厚板オーステナイト系ステンレス鋼の電子ビーム 溶接性の研究 (第 1 報)*

浦谷 良美**久利 修平**下山 仁一**高野 元太**

Study on Weldability of Electron Beam Welding for Thick Plate of Austenitic Stainless Steel (Report 1)*

by Yoshimi Uratani**, Shuhei Kuri**, Toshikazu Shimoyama** and Genta Takano**

It is well known that electron beam welding is superior in high efficiency, precision, and economy of cost, because of obtaining deep penetration with a single pass. Then it is eagerly awaited to apply electron beam welding for nuclear power plant components.

On the other hand, austenitic stainless steel widely used for nuclear power plant components. In this case, it is desirable to lower welding heat input as low as possible.

In response to this demand, the authors have been studied the welding conditions and the chemical compositions of base metal to prevent weld defect of austenitic stainless steel. The results obtained are summarized as follows:

- (1) Electron beam welding is applicable for austenitic stainless steel up to 80 mm thickness.
- (2) To prevent hot cracking, (P+S) contents of base metal should be controlled under 0.045%.
- (3) To prevent porosity, nitrogen contents and oxygen contents should be controlled under a certain value according to the thickness.

1. 緒 言

最近電子ビーム溶接施工技術が発達し、その適用範囲は小型精密部品から航空機、宇宙機器、核融合及び球形圧力容器等の大型厚板構造物に拡大してきている。

これは電子ビーム溶接では高品質で信頼性の高い継手が得られること及び電子ビーム溶接が経済的であることによるものであり、今後その適用範囲はますます拡大していくものと考えられる。

特に発電用原子力機器のように安全性確保が最も重要な構造物に対しては信頼性の高い溶接法を適用する必要がある。原子力発電所を構成する機器材料としては、オーステナイト系ステンレス鋼が多用されているが、オーステナイト系ステンレス鋼の溶接では応力腐食割れ防止対策と溶接歪低減対策の観点から低入熱の溶接法が望まれていた。この要求に最も適した溶接法は電子ビーム溶接であり、本溶接法の実用化は発電用原子力機器の信頼性向上に大きく貢献するものと期待される。

今日まで、電子ビーム溶接の研究は数多く行われてき

ているが、そのほとんどが、電子ビーム溶接施工あるいは溶接継手性能等を個々に対象とした研究である。そしてステンレス鋼については溶接継手性能の研究はあるものの^{1,2)}、厚板オーステナイト系ステンレス鋼製圧力容器への電子ビーム溶接適用の観点から、電子ビーム溶接条件、電子ビーム溶接欠陥、電子ビーム溶接継手性能および溶接施工上の問題を検討した研究はなかった。

著者らは 304 系および 316 系オーステナイト系ステンレス鋼製発電用原子力機器に対して、電子ビーム溶接を適用することを目的として、溶接条件、溶接欠陥、継手性能および溶接施工上の問題点について広範囲の研究を実施した。

本報ではこのうち適正溶接施工条件の選定と溶接欠陥防止条件について報告する。

2. 研究の内容と供試材料

電子ビームを適用する上で、検討すべき主な因子としては、電子ビーム溶接装置、材料、溶接欠陥ならびに継手性能が挙げられる。

電子ビーム溶接装置の特性は溶接施工条件の選定に影響を与えると考えられるが、その因子として加速電圧、

*原稿受付 昭和58年2月28日 (全国大会論文発表講演)

**正 員 三菱重工業(株) Member, Mitsubishi Heavy Industries Ltd.

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of materials used

Test	Material		Thick- ness (mm)	Chemical compositions (wt.pct.)								Mechanical properties			Remarks				
				C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	0.2%Y.S. (kg/mm ²)	T.S. (kg/mm ²)	El. (%)					
Weld- ability	Plate	SUS 304	20	0.04	0.56	1.07	0.031	0.013	9.18	18.33	—	26	62	58					
			50	0.04	0.61	1.01	0.029	0.009	9.22	18.29	—	24	58	65					
			80	0.05	0.60	0.94	0.029	0.007	9.16	18.43	—	22	56	71					
Cracking	SUS 304	20	0.08	0.43	0.82	0.020	0.003	9.82	18.01	—	26	58	65		(P+S)= 0.03%	Ferrite(N) 0.7			
			0.08	0.52	0.89	0.026	0.005	10.35	18.28	—	24	55	69						
			0.07	0.45	0.83	0.020	0.006	9.07	18.09	—	27	59	67						
			0.08	0.47	0.85	0.027	0.012	8.64	18.23	—	25	59	70		(P+S)= 0.07%	4.4			
			0.06	0.58	0.95	0.021	0.002	8.16	18.76	—	24	61	68						
			0.08	0.40	0.96	0.036	0.035	10.26	18.31	—	25	27	62						
			0.07	0.40	0.77	0.036	0.035	9.83	18.26	—	26	58	66		(P+S)= 0.03%	1.1			
			0.08	0.43	0.75	0.036	0.037	9.01	18.24	—	28	60	64						
			0.07	0.44	0.77	0.038	0.033	8.59	18.11	—	25	60	66						
			0.08	0.66	0.98	0.038	0.040	8.17	18.65	—	28	64	64		(P+S)= 0.03%	7.4			
			0.08	0.86	1.04	0.020	0.005	12.93	17.55	2.34	28	58	61						
			0.08	0.86	1.06	0.020	0.005	12.32	17.50	2.34	27	57	59						
	Forge SUS 316	80	0.07	0.84	1.06	0.019	0.005	11.37	17.35	2.37	28	57	64		(P+S)= 0.03%	3.9			
			0.07	0.80	1.06	0.018	0.005	10.49	17.19	2.35	26	57	68						
			0.07	0.80	1.03	0.020	0.010	10.14	17.90	2.35	28	58	64						
			0.07	0.87	1.04	0.036	0.037	12.76	17.33	2.36	28	58	55		(P+S)= 0.07%	0			
			0.07	0.88	1.05	0.036	0.035	12.18	17.18	2.36	27	58	60						
			0.07	0.85	1.05	0.036	0.035	11.33	17.28	2.36	27	58	64						
			0.07	0.84	1.04	0.038	0.037	10.49	17.27	2.37	27	59	63		(P+S)= 0.045%	5.8			
			0.07	0.83	1.03	0.038	0.041	10.12	17.86	2.38	29	59	62						
			SUS 304	20	0.05	0.49	1.93	0.022	0.023	10.88	18.07	0.01	—	—		(P+S)= 0.045%	0		
			SUS 316	20	0.04	0.50	1.85	0.023	0.022	12.48	16.65	2.45	—	—					
			Porosity	SUS 304	50	0.05	0.62	1.00	0.030	0.007	9.06	18.22	—	23	58	65		O (ppm) 71	N (ppm) 320
						0.04	0.61	0.92	0.029	0.005	9.22	18.25	—	25	57	67	41		
0.04	0.64	0.99				0.030	0.002	9.23	18.19	—	29	60	63	60	1160				
0.03	0.59	0.87				0.026	0.003	9.22	18.47	—	22	57	74	80	320				
0.04	0.58	0.96				0.031	0.014	9.23	18.35	—	23	57	68	87	480				
0.04	0.63	1.02				0.028	0.004	9.27	18.36	—	29	61	63	85	1260				
0.03	0.59	0.87				0.026	0.003	9.22	18.47	—	22	55	69	93	320				
0.04	0.58	0.99				0.029	0.006	9.29	18.30	—	24	55	68	146	570				
0.04	0.63	1.02				0.028	0.004	9.27	18.36	—	29	60	60	98	1260				
20.50	0.04	0.61				1.18	0.029	0.023	9.15	18.32	—	26	58	64	33	930			
20.50	0.04	0.52				0.91	0.028	0.008	9.21	18.31	—	26	58	65	112	930			
20	0.04	0.64				0.99	0.030	0.002	9.23	18.19	—	28	61	64	60	1160			
20	0.04	0.63				1.02	0.028	0.004	9.27	18.36	—	27	59	60	98	1260			

溶接姿勢, 真空圧力およびこれらの溶接施工条件の変動等がある。

材料については材質と板厚が検討対象となる。本研究では材質は 304 系および 316 系オーステナイト系ステンレス鋼とし, 板厚は 20 mm から 80 mm までを供試した。

溶接欠陥は位置により表面欠陥と内部欠陥に分けられる。表面欠陥は溶接ビードの形状不良であり, その発生には溶接施工条件が大きな影響を与える。一方, 内部欠陥には割れやポロシティ等があり, 溶接施工条件以外に材料の化学組成の影響が大きい。

軽水炉に使用されるオーステナイト系ステンレス鋼の継手性能としては継手引張特性, 曲げ特性及び疲労特性等に要求値がある。

さらに実施にあたっては許容開先ギャップ量, 始端部の処理条件および補修法等の溶接施工上の問題点も明らかにしておく必要がある。

本研究では以上に述べた電子ビーム溶接条件, 溶接欠陥防止のための化学組成, 溶接継手性能および溶接施工

上解決すべき問題点(開先ギャップ量, 始端部の処理条件, 補修法等)について一連の試験を実施した。

試験の実施にあたり, 電子ビーム溶接装置は高砂研究所に設置している最大出力 120 kW の装置を使用した。加速電圧は主として 60 kV とした。また板厚は 20, 50, 80 mm とし, 溶接姿勢は基本的には横向とし, 貫通溶接を行った。Table 1 に試験に供試した材料の化学組成と機械的性質の一覧を示す。

3. 電子ビーム溶接条件

3.1 基本溶接条件

著者らは横向貫通溶接におけるビード外観に及ぼす溶接速度とビーム電流の影響をすでに述べた³⁾。すなわち適正なビード形状を得るにはビーム電流と溶接速度との間に適正な範囲が存在する。この範囲には加速電圧, 対物距離, 焦点距離も影響するが, 一般的には加速電圧と対物距離は装置によって決定される。焦点距離の影響は加速電圧の程度及びビームの集束性によって異なり, 高電圧になるほどその影響は少ない。これらのことを考慮

して加速電圧 60 kV の場合、板厚 20, 50, 80 mm の SUS304 材に対する適正溶接条件範囲を検討した。ここでは焦点距離は一定とし、焦点距離の影響は後述する溶接施工条件の変動の節で検討した。試験はビーム電流と溶接速度を変化させて、メルトラン溶接を行い、放射線透過試験とマクロ断面検査により内部健全性を調べた。発電用原子力設備の製作に関するルールで要求される裏波とはアンダカットがなく、なめらかで連続的なビードである。このため通常の電子ビーム溶接の裏波ではアンダカットがあって、さらに凸型となっており、手直しが必要となる。径が小さく裏側の手直しが不可能な配管へ電子ビーム溶接を適用する場合、TIG 溶接の裏波と同等の裏波が必要となる。ここでは電子ビーム溶接の裏波が TIG 溶接の裏波と同等の場合を良好な裏波溶接、通常の電子ビーム溶接のようにアンダカットがあり、なめらかでない場合を凸型裏波ビードと区別して表現した。ビード外観の例を Fig. 1 に示す。板厚 20 mm では良好な裏波溶接が可能であったが、板厚 50 mm と 80 mm では裏ビードが凸型となった。また厚板になると表面にはアンダーフィル、アンダカット、ハンピングおよび垂れ落ち等の欠陥が、内部にはポロシティが適正条件範囲をはずれると発生した。Fig. 2 には横向姿勢における適正溶

Thickness (mm)	Beam current (mA)	Welding speed (mm/min)	Bead appearance	
			Face surface	Root surface
20	350	400		
	350	650		
	350	800		
50	500	200		
	500	325		
	500	400		
80	450	150		
	450	175		
	450	200		

Fig. 1 Bead appearance by horizontal position welding (accelerating voltage 60kV)

Fig. 2 Suitable welding speed and beam current at 50 mm thickness (accelerating voltage 60kV)

Fig. 3 Suitable welding speed and heat input for various thickness of plate

接条件範囲の例として、板厚 50 mm の結果を示す。適正溶接条件範囲を単位板厚あたりの見かけの入力と溶接速度で整理すると Fig. 3 のようになる。板厚が厚くなるほど適正溶接条件範囲は狭くなり、適正溶接速度も遅くなる。Fig. 4 には適正溶接条件範囲においてビード幅と HAZ 幅（融合線から鋭敏化域までの幅とする）を測定した結果を示す。横向貫通溶接の場合、溶接入熱の増加に伴ってビード幅と HAZ 幅は増加する。しかし、HAZ 幅についてはその増加傾向を図中に示す 2 次元熱伝導の

Fig. 4 Relations between heat input and bead shape

理論式⁴⁾より求まる増加傾向よりも小さい。このことより、溶接入熱が増加しても、その大部分は裏側へぬける貫通ビーム電流の増加となっており、実際に被溶接物に投入される入熱はあまり増加していないことがわかる。Table 2 には各板厚の代表溶接条件を示す。以後の試験では特にことわらない限り、この代表条件で溶接を行った。なお溶込み深さ約 40 mm の下向貫通溶接条件もあわせて示した。

Table 2 Representative welding conditions

Position	Accelerating voltage (kV)	Thickness (mm)	Beam current (mA)	Welding speed (mm/min)	Focus current (A) / Focus length (mm)	Work distance (mm)
Horizontal	60	20	350	650	0.903 (220)	320
		50	500	325	0.806 (410)	320
		80	450	150	0.755 (670)	470
Flat	60	50	350	550	0.750 (570)	450

3.2 加速電圧の影響

加速電圧 90 kV についても同様の試験を板厚 50 mm と 80 mm について行った。対物距離は加速電圧 60 kV と同じとしたが、焦点距離はそれぞれ 440 mm, 770 mm と少し長くした。

Fig. 5 には単位板厚あたりの見かけの入力（加速電圧 × ビーム電流 / 板厚）と溶接速度で整理した結果を示す。良好な溶接が可能な適正溶接速度範囲は加速電圧が変化しても差がなく、ほぼ一定であったが、見かけの入力は加速電圧が高い方が少し大きかった。また板厚 80 mm では加速電圧 90 kV の方が 60 kV よりも適正溶接条件範囲は広がった。

3.3 溶接条件変動の影響

実溶接施工にあたっては、溶接条件が変動する可能性

Fig. 5 Effect of accelerating voltage on suitable welding conditions

がある。そこで装置の精度を考慮して、溶接条件変動の影響を検討した。3.1 節の溶接条件基礎試験で求めた適正溶接条件範囲の代表条件について、加速電圧、ビーム電流、溶接速度、フォーカス電流、対物距離を変化させて試験を行った。これらの因子の変動幅はいずれも装置の精度を上回る値を設定した。すなわち、加速電圧、ビーム電流、および溶接速度は $\pm 2\%$ （装置の精度はそれぞれ $\pm 1\%$, $\pm 1\%$, $\pm 2\%$ ）、フォーカス電流は $\pm 1\%$ （装置の精度は $\pm 0.1\%$ ）、対物距離は $\pm 5\%$ とした。また加速電圧、ビーム電流、溶接速度については溶接入熱が最も大きくなる場合と最も小さくなる場合の組合せとした。そのため溶接条件は適正溶接条件から入熱を 2 レベル（加速電圧 $\pm 2\%$ 、ビーム電流 $\pm 2\%$ 、溶接速度 $\pm 2\%$ ）、フォーカス電流を 2 レベル（ $\pm 1\%$ ）、対物距離を 2 レベル（ $\pm 5\%$ ）変化させた 8 条件と適正溶接条件を加えた 9 条件とした。

試験はメルトラン溶接を行い、放射線透過試験とマクロ断面検査により健全性を調べた。

板厚 20, 50, 80 mm 共に板厚内部に欠陥はみられず良好な溶接が可能であった。Fig. 6 には横姿勢におけるビード幅と HAZ 幅の測定結果を示すが、装置の精度内で変動してもビード外観、ビード幅ならびに HAZ 幅に顕著な差はみられなかった。

3.4 真空圧力の影響

一般に厚板の電子ビーム溶接では溶接室の真空圧力は 6.7×10^{-2} Pa 程度以下が使用されている。しかし、本試験で使用しているような差圧排気機構を備えた電子銃では溶接室の真空圧力が 6.7 Pa でも使用できる。しかし、

Fig. 6 Relation between welding conditions and bead shape at horizontal position

溶込み特性ならびに溶接品質に差がないならば、低真空中で溶接できる方が、真空排気時間の短縮すなわち経済性の面から望ましい。局所真空方式の電子ビーム溶接⁵⁾では一般に $(1.3 \sim 6.7)$ Pa の低真空が使用されており、溶込み深さが急激に変化するのも 13 Pa 程度の真空圧力といわれている⁶⁾。

そこで溶接室の真空圧力を 6.7 Pa から 1.3×10^{-2} Pa の範囲で変化させ、溶接性を調べた。

Fig. 7 には板厚 50, 80 mm の横向貫通溶接と、板厚 50 mm の下向非貫通溶接の断面マクロ組織を示す。いずれの場合もビード幅ならびに HAZ 幅に対する真空圧力の影響はなく、内部健全性も良好で 6.7 Pa 以下の真空圧力であれば同じ溶接結果が得られた。

Fig. 8 には溶接金属のガス成分量を母材と比較して示

Fig. 7 Effect of vacuum pressure on bead shape

Fig. 8 Effect of vacuum pressure on gas contents of weld metal

す。溶接室の真空圧力が $(6.7 \sim 1.3 \times 10^{-2})$ Pa の範囲では溶接金属の酸素量と窒素量は差がなく一定であった。なおこれらの酸素量と窒素量はいずれも母材の値よりも低く、脱ガス現象が生じていた。

3.5 適正溶接条件の選定

以上述べたように横向貫通溶接においては厚板になるほど適正溶接速度を遅くする必要がある。これにはビームの貫通能力ならびに溶湯の安定性等が影響しているものと考えられる。3.1 節及び 3.2 節で得られた結果を基に、板厚に対する、見かけの適正溶接入熱 (加速電圧 $\times$ ビーム電流/溶接速度 $\times$ 板厚) と溶接速度を整理すると Fig. 9 となる。板厚の増大に伴い、適正溶接速度は大きく低下する。一方、見かけの溶接入熱は板厚の増大に伴い、漸増する。加速電圧 60 kV と 90 kV では、90 kV の方が若干見かけの溶接入熱が高かったが、溶接速度については差がなかった。

Fig. 10 には溶接条件を変動させた試験における対物距離と焦点距離の関係を a_b 値 (対物距離/焦点距離) で整理した結果を示す。3.3 節で実施した試験条件の a_b 値は代表値 ± 0.1 であり、本試験で用いた対物距離では、この範囲内の変動であれば溶接上問題ないものと考えられる。この許容範囲は厚板になるほど厳しくなり、加速電圧 60 kV の板厚 80 mm ではこの範囲がほぼ限界であった。ただし、薄板ではもっと広範囲に変動ができる。この a_b 値の許容範囲は電子銃のビーム特性の影響を大きく受け、加速電圧 150 kV になるともっと大きくなると考えられる。なお板厚 20 mm の場合、 a_b 値が 1.2 $\sim$ 1.6 の範囲で良好な裏波溶接が可能であり、0.6 $\sim$ 1.2 の範囲では裏側が凸型ビードとなった。この良好な裏波

Fig. 9 Relation between thickness and heat input and relation between thickness and welding speed

Fig. 10 Range of a_6 value according to change of focus current and work distance

が得られる範囲は薄板になるほど広がる。

以上のことから、適正溶接施工条件の選定順序は次のようになる。まず板厚に対応して溶接速度と溶接入熱を選定する。次にこの値から加速電圧に応じてビーム電流を決定する。そして対物距離に応じた焦点距離を選定すれば良い。

4. 溶接欠陥防止のための化学組成

4.1 割れ感受性

オーステナイト系ステンレス鋼の溶接では高温割れ防止が重要であり、一般には溶接金属のフェライト量を約5%以上としている。ところが、電子ビーム溶接では通常溶加材を添加しないために、溶接金属のフェライト量

は母材の化学組成により決定される。そのため、窒素入りのステンレス鋼のように完全オーステナイトとなるような材料では高温割れを生じる可能性がある。

そこで、この高温割れ感受性に影響を及ぼす (P+S) 量とフェライト量を変化させて割れ試験を行った。(P+S) 量は、0.03% (通常材) と 0.07% (規格の上限) の2レベルを目標に、フェライト量は0, 1, 3, 5, 8%の5レベルを目標に変化させた。さらにフェライト量0%で (P+S) 量が0.045%の計11種の材料について、材質を SUS304 と SUS316 の2種類に変化させた合計22種の材料を用いた。なおフェライト量は DeLong の組織図より求め、主として Ni 量を変化させて、フェライト量を変化させた。

Fig. 11 に試験板形状を示すが、板厚 20 mm については JIS Z 3155 に規定される C 形ジグ拘束溶接割れ試験を、板厚 80 mm についてはスリット形拘束割れ試験を行った。

Fig. 11 Shape of the weld cracking test plate

横向姿勢の板厚 20 mm と 80 mm については 3.1 節で求めた適正溶接条件範囲のうち低入熱の条件で溶接を行い、下向姿勢については代表溶接条件 (溶込み深さ約 40 mm) で溶接を行った。板厚 20 mm については 6 断面を、板厚 80 mm については 5 断面のマクロ検査を行い、割れの有無を調べた。

SUS304 についての試験結果を Fig. 12 に示す。(P+S) 量が 0.045% と 0.03% 目標の材料では、フェライト量が 0~8% まで変化しても割れは認められなかった。しかし (P+S) 量が 0.07% 目標の材料では板厚 20 mm において、フェライト量 1.1% 以下で微細な高温割れが、溶接金属内部の柱状晶の境界に検出された。

Fig. 12 Weld cracking test results (SUS304)

SUS316 についての試験結果を Fig. 13 に示すが, SUS 304 と同様で (P+S) 量が 0.045% 以下では割れは認められず, (P+S) 量が 0.07% 目標の材料でフェライト量が 3.8% 以下の場合に高温割れが検出された。

Fig. 13 Weld cracking test results (SUS316)

このように SUS304 と SUS316 の割れ感受性に差があったのは凝固組織等が影響しているものと考えられる。Fig. 14 に溶接金属マイクロ組織を示す。SUS304 の場合, 初晶が δ と考えられ, いずれもオーステナイト地にフェライトが存在する 2 相組織でフェライト量の違いによる差は認められなかった。一方, SUS316 についてはフェライト量が約 2% 以下は主としてオーステナイト組織であったが, フェライト量が約 4% 以上になるとオーステナイト地にフェライトが存在する 2 相組織であった。なお, これらのマイクロ組織は板厚内部において差はみられず, 溶接金属内は均一であった。

Fig. 14 Microstructure of weld metal

溶接金属のフェライト量をフェライトスコープにより測定した結果では, フェライト量が多くなるほど, 溶接

金属の方が母材よりも小さくなる傾向を示したが, 母材とよく似た値であった。T. Moiso らはオーステナイト系ステンレス鋼の高温割れ感受性について, 種々の割れ試験結果を (P+S) 量と Cr_{eq}/Ni_{eq} の関係で整理し, (P+S) 量が約 0.02% 以下, あるいは Cr_{eq}/Ni_{eq} が約 1.5 以上では高温割れを生じないと報告している⁷⁾。今回試験した材料は Cr_{eq}/Ni_{eq} (窒素を含む) が 1.2~1.7 の範囲であり, 割れが発生したのは 1.4 未満の条件であった。この結果からみると電子ビーム溶接における割れ感受性はアーク溶接の場合と類似しているが, 割れ感受性は低く, (P+S) 量が 0.045% 以下あるいは Cr_{eq}/Ni_{eq} が 1.4 以上では高温割れを生じないといえる。

なお実施工にあたっては Cr_{eq}/Ni_{eq} による管理あるいは (P+S) 量による管理の両者が考えられる。しかし, 窒素入りステンレス鋼への適用も考慮すれば, (P+S) 量で管理するのが適切と考えられる。

4.2 ポロシティ発生特性

電子ビーム溶接では母材のガス成分量が多いと溶接金属内にポロシティが発生する。このために鉄鋼材料ではキルド鋼で酸素量および窒素量を板厚に応じて規制する必要がある^{8,9)}。オーステナイト系ステンレス鋼では通常窒素量は約 400 ppm, 酸素量は約 75 ppm 含有されており, オーステナイト組織であるためにフェライト組織よりも窒素の溶解度は大きく, ポロシティ防止のための許容量も大きいと考えられる。

そこで窒素量は 300, 600, 900, 1200 ppm を目標に, 酸素量は 50, 75, 100 ppm を目標に, ガス成分量を変化させた SUS304 材を供試して試験を行った。

板厚と溶接姿勢のポロシティに対する影響をみるために, 横向貫通溶接では板厚 20, 50, 80 ppm を, 下向非貫通溶接では板厚 80 mm (溶込み深さを約 40 mm) を用いた。

試験は各板厚の代表条件でメルトラン溶接し, 放射線透過試験とマクロ断面検査により内部健全性を調べた。

Fig. 15 にポロシティ発生の有無を調べた結果をまとめて示す。ポロシティが発生しないガス成分量は板厚 20

Fig. 15 Relations between gas contents and porosity

mm では窒素量 1200 ppm 以下, 酸素量 100 ppm 以下, 板厚 50 mm では酸素量 50 ppm 以下の場合, 窒素量 900 ppm 以下, 酸素量が 50 ppm を越え, 100 ppm 以下では窒素量 600 ppm 以下, 板厚 80 mm では窒素量 600 ppm 以下, 酸素量 100 ppm 以下となった。実施した試験条件では横向貫通溶接 (50 mm) と下向非貫通溶接で差はみられなかった。ポロシティの浮上の面からは下向が有利と考えられるが, 本試験では下向の方が溶接速度が速かったために明確な差がでなかったものと考えられる。また横向では厚板になるほどガスは抜けにくくなると考えられる。

Fig. 16 と Fig. 17 には母材と溶接金属のガス成分量分析結果を示す。

Fig. 16 Relation between nitrogen contents of base metal and of weld metal

Fig. 17 Relation between oxygen contents of base metal and of weld metal

母材と溶接金属の窒素量の差は, 母材の窒素量が約 1000 ppm までは 126 ppm 以下であったが, 窒素量が 1100~1300 ppm になると 168~336 ppm とその差は急激に大きくなった。一方, 酸素量については母材の 33~

150 ppm に対して, 溶接金属は 13~61 ppm となっており, 母材の約 1/10 程度となった。これらのガス成分量の差に及ばず板厚ならびに姿勢の影響は顕著ではなかった。このように窒素量ならびに酸素量ともに溶接金属の方が母材よりも低くなっており, 窒素ガスあるいは CO ガスがポロシティとなっているものと考えられる。

4.3 溶接欠陥防止のための化学組成

オーステナイト系ステンレス鋼の電子ビーム溶接における冶金的問題点としては, 高温割れとポロシティがある。これらの溶接欠陥を防止するための化学組成を検討した結果, 割れに対しては (P+S) 量を 0.045% 以下に規制し, ポロシティに対しては板厚 (20~80) mm に応じて窒素量と酸素量をそれぞれ (600~1200) ppm 以下, (50~100) ppm 以下に規制する必要があることが明らかになった。

5. 結 言

本報では 304 系および 316 系オーステナイト系ステンレス鋼製発電用原子力機器に電子ビーム溶接を適用するために, 溶接条件と溶接欠陥防止のための化学組成について検討を行った。得られた結果をまとめると次のとおりである。

(1) 加速電圧 60 kV および 90 kV で板厚 80 mm まで横向姿勢で良好な溶接が可能であり, 溶接条件が装置の精度内で変動しても問題はない。また, 真空圧力が 6.7 Pa 以下であれば真空圧力の影響はない。

(2) 厚板になるほど適正溶接速度は遅くなり, 見かけの適正溶接入熱は漸増する。

(3) 高温割れ防止のためには (P+S) 量を 0.045% 以下に, ポロシティ防止のためには板厚に応じて窒素量を (600~1200) ppm 以下に, 酸素量を (50~100) ppm 以下に制限する必要がある。このように化学組成を規制すれば溶接欠陥を防止できる。

おわりに, 本研究について有益な御指導を賜った(財)発電用熱機関協会電子ビーム溶接方法確性試験委員会の関係各位に深く感謝いたします。

参 考 文 献

- 1) 西田, 矢田, 山本; 各種ステンレス鋼薄板の電子ビーム溶接継手特性, 本誌, 44-6 (1975), 451~458
- 2) 須清, 松井, 永井, 森, 清水, 青田; オーステナイト系ステンレス鋼の EB 溶接に関する研究, 川崎技報 No. 68 (1978), 20~27
- 3) 遠藤, 広瀬, 豊原, 森鼻, 淵上, 下山, 高野; 10 Ni-8Co 高靱性高張力鋼を用いた潜水調査船耐圧殻の電子ビーム溶接に関する研究, 本誌, 50-8 (1981), 820~827
- 4) 松田; 溶接冶金学, 日刊工業新聞社, (1972) 176
- 5) 佐藤, 高野, 南, 坂並, 内川, 久利; 局所真空動シール方式電子ビーム溶接技術の実用化, 三菱重工技報, 17-5 (1980)
- 6) 橋本, 松田, 大橋, 入江; 低真空電子ビーム溶接に関する二, 三の実験, 本誌, 38-10 (1969) 1090~1097

- 7) T. Takalo, N. Suutala, T. Moisio; Austenitic Solidification Mode in Austenitic Stainless Steel Welds, Metallurgical Transactions A, volume 10A, August (1979), 1173~1181
- 8) 荒田, 松田, 柴田, 小野, 玉置, 藤本; 構造用高張力鋼 (50, 60お

- よび80キロ級)の電子ビーム溶接性に関する研究(第3報), 本誌 48-3 (1979), 187~194
- 9) 中西, 古澤, 安永, 富江, 荒田; 厚鋼板の電子ビーム溶接, 住友金屬33-2 (1981), 169~181

高速サブマージアーク溶接法の研究(第2報)*

—アンダーカット発生に及ぼすアーク熱源形状の影響—

小原 昌弘**藤田 治男**長谷場純親**西 武史**

Study on High Speed Submerged Arc Welding (Repart 2)*

—Effect of Arc Heat Source Shape on the Occurrence of Undercutting—

by Masahiro Ohara**, Haruo Fujita**, Sumichika Haseba** and Takeshi Nishi**

Undercutting occurs when molten metal is displaced more than a solidification point along a toe of weld pool. Therefore, it seems likely that the occurrence of undercutting can be suppressed by means of delaying solidification of weld pool and preventing the displacement of molten metal. Based on these results obtained in report 1 of this study, this investigation aimed to develop a new submerged arc welding technic which allows higher welding speed without undercutting than that of the conventional submerged arc welding.

The results were as follows,

- (1) Oblate ratio of arc heat source to the welding direction affects the solidification pattern greatly. The higher oblate ratio becomes, the more the solidification of weld pool is delayed.
- (2) The effect of heat source shape (electrode shape) on the solidification pattern is observed in welds which are performed with strip electrodes. But the application of strip electrode for high speed welding is not suitable because of an instability of its arc.
- (3) Deformed arc heat source with a group of fine electrodes lined up along the welding direction allows higher welding speed without undercutting than that of the conventional submerged arc welding, as a result of delay of solidification and smaller displacement of molten metal.

1. 緒 言

サブマージアーク溶接では溶接速度の増大に伴ないアンダーカットが発生し、高速化への障害となっている。前報¹⁾では、アンダーカットの発生要因を検討した結果、その発生の有無は母板表面において、溶融池先端から溶融池止端部の凝固開始位置までの距離(凝固開始距離: X_s)と溶融金属が母板表面に達するまでの最大後退距離(溶融金属後退距離: X_m)の大小関係で決まり、 $X_m > X_s$ なる時にアンダーカットが発生することを明らかにした。また、溶融金属後退距離および凝固開始距離

は、それぞれアーク圧力中の動圧成分およびアーク熱源形状に主として支配されていると考えられることを示した。本報では、これ等の知見のなかで、特にアーク熱源形状が凝固開始距離に及ぼす効果に着目して、従来のサブマージアーク溶接の電極形状を帯状電極または細径電極群を用いて変形させ、アンダーカット発生に及ぼすアーク熱源形状の影響を調べ、熱源形状の変形による高速化手法の可能性を検討した結果について報告する。

2. 実験方法

本研究では熱源形状を変形させる手段として次に示す方法を用いた。なお、並列アークの場合は単一アークの発生状況に近づけるために極間は6mmを選定した。

*原稿受付 昭和58年2月28日(全国大会論文発表講演)

**正 員 新日本製鉄(株) Member, Nippon Steel Corp.