の形状と採取位置を Fig. 8 と 9 に、また ESSO 試験片の形状を Fig. 10 に示す。コンパクト試験では切欠部が WM と HAZ に相当する貫通切欠型と、HAZ だけを伝播するように考慮した表面切欠型を用いた。 K_{Ia} はコンパクト試験では(5)式で求めた。

$$K_{Ia} = Y \cdot \Delta f \cdot E \cdot \frac{1}{\sqrt{W}} (B/B_N)^{1/2} \dots\dots\dots (5)$$

$$Y = \frac{2.2434(1.7164 - 0.9\alpha + \alpha^2) \sqrt{1-\alpha}}{(9.85 - 0.17\alpha + 11.0\alpha^2)}$$

$$\alpha = a_f / W$$

ここで、 E : 弾性係数

B : 試験片厚さ

B_N : サイドグループ底での試験片厚さ

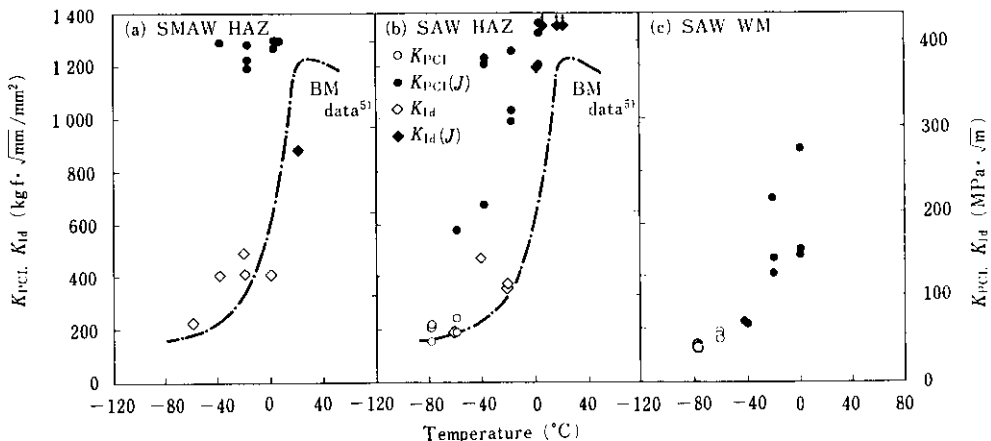


Fig. 7 Temperature dependences of dynamic fracture toughness of welded joints ($1/4t$)

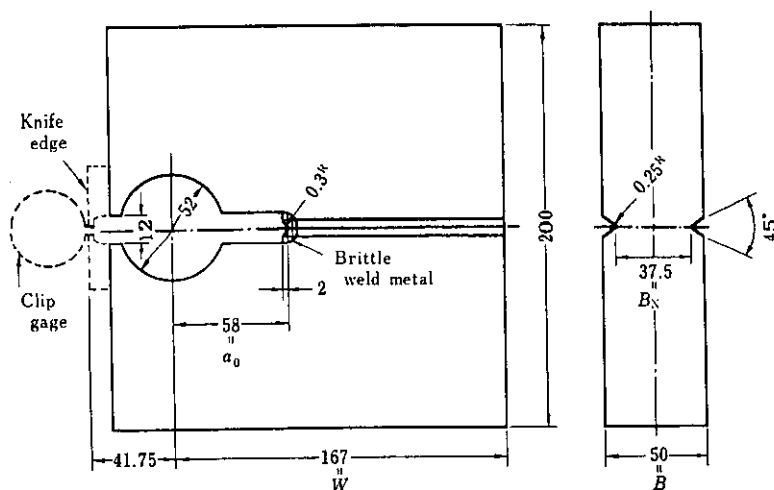


Fig. 8 Configuration of MRL compact test specimen

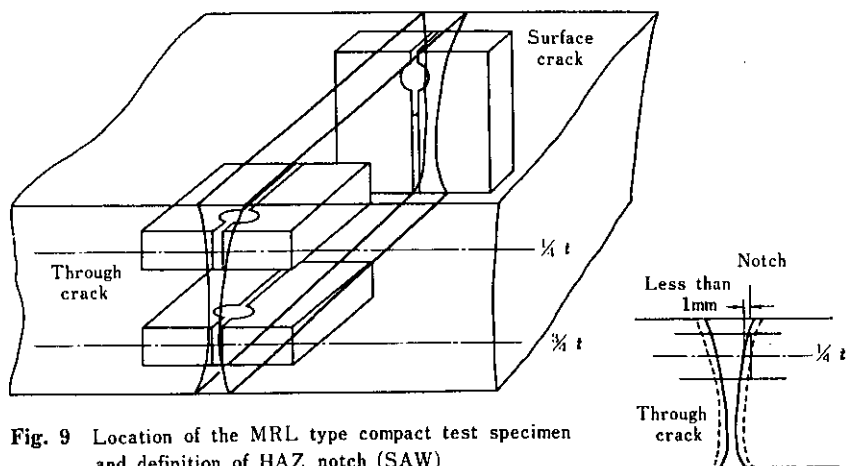


Fig. 9 Location of the MRL type compact test specimen and definition of HAZ notch (SAW)

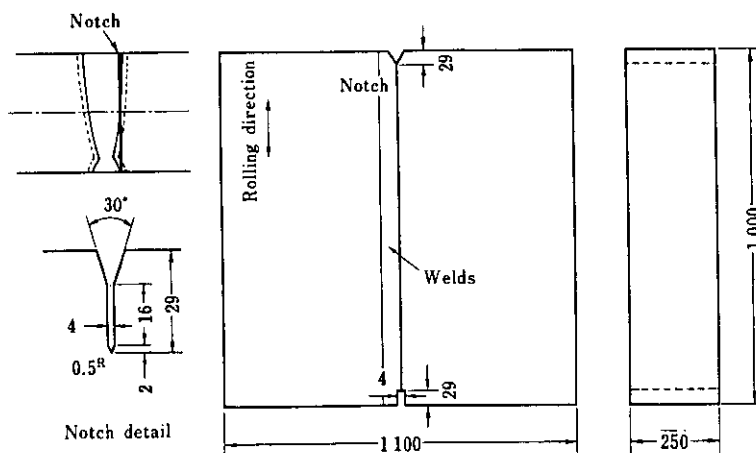


Fig. 10 Dimension of ESSO test specimen (SAW)

W : ピン穴中心から試験片端までの距離
で定義される試験片幅

である。また ESSO 試験による K_{Ia} は(6)式で求めた。

$$K_{Ia} = f(r) \sigma \sqrt{\pi a} \quad \dots\dots\dots (6)$$

$$f(r) = \sqrt{\frac{2W}{\pi a} \tan \frac{\pi a}{2W}}$$

ここで、 σ : 負荷応力

a : 伝播したき裂の長さ

W : 試験片の幅

である。

試験結果を Fig. 11 に示す。コンパクト試験で得られた K_{Ia} は HAZ と WM が半分ずつ含まれる貫通切欠型の HAZ については WM と全く同程度の値が得られたが、表面切欠型の HAZ はこれらに対して高目の K_{Ia} となった。また ESSO 試験で得られた K_{Ia} はコンパクト試験で得られた K_{Ia} の温度域より高温側の実験点しか得られていないが、コンパクト試験の K_{Ia} の延長線上にある。ESSO 試験片の破面の例を Photo. 4 に示す。初期切欠は Fig. 10 に示すように WM と HAZ が 50% ずつ含まれるような位置にあったが、伝播するき裂は次第に WM 側にそれ、停止した位置は

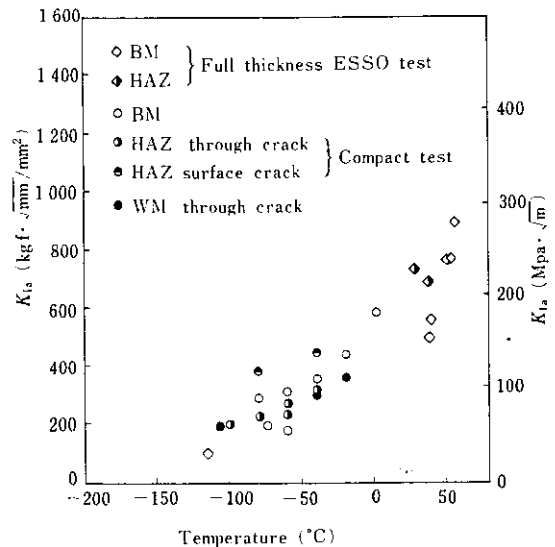


Fig. 11 Temperature dependence of crack arrest toughness of welded joints (SAW)

全く WM であり、得られた K_{Ia} は WM のものであるといえよう。したがって、これらの K_{Ia} は貫通切欠型の HAZ および WM のコンパクト試験による K_{Ia} の延長線上にあると見なすべきである。

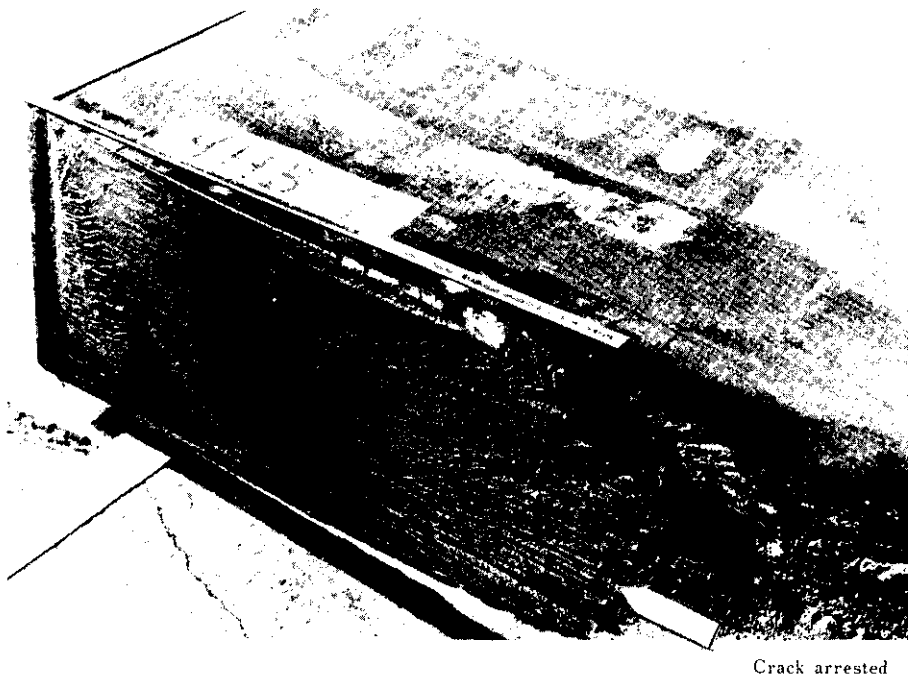


Photo. 4 Typical example of fracture surface of full thick ESSO test specimen

4. 考 察

4.1 溶接継手の諸特性

溶接継手の諸特性はこれまで述べたように強度、靱性ともに母材に対して同等かむしろ優れているといえる。Fig. 12 は溶接継手の切欠位置による

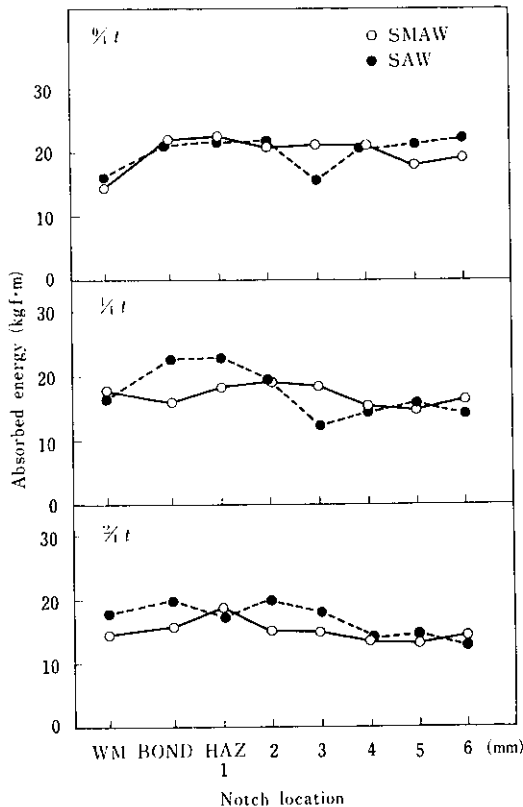


Fig. 12 Distribution of Charpy absorbed energy at 0°C of welded joints

靱性の変化を SMAW と SAW の 0°C における吸収エネルギーについてみたものである。ミクロ組織でみられたように、BOND から HAZ 3mm にかけては、溶接時および溶接後熱処理の多重熱サイクルを受け、焼入れ焼もどしされた微細組織となっているので、WM や BM (HAZ 6mm が相当) に比べ良好な靱性となっていることが注目される。

Fig. 13 は靱性に関する基本特性、すなわちシャルピー試験での破面遷移温度 $vTrs$ および落重試験での無延性遷移温度 T_{NDT} を板厚位置について

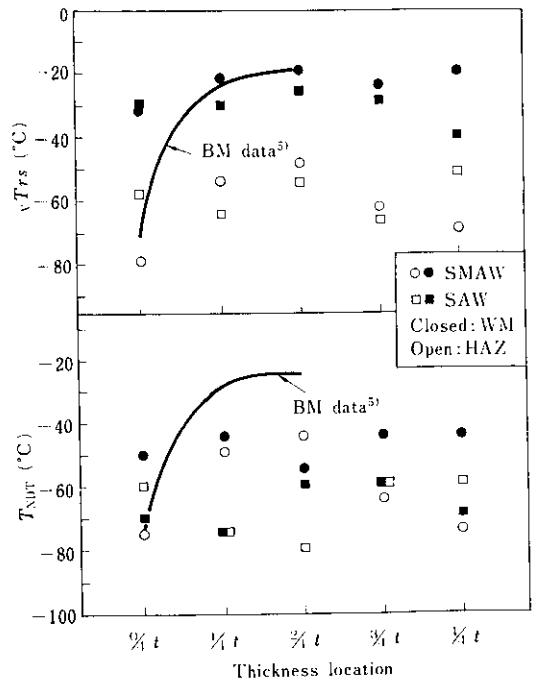


Fig. 13 Distribution of $vTrs$ and T_{NDT} of welded joints in through-thickness location

示したものである。これら両特性値では板厚位置による大きな差はみとめられず、 $vTrs$ では SMAW および SAW とともに HAZ は WM より良好な特性となっており、WM は実線で示された母材の板厚中央附近の特性⁵⁾と同程度となっている。ただし BM は既報のように熱処理時の質量効果のため、表層部の靱性は板厚中央部に比べ格段に良好であり、 $1/4 t$ 部と中央部の靱性はほぼ同程度であるのが特徴的である。なお $vTrs$ および T_{NDT} については WM より HAZ の方が実験値のばらつきが大きいのは、HAZ の特性は切欠の位置によって微妙に変化しているためである。とくに寸法の大きな落重試験片では切欠位置が変化しやすいと考えられる。

4.2 溶接継手の破壊靱性

溶接継手の静的破壊靱性 K_{Ic} は SMAW の SAW とともに HAZ は良好な特性を示し、WM は SAW でみられるように BM なみである。しかし 0°C における値 ($1/4 t$) でみると SMAW と SAW とともに HAZ は $710 \sim 730 \text{ kgf} \cdot \sqrt{\text{mm}} / \text{mm}^2$ 、SAW の WM は 640

～670kgf・ $\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$, BMは490～670kgf・ $\sqrt{\text{mm}}/\text{mm}^2$ (電気抵抗法による三点曲げ試験結果の内挿値⁵⁾)となっており, 大きな差はないといえる。

このような溶接継手の K_{Ic} の温度依存性を既報の類似鋼材に関するデータと比較して図示したのが Fig. 14 である。米国 HSST プログラムで用い

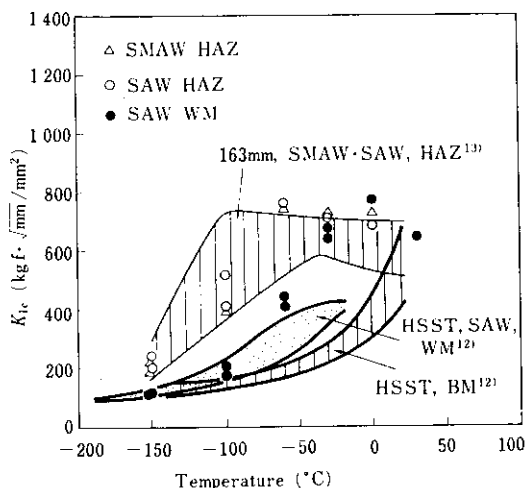


Fig. 14 Comparison of K_{Ic} obtained for heavy section SQV2A welded joints to those reported before

られた板厚 300mm の A 533 B Cl. 1 鋼の BM および同鋼の SAW の WM¹²⁾の結果と比べると, 今回の実験でもっとも低い K_{Ic} が得られた SAW の WM についても HSST プログラムの BM はもちろん WM よりかなり良好な靱性値となっていることがわかる。HAZ については比較すべき既報のデータが見あたらないが, 最近得られている厚さ 163mm の A 533 B Cl. 1 鋼の溶接継手の試験結果¹³⁾とほぼ同等な特性となっている。

溶接継手の動的破壊靱性 K_{Ia} および K_{PcI} は, K_{Ic} と同様に, SMAW と SAW の HAZ はほぼ同レベルで良好な特性となっているが, SAW の WM の結果は HAZ より劣り, 母材なみの結果となっている。これらのデータ(表 1 部)を既報の K_{PcI} に関する文献値^{13,14)}と比較して Fig. 15 に示す。Electric Power Research Institute (EPRI) の委託研究¹⁴⁾として行なわれた A 533 B Cl. 1 鋼の SAW の WM ($RT_{NDT} : -50^{\circ}\text{C}$)と HAZ ($RT_{NDT} : -40^{\circ}\text{C}$)の K_{PcI} のデータは, 今回の実験値に比べ

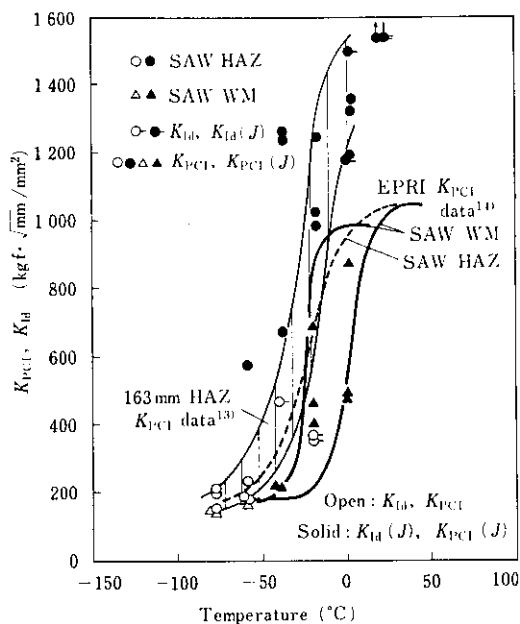


Fig. 15 Comparison of K_{Ia} obtained for heavy section welded joints to those reported before (SAW)

ると, 上部棚の値は低く, 遷移温度は高くなっている。また, 厚さ 163mm の A 533 B Cl. 1 の HAZ の K_{PcI} データは今回の HAZ のデータとほぼ同一レベルである。しかし K_{Ia} や K_{PcI} の計測に関してはまだ手法が確立されているとはいえず種々な問題点もあり, 試験者によっては若干の差異が生ずる可能性がある。現在, K_{Ia} の計測に関する標準化は ASTM E24 委員会で検討されており, まもなく規格化される動向にある。

き裂停止破壊靱性 K_{Ia} の計測に関しては種々な方法が試みられているが, 現在のところ原理的にも, 技術的にも最良とされている⁵⁾のは今回本研究で採用した MRL 型のコンパクト試験である。ただし手法が新しいため同種の鋼材に関するデータはほとんど報告されていない。ASME コードの K_{IR} 曲線の基本となっているデータは Crosley と Ripling¹⁵⁾による DCB 試験で得られた HSST プログラムの板厚 300mm の A 533 鋼に関する測定値である。日本では 250mm 厚の A 533 鋼母材のデータ⁵⁾や 163mm 厚の同鋼母材と HAZ のデータ¹³⁾が MRL 型コンパクト試験や ESSO 試験で得られている。Fig. 16 はこれらのデータと本研究による溶接継手のデータの関係を図示している。米国で得

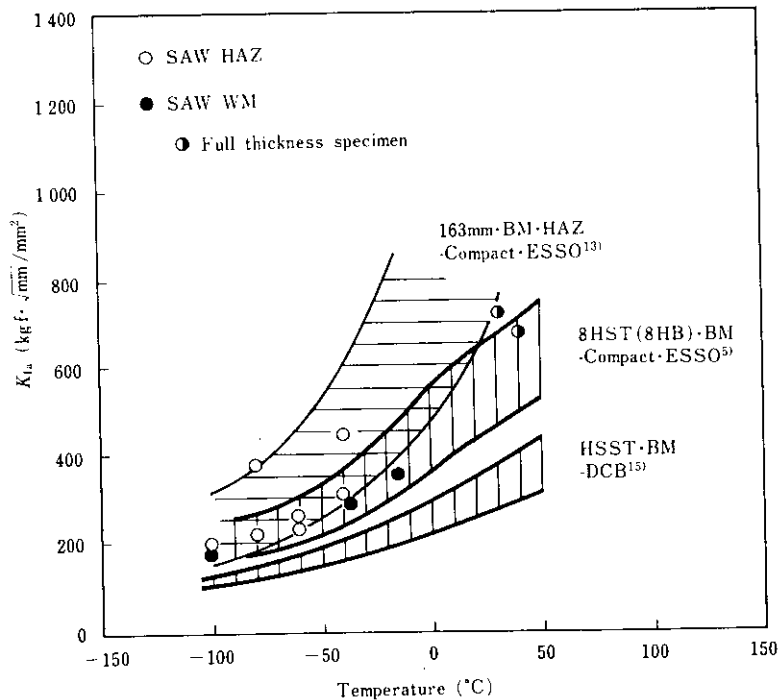


Fig. 16 Comparison of K_{Ia} obtained for heavy section welded joints to those reported before (SAW)

られている母材のデータに対して、コンパクト試験による国産母材や溶接継手のデータは高靱性側となっているが、材質の差と試験方法の差が重畳されている可能性があり注意を要する。ほぼ同一の手法で行なわれた250mm厚のA533鋼母材のデータに対して163mm厚のA533鋼母材やHAZおよび本実験で得られたHAZのデータは高い K_{Ia} を与えているが、WMについてはほぼ母材のみである。

Fig. 17は本実験で得られたSMAWおよびSAWの板厚 $\frac{1}{2}t$ について K_{Ic} 、 K_{Id} 、 K_{Ia} をASME Boiler and Pressure Vessel Code Section III, Apperdx Gで与える K_{IR} 曲線との対比でまとめて図示している。全体的に K_{Id} が K_{Ic} や K_{Ia} に比べ低い値を与えている。また本試験での高温域での K_{Ic} の測定は、ASTM E399に従っておらず、R曲線法によっている。一般にR曲線法で求めた K_{Ic} (J)は延性き裂の発生をもってその限界とするため、室温以上の高温ではほとんど温度依存性がみられず横ばい現象を示す⁵⁾。現在ASMEで規定している K_{IR} 曲線の表示式

$$K_{IR} = 26.78 + 1.233 \exp \{0.014 \times (T - RT_{NDT} + 160)\} \quad \text{..... (7)}$$

(ksi $\sqrt{\text{in}}$, °F)

で与えられる温度の上昇に伴い K_{IR} が漸増する形は、R曲線法による K_{Ic} の測定を認める場合は不合理なものとなり、R曲線法を用いて求めた高温域での破壊靱性は K_{IR} より控目な値となる場合がある。したがって、30°C ($T - RT_{NDT} = 105^\circ\text{C}$)においてR曲線法で求めたSAW WMの K_{Ic} (J)の1点は K_{IR} 曲線をわずかに下廻ったが、多くの実験点はすべて K_{IR} 曲線に対して安全側に位置している。

Fig. 18は温度が $RT_{NDT} + 33^\circ\text{C}$ において、250mm厚の原子炉压力容器の母材、HAZおよびWMの K_{Ic} 、 K_{Id} および K_{Ia} の今回のデータの最低値240 kgf· $\sqrt{\text{mm}}$ /mm²について、ASMEコードに準じて、深さと長さの比が1:6の半円形の表面欠陥の存在を想定した場合の欠陥寸法と許容応力の関係を示したものである。本実験で得られたような特性をもつ鋼材では、ASMEで与えられる設計許容応力のもとでは非延性破壊を起す限界の欠陥

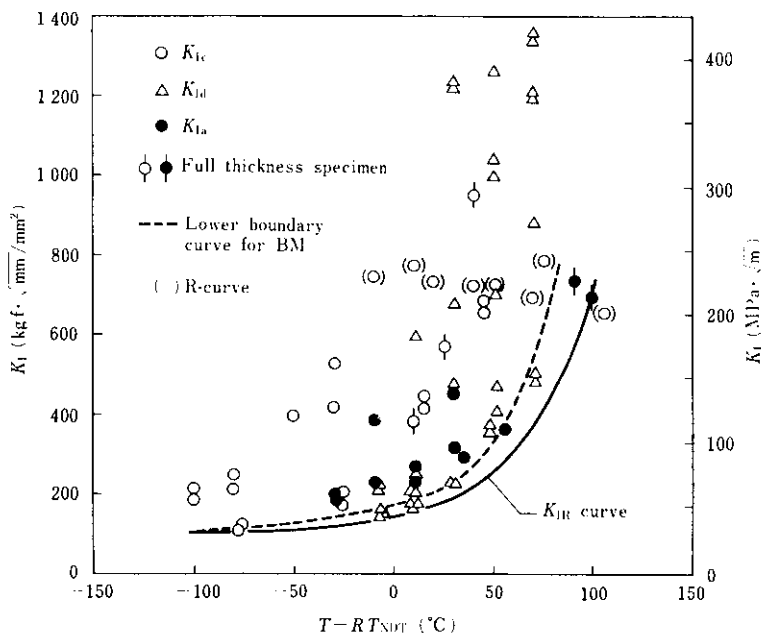


Fig. 17 K_{Ir} , K_{Id} and K_{Ia} values vs. relative temperature of heavy section welded joints and comparison with K_{IR} curve of ASME code

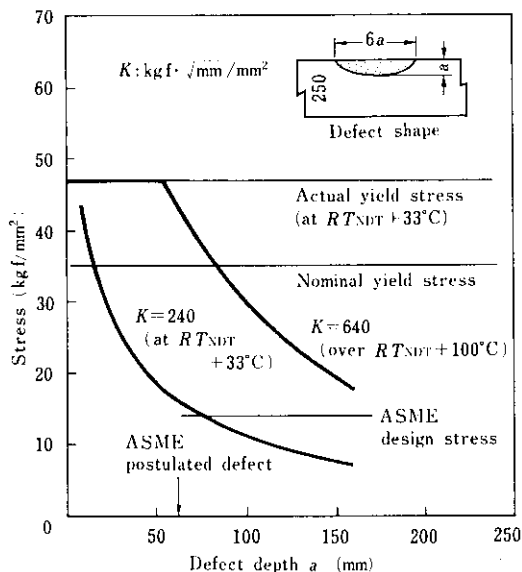


Fig. 18 Evaluation of applied stress and defect size in heavy section welded joints

は75mm ($\frac{1}{2}t$) の深さの欠陥である。また、図には参考のため、 RT_{NDT} より100°C以上高い温度における破壊靱性の最低値を640kgf $\cdot\sqrt{mm}/mm^2$ と仮定し、この場合の欠陥寸法と限界応力の関係を併記した。 K が640kgf $\cdot\sqrt{mm}/mm^2$ の場合は公称

降伏応力レベルの過大応力のもとでも85mmの深さの欠陥が、また設計許容応力のもとでは150mm程度の深さの欠陥が非延性破壊を起す限界となり、このような条件での破壊発生の可能性は全くないと考えられる。

5. 総 括

PWR型原子炉压力容器用の板厚250mmのJIS SQV 2A (A 533 B Cl. 1) 鋼の被覆アーク溶接およびサブマージアーク溶接継手についてその特性を明らかにするため、基本特性試験として化学分析、マクロ組織、ミクロ組織の観察、硬さ分布の測定、曲げ試験、引張試験、シャルピー衝撃試験および落重試験を実施した。さらに破壊靱性を把握するためコンパクトテンション (CT) 試験、動的3点曲げ試験、計装化シャルピー試験、MRL型コンパクト試験、ESSO試験を実施した。

これらの試験の結果から供試材は原子炉压力容器用溶接継手として満足すべき健全性を有していることが証明され、ASMEコードや通産省告示で定める所要の性能が十分把握された。また、これら溶接継手の溶接金属や溶接熱影響部の破壊靱性

はともに ASME Boiler and Pressure Vessel Code Sec. III App. G で与えられる K_{IR} 曲線に対して安全側にあり、同 Code に基づく設計や解析が行なわれても十分安全に使用しうることが定量的に示された。

終わりに、本研究は三菱重工業(株)と当社によ

って実施されたが、日本溶接協会原子力研究委員会 9 HST 小委員会に自主研究として参画し、試験結果の解析や評価について種々有益なご教示をいただいた。同委員会の委員長東京大学安藤良夫教授をはじめとする委員各位に深く謝意を表する次第である。

参 考 文 献

- 1) 大橋, 田中, 榎並, 大井, 関根: 川崎製鉄技報, 11 (1979) 1, 56
- 2) 楠原, 腰塚, 関根, 榎並, 田中, 小林, 斉藤: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 1, 41
- 3) 小林, 成本, 松本, 田中: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 1, 65
- 4) 中野, 佐野, 田中, 大橋: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 4, 593
- 5) 日本溶接協会: 「原子力圧力容器用超厚鋼材の安全性に関する試験研究」 JWES-AE-7806, (昭和53年10月)
- 6) J. D. Landes and J. A. Belgley: ASTM STP 560, (1974) 170
- 7) J. G. Merkle and H. T. Corten: ASME Paper No. 74-PVP-23, (1974)
- 8) ASTM E24, 01, 09 Task Group: Recommended Procedure for J_{IC} Determination, (1977)
- 9) ASTM Standard E399-78 (1980)
- 10) D. R. Ireland: Proposal Standard Method for Impact Testing of Precracked Charpy Specimen of Metallic Materials, ASTM E24, 03, 03 (1979)
- 11) P. B. Crosley and Ripling: Guidelines for Measuring K_{Ia} with a Compact Specimen, (1977)
- 12) T. R. Mager: Nuclear Engineering and Design, 17 (1971) 76
- 13) 川崎製鉄(株): 技術資料「原子力圧力容器用鋼材の製造」, (昭和55年11月)
- 14) EPRI: "Fracture Toughness Data for Ferritic Nuclear Pressure Vessel Materials" NP-121, (1976)
- 15) P. B. Crosley and E. J. Ripling: IISST Program 5th Ann. Meeting, paper No. 8 (1971)