溶射を利用した軟鋼管と鋳鉄の鑄ぐるみにおける接合過程*

野 口 徹^{*1}, 鴨 田 秀 一^{*2}
佐 藤 司^{*3}, 簗 谷 一 典^{*4}Bonding Process of Cast-in Inserts of Mild Steel Pipes
and Cast Iron using Thermal SprayingToru NOGUCHI, Shuichi KAMOTA,
Tsukasa SATO and Kazunori MINOYA

Thermal spraying of self-fluxing alloy is quite effective for good bonding in cast-in inserts of mild steel pipe by flake graphite cast iron. To clarify the thermal conditions for the bonding, the freezing process around the interface was analyzed by a finite difference method. The analysis showed that there are three types of boundary freezing: a) slow freezing where the solid fraction increases gradually; b) rapid freezing followed by remelting with temporary decrease in the solid fraction; and c) rapid and complete solidification without remelting. Successful bonding requires a steel surface at high temperature to contact a solid-liquid coexistent melt for a certain period. Sprayed alloy fused at the interface increases the maximum solid fraction and shortens the minimum contacting period greatly.

Key Words: Casting, Bonding, Thermal Spraying, Solidification, Finite Difference Method

1. 結 言

鑄ぐるみは、鑄造による成形性の利点を失わずに異種金属を接合して複合化する有効な手法である。しかし、接合の良否は芯材(被鑄ぐるみ材)と鑄ぐるみ溶湯の体積比および体積/接合面積比⁽¹⁾、鑄込温度などの条件、また両金属のぬれ性、酸化膜の形成⁽²⁾など多くの要因に左右され、大気中の鑄ぐるみでは良好な接合が得られる範囲は限定される。このため接合界面にNiメッキ等の表面処理⁽³⁾を施すことにより接合性の改善を図るのが一般的である。

著者らは鋳鉄による軟鋼の鑄ぐるみにおいて、接合界面に自溶合金の溶射を施すことによって接合性が著しく改善されることを示した⁽⁴⁾⁽⁵⁾。本報ではこの手法による鑄ぐるみの場合の接合条件を明らかにすることを目的として、実測した溶湯温度を境界条件とする差分法を用いて界面の温度経過と溶湯の凝固の進行状況

を解析し、接合の過程と溶射皮膜の効果について考察した。

2. 鑄ぐるみ実験

2・1 試料および鑄ぐるみ方法 本実験では軟鋼管を片状黒鉛鋳鉄溶湯にて鑄ぐるんだ。その状況を図1に示した。鋼管は JIS STKM 13A 相当で、試験部長さ 100 mm、外径 36 mm 一定とし、肉厚を 2, 3, 4(mm)の3種類に変えた。鋳鉄は FC250 相当で、外径 56

図1 鋼管試験片および鑄ぐるみの状況

* 原稿受付 平成4年6月3日。

^{*1} 正員、北海道大学工学部 (〒060 札幌市北区北13条西8丁目)。^{*2} 北海道立工業試験場 (〒060 札幌市北区北19条西11丁目)。^{*3} 北海道大学大学院 (現: 三菱油化(株) (〒510 四日市市康邦町2))。^{*4} 北海道大学大学院 (現: 東燃(株) (〒649-03 有田市初島町浜1000))。

mm, 肉厚 10 mm の一定である。鋳鉄および軟鋼の化学成分を表 1 に示した。

鋼管の半数は、表面に Ni 基自溶合金による溶射処理を施した。その化学成分を表 2 に示した。管表面をスチールグリットブラストで粗面化した後、アセチレンガスフレーム法により溶射した。溶射状態での皮膜厚さは約 0.1 mm である。溶射を施した管(溶射試料と呼ぶ)と、ブラストで粗面化しただけの管(無処理試料と呼ぶ)を一組として、鋳型内に縦置きに設置した。鋳型はけい砂を用いた有機自硬性鋳型である。

鋳ぐるみ実験では、後述の温度経過の解析のため、試験部中央で、鋳鉄部の肉厚中心および鋼管内面の温度を $\phi 0.1$ mm PR 熱電対で測定した。鋳鉄側は石英保護管を用い、先端のみ露出状態で肉厚中心に固定した。鋳鉄溶湯は 50 kg 高周波炉で溶解し、温度 1 623 K にて注湯した。注湯時間は約 4 s であった。

2.2 鋳ぐるみの結果 鋳ぐるんだ試料の接合界面近傍の顕微鏡組織の例を図 2 に示した。接合した試料では軟鋼管側に、鋳鉄からの炭素の拡散によるパーライト層が形成されており、接合の良否が判定できる。接合されなかった部分では酸化膜が観察される。これらはマクロ組織による浸炭層の判定、および接合部の押抜きせん断による強度試験の結果ともよく対応することが確かめられている。

判定の結果をまとめて表 3 に示した。表中、中央部 (middle) は試験片の高さ方向の中央位置、上部 (top)

表 1 鋼管および鋳鉄の化学成分 (mass %)

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr
Mild steel pipe	0.19	0.18	0.70	0.027	0.015	0.02	0.04
Cast iron	3.24	1.79	0.26	0.060	0.020	-	-

表 2 溶射合金の化学成分 (mass %)

	Ni	B	Si
Spray alloy (BNi 3)	Bal.	3.2	4.5

図 2 接合部近傍の顕微鏡組織

は試験部の上から約 10 mm, 下部 (bottom) は下から約 10 mm の部分である。○は全周に浸炭層が形成され、良好な接合が得られたもの、△は部分的に接合しているが、一部に酸化皮膜などがあるもの、×はほぼ全周にわたって浸炭層がなく、接合しなかったものである。

表 3 によれば、溶射のない無処理試料では、管肉厚 2 mm の下部が接合し、2 mm の中央部と 3 mm の下部が部分的に接合したのみで、ほかは接合されていない。これに対し溶射を施したものでは、2 mm, 3 mm とも良好な接合が得られ、4 mm の中央部および上部でも一部気泡が見られたが、部分的に接合していた。違う溶湯による他の実験でもほとんど同じ結果⁽⁴⁾が得られている。

3. 接合界面の温度経過の解析

以上のように、溶射によって良好な接合の得られる範囲は著しく増加するが、その接合の過程を理解し、接合条件を明らかにするためには界面の鋼管側および鋳鉄側の温度経過を知る必要がある。

そこで試験部を図 3 のような鋼管と鋳鉄部からなる無限長さの 2 層円筒とみなし、差分法による凝固解析を用いて各部の温度を求めた。この場合、鋳鉄の肉厚中心での温度を実測し、境界条件の一つとした。これによって、鋳型の熱物性値、鋳型-鋳鉄間の伝熱係数など、解析上の不確定要因を減らすことができる。さらに簡単のため、本計算では次のように仮定した。

(1) 鋳鉄溶湯は瞬時に鋳型内を満たす。また半径方向の熱移動のみ考え、 z 軸方向は考慮しない。

表 3 接合状態の判定

Specimen	Not sprayed			Sprayed		
	2	3	4	2	3	4
Pipe thickness (mm)						
Location	Top	X	X	X	○	○
	Middle	△	X	X	○	○
	Bottom	○	△	X	○	○

○: Bonded, △: Partially bonded, X: Not bonded

図 3 鋳ぐるみの解析モデル

(2) 熱伝導のみを考慮し、液相の移動は考えない。

(3) 溶射皮膜は鋳鉄および鋼管の肉厚に比べて薄いので、その熱的影響は考えない。

これらによって、要素 i (中心位置 r_i) の、時刻 t および $t + \Delta t$ での温度、 T_i^t および $T_i^{t+\Delta t}$ に関する差分式は以下になる⁽⁶⁾。

鋳鉄部および鋼管内では、

$$T_i^{t+\Delta t} = \frac{\lambda \Delta t}{\rho C_p} \left\{ \frac{T_{i+1}^t - 2T_i^t + T_{i-1}^t}{\Delta r^2} + \frac{T_{i+1}^t - T_{i-1}^t}{2r_i \Delta r} \right\} + T_i^t \dots \dots \dots (1)$$

ρ , C_p および λ は密度、比熱および熱伝導率で、鋼、鋳鉄で異なる一定値とする。

鋼管-鋳鉄界面では、鋳鉄側について、

$$T_i^{t+\Delta t} = \frac{\Delta t}{\Delta r \rho_f C_{pf}} \left\{ \frac{\lambda_f (T_{i+1}^t - T_i^t)}{\Delta r} \left(1 + \frac{\Delta r}{2r_i} \right) + \frac{(T_{i-1}^t - T_i^t)}{\frac{1}{h_B} + \frac{\Delta r}{2\lambda_s} + \frac{\Delta r}{2\lambda_f}} \left(1 - \frac{\Delta r}{2r_i} \right) \right\} + T_i^t \dots \dots \dots (2)$$

h_B は界面の伝熱係数、 ρ , C_p , λ の添字 s は鋼, f は鋳鉄を示す。界面の鋼管側、および鋼管-空気界面についても同様の式が得られる。

また鋳鉄肉厚中心での温度実測点については、

$$T_i^{t+\Delta t} = \frac{\Delta t \lambda_f}{\Delta r^2 \rho_f C_{pf}} \left\{ (T_{i-1}^t - T_i^t) \left(1 - \frac{\Delta r}{2r_i} \right) + (T_B^t - T_i^t) \left(1 + \frac{\Delta r}{2r_i} \right) \right\} + T_i^t \dots \dots \dots (3)$$

ここで T_B^t は実測温度である。

溶湯の凝固の取扱いでは次のように仮定した。

(4) 鋳鉄を、炭素当量 ($C + 1/3Si$)% の鉄-炭素二元合金とみなし、初晶温度を決定する。

(5) 共晶温度は、鋳鉄部の実測温度-時間曲線の最高再熱温度とする。過冷は考えない。

(6) 温度 T_e と固相率 f_s の関係は次式で表す⁽⁷⁾⁽⁸⁾。

$$T_e = T_s + (T_L - T_s)(1 - f_s)^n$$

T_L , T_s は凝固開始および凝固終了温度、 n は凝固指数で、鉄-炭素二元系状態図と比較し、 $n=4$ とした。

(7) 凝固潜熱の取扱いには温度回復法⁽⁹⁾⁽¹⁰⁾を用い、

$$\Delta f_s = C_p \Delta T / L$$

とする。 Δf_s は固相率の変化(質量固相率 f_s = 体積固相率 g_s とする)、 ΔT は T_L からの温度低下、 L は凝固潜熱である。

空気-鋼管間および鋼管-鋳鉄間の伝熱係数はそれぞれ、 $1 \sim 30$ および $3000 \sim 5000$ ($W/m^2 \cdot K$) の範囲の一定値⁽¹¹⁾⁽¹²⁾ とし、鋼管内壁の実測温度と計算による温

度時間曲線がほぼ一致するように値を定めた。これらの各物性値、定数の値を表 4⁽¹³⁾ に示した。半径方向分割幅 Δr は 0.1 mm 、時間間隔 Δt は $0.5 \mu s$ とした。

鋳鉄肉厚中心の温度計測では、注湯後、熱電対の応答に約 4 s を要し、測定された最高温度は約 1455 K である。注湯温度 (1623 K) からここまでは直線的に温度が低下するとした。

4. 計算結果

実測した鋳鉄肉厚中心部(実線)、および鋼管内面(破線)の温度時間曲線、および計算による鋼管内面の時間-温度関係(○印)の例を図 4 に示した。試料は肉厚 2 mm の溶射試料で、初晶温度は 1473 K 、共晶温度は 1413 K である。この場合、空気-鋼管間、および鋼管-鋳鉄溶湯間の伝熱係数を $15 \text{ W/m}^2 \cdot K$ および $3000 \text{ W/m}^2 \cdot K$ とすることによって鋼管内面温度の実測値と計算値が良く一致した。ほかの試料についても同様に共晶温度と各伝熱係数を定め、計算を行った。

図 5 に、肉厚 $t=2 \text{ mm}$ の場合の、接合界面の鋳鉄側および鋼管側の温度(界面隣接要素の温度)を示した。実線および一点鎖線が溶射試料の鋳鉄側および鋼管側界面、粗い破線および細かい破線が無処理試料の両界面の温度である。また図 6 は鋳鉄溶湯の、界面近傍各部の固相率 f_s の変化で、(a) が溶射試料、(b) が

表 4 計算に用いた物性値、伝熱係数

	Steel	Cast iron	
		Liquid	Solid
Density (10^3 kg/m^3)	7.8	6.8	7.2
Specific heat ($\text{kJ/kg} \cdot K$)	0.5	0.92	0.72
Thermal conductivity ($\text{W/m} \cdot K$)	35	38	
Latent heat (kJ/kg)	—	250	
Liquidus temperature (K)	—	1473	
Eutectic temperature (K)	—	1407~1417	
Coefficient of heat transfer ($\text{W/m}^2 \cdot K$)	air-steel	1 ~ 30	
	steel-steel steel-cast iron	3000 ~ 5000

図 4 実測温度と計算値の比較 ($t=2 \text{ mm}$, 溶射)

無処理試料である。

図5によれば、界面の鋳鉄溶湯は注湯後直ちに初晶温度以下、共晶温度近傍まで低下するが、凝固終了前にほぼ平衡の状態に達し、50~70sまでこの温度に保たれる。凝固終了後は鋳鉄中心部、鋼管とともに約1.5 K/sで温度が低下する。溶射試料と無処理試料で、平衡状態での温度に約10 Kの差があるが、これは共晶温度とみなした実測最高再熱温度の差によるもので、温度経過に大きな差はない。実測温度の差は主として両方の鋳型への溶湯の流入、冷却状態の差、および計測系の誤差等によると考えられる。

鋼管側界面の温度は鋼管内面温度とほぼ同じで、注湯後急上昇し、約15sでほぼ平衡の状態になる。図6によれば、鋼管と接する界面近傍が最も早く初期凝固

が進行し、約4sで固相率0.5になる。しかしその後いったん固相率が低下、停滞する。これは内部溶湯からの熱供給によるものである。固相率はその後次第に増加し、溶射試料、無処理試料ともに約40~50sで凝固が終了する。

図6(a)の溶射試料では界面から2mm, 3mmの部分で界面より早く $f_s=1.0$ となるが、これは再熱最高温度を共晶温度とみなし、また過冷がないと仮定した影響が及んだものであって、実際の凝固は(b)の無処理の結果のように、界面よりも遅いと考えるべきである。顕微鏡組織でも界面から約1.5mmまでが初晶デンドライトが生じた急冷組織であり、これより中心側はバラ状黒鉛の生じた、より徐冷された組織⁽¹⁴⁾であった。

図5 界面温度の計算値 ($t=2$ mm)

図7 界面温度の計算値 ($t=3$ mm)

(a)

(a)

(b)

(b)

図6 固相率 f_s の変化 ($t=2$ mm)

図8 固相率 f_s の変化 ($t=3$ mm)

図7および8は、肉厚3mmの場合である。溶射試料と無処理試料で凝固終了後の温度低下に約20sの時間差があるが、溶湯の温度低下、鋼管の温度上昇および平衡状態での温度はほぼ一致している。

図8において、界面部溶湯は注湯後数秒でいったん共晶温度以下になり、固相率 f_s が1.0になる。しかし内部溶湯からの加熱により約15s後に再溶融し、溶射試料では f_s が約0.75まで低下する。その後全体の凝固に伴って f_s が増加し、再度1.0になる。再溶融の時間は約10sである。界面から0.5mmの部分も再溶融により f_s が約0.6まで低下する。無処理試料でもやはり再溶融が生じているが、その時間は約4s、固相率の低下は約0.9までである。界面部の最終凝固の時間は、溶射試料で約25s、無処理では約20sである。

図9 界面温度の計算値 ($t=4\text{ mm}$)

(a)

(b)

図10 固相率 f_s の変化 ($t=4\text{ mm}$)

図9, 10は肉厚4mmの場合である。溶射試料と無処理試料でほとんど同じ結果が得られている。この場合、界面の溶湯は数秒で共晶温度以下まで低下し、凝固が終了する。その後温度は上昇するけれども、共晶温度には達しない。すなわち界面の固相率は注湯直後に1.0となり、以後再溶融することなく固相のままである。界面から2mmの部分も約10s (溶射) ~18s (無処理) で凝固が終了する。

5. 接合過程についての考察

前章での計算結果から、鋳ぐるみの場合の接合界面近傍の溶湯の凝固過程は次の3タイプに分けられる。

(a) 界面近傍の溶湯が、芯材(被鋳ぐるみ材)と接触して凝固を開始するが、凝固が緩慢で一定時間固液共存状態に保たれる場合。

(b) 溶湯が芯材と接触して冷却、凝固し、いったん固相率1.0になるが、内部溶湯からの加熱により再溶融し、一定時間固液共存となる場合。

(c) 界面近傍の溶湯が直ちに凝固し、固相率1.0となって、以後再溶融が起こらない場合。

本実験では肉厚2mm, 3mm, 4mmが(a), (b)および(c)に対応している。

一方、溶射材の溶融開始温度は1253K、溶融終了温度は1323Kである。溶射皮膜の温度経過は、溶融などによる熱的效果を無視すれば、鋼管の鋳鉄側界面とほぼ等しいと見ることができる。したがって、注湯から冷却後までの接合界面近傍の鋳鉄、皮膜、鋼管の相変化の過程は模式的に図11のように表される。ここでLは液相、L+Sは固液共存状態、Sは固相であり、○印は接合が可能な高温状態を示す。接合には、両界面がほぼ同一温度で、溶湯が一定時間固液共存状態を保つことが必要とされる⁽¹⁾。

これらを表3の実験結果と比較する。無処理の場合、解析の対象とした中央部では、肉厚2mmで部分的な接合が得られた。ここでは温度経過が上述の(a)であり、高温での固液共存時間は約30sである。

Sprayed	2mm	3mm	4mm
Cast iron	○-L-S-S-S	○-L-S-S-S	○-L-S-S-S
Sprayed alloy	S-○-○-○-S	S-○-○-○-S	S-S-○-S
Steel	S-S-S-S-S	S-S-S-S-S	S-S-S-S-S
Not sprayed	2mm	3mm	4mm
Cast iron	○-L-S-S-S	○-L-S-S-S	○-L-S-S-S
Steel	S-S-S-S-S	S-S-S-S-S	S-S-S-S-S

L: Liquid, S: Solid, ○: High temp.

図11 接合部各層の相変化

萩原⁽¹⁾は、鋳鉄による軟鋼棒の鑄ぐるみについて同様の計算から、芯材の体積/表面積比 (V/S) = 1~6 (mm) に対して、注湯温度 1643 K での溶着可能範囲を、芯材/溶湯体積比 (V/W) = 0.05~0.09 としている。本実験では $V/S = 1.89(t=2) \sim 3.55(t=4)$ (mm), $V/W = 0.148(t=2) \sim 0.278(t=4)$ で、上の接合範囲を外れているが、これは棒と管の違いによるもので、温度経過からは肉厚 2 mm で接合の可能性が示される。中央部より高温加熱状態が長い試料下部で良好な接合が得られているのはこれを裏付ける。

肉厚 3 mm の場合は (b) であり、再溶融による固液共存状態があるが、実験では接合していない。これは固液共存の時間が短く、また最低固相率が高すぎるためと考えられる。肉厚 4 mm では高温状態での固液共存はなく、接合の可能性はない。

溶射試料では、肉厚 2 mm と 3 mm において、液相状態の溶射皮膜を介して固液共存の溶湯と高温の鋼が接しており、実験でも良好な接合が得られている。すなわち鋼-溶射層は固相-液相のろう接、溶射層-鋳鉄は溶融接合の状態で見ることができると見られる。

肉厚 4 mm では、計算上高温での固液共存状態がないけれども、実験では部分的な接合が得られた。溶射材との合金化による鋳鉄の局所的な融点の低下、計算の仮定と実際の注湯、凝固の進行の差等により、実際には部分的に固液共存状態があった可能性がある。接合部の顕微鏡組織からも、一部溶融接合が示唆された。また、固相の鋳鉄と液相の溶射層によるろう接状態の接合も可能である。この場合は溶射層の下方への流失、凝固収縮による空けき等、不完全な接合が生じやすい。試料上部の欠陥はこのようなものと判断された。

以上のように、良好な接合には溶湯が一定値以下の固相率の固液共存状態に、ある時間保持されることが必要と考えられるが、溶射皮膜はその範囲を広げる。計算は単純化した仮定に基づいており、また共晶温度付近ではわずかな温度差で f_s が著しく異なるから、接合の限界となる f_s の値と時間を特定することはできないが、無処理の場合は固液共存時間が 30 s でも接合は十分でなく、溶射処理した場合には最低固相率 0.75、継続時間約 10 s 程度でも良好な接合が得られる

と言える。溶射皮膜の効果は主として、界面でのぬれ性向上の効果、および合金元素による酸化膜除去効果に基づくものと考えられる。

6. 結 言

軟鋼管を片状黒鉛鋳鉄溶湯で鑄ぐるむ場合に、鋼管表面に自溶合金の溶射を施すことにより、接合性が著しく向上することを示し、その接合条件を明らかにするために、差分法を用いて接合界面の温度経過と溶湯の凝固の進行状態を解析した。

計算によれば、界面近傍の溶湯の凝固過程には三つのタイプがある。凝固が徐々に進行する場合、いったん急速凝固が終了した後再熱によって再溶融する場合、および界面部が急速凝固し、再溶融がない場合である。固液共存の溶湯と高温の鋼が一定時間接する前二者の場合に接合が可能であり、液相状態の溶射皮膜の介在が接合可能な固相率と時間の範囲を大幅に拡大する。

溶射材の効果については、金属間の相互拡散、界面での酸化膜の生成、除去等、微視的な面からの検討が必要であるが、接合の過程と、温度経過の観点からの接合の要件がほぼ明らかになったと考える。

本研究の実験には北大大学院生佐々木健二君、北海道立工業試験場名雪東彦氏の協力を得た。また解析については北大工学部金属工学科工藤昌行助教授、大笹憲一博士のご助言を得た。感謝の意を表する。

文 献

- (1) 萩原・高橋, 鋳物, 32, (1960), 233.
- (2) 村木, 鋳物, 28, (1956), 565.
- (3) 臼井, 文献(2)の148ページ.
- (4) 鴨田・野口・ほか2名, 鋳物, 64, (1992), 26.
- (5) 鴨田・野口・ほか2名, 文献(4)の260ページ.
- (6) 大中, コンピュータ伝熱凝固解析入門, (1985), 43, 丸善.
- (7) Flemings, M. C., *Solidification processing*, (1974), 34, McGraw-Hill.
- (8) Pfann, W. G., *Trans. AIME*, 194, (1952), 747.
- (9) 小幡, 鋳物, 52, (1960), 487.
- (10) Creese, R. C., *Trans. AFS*, 87, (1979), 661.
- (11) 奥本・岡田・ほか2名, 鋳物, 45, (1973), 31.
- (12) 小松ソフトウェア, 3次元凝固解析システム SOLDIA-EX 技術説明書, (1988)付録18.
- (13) 文献(6)の326-341ページ.
- (14) 近藤・安江・磯谷, 名古屋工業技術試験所報告 29-9(1980), 237.