研究論文

50 kgf/mm² 級球状黒鉛鑄鉄の電子ビーム溶接に関する研究*

—ポロシティにおよぼす溶接条件の影響—

柴田 文男**, 安藤 精一***, 藤崎 登****

Study on the Electron Beam Welding of 50 kgf/mm²
Class Nodular Cast Iron*

—Effect of Welding Conditions on Porosities—

by Fumio Shibata**, Seiichi Ando*** and Noboru Fujisaki****

This report describes the effect of welding conditions on porosities for electron beam welding of 50 Kgf/mm² class nodular cast iron (6, 12, 18 mm thickness) with SUS304 (0.5 mm thickness) as insert metal.

The results obtained in this experimental investigation are summarized as follows;

- (1) Amount of porosities of the fusion zone remarkably decreases by pretreatment annealing (950°C × 5 hr).
- (2) For the range of a_b value from 0.7 to 0.9, well type beads are formed and no crack is observed.
- (3) For the range of a_b value more than unity, wedge type beads are formed and weld cracks occurred and porosities increased.
- (4) Amount of porosities has tendency to decrease as beam current increase and to increase as welding speed increase.
- (5) For base metal of 6, 12 mm thickness, amount of porosities is remarkably decreased by 1 pass weld and for 18 mm thickness remarkably decreased by 2 passes weld.
- (6) Under optimum welding conditions, sufficient strength of the welded joint can be obtained.

1. 緒 言

球状黒鉛鑄鉄は鑄鉄より強度と延性にすぐれており、今日その普及は目覚ましい発展を遂げ、主に産業機械、自動車部品、球状黒鉛鑄鉄管用として多方面に使用されている。しかしながら、球状黒鉛鑄鉄の溶接性に関する研究報告は比較的少なく、電子ビーム溶接においては、僅かに A. Matting ら¹⁾ が板厚 6.12 mm の母材に、厚さ 1 mm の Ni をインサートメタルとして使用し、溶接部の諸性質について報告しているにすぎない。したがっ

て、球状黒鉛鑄鉄の電子ビーム溶接については、まだ解明しなければならない問題点も多く、特に溶接欠陥と溶接条件との関連性については不明な点が多い。

そこで著者らはすでに、30 kgf/mm² 級鑄鉄²⁾ と 50 kgf/mm² 級球状黒鉛鑄鉄³⁾ の電子ビーム溶接について一連の実験的研究を行ってきたが、その結果、直接球状黒鉛鑄鉄を電子ビーム溶接する場合、溶融凝固部に割れや気孔が著しく発生し、欠陥のない溶接部を得ることは極めて困難であったが、I 型突合せ面にインサートメタルを挿入することと、適正溶接条件を選定することによって、溶接部の溶接欠陥を防止あるいは減少させ得ることが明らかとなった。

本報告では、板厚 6, 12, 18 mm の 50 kgf/mm² 級球状黒鉛鑄鉄にオーステナイト系ステンレス鋼 SUS304 をインサートメタルとして使用し、電子ビーム溶接する場合について、母材の前処理焼鈍、 a_b 値⁴⁾、ビーム電

*原稿受付 昭和57年1月11日 (昭和53年度春季全国大会にて発表)

**正 員 日本大学理工学部 Member, College of Science and Technology, Nihon University

***正 員 日本大学生産工学部 Member, College of Industrial Technology, Nihon University

****正 員 日本大学大学院 (現在東京消防庁) Member, Graduate School of Nihon University (Present Address: Tokyo Fire Department)

流, 溶接速度, ビームパス回数などの溶接諸条件が, 溶接部のポロシティおよび割れ, ビード外観, 溶融凝固部の形状におよぼす影響について調査し, 特に本報では, ポロシティにおよぼす溶接条件の影響について調べた。

さらに, 溶接部の機械的性質について若干検討を加えた。

2. 実験方法

2.1 供試材料および実験装置

母材として使用した球状黒鉛鋳鉄 FCD 50 およびインサートメタルとして使用したオーステナイト系ステンレス鋼 SUS 304 の化学組成と機械的性質を Table 1 に示す。母材の形状および寸法は, 6, 12, 18 t×50×70 mm である。また, 母材はすべて機械加工の後, 鑄放し材ならびに脱ガスとフェライト化⁵⁾を目的にシリコニット電気炉により, 950℃×5 hr の焼鈍を行ったものを使用した。

Table 1 Chemical compositions and mechanical properties of base metal and insert metal

Materials	Chemical composition (%)								Mechanical properties	
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	O ¹⁾	T S (kgf/mm ²)	E. L. (%) G. L. 30 (mm)
Base metal	3.40	2.87	0.35	0.030	0.013	—	—	00018	AC 59.6	AC 12.5
Insert metal	0.07	0.68	0.97	0.022	0.012	8.64	18.43	00048	AN 49.3	AN 15.1

Notes: 1) AC : As-cast
2) AN : Annealed, 950°C×5hr

インサートメタルの形状および寸法は, 0.5 t×6, 12, 18×70 mm とし, Fig. 1 に示すごとく, I 型突合せ面に合致させ突合せ溶接を行った。なお, 母材は溶接直前に脱磁を行い, 母材の突合せ面とインサートメタルは, アセトンで洗浄し十分に脱脂を行った。

溶接装置は, 最大加速電圧 150 kV, 最大出力 6 kW, 最大ビーム電流 40 mA の高電圧高真空型電子ビーム溶接装置を使用した。なお, 本実験では, 加速電圧 150 kV, 加工距離 150 mm, 真空度 1×10^{-4} Torr を一定として実験を行い, 主に溶接条件を種々変えた場合の溶接部縦断面に占めるポロシティの発生率を Fig. 2 より求めた。

Fig. 1 Joint configuration with insert metal

$$\text{Relative porosity} = \frac{\sum A_i}{l \times t} \times 100 (\%)$$

Fig. 2 Evaluation of porosity

3. 実験結果および検討

3.1 ポロシティにおよぼす前処理焼鈍の影響

母材中におけるガスの放出の促進ならびにフェライト化を目的として, 溶接前の母材に 950℃×5 hr の前処理焼鈍を行った。

Fig. 3 は板厚 12 mm の母材に鑄放し材を使用した場合と, 950℃×5 hr の焼鈍材を使用した場合のビード縦断面のマクロ組織とポロシティの発生率を示したものである。ポロシティは鑄放し材の場合, ルート部から中央部において, 2.92%発生したのに対し, 焼鈍材の場合はルート部に発生し, ポロシティは1.22%に減少している。

しかし, 一般にリド鋼の電子ビーム溶接において

Heat treatment	Longitudinal cross section	Relative porosity
As-cast		2.92 (%)
Annealed 950°C×5hr		1.22 (%)

Fig. 3 Longitudinal cross section at different heat treatment

Notes: 1) a_0 parameter: 0.8
2) Beam current: 18 mA
3) Welding speed: 600 mm/min
4) FCD 50, 12 mm t

は, 溶接中に CO ガスが著しく増加するとの報告⁶⁾や母材中の C, O 量が増加するとブローホールが増加するとの報告⁷⁾もあり, 本実験においても, ポロシティ発生因子として, ガスが大きく影響していると考えられ, 焼鈍による母材中の O 量の低下⁸⁾が, ポロシティを減少させているものとする。

3.2 ポロシティおよび溶融凝固部の形状におよぼす焦点位置の影響

Fig. 4 はインサートメタルとして使用したオーステナイト系ステンレス鋼に, a_b 値を種々変えてビード溶接を行った場合のビード横断面のマクロ写真を示したものである。その場合, 溶接入熱 (2700 J/cm) を一定とし, a_b 値を 0.6~1.6 まで種々変化させて溶接を行い, 溶融凝固部の形状におよぼす影響について検討した。その結果, a_b 値 0.6~0.9 においては溶込み深さは a_b 値の増加にともない増大し, a_b 値 1.0~1.6 においては, 逆に溶込み深さは減少する傾向を示した。その場合の溶融凝固部の形状は, a_b 値 0.5, 0.6 および 1.0, 1.1, 1.2 の場合, クサビ型ビードを形成し, a_b 値 0.7~0.9 では, ほぼ安定な井戸型ビードを形成した。また, a_b 値の増加に伴い, クサビ型ビード, 井戸型ビード, クサビ型ビード, ワインカップ型ビードへと移行する形状が観察された。なお, 溶込み深さの増大する a_b 値 0.8, 0.9 は, ビードが貫通し表面ビード幅は極めて狭く, 滑らかで良好なビード外観が得られている。

Fig. 4 Effect of a_b parameter on transverse profile section

Notes: 1) Beam current: 18 mA
2) Welding speed: 600 mm/min
3) Insert metal: Stainless steel

Fig. 5 は板厚 6.12 mm の母材に, インサートメタルを挿入して, それぞれ溶接入熱 (1000 J/cm, 3300 J/cm) を一定として, a_b 値を種々変えて溶接した場合のポロシティの発生率を示したものである。ポロシティは板厚 6, 12 mm の母材とも a_b 値 0.8 で減少しているが, 板厚 6 mm の母材では, ポロシティにおよぼす各 a_b 値の影響はあまり認められなかった。一方, 板厚 12 mm の母材では, a_b 値 0.9 の場合, 溶込み深さが増大し, 一部溶落ちが認められ, そのためルート部に R ポロシ

Fig. 5 Effect of a_b parameter on relative porosity

Fig. 6 Transverse crack of weld zone

Notes: 1) a_b parameter: 1.0
2) Beam current: 22 mA
3) Welding speed: 600 mm/min

ティが発生したものと思われる。なお, 薄板の場合には, 各 a_b 値に対して, 溶融凝固部の形状に差異を生じないが, 板厚 12 mm の母材では, 各 a_b 値に対して, 溶融凝固部の形状に著しい影響をおよぼしている。したがって, ポロシティの発生原因の一つとして, 溶融凝固部の形状すなわち a_b 値の設定条件に大きく依存し, 井戸型ビードを形成する a_b 値を採用し, 極力母材側の溶融を最少限にする a_b 値を設定しなければポロシティの減少は期待できないものとする。なお, a_b 値 0.6, 1.0 の場合, 溶接部に割れが発生し, 直接球状黒鉛鋳鉄を溶接した場合と同様の割れが観察された。その場合の割れの顕微鏡写真を Fig. 6 に示す。写真から明らかなように, ポロシティに連なった粒内および粒界割れが認められた。

3.3 ポロシティにおよぼす溶接入熱の影響

Fig. 7 は板厚 12 mm の母材に, ビーム電流を種々変

Fig. 7 Bead appearance and cross section in various beam current

Notes: 1) a_b parameter: 0.8
2) Welding speed: 600 mm/min
3) FCD 50, 12 mm

えて溶接を行った場合の表面および裏波ビード外観と、溶融凝固部の形状を示したものである。ビーム電流が 22~26 mA の場合、表面および裏波ビード外観が良好な溶接が得られている。また、溶融凝固部の形状は、ビーム電流が 22~26 mA においては、ほぼ一定な井戸型ビードを形成している。しかしながら、ビーム電流が 16 mA の場合、表面ビード幅より裏波ビード幅が狭く、一定な溶融凝固部の形状は得られていない。Fig. 8 はその場合のビード縦断面のマクロ写真とポロシティの発生率を示したものである。ビード外観が良好な 22~26 mA の範囲では、ポロシティは著しく減少している。また、ポロシティはビーム電流の増加に伴って、ポイド状の R ポロシティから微細な A ポロシティに移行する形状が認められた。

Fig. 9 は板厚 6, 12, 18 mm の母材に、ビーム電流を種々変えて溶接を行った場合のポロシティの発生率を示したものである。図から明らかなように、板厚 6 mm の母材では、ビーム電流が 6~12 mA の範囲では、ポロシティの発生は少なくビーム電流の影響は認められない。しかし、板厚 12 mm の母材では、ビーム電流の増加にともない、ポロシティは顕著に減少することが認められた。なお、板厚 18 mm の場合は、板厚 12 mm ほどポロシティの減少は著しくなかった。また、各板厚における

溶接入熱は、板厚 6 mm の場合 (900~1800 J/cm)、板厚 12 mm (2400~3900 J/cm)、板厚 18 mm (3600~4800 J/cm) である。

Beam current	Longitudinal cross section	Relative porosity
16 mA		8.91 (%)
18 mA		1.22 (%)
20 mA		0.44 (%)
22 mA		0.05 (%)
24 mA		0.01 (%)
26 mA		0.04 (%)

Fig. 8 Longitudinal cross section of weld zone in various beam current

Notes: 1) a_b parameter: 0.8
2) Welding speed: 600 mm/min
3) FCD 50, 12 mm

Fig. 9 Effect of beam current on relative porosity

次に Fig. 10 は前述の場合と同様な板厚について, ポロシティにおよぼす溶接速度の影響を示したものである。その結果, ポロシティは板厚 6 mm の母材では, すべて球状の A ポロシティが若干発生し, 高速(800mm/min)で若干ポロシティの増大が認められた。また, 板厚 12, 18 mm の場合は, 溶接速度の増加により, ポロシティおよびボイド状の欠陥が著しく発生し, 板厚 12 mm より 18 mm の方が, ポロシティの発生が著しかった。なお, 板厚 18 mm の母材で, 溶接速度 800 mm/min の場合に溶込み不足を生じ, そのためポロシティはわずかに減少したものである。溶接入熱は, 板厚 6 mm の場合 (1800~900 J/cm), 板厚 12 mm (4050~2025 J/cm), 板厚 18 mm (5400~2700 J/cm) である。

Fig. 10 Effect of welding speed on relative porosity

以上の結果より, ビーム電流の増加に伴ってポロシティは減少し, また, 溶接速度の増加に伴ってポロシティは増大する傾向が認められた。また, 母材の板厚が厚くなるに従い, ポロシティ発生に対し, ビーム電流および溶接速度の影響が著しいことが認められた。従って, ビーム電流の増加は, 溶融凝固部の凝固を遅延しガスの放出が容易になり, 一方, 溶接速度の増加は, 凝固を速くすることによりガスの脱出が困難になり, ポロシティの発生に著しい影響をおよぼすものと考ええる。また, 板厚の増加については, 本実験の場合井戸型ビードを形成する条件下で, しかも, 溶融幅(1 mm 以下)が極めて狭く, 溶接時に発生するガスが板厚の増加とともに増大し, ポロシティの発生を大きくした一因と考える。

3.4 ポロシティにおよぼすビームパス回数の影響

板厚 6, 12 mm の母材では, 適正な溶接条件を選定することにより, 1パスで良好なビード外観とポロシティの極めて少ない溶接部が得られることを明らかにした。しかし, 板厚 18 mm の母材では1パス溶接において, 低速時にポロシティは著しく減少する傾向を示したが, ビード表面にアンダーフィルが認められ, 良好なビード外観は得られなかった。そこで, 良好なビード外観を得るとともにポロシティを減少させるために, Fig. 11 に示すごとく, ビームパス回数の影響を検討した。ポロシティは, 1パス溶接の場合は2.71%発生し, 2パス溶接の場合は0.63%に減少することが認められた。また, 1パスおよび2パス溶接とも, 良好なビード外観が得られている。なお, 溶接部のポロシティ減少に対し, 1パス溶接の場合は, 溶接速度を遅くすることによって, 凝固を遅延させ, ポロシティは減少することが考えられる。一方, 2パス溶接の場合は, 1パス溶接で溶接部に残留したガスをさらに溶接することによって, ガスの放出を促進し, その結果, ポロシティは減少したものとする。

また, ポロシティは, 1パス溶接の場合は溶融凝固部のルート部に発生し, 2パス溶接では溶融凝固部の中央部から上部に分散する傾向が認められ, 板厚が厚くなるに従い, 2パス溶接はポロシティ減少に有効であるように思われる。

3.5 溶接部のマイクロ組織および硬さ分布

Fig. 12 は溶接部近傍のマイクロ組織と硬さの関係を示したものである。溶融凝固部は硬さが低く, オーステナイトでセルデンドライト組織を呈している。また, ボンド部の黒鉛の周囲は極めて硬化し, 共晶およびマルテン

Number of passes	Longitudinal cross section	Relative porosity
1		2.71 (%)
2		0.63 (%)

Fig. 11 Longitudinal cross section of weld zone in various passes

- Notes: 1) a_b parameter: 0.8
2) Beam current: 30 mA
3) Welding speed: 600 mm/min
4) FCD 50, 18 mm

Fig. 12 Microstructure and micro-vickers hardness of weld zone

Notes: 1) a_b parameter: 0.8
2) Beam current: 22 mA
3) Welding speed: 600 mm/min

サイトの生成が認められる。

Fig. 13 は a_b 値 0.6, 0.8, 1.0 の場合の溶接部の硬さ分布を示したものである。 a_b 値 0.6, 1.0 の場合、 a_b 値 0.8 と比較して溶融凝固部の幅は広範囲で硬化していることがわかる。しかし、溶融凝固部の幅が拡大する a_b 値 0.6 および 1.0 の場合は、クサビ型ビードを形成し、そのため母材の黒鉛が多く溶融して、溶融凝固部が硬化したために、割れが発生したものと考えられる。なお、溶接部の冶金的な問題については、別途検討を行っている。

Fig. 13 Effect of a_b parameter on micro-vickers hardness distribution of weld zone

3.6 溶接部の継手引張試験

Table 2 に示すごとく、 a_b 値 0.8 および 1.0 の継手に

Table 2 Tension test

Base metal tensile strength 49.3 (kgf/mm ²)
Appearance of test piece
Fracture appearance
Breaking position	Bond	Fusion zone
T. S (kgf/mm ²)	53	33
Elongation(%)	4	1
Active beam parameter	0.8	1.0
Insert metal thickness(mm)	0.5 (2 passes)	

ついて、JIS 4 号試験片に準じて、継手引張試験を行った結果、 a_b 値 0.8 の場合は、ボンド部で破断しており、十分な強度を有する継手が得られていることがわかる。

4. 結 言

本報告においては、板厚 6, 12, 18 mm の 50 kgf/mm² 級球状黒鉛鋳鉄に SUS 304 ステンレス鋼をインサートメタルとして使用し、電子ビーム溶接を行う場合について、主としてポロシティにおよぼす溶接条件の影響を検討してきた。その結果、次の結論が得られた。

(1) 板厚 6, 12, 18 mm の母材に 950℃×5 hr の前処理焼鈍をして溶接を行った場合、ポロシティは顕著に減少する。また、母材の板厚が厚くなるに従い、前処理焼鈍によるポロシティの減少は顕著である。

(2) 板厚 6, 12, 13 mm の母材とも a_b 値 0.7~0.9 の場合、良好なビード外観が得られた。また、溶融凝固部の形状も一定な井戸型ビードを形成した。なお、溶融凝固部の形状がクサビ型ビードを形成する a_b 値 0.6, 1.0 の場合、溶融凝固部に顕著な割れとポロシティが発生する。

(3) ポロシティはビーム電流の増加に伴って減少し、一方、溶接速度の増加に伴って、ポロシティは増大する傾向が認められる。また、ポロシティの発生に対し、母材の板厚が厚くなるに従い、ビーム電流および溶接速度の影響が顕著である。

(4) 板厚 6, 12 mm の母材では、1パス溶接でポロシティは著しく減少する傾向を示したが、板厚 18 mm の母材では、2パス溶接の場合ポロシティは顕著に減少する。

(5) 適正な溶接条件で溶接を行った場合、継手効率良好で健全な溶接部を得ることが可能である。

謝 辞

本研究において、種々御援助いただいた財団法人日本溶接技術センターの関係各位ならびに熱心に実験に協力していただいた日本大学生産工学部機械工学科溶接研究室の卒業研究生の諸君に感謝の意を表わします。

参 考 文 献

- 1) A. Matting und K. Seifert; Erfahrungen beim Elektronenstrahlschweißen von Gußeisen mit Kugelgräfit, Schweißen und Schneiden, 20-6 (1968), 266-269
- 2) 安藤, 朝比奈, 平野; 鋳鉄の電子ビーム溶接に関する二, 三の実験, 溶接学会全国大会講演概要, 第14集 (1974), 144-145, 第12回電子ビーム溶接研究会資料, EBW-97-73 (1974)
- 3) 安藤, 柴田, 藤崎; 球状黒鉛鋳鉄の電子ビーム溶接 (第2報), 第26回日本溶接協会特殊材料溶接研究委員会鋳物小委員会資料, CW-51-78 (1979)
- 4) Y. Arata; Terms and Definitions Proposed from Japan, IIW, (1972)
- 5) 大和田 野, 西村, 宮田; 球状黒鉛鋳鉄のフェライト化速度につい

- て, 鈎物, 44-8 (1972), 666-673
- 6) M. J. Bibby, G. Burbidge and J. A. Goldak; Gases Evolved from Electron Beam Welds in Plain Carbon Steels, Weld. J. 51-12 (1972), 844-847
- 7) 渡辺, 志田, 鈴木, 岡村; 電子ビーム溶接の欠陥発生および防止に

関する研究 (第1報), 本誌, 43-7 (1974), 678-683

- 8) 安藤, 大久保; 50 kgf/mm² 級球状黒鉛鋼鉄の電子ビーム溶接 (主として溶接部の組織観察), 溶接学会全国大会講演概要, 第26集 (1980), 294-295, 第31回電子ビーム溶接研究委員会資料, EBW-240-80(1980)

配管の高速自動溶接に関する研究 (第1報)*

—溶 接 施 工—

常富 栄一**, 馬田 豊昭**, 斉藤製雄**, 桜井 英夫**, 斉藤 達郎***

Study on High Speed Automatic Welding of Piping (Report 1)*

—Welding Procedure—

by Eiichi Tsunetomi**, Toyooki Bada** Kesao Saito**, Hideo Sakurai** and Tatsuro Saito***

Pipeline installation requires the use of a welding method presenting high pipe-laying efficiency and therefore high welding speed.

The present report describes the development of welding procedure by the automatic one side downhill welding method using high-current-density GMAW with regard to the girth welding of pipe. In this method, the groove root is made tight and non-gapped, and welding is performed in the narrow gap with little deposit metal, in order to shorten the pipe alignment and welding time. An appropriate procedure for this method was established by developing the downhill welding which uses copper backing on the pipe inside and small diameter solid wire on the pipe outside. When the standard welding conditions are deviated from, the welding arc will touch the copper backing sometimes causing the copper to deposit on the root bead. This deposition of copper on root beads causes not only cracking of beads, but decreasing pipe-laying efficiency due to consumption of copper backing. As a result of various researches, this problem was resolved by preparing another groove on the pipe inside in addition to the groove on the pipe outside. The use of the improved shape of groove expanded the zone of appropriate welding conditions for root pass toward the high-speed welding side. The built-up sequence was divided basically into three kinds of passes, the root pass, intermediate pass and cap pass, and each pass was expressed graphically to facilitate the selection of welding conditions for assuring no welding defects and high welding efficiency.

This welding method was applied into a welding system with the development in computer control technique and with the development in internal clamp.

1. 緒 言

近年, 溶接自動化の傾向はエレクトロニクス技術の発展普及と共にあらゆる分野におよび, スポット溶接をはじめアーク溶接もロボット化する時代に入ろうとしている。しかし, リアルタイム・フィードバック機能を備えた人工知能型アーク溶接機の完成期には至っていない。

一方, 海底エネルギー資源の開発に欠くことができない海底パイプラインの建設は, 世界各地で, ますます積極的に進められている。

海底パイプラインの敷設作業は敷設船上に配置された複数の作業ステージにおいて, 溶接, NDI, 塗覆装に至る一連のパイプ接続作業を, 連続して行いながら間歇的にパイプを海底へ敷設していく方法が採られている。膨大な経費を要する船団の移動効果を上げるには, 接合作業を速めるしかなく, 中でも溶接作業速度の向上がポイントとなっている。この溶接は固定管の突合せ溶接で, かつ全姿勢裏波溶接であり, しかも高品質を要求される

*原稿受付 昭和57年2月12日 (昭和54年度秋季全国大会にて発表)

**正 員 新日本製鉄(株)製品技術研究所 Member, Nippon Steel Co. Products Research & Development Lab.

***正 員 新日本製鉄(株)相模技術センター Member, Nippon Steel Co. Sagami Engineering Center