構造用高張力鋼(50, 60および80キ口級) の電子ビーム溶接性に関する研究(第3報)*

荒田吉明** 松田福久** 柴田 泰*** 小野凱久*** 玉置光男*** 藤平正一郎***

Mechanical Properties on Electron Beam Welds of Structural High Strength Steels (Report III)*

by Yoshiaki Arata**, Fukuhisa Matsuda**, Yutaka Shibata***,
Yoshihisa Ono***, Mitsuo Tamaoki*** and Shouchiro Fujihira***

In this investigation the variation of gas content in the electron beam(EB) weld metal for structural high strength steels was made clear, and moreover the effects of welding condition and chemical composition on the occurring characteristics for weld defects were studied by using twenty different structural steels of 40 to 80 kg/mm² in strength. The remarkable conclusions are as follows:

- (1) The oxygen and nitrogen contents in the EB weld metal for high strength steels did not show a distinct variation as compared with those for respective base metal in spite of the change of weld heat input.
- (2) The weld defects observed in weld metal are mainly porosity-defects, and they were divided into two main classes, that is, "Root porosity" occurred in the bottom of weld penetration and "A-porosity" in the middle part of weld penetration.
- (3) Root porosity tends to be increased with an increase of weld heat input or with a decrease of a_b parameter up to $a_b=0.75$. Meanwhile the amount of A-porosity occurred in weld metal is the most in case of $a_b=1.1$ in general.
- (4) A-porosity tends to be decreased with an increase of weld heat input and it is increased with an increase of oxygen or nitrogen content in steel.
- (5) The allowable limit for oxygen and nitrogen contents in these steels against A-porosity is recommended to be less than 60~70 ppm in case of 15KJ/cm weld heat input, respectively. However the limit is raised with an increase of weld heat input.

1. 緒 言

本研究は、実用の構造用高張力鋼を使用し、電子ビーム溶接部の諸特性を明らかにしようとするものである。第1報¹⁾では、3種の構造用高張力鋼材(SM 50 A, SM 58 および HT 80)の電子ビーム溶接金属にたいして、衝撃特性におよぼす溶接入熱の影響の検討を行い、その衝撃試験片の特異な破断現象の存在を明示した。すなわち硬化した狭いビードの溶接金属の衝撃試験では、破断径路が母材側へそれ、吸収エネルギーに異常値を示すことがあることを明らかにした。また第2報²⁾では、同種の構造用鋼にたいして、高電圧および低電圧型の2種の

電子ビーム溶接装置を用いて突合せ溶接を行い、その電子ビーム溶接継手の2, 3の諸性質の検討を行った。すなわち溶接金属の成分分析、溶接継手の引張り、曲げ特性および疲れ特性などを明らかにした。

そこで本報では、構造用鋼材にたいして電子ビーム溶接を適用した場合に問題となる、溶接金属中の成分変化ならびに溶接欠陥の発生特性を明らかにするとともに、その対策を検討した。まず市販の構造用高張力鋼にたいして電子ビーム溶接を行い、溶接金属内のガス成分変化について検討を行った。次に市販の軟鋼から高張力鋼までの7鋼種(SS41, SM41A, SMA41A, SMA50B, SM50A, SM 58 および HT 80)を用い、その20種類の鋼材について電子ビーム溶接を行い、その諸元と溶接欠陥ならびに化学成分と溶接欠陥の関係を調べた。その結果、電子ビーム溶接における構造用鋼材中のガス成分の許容限界を明示した。

*原稿受付 昭和53年3月31日(昭和51年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 大阪大学 溶接工学研究所 Member, Welding Research Institute of Osaka University

***正 員 (株)片山鉄工所技術開発部 Member, Katayama Iron Works, Ltd., Department of Research and Development

Table 1 Chemical composition of materials used.

(wt%)

Section	Steel	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	O (ppm)	N (ppm)	Ceq*	$a_c \cdot a_0^s$ ($\times 10^{-4}$)
A	X1 (HT50)	0.17	0.45	1.40	0.027	0.008	—	—	—	—	—	11	34	0.42	
	Z1 (HT80)	0.11	0.34	0.87	0.009	0.007	0.23	1.00	0.46	0.42	0.03	12	56	0.49	
B	S1 (SS41)	0.13	0.21	0.69	0.017	0.012	—	—	—	—	—	20	47	0.25	3.13
	S2	0.22	0.03	0.98	0.014	0.024	—	—	—	—	—	45	55	0.38	9.59
	S3	0.20	0.04	0.87	0.017	0.020	—	—	—	—	—	155	31	0.35	30.27
	S4	0.19	0.06	0.96	0.012	0.020	—	—	—	—	—	85	37	0.35	16.18
	M1 (SM41A)	0.17	0.22	0.76	0.018	0.017	—	—	—	—	—	30	53	0.31	6.12
	M2	0.16	0.25	0.97	0.016	0.010	—	—	—	—	—	15	48	0.33	2.94
	M3	0.19	0.14	0.75	0.024	0.017	—	—	—	—	—	30	79	0.31	5.93
	R1 (SMA41A)	0.17	0.06	0.68	0.009	0.018	0.21	tr.	0.36	0.006	—	420	43	0.36	66.99
	R2 (SMA50B)	0.16	0.36	1.06	0.017	0.009	0.31	tr.	0.31	0.006	—	30	79	0.42	6.31
	X2 (HT50)	0.16	0.47	1.39	0.017	0.015	—	—	—	—	—	20	31	0.41	5.01
	X3	0.16	0.35	1.41	0.019	0.019	—	—	—	—	—	20	73	0.41	4.45
	X4	0.18	0.48	1.42	0.014	0.005	—	—	—	—	—	65	51	0.44	17.82
	X5	0.18	0.42	1.45	0.018	0.010	—	—	—	—	—	25	35	0.44	6.52
	Y1 (HT60)	0.14	0.31	1.28	0.015	0.015	—	—	—	—	—	30	49	0.37	5.61
	Y2	0.15	0.37	1.46	0.017	0.015	—	—	0.03	—	0.03	35	29	0.42	7.38
	Y3	0.12	0.23	1.24	0.016	0.007	0.13	—	—	—	—	25	41	0.35	3.64
	Y4	0.12	0.28	1.34	0.016	0.007	0.01	0.07	0.03	0.01	0.04	35	56	0.37	5.35
	Z2 (HT80)	0.13	0.30	0.86	0.013	0.004	0.22	0.87	0.52	0.42	0.04	20	54	0.52	3.13
	Z3	0.14	0.30	0.79	0.017	0.006	0.22	0.83	0.46	0.42	0.04	45	100	0.51	7.62
	Z4	0.14	0.26	1.10	0.015	0.007	0.02	0.02	0.61	0.29	0.03	30	69	0.53	4.79

* ; Ceq=C+1/6Mn+1/24Si+1/40Ni+1/5Cr+1/4NMo+1/14V

Table 2 Welding condition.

Section	Signature	W_b (KV-mA)	v_b (cm/min)	q_B (KJ/cm)	a_b
A	(a)	50-200 (=10KW)	60	10	0.75 ($D_F=180$ mm)
	(b)	50-300 (15)	60	15	1.5 (180)
	(c)	50-300 (15)	30	30	2.0 (180)
B	(d)	30-300 (9)	36	15	0.75, 0.9, 1.0,
	(e)	30-300 (9)	18	30	1.1, 1.2, 1.4 ($D_F=257$)

Notes ; W_b ; Beam power $a_b (=D_0/D_F)$; Beam active parameter v_b ; Welding speed
 D_0 ; Object distance q_B ; Weld heat input D_F ; Focal length

2. 実験方法

2.1 供試材料

Table 1 は, 本研究で使用した供試材料の化学成分表を示す。それらの板厚はすべて 25 mm である。表中の記号 X, Y, Z, S, M および R は, それぞれ SM 50A (以後 HT 50 と呼ぶ), SM 58 (HT 60 と呼ぶ), HT 80, SS 41, SM 41 A および耐熱性鋼 (SMA 41 A または SMA 50 B) を示す。なお Section B の鋼材にたいしてのみ, CO ガス発生能力 $a_c \cdot a_0^s$ 値 (5.1 項で後述する) を算出して示した。

(1) 電子ビーム溶接金属のガス成分変化

電子ビーム溶接金属部のガス成分の検討については, Table 1, Section A に示した HT 50 (X1) および

HT 80 (Z1) 材を使用した。

(2) 溶接欠陥の発生と鋼中の化学成分

電子ビーム溶接条件と溶接欠陥との関係, および鋼中の化学成分と溶接欠陥との関係については, Section B に示した市販の構造用鋼材の 20 種類を使用した。それらは, SS 41 材 4 種, SM 41 A 材 3 種, SMA 材 (耐熱性材料) 2 種, HT 50 材 4 種, HT 60 材 4 種および HT 80 材 3 種である。なおこの場合の鋼中の酸素量の変化範囲は 15~420 ppm, また窒素量は 29~100 ppm である。試験片寸法は, 幅 150×長さ 500 mm である。なお溶接部表面のスケールは, 機械加工により除去した。

2.2 溶接条件

使用した電子ビーム溶接装置は, 30 kv-15 kw および 60 kv-30 kw の 2 種類とした。いずれも高真空型であ

り、特に 30 kw クラスの電子銃は可動式となっている。Table 2 は、本研究で採用した溶接条件表を示す。表中の W_b , v_b , q_B および a_b なる記号は、それぞれビーム出力、溶接速度、溶接入熱およびビーム活性変数³⁾

(Beam active parameter; $a_b = D_o/D_F$ で定義され、ここで D_o は対物距離、 D_F はビーム焦点距離を意味する)を表わす。2.1(1)の溶接金属内のガス成分変化の検討にたいしては、30 kw クラスの溶接装置を用い、Section A に示した3種の入熱条件(溶接入熱 q_B ; 10, 15 および 30 kJ/cm)にてビード溶接を行った。2.1(2)の実験では、15 kw クラスの溶接装置を用い、Section B に示した2種の入熱条件(q_B ; 15 および 30 kJ/cm)を採用した。まず溶接条件と欠陥の関係は、SS 41 (Table 1, Section B のS1), HT 50 (X2), HT 60 (Y1) および HT 80 (Z2) の4種の鋼材を用い、2種の q_B 値にたいして a_b 値を種々に変化し、ビード溶接を行い検討した。鋼中の化学成分と溶接欠陥の関係は、Table 1, Section B の残りの16鋼材について、上述の2入熱条件で溶接欠陥の発生率をもっとも高い a_b 値(後述するが、本実験では a_b ; 1.1 の場合)で溶接を行い検討した。

Fig. 1 Macrographs for HT80 welds of three levels of weld heat input.

Fig. 2 Variation for O or N content in EB weld metal.

3. 電子ビーム溶接金属におけるガス成分変化

Fig. 1 は、Table 2, Section A に示した3種の入熱条件による HT 80 溶接部マクロ断面写真例を示す。表層より 5 mm の位置での溶接金属中央部より、長さ 15 mm の 2 mm 角試験片(重量; 約 5 g)を採取し、酸素および窒素量のガス分析を LECO の分析器を用いて行った。Fig. 2 は、HT 50 および 80 溶接金属内の酸素および窒素量の分析結果を母材のそれと比較したもので、その分析値は試験片 2 個による平均値である。各材とも溶接金属の酸素および窒素量は、 q_B 値 (10~30 kJ/cm) にたいして顕著には変化しなかった。また母材と比較して、各溶接金属の酸素および窒素量はごくわずかの減少がみられるものもあるが、いずれも誤差の範囲内と思われる。すなわち高真空雰囲気中の電子ビーム溶接においても、熔融金属部よりの脱酸素、脱窒素はほとんど起こらないことがわかる。

なお電子ビーム溶接金属部の成分元素の変化については、すでに第2報²⁾で述べたように、主要5元素(C, Si, Mn, P および S)のうち、Mn 成分のみが母材と比較して約15~20%程度減少していた。

4. 電子ビーム溶接条件と溶接欠陥

4.1 ビード形状および溶接欠陥の判定方法

Fig. 3 は、 q_B ; 30 kJ/cm の入熱条件 (Table 2, Section B 条件)を用い、 a_b 値を種々に変化して得られた HT 80 溶接部マクロ断面写真例を示す。 a_b 値の増加とともに、ビード形状はクサビ形状 (Wedge type⁴⁾) からワインカップ形状 (Wine-cup type) に変化してい

Fig. 3 Macrographs for HT80 welds of q_B ; 30 KJ/cm in various a_b parameters. (a) a_b ; 0.75 (b) 0.9 (c) 1.0 (d) 1.1 (e) 1.2 (f) 1.4

る。溶込み深さ h_p は $a_b; 0.9$ で最大となり、この場合約 27 mm 程度であった。なお h_p が 25 mm 以上の場合は鋼材を 2 枚重ねて溶接した。 $q_B; 15 \text{ kJ/cm}$ の場合のビード形状は、 30 kJ/cm の場合にたいして相似的に小さく変化し、 $a_b; 0.9$ での h_p は 22 mm 程度となった。

Fig. 4 Two methods for X ray inspection.

なお溶接部の欠陥の有無は、X線検査により検討した。 Fig. 4 (a) に示すように板厚方向にX線を照射し、 JIS Z 3104 に基づく溶接部の判定を行ったが、主として Fig. 4 (b) のように溶接線方向に試験片を切り出し、その横方向よりX線を照射して溶接欠陥の有無を検討した。試験片はビード定常部の位置より切り出し、その幅および長さはそれぞれ10および 120 mm とした。

4.2 ビーム照射条件と溶接欠陥

Table 1 の S1, X2, Y1 および Z2 材溶接部の、 JIS Z 3104 に基づく板厚方向にたいするX線検査結果は、普通級合格フィルムによるとそれらの総合等級はほとんど1級であった。すなわち48枚 (q_B 値2種 $\times a_b$ 値6種 $\times$ 鋼材4種の各溶接部) のX線フィルムのうち、1枚 (S1 材の $q_B; 15 \text{ kJ/cm}$, $a_b; 1.1$ の溶接部) のみ2級であった。これら4鋼種の溶接部でみられた溶接欠陥の種類は、ブローホール状のポロシティ (Porosity) が主であり、割れ等の欠陥は特に認められなかった。

次に溶接線方向に切り出した試験片のX線検査によると、溶接金属の溶込み深さ方向に発生した欠陥は、スパイク部分に発生するいわゆるルートポロシティ (R-Porosity) と、溶込み中央部近傍に多く発生する A-ポロシティ (A-Porosity⁵⁾) に大別された。R-Porosity は主として 0.5 mm 以下の小さな欠陥として、各溶接部の溶込み先端に相当する箇所ですばしば観察された。A-Porosity は、0.5~2.0 mm までの比較的大きな径の欠陥として観察された。

Fig. 5 (a), (b), (c) および (d) は、それぞれ SS 41 (S1), HT 50 (X2), HT 60 (Y1) および HT 80 (Z2) 材について、 a_b 値と溶接欠陥点数の関係を q_B 値別に表わし

たものである。欠陥点数は、JIS Z 3104 によって定められた欠陥係数を採用し、以下に示す方法で算出した。すなわち定常溶接部 120 mm 内に発生したすべての欠陥について、その長径が 0.5 mm 以下の場合はその係数を 0.5 とし、 $0.5 < l \leq 1.0 \text{ mm}$ の場合は係数を 1 とし、 $1.0 < l \leq 2.0 \text{ mm}$ の場合は係数を 2 として各係数を乗じ、それらの総和を各溶接部の欠陥点数とした。各材とも R-Porosity と A-Porosity は区別して示したが、一般に R-Porosity は a_b 値の増加とともに減少し、かつ q_B 値が大なる程それらは発生しやすい傾向を示した。また R-porosity の発生率は、鋼材の相違により顕著には変化しなかった。なお a_b 値が小なる場合の $q_B; 30 \text{ kJ/cm}$ 溶接部については、溶込み先端 (ルート部) が 25 mm 厚板裏面の箇所に対応したため、R-Porosity の判定は困難であった。一方、A-Porosity については、各材とも $a_b; 1.1$ の場合にもっとも欠陥発生率の高いことがわかった。 $a_b; 1.0$ または 1.1 の場合のビード形状は、溶込み深さ方向にたいしてネイルヘッド (Nail head) 直下に若干くびれ部をもつ形状となるが (Fig. 3 参照)、このことが A-Porosity の発生に関係したものと思われる。A-Porosity の発生箇所は、主にこのくびれ部の若干下方の溶接金属内に集中した。各材ともそれらは、一般に q_B 値の増加とともに減少する傾向を示した。また採用した4鋼材の溶接部のうちでは、A-Porosity の発生率は SS 41 (S1) 材が高く HT 80 (Z2) 材ではほとんどみられなかった。

上述のように R-Porosity は、 q_B または a_b 値に関係して発生するが、材質の相違には特に関係しない。一方、A-Porosity はある q_B および a_b 値では材質に関係し、その発生量に変化する。そこで以下では A-Porosity のみに着目して、材質と A-Porosity との関係について検討した。

5. 各種鋼材と溶接欠陥

5.1 化学成分と溶接欠陥

前項で述べたように、 $q_B; 15$ および 30 kJ/cm の場合とも、一般に $a_b; 1.1$ の溶接部の A-Porosity 発生率をもっとも高かった。そこで Table 1, Section B の残りの16鋼材にたいして、それらの2つの溶接条件 ($q_B; 15 \text{ kJ/cm}$, $a_b; 1.1$ および $q_B; 30 \text{ kJ/cm}$, $a_b; 1.1$) でビード溶接を行い、鋼中の化学成分と A-porosity との関係を検討した。

この場合、主に各溶接部の横方向よりX線を照射 (Fig. 4 (b) 参照) することにより、A-Porosity にたいする検討を行った。各材とも一般に q_B 値の増大とともに A-porosity 発生率は減少する傾向を示したが、SS 41

Fig. 5 Occurring characteristics of porosity defects in SS41, HT50 HT60 and HT80 weld metals.

Fig. 6 Sketch for explosion or void defect observed in SMA-41A weld metal.

の一部の材料 (S 材) では q_b 値が大なる場合に、長径 7~8 mm 程度の空洞 (Void) 状欠陥が発生することがあった。また耐熱性鋼の SMA 41 A 材 (R1) では、 q_b 値に関係なく爆発 (Explosion) または空洞 (Void) 状の欠陥が発生し、それらの欠陥の X 線検査によるスケッチ図を Fig. 6 に示した。これは R1 材の鋼中の酸素量が異常に高い (420 ppm) ため、これらの大きな欠陥が

生じたものと思われる。次に Fig. 7 (a), (b) および (c) は、それぞれ 16 鋼材の鋼中の C, Si および Mn 量と A-Porosity の欠陥点数との関係を、 q_b 値をパラメータとして示したものである。C, Si および Mn のいずれの成分にたいしても、A-Porosity の欠陥点数は一義的に結びつかないようである。しかし一般的にみて、C 量が高く、Si および Mn 量の低い鋼材では、Explosion または Void 状の欠陥が多くみられるようである。すなわち Si および Mn などの脱酸成分の量が比較的少ない材料では、それらの欠陥が発生しており、これは鋼中の酸素量に関連するものである。Fig. 8 は鋼中の酸素含有量と A-Porosity の欠陥点数との関係を示す。一般に鋼中の酸素量の増加とともに、A-Porosity の欠陥点数は増加する傾向を示した。ただし鋼中に窒素量を多く含む材料では、それらは著しく高い値を示した。一般的にいって鋼中の窒素量が特に多くなければ、酸素量が約 150 ppm 以上では Void 状のような大きな欠陥が発生するようである。Fig. 9 は、酸素量が 35 ppm 以下の鋼材について、鋼中の窒素含有量と A-Porosity の欠陥点数との関係を示す。一般に A-Porosity の発生量は q_b 値が小なる場合 (q_b ; 15 kJ/cm) には増加する傾向を示したが、大

Fig. 7 Hole defect number of A-porosity vs. C, Si and Mn contents in steel.

なる場合 (q_B ; 30 kJ/cm) は窒素量にあまり依存しないようである。

上述のように A-Porosity の発生量は、鋼中の酸素および窒素量に依存することがわかったが、次に鋼中に発生する CO ガスの影響について検討した。笠松の研究⁶⁾によると、鋼中の真の CO ガス発生能力は単に $[\%C] \cdot [\%O]$ の値ではなく、両者の活量の積 $a_c \cdot a_o$ 値で示されるとし、気孔の発生現象を説明するのにシェン

Fig. 8 Relation between hole defect number of A-porosity and O content in steel.

Fig. 9 Relation between hole defect number of A-porosity and N content in steel.

クのデータに基づき次式を提出している。

$$\log a_c \cdot a_o^s = \{\log [\%C] - 0.217 [\%C]\} + \{\log [\%O] - 0.34 [\%O]\} - 0.002 [\%Mn] + 0.463 [\%Si] - 0.061 [\%Cr] + 1.045 [\%S] + \dots \quad (1)$$

そしてその活量積 $a_c \cdot a_o^s > 4.0 \times 10^{-3}$ が満足されると、従来のアーク溶接の溶着鋼中に気孔が発生することを明らかにした。電子ビーム溶接の場合、この $a_c \cdot a_o^s$ 値の気孔発生限界が適用可能かどうかについて検討した。ただし本研究で採用した材料は構造用鋼材であるため、C 量は 0.12~0.22% までしか変化しておらず、 $a_c \cdot a_o^s$ 値は主に酸素量変化によって影響をうけるものである。

Fig. 10 は、各鋼材の $a_c \cdot a_o^s$ 値と A-Porosity の欠陥点数との関係を示す。鋼中に窒素量を多く含む材料は例外として、 $a_c \cdot a_o^s$ 値の増加とともに A-Porosity の発生量が増加する傾向を示した。また従来のアーク溶着鋼の気孔発生限界である $a_c \cdot a_o^s$ 値 (4.0×10^{-3}) に相当する鋼材について電子ビーム溶接を行うと、Void または Explosion

Fig. 10 Hole defect number of A-porosity vs. $a_c \cdot a_0^s$ for various steels.

状の大きな溶接欠陥が発生している。すなわち電子ビーム溶接の方が従来のアーク溶接の場合より、 $a_c \cdot a_0^s$ 値にたいする気孔発生割合が高くなっている。この結果によると、電子ビーム溶接の気孔発生にたいする $a_c \cdot a_0^s$ 値の限界値はほぼ 5×10^{-4} 程度となり、これは従来のアーク溶接の場合より約 1/10 程度低い値に相当した。いま上記の $a_c \cdot a_0^s \approx 5 \times 10^{-4}$ の値より、その平衡定数 $K=437$ (1,550℃⁷⁾) として、CO ガス圧力 P_{CO} を求めてみると $P_{CO} \approx 0.22$ (気圧) (≈ 170 torr) となる。また従来のアーク溶接の溶鋼中の P_{CO} の臨界圧は約 1.75 気圧に相当する。すなわち電子ビーム溶接は高真空中での溶接であるため、大気中での溶接の場合より低い P_{CO} の臨界圧 (≈ 170 torr) で溶鋼中に気孔が発生するものと思われる。

5.2 鋼材中のガス成分許容限界

A-Porosity の発生が、金属蒸気特に Mn などの蒸気圧の高い成分に起因することはすでに明らかにされている⁹⁾。またそれは前項で述べたように CO ガス発生にも関与するものと考えられるが、構造用鋼材の場合もっとも重要なガス成分は鋼中の酸素および窒素量であり、これらの含有比が A-Porosity の発生に大きな影響をあたえるものと思われる。そこで酸素および窒素量をパラメータとして、それらと A-Porosity 発生量との関係を明らかにした。Fig. 11 (a) および (b) は、それぞれ q_B ; 15 および 30 kJ/cm の場合について、酸素—窒素量により A-Porosity の発生量を整理したものである。(a) の前者 (q_B ; 15 kJ/cm) の場合、欠陥点数 $N \geq 7$ の領域 (図中の斜線部) がほぼ明らかになり、それらの領域では、Void または Explosion 状欠陥の特殊な場合を除き、JIS規格 (JIS Z 3104) による溶接部の総合等級がほぼ 2 級に相当した。したがって斜線部以外の領域では溶接部の総合等級がほぼ 1 級に相当しており、小入熱 (q_B

Fig. 11 Allowable limit for O or N content in steel against A-porosity.

; 15 kJ/cm) の場合の鋼中の酸素および窒素量許容限界は、それぞれ約 60~70 ppm 程度であることがわかった。なお酸素量の許容限界については、従来よりの研究とはほぼ一致している⁸⁾。また (b) の後者 (q_B ; 30 kJ/cm) の場合についても斜線部以外の領域では溶接部の総合等級がすべて 1 級に相当した。この場合、鋼中の酸素および窒素量は、双方とも少なくとも約 100 ppm 程度まで許容されることになり、(a) の q_B ; 15 kJ/cm の場合と比較して、明らかにその許容領域は広がった。

上述のように A-porosity の発生におよぼす酸素および窒素の影響はほぼ同程度とみなされ、 q_B 値が大なる程 A-Porosity の発生にたいするそれらの許容量が増加する傾向を示した。

6. 結 論

本研究では構造用鋼材の電子ビーム溶接部にたいし、そのガス成分変化を明らかにするとともに、電子ビーム溶接条件または化学成分の相違と溶接欠陥との関係について検討を加えた。その結果、電子ビーム溶接における

構造用鋼材中のガス成分許容限界を明示した。

(1) 高張力鋼電子ビーム溶接金属の酸素および窒素量は、母材にたいしてほとんど変化が認められず、また溶接入熱 q_B 値の変化にも依存しなかった。

(2) 溶接部に発生した欠陥は、球状のブローホール状の Porosity が主であり、R-Porosity と A-Porosity に大別された。電子ビーム溶接特有の欠陥である R-Porosity は材質の相違にあまり関係がなく、 a_b 値の増加とともに減少する傾向を示した。また A-porosity は q_B 値の増加とともに減少する傾向を示し、 a_b ; 1.1 の場合にその発生率をもっとも高かった。

(3) 鋼中の C, Si および Mn 量と A-Porosity 発生量とは、一義的に結びつかなかった。しかし鋼中の酸素または窒素量と A-Porosity とは一義的な関係を示し、その酸素含有量が著しく高い場合には Void または Explosion 状の大きな欠陥が発生することがあった。

(4) 本研究で採用した構造用鋼材の範囲内では、電子ビーム溶接金属内での CO ガス発生能力 ($a_e \cdot a_0^*$ 値) の許容限界は 5×10^{-4} 程度であり、従来のアーク溶接の場合にくらべ約 1/10 程度低い値となった。

(5) 構造用鋼材電子ビーム溶接金属内に発生する A-Porosity にたいする、鋼中の酸素および窒素量の影響は大きく、かつその度合はほぼ同程度であることがわかった。また A-Porosity の極めて少ない溶接金属を得るためには、鋼中の酸素および窒素許容量は、小入熱

(q_B ; 15 kJ/cm) ではそれぞれ約 60~70 ppm 程度までであり、大入熱 (q_B ; 30 kJ/cm) では少なくとも約 100 ppm 程度である。このように q_B 値が大なる程、鋼中の酸素および窒素量の許容範囲が広がった。

謝 辞

本研究遂行にさいし、数々の御協力をいただいた㈱山鉄工所・小島鉄也氏、近畿大学工学部 4 回生・石田安弘氏ならびに大阪大学溶接工学研究所の諸兄にたいし、厚く御礼申し上げる。

参 考 文 献

- 1) 荒田, 松田, 柴田, 穂積, 小野, 藤平, “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 1 報)”, 本誌第 44 巻 (1975), 第 12 号, p. 69~73
- 2) 荒田, 松田, 柴田, 小野, 玉置, 藤平, “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 2 報)”, 本誌第 45 巻 (1976) 第 12 号, p. 69~75
- 3) Y. Arata: “Terms and Definitions Proposed from Japan”, IIW, 1972
- 4) 二見 巖, インサート型電子ビーム溶接の特性とその実用化に関する研究“, 大阪大学工学部学位論文 (1974)
- 5) 松田昭三, “電子ビーム溶接における溶接欠陥特性とその防止に関する研究”, 大阪大学工学部学位論文 (1974)
- 6) 笠松, “溶着鋼の気孔生成に関する物理学的研究”, 本誌第 30 巻 (1961), 第 7 号 487~494
- 7) 日本学術振興会製鋼第 19 委員会, “製鋼反応の推定平衡値”, 日刊工業新聞社 (1968)
- 8) 永尾, 小菅, 小林, “電子ビーム溶接に関する研究 (第 1 報) —ポロシティに与える鋼中ガス成分の影響—”, 溶接学会全国大会講演概要第 16 集 (1975), p. 346~347

溶 接 に 関 す る 国 際 行 事 案 内

8. 4th International Conference on Pressure Vessel Technology (4th ICPVT)
London (U. K.) 19-23 May, 1980
A National Steering Committee
9. 9th International Thermal Spraying Conference
The Hague (Netherlands) 19-23 May 1980
Nederlands Instituut voor Lastechiek
10. (33rd) International Institute of Welding (IIW) Annual Assembly
Lisbon (Portugal) July, 1980
Portuguese Organizing Committee
11. 5th International Conference on Fracture (ICF 5)
Cannes (France) 29 March-3 April, 1981
la Societe Francaise de Metallurgie (SFM)
12. (10th) International Welding Fair Essen
Essen (Fed. Rep. Germany) 16-23 Sep. 1981
Deutscher Verband für Schweisstechnik e. V. (DVS)

* 論文提出等参加申込み詳細については事務局まで問合せ下さい。(担当鈴木)