電子ビーム溶接時の溶融過程と溶融金属の流動挙動*

—電子ビーム溶接現象に関する研究（第4報）—

塚本 進**, 入江 宏定**

Effect of Molten Metal Behavior on Melting Process in Electron Beam Welding*

—A Study on Electron Beam Welding Phenomena (Report 4)—

by Susumu Tsukamoto** and Hirosada Irie**

This paper describes the effect of molten metal behavior on melting process and spiking phenomenon in electron beam welding. X-rays generated as a consequence of beam-metal interaction were detected at specific sites of 3 mm in length along penetration to clarify the melting process for various beam focussing conditions and welding speeds. Behavior of molten metal flow was also observed using high speed cinecamera simultaneously. JIS SM 50 A steel, Fe-10% Mn alloy and Fe-20% Mn alloy were used as base metals to investigate the effect of vapor pressure on melting process.

Results obtained were as follows.

- (1) Spiking phenomenon was caused by an intermittent melting of base metal depending on the fluctuation in morphology of beam cavity.
- (2) Spiking was suppressed with an increase in Mn content involved in the base metal, since the beam cavity was stable and always clear of molten metal during welding by high pressure Mn vapor.
- (3) The front wall of the beam cavity was melted almost continuously for upper focussing condition, whereas it was melted intermittently for down focussing condition due to the periodical flow of the molten metal, resulting in more probable occurrence of acute spiking.
- (4) Spiking was more likely to occur with a decrease in the welding speed under the same penetration depth, since the electron beam could drill the bottom deeply for low welding speed.
- (5) The periodical flow was caused by natural vibration of the molten metal or high voltage power ripple depending on the amount of the molten metal around the beam cavity.

Key Words: Electron beam welding, Spiking, Melting process, Molten metal flow, X-ray, Welding parameter, Metal vapor

1. 緒 言

部分溶込み電子ビーム溶接時に先鋭なスパイクが形成されると、ルートポロシティやコールドシャット等の欠陥が顕著に発生し、溶接継手の性能劣化の原因となる。

前報では、電子ビームを照射した際に発生するX線の挙動と溶融金属の流動挙動を同時に観測し、スパイクの発生が溶融金属の周期的な流動に依存して起る間欠的な溶融過程に起因した現象であることを指摘した¹⁾。

一方、スパイクの発生傾向には溶接パラメータや供試材料に依存して変化することが知られている。本研究では、ビーム焦点位置、溶接速度並びに供試材を変えることにより、個々の条件下での流動挙動並びに溶融過程を調べ、得られた結果に基づき、スパイクの発生傾向が異なる原因を考えた。また、スパイク現象を支配する最も主要な要因である溶融金属の周期的な流動現象に関しても、若干の考察を行った。

2. 間欠的な溶融現象とスパイクの発生機構

電子ビーム溶接においては、よく知られているようにビーム直下に細長いビーム孔が形成され、この前面で母

Fig. 1 Schematic diagram of electron beam welding phenomenon

材が溶融されることにより深溶込み溶接が行われる (Fig. 1)。ビーム孔前面では、必ずしも電子ビームの均一な照射により連続的な溶融が起っているとは限らず、条件によっては表面からルート部へ向う間欠的な溶融現象が周期的に起るといわれている^{2)~5)}。前報では、スパイクが最も発生しやすい条件のもとで溶融過程を調べ、間欠的な溶融現象並びにスパイクが、次のような機構により発生することを指摘した¹⁾。

スパイクが最も顕著に発生する条件のもとでは、溶融

*原稿受付 平成2年12月3日 平成元年度秋季全国大会で発表

**正 員 金属材料技術研究所 Member, National Research Institute for Metals

金属がビーム孔から激しく噴出する現象と、これが溶融池後端で反転し再びビーム孔内へと流入する現象が交互に繰り返されており、これに伴ってビーム孔周辺に存在する溶融金属量が周期的に変動する。溶融金属が流入する過程では、これがルート部へ向う電子ビームの侵入を妨げるため、電子ビームはビーム孔前面の表面に近い位置から溶込み中央部付近を主に照射する。流入した溶融金属が溶込み底部まで達すると、この位置で電子ビームの直接照射を受け、激しい金属蒸気の発生を伴って一挙にビーム孔外へと噴出する。その結果ビーム孔周辺に溶融金属がほとんど存在しなくなり、電子ビームが容易にルート部へと侵入し、この位置を激しく穿孔することによりスパイクが発生する。

すなわち間欠的な溶融現象並びにその結果として生じるスパイクの発生は、ビーム孔後方に存在する溶融金属の周期的な流動に依存した現象であるといえる。

3. 実験方法

電子ビームによる母材の溶融状態は、電子ビームが照射した際に発生するX線を、溶込み方向のある特定な位置で検出し、その変動挙動を観察することにより知ることができる。すなわち、前述したような間欠的な溶融現象が活発に起っている場合には、これに呼応したX線量の周期的な変動が観察されるはずである。そこで、Fig. 2に示すように、試験片側面の測定すべき箇所には幅3 mm 深さ6 mm の溝を設け、これと鉛製コリメータにより溶込み方向の特定な3 mm の範囲から発生したX線のみを選別し、Xe 比例計数管でその測定を行った。

まず供試材に溶接構造用鋼 SM50A を用い、種々の焦点位置並びに溶接速度のもとでX線を検出し、それぞれの条件下での溶融過程を調べた。また、これと同時に表面付近で溶融金属の流動挙動を高速度映画撮影し、これらの結果をもとにスパイクの発生傾向が条件により異なる原因について検討を行った。このときの溶接条件を

Fig. 2 Detecting method of X-ray generated at specific parts along penetration

Table 1 Welding condition

Accelerating voltage	V_b	50 kV
Welding speed	v_b	5, 10, 25, 50, 100 & 200 cm/min
Lens current	I_f	4.98 A
Objective distance	D_o	145 - 275 mm

Table 1 に示す。なお焦点位置の変化は、収束レンズ電流 I_f 一定のもとで対物距離 D_o を変えることにより行い、ビーム径並びに焦点距離は、ビーム軸方向の各位置でパワー密度分布を測定することにより求めた。収束レンズ電流 I_f が 4.98 A のもとでは、 D_o が 205 mm の位置に焦点が存在する。また、同一出力のもとで溶接速度を変えると、溶込み深さも同時に変化しこの影響を無視することができなくなる。そこで、ビーム電流を調整することにより、同一溶込み深さのもとでも、スパイクの発生並びに溶融過程に及ぼす速度の影響を調べた。

一方、電子ビーム溶接は真空中で溶接が行われるため、金属蒸気の発生に伴う種々の力が溶融金属を動かす駆動力として働く⁶⁾。このため、金属蒸気の発生量により溶融金属の流動挙動が変化し、その結果溶融過程やスパイクの発生に影響を及ぼすことが予想される。そこで、鉄中に蒸気圧の高い Mn を 10 及び 20% 含有した Fe-Mn 合金を母材として用い、スパイクが顕著に発生する条件のもとで流動挙動、溶融過程並びにスパイクの発生傾向を調べた。

4. 実験結果及び考察

4.1 スパイクの発生に及ぼす供試材及び溶接パラメータの影響

既に報告したように、スパイクはルート部でのパワー密度の増加に伴い発生しやすくなる。Fig. 3 には、各焦点位置のもとでのスパイクの発生状況を示すが、ルート部に焦点が存在する $D_o = 165$ mm の条件で最も先鋭なスパイクが発生していることがわかる。一方ルート部でのビーム径すなわち平均パワー密度が同等でも、Fig. 4 に示すように、電子ビームがルート部において収束途中にある (Type A) か発散途中にある (Type B) かによりスパイクの発生傾向が異なる。Fig. 5 はその結果を示したもので、収束途中にある Type A の電子ビームの方が平均スパイク長 Δh_p が大きくなっており、よりスパイクが発生しやすくなる。

Fig. 6 には、同一溶込み深さのもとでスパイクの発生に及ぼす溶接速度の影響を調べた結果を示す。速度の減少に伴いスパイクがより顕著に発生することがわかる。

供試材の成分、特に蒸発性成分によってもスパイクの発生傾向がことなる。本実験では SM50A (Mn: 1.43 mass%), Fe-10Mn (同10.02) 及び Fe-20Mn (同20.05) を使用したが、Fig. 7 にスパイクの比較的发生しやすい $D_o = 175$ mm での両極端でのルート部の模様を示す。実験の結果 Mn 量の増加に伴いスパイクの発生は抑制されたが、図のように Fe-20Mn 合金ではスパイクのほとんど発生しない均一深さの溶込みが得られた。

4.2 溶融過程に及ぼす供試材及び溶接パラメータの影響

Fig. 8 及び 9 には、Mn 含有量の異なる鋼材を Fig. 7 と同一条件下で溶接し、それぞれ溶込み中央部及びルート部付近で検出したX線量の変動波形を示す。供試材に SM50A を用いた場合、先に述べたように、溶融金属の激しい噴出と流入が交互に繰り返され、これと対応してX線量も激しい変動を繰り返す。一方 Mn 含有量が増加するに従い次第に金属蒸気の発生が活発となり、Fig. 10 (b) に示すように、多くの溶融金属が溶融池表面へと流出する。その結果、ビーム直下で常に安定したビーム孔が形

Fig. 3 Effect of beam focussing condition on spiking phenomenon

Fig. 4 Two types of beam diameter distribution pattern at the root

Fig. 5 Comparison of spiking length between two types of electron beam

Fig. 6 Effect of welding speed on spiking phenomenon

Fig. 7 Effect of vapor pressure on spiking phenomenon

Fig. 8 Effect of Mn content on variation in X-ray intensity generated at the center of penetration

Fig. 9 Effect of Mn content on variation in X-ray intensity generated near the root

Fig. 10 Effect of Mn content on behavior of molten metal

成され、間欠的な溶融過程を支配する熔融金属の振動が減少するため、Fig. 8 及び 9 (b), (c) に示すように、X線量の変動も著しく減少する。これは、ビーム孔後方に存在する熔融金属の振動が小さくなるに従い、溶融過程の間欠性が次第に失われることを意味する。Mn 量の増加に伴いスパイクが抑制された原因の一つとして、活発な金属蒸気の発生により電子ビームが散乱され、ルート部での穿孔能力が低下する点が挙げられる。しかしながら SM50A を用いた場合には、焦点位置の移動によりルート部でのパワー密度を大幅に低下させても Fig. 7 (b) に示したような均一な溶込みは得られず、このため前述した溶融過程の違いがスパイクの発生傾向の異なる最も主要な要因といえる。したがってスパイクを抑制するには、熔融金属の振動を小さくし、常に安定したビーム孔を形成することが有効といえる。

Fig. 11 には、各種焦点位置のもとで測定したX線量の挙動を示す。(a)はルート部に焦点がある場合、(b)は試験片表面に、(c)はこれより上方に焦点が位置する場合の結果を示す。このときの表面付近での熔融金属の挙動を観察すると、(a)の条件では、熔融金属が周期的かつ活発に流動するのに対し、焦点位置が上方へと移動するに従い、その周期性が次第に不明瞭となり、かつ熔融金属の流動が穏やかとなる傾向を示した。X線の挙動もこれとよく対応しており、焦点位置がルート部から上方へと移動する (Fig. 11 (a)→(c)) に従い、その変動が小さくなる傾向が認められた。すなわち、下焦点では、活発な熔融金属の流動に呼応してビーム孔前面が間欠的に溶融されるのに対し、上焦点ではかなり連続的な溶融が起っているといる。焦点位置によりスパイクの発生傾向が異なった

Fig. 11 Variations in X-ray intensity generated at the center of penetration for various beam focussing conditions

のは、このような溶融過程の違いに依存する点が多い。

同一溶込み深さのもとで溶接速度を変えた場合、速度の減少に伴いスパイクが顕著に発生する傾向にあった。しかしながら、X線量の変動波形を観察すると、どの条件においてもほぼ同様な挙動を示しており、溶融過程に及ぼす速度の影響は比較的小さいといえる。したがってスパイクの発生傾向が異なった原因としては、ルート部を溶融する時点において、速度が小さくなる程電子ビームが同一位置を長時間照射することになり、その結果より深く穿孔することができたためと考えられる。

4.3 溶融金属の周期的な流動現象に関する一考察

前述したように、間欠的な溶融現象並びにスパイクの発生は、ビーム孔後方に存在する溶融金属の周期的な流動に大きく依存する。そこで次に、溶融金属が周期的に流動する機構について若干の検討を加えた。

まず、本研究で流動の周期性が明確であった下焦点($D_0=175\text{ mm}$, $D_F=205\text{ mm}$)において溶接速度を種々変化させ、流動挙動の高速度撮影結果及びルート部付近で測定したX線の変動挙動から、溶融金属が流動する平均周波数(流動周波数)を求めた。X線量の変動周波数は、電子ビームがルート部を穿孔する際に必ずしも測定位置まで深く穿孔しない場合があるため、高速度撮影結果よりも若干小さな値となる場合もあったが、両周波数測定結果は良い一致を示していた。

Fig. 12には、同一出力のもとで溶接速度を変えたときの流動周波数の推移を示す。速度が10~50 cm/minの範囲では、電源変動に呼応した100 Hzで非常に小さな振動が認められたが、これよりもさらに低周波で大量の溶融金属の噴出とその流入が激しく繰り返された。またその周波数は、約14 Hzから23 Hzまで速度の上昇と共に緩やかに増加した。溶接速度が100 cm/min以上になると、溶融金属の噴出と流入は交互に繰り返されず、噴出した溶融金属が溶融池表面を流動中に再び新たな噴出が起っていた。またその周波数は、電源のリップルに対応した100 Hzではほぼ一定な値となった。このように溶融金属が流動する周波数は溶接速度に大きく依存するが、同一出力のもとでは溶込み深さも変化するため、この影響も考慮に入れる必要がある。そこで、速度が10~50 cm/min

の範囲で、溶込み深さが45 mm程度に一定となるようビーム電流を調整し、このときの流動周波数を調べた。その結果をFig. 13に破線で示す。これを見ると、いずれの速度においてもほぼ同程度の周波数となり、流動周波数は溶込み深さに依存するといえる。一方、Fe-20% Mn合金を母材とした場合には、低速で溶込み深さが大きな領域でも溶融金属の流出と流入が交互に繰り返されず、電源変動に対応した100 Hzで小さな噴出が認められた(Fig. 12▲印)。

以上の結果より、溶融金属が周期的な流動を起す原因として次の2つの要因が挙げられる。その第1は電源のもつリップルであり、第2は、ビームと溶融金属の相互作用により噴出した溶融金属が、溶融池後端で反転し、ビーム孔内へ戻ることに再び相互作用を起す溶融金属固有の振動に起因した現象である。両者のうちいずれが溶融金属の流動に対して支配的であるかは、溶融金属に働く力のバランスに起因したビーム孔内での溶融金属量に依存すると考えられる。

ここで、ビーム孔底部において溶融金属に働く力のバランスを考える⁷⁾。Fig. 14に示すように、ビーム孔を埋め

Fig. 13 Effects of welding speed and penetration depth on frequency of molten metal flow

Fig. 12 Relationship between welding speed and frequency of molten metal flow

Fig. 14 Force balance on the vapor-metal interface at the bottom of beam cavity

る方向には熔融金属の静水圧 P_g 及び表面張力 P_r が働く。これに対してビーム孔を保持する方向には、金属蒸気の静圧 P_v 及び蒸気発生時の反発力 P_R が働き、これらがバランスすることにより、ビーム孔が静的に保持される。

$$P_g + P_r = P_v + P_R \quad (1)$$

今、熔融金属の表面近傍において飽和蒸気圧 p (torr) となる層が存在すると仮定すると、 P_v は p と等しくなる。

$$P_v = p(\text{torr}) = 1323p \text{ (dyn/cm}^2\text{)} \quad (2)$$

P_R は、単位時間に単位面積から発生する金属蒸気の重量 m (g/cm² s) と蒸発粒子の平均速度 v (cm/s) の積で与えられる。Langmuir の蒸発量の式より m は次式で与えられる。

$$m = 5.83 \times 10^{-2} \cdot p \sqrt{M/T} \text{ (g/cm}^2\text{s)} \quad (3)$$

M : 分子量, T : 温度 (K)

蒸発粒子の平均速度 v (cm/s) は、これがマックスウェルボルツマンの分布則に従っているとすると、次式で与えられる。

$$v = 2\sqrt{2RT/\pi M} \text{ (cm/s)} \quad (4)$$

R : 気体定数 ($R = 8.314 \times 10^7$ erg/deg mol)

したがって、 P_R は次式で示すように、飽和蒸気圧 p に比例した値となる。

$$P_R = mv = 848.5p \text{ (dyn/cm}^2\text{)} \quad (5)$$

すなわち、ビーム孔を保持する力 ($P_v + P_R$) は飽和蒸気圧 p に比例した値となる。

ここで、ルート部での曲率半径 r_1 が変化しないと仮定して、溶接速度及び供試材料が異なった場合のビーム孔の形態について考える。高速で溶込み深さが小さな領域では、重力ヘッド P_g の減少により(1)式の左辺が小さくなり、常に安定したビーム孔が形成される。また溶込み深さが大きくても、Fe-20% Mn 合金を母材とした場合には、飽和蒸気圧 p の上昇により ($P_v + P_R$) が増加し、安定したビーム孔が形成される。すなわち ($P_v + P_R$) が増加し、安定したビーム孔が形成される。すなわち ($P_v + P_R$) が ($P_g + P_r$) と比べて十分に大きく、ビーム孔が常に安定した形状を保っているもとでは熔融金属固有の振動が起りがたく、熔融金属は電源変動に呼応して小さな噴出を繰り返す。

一方、母材に SM50A を用いかつ溶込み深さが増加すると、重力ヘッド P_g の増加により大きなビーム孔を安定して形成することが次第に困難となる。その結果、ビーム孔底部に流入した熔融金属が電子ビームの直接照射により急激に加熱され、($P_v + P_R$) の急速な増加に伴い熔融金属が一挙にビーム孔外へと噴出する。噴出した熔融金属は、溶融池後端で反転し、再びビーム孔内へと戻ることに、同様な現象が繰り返される。すなわち、溶込み深さが大きな領域では、熔融金属固有の振動が流動挙動を支配する。

また、周期的な流動が活発であるか否かは、焦点位置に大きく依存する。これは、周期的な流動を起す発生源が、ルート部付近で起るビームと熔融金属の相互作用にあるためである。すなわち下焦点、特にルート部付近に焦点位置が存在する場合には、ルート部でのパワー密度が高いため振動の発生源が大きく、より周期的な流動が活発となる。さらに、電子ビームがルート部を照射している時点では、より高パワー密度の電子ビームが激しくルート部を穿孔するため、鋭いスパイクが形成される。

ルート部でのパワー密度の増加に伴いスパイクが発生しやすくなったのはこのためである。またルート部でのパワー密度が同等でも、ルート部で発散途上にあるビームを用いた方が、収束途上にある場合よりもスパイクが抑制される傾向にあった。この原因については明らかでないが、ビームのパワー密度分布が収束途上では台形分布、また発散途上では正規分布となることを既に報告しており⁸⁾、このような分布波形の違いが流動挙動及び穿孔作用に影響を及ぼしたと考えられる。

以上の結果より、スパイクを抑制するには、焦点位置をルート部から上方へと移動し、ルート部でのパワー密度を低下させることが有効である。しかしながらこのような条件下では、既に報告したように、ポロシティや凝固割れの発生原因となる局所的な凝固壁の乱れが発生しやすくなり⁹⁾、単に溶接パラメータを選択するだけではこれらの欠陥を同時に防止することが難しい。

5. 結 論

本研究では、溶接パラメータ及び供試材料が異なったもとで、熔融金属の流動挙動並びに溶融過程を調べ、これらとスパイクの発生傾向との関係について検討を行った。得られた結果を要約すると、以下のとおりである。

(1) スパイクは、電子ビームがビーム孔前面を間欠的に溶融することにより発生する。また、溶融過程が間欠的となるか否かはビーム孔形状の時間的な変化に依存し、熔融金属の周期的な流動が活発な場合には、その形状が周期的に変動し、より間欠的な溶融が起りやすくなる。

(2) ルート部でのパワー密度が増加するに従い、熔融金属の周期的な流動がより活発となると共に、ルート部での穿孔能力が増すため、スパイクが発生しやすくなる傾向にあった。

(3) 同一溶込み深さのもとで溶接速度を変えた場合、溶融過程に及ぼす速度の影響はほとんど認められなかったが、ルート部での穿孔能力が異なるため、速度の減少と共にスパイクが発生しやすくなる傾向にあった。

(4) 熔融金属が周期的に流動する機構はビーム孔周辺に存在する熔融金属量に依存して異なり、これが少ない場合には電源変動に、また多い場合には熔融金属固有の振動に依存すると考えられた。

本研究を遂行するにあたり、貴重なご助言を頂きました大阪大学溶接工学研究所松田福久教授に深く感謝の意を表します。

参 考 文 献

- 1) 塚本, 入江: 電子ビームによる母材の溶融過程とスパイクの形成機構, 本誌, 8-3 (1990)
- 2) C.M. WEBER, E.R. FUNK & R.C. MCMASTER: Penetration Mechanism of Partial Penetration Electron Beam Welding, Weld. J., 51-2 (1972)
- 3) G.L. MARA, E.R. FUNK, R.C. MCMASTER & P.E. DENCE: Penetration Mechanism of Electron Beam Welding and Spiking Phenomenon, Weld. J., 53-6 (1974)
- 4) 入江, 橋本, 稲垣: 電子ビーム溶接溶込み過程のミクロ的観察, 溶接学会誌, 50-11 (1981)
- 5) O.K. Nazarenko et al: Periodical Transfer of Metal in Electron-Beam Welding, Avt. Svarka, 8 (1973)
- 6) 塚本, 入江: 電子ビーム溶接における局所的な凝固の遅れの形

成因子, 本誌, 8-2 (1990)

- 7) T. HASHIMOTO & F. MATSUDA: Penetration Mechanism of Weld Bead in Electron Beam Welding, Trans.

NRIM, 7-5 (1965)

- 8) 入江, 橋本, 稲垣: 電子ビーム溶接の溶込み深さに関する研究 (第3報), 溶接学会誌, 46-10 (1977)

球状黒鉛鑄鉄に対する銀ろうのぬれ及び界面反応*

小野 幸徳**, 大城 桂作**

Wettability and Interaction of Silver-base Brazing Alloy Melts to Spheroidal Graphite Cast Iron*

by Yukinori Ono** and Keisaku Ōgi**

Wettability and interaction between ferritic spheroidal graphite cast iron and silver-base brazing alloy melts were studied to attain the higher interfacial strength and reliability of bonding. Wettability was estimated by sessile drop method. At 1023 K, the contact angles of molten Ag-Cu eutectic alloy melt were about 60° to the spheroidal graphite cast iron containing 13 vol.% graphite nodules, 150° to graphite substrate and 20° to Fe-Si-Mn alloy with the almost same composition as that of cast iron matrix, which satisfied the Cassie's equation for the wettability to composite materials. Although zinc lowered liquidus of brazing alloy below the eutectoid temperature of cast iron, it impaired the wettability. The addition of manganese to the alloy decreased the contact angle to about 60°. The thin Mn rich layer containing about 60% manganese appeared at the interface between brazing alloy and cast iron, which was identified as α -Mn by analytical electron microscope. The enrichment of manganese at the interface should improve the wettability.

Key Words: Brazing, Wettability, Interaction, Cast Iron and Silver-base Brazing Alloy

1. 結 言

フェライト球状黒鉛鑄鉄は鋼に匹敵する強度を持ち, また靱性にも優れるため産業用機械や自動車部品などに幅広く利用されている。この鑄鉄を鋼等の異種材料と接合するときアークなどを用いる融接法では, 鑄鉄の再溶解部のチル化による脆化が問題となる¹⁾。また鑄鉄を共析変態点以上に加熱すると, 基地がオーステナイト化し冷却過程でパーライト及びマルテンサイト変態して靱性を劣化させる可能性がある。

ろう材の中で銀ろうは比較的融点が低く接合強度も大きい。鋼をはじめ高強度合金の接合に幅広く利用されている。フェライト鑄鉄用の銀ろうとしては融点が共析温度以下の JIS. BAg 1~3 があるが, これらは Cd を含有し有害な Cd ヒュームを発生する。Cd ヒューム発生量は温度の上昇とともに増加し, 適正ろう付温度の 100 K 以上になると, 溶接作業管理基準 (WES9007) における Cd の管理濃度を大きく越える²⁾。Cd を含有しない低融点の銀ろうとして R.A. Harding は 49Ag-16Cu-23Zn-4.5Ni-7.5Mn 合金を開発し, フェライト球状黒鉛鑄鉄との接合実験を行い, 母材に匹敵する接合強度を得ている³⁾。ろう付において確実に健全な接合を得るためには, ろうが継手間隙に流入し十分広がる必要があり, 母材に対するろうのぬれ性の良いことが重要である。フェライト球状黒鉛鑄鉄はフェライト基地中に黒鉛が分散した複合組織であるため, ろうとのぬれ性は黒鉛-銀ろう, フ

ェライト-銀ろう間のぬれの平均的なものになると予測される。また, 界面では合金層や拡散層のような反応層の形成, 母材の溶け出しなど複雑な反応が生じ, ぬれや接合強度など界面に依存した性質に影響するものと考えられるが, 上記の Ni, Mn 含有銀ろうをはじめ, ろうと鑄鉄との接合過程の詳細に関する研究は少ない。そこで本研究では, フェライト球状黒鉛鑄鉄に対する銀ろうのぬれ挙動及び両者の界面反応について, 銀ろうの化学組成, 雰囲気及び温度との関係で研究した。

2. 実験方法

2.1 実験試料

実験に使用した球状黒鉛鑄鉄と Fe-Si-Mn 合金の組成を Table 1 に示す。球状黒鉛鑄鉄は低周波誘導炉で溶解し, 肉厚 25 mm の JIS G5502A 号 Y ブロックに鑄造した。画像解析装置による組織分析の結果, この球状黒鉛部と基地金属部の面積比は 1 : 7 であり, 基地中に占めるフェライトの割合は 96% で共晶セル境界部に 4% 程度のパーライトが生成していた。また, 本試料を高温に再加熱して 3.6 ks 保持後急冷し, 組織観察した結果から, 共析変態が 1033~1113 K で生じることを確認した。

Table 1 Chemical compositions of specimens (mass%).

	Si	Mn	C	Mg
Spheroidal graphite cast iron	2.55	0.25	3.80	0.03
Fe-Si-Mn alloy	2.59	0.49	—	—

*原稿受付 平成 2 年 12 月 10 日 平成 2 年度秋季全国大会で発表

**正 員 九州大学 Member, Kyushu University