鑄鉄溶湯による軟鋼の鑄ぐるみ接合における心材の溶融*

堀 川 紀 孝^{*1}, 王 立 松^{*2}
加 野 潤 二^{*1}, 野 口 徹^{*3}

Melting of Inserts in Cast-In Bonding of Mild Steel in Cast Iron

Noritaka HORIKAWA^{*4}, Li Song WANG,
Junji KANO and Toru NOGUCHI

^{*4} School of Engineering, Hokkaido University,
North 13, West 8, Kita-ku, Sapporo-shi, Hokkaido, 060-8628 Japan

In cast-in bonding, insert may melt and be damaged by excessive heat supply from the molten metal. To reveal the conditions of insert melting, two experiments were performed and the solidification and melting transient process was analyzed by the difference method. Mild steel and ductile cast iron bars were dipped into gray iron melt held at three temperatures. Cast-in insertion experiment on the same materials with various diameters was also performed. The experiment and the analysis showed that the melting of ductile cast iron bars was determined by heat transfer. The melting of mild steel is determined by the carbon diffusion, because increasing carbon concentration and decreasing of melting temperature are necessary for mild steel to melt.

Key Words: Casting, Iron & Steel, Numerical Analysis, Cast in Insert, Bonding, Melting

1. 緒言

鑄ぐるみ接合は鑄造プロセスを利用して成形と異種材料の複合化を同時に行う手法であり、鑄造品の高機能化と製造工程の簡略化を図るのに有効である。著者らはこれまで鑄ぐるみで良好な金属的接合(拡散接合)を得る熱的な条件について明らかにしてきた⁽¹⁾。これによれば、接合には高温の心材が液体状態の溶湯と一定時間接触することが必要であり、溶湯と心材の寸法および熱的な条件が関与する。このような鑄ぐるみにおいて、溶湯温度が高い場合、あるいは溶湯/心材の体積比が大きい場合は心材の一部が溶融し、形状や機能、すなわち鑄ぐるみ本来の目的が損なわれることがある。溶湯中に埋設される中子押さえも鑄ぐるみにおける心材と同様であり、これが融けて中子が移動すれば、製品不良になる。一方、心材の局所的な溶融を接合に利用できるならば、拡散接合よりも強力な溶融接合が得られ、鑄ぐるみ接合の利用範囲を広げられるであろう。しかし、それには心材の溶融を確実に制御する必要がある。これはまた心材の溶融防止や中子押さえの寸法決定にも有効である。

以上のような溶融状態の制御には溶融に至る過程と熱的条件を知る必要がある。本研究では軟鋼を心材とし、これを鑄鉄溶湯で鑄ぐるむ場合を考える。この場合、後

述のように心材の炭素濃度変化を伴う。鋼の溶融についてこれまでに多くの研究があるが、そのほとんどはスクラップの溶融、すなわち溶湯温度一定の条件での取扱である。これに対し、鑄ぐるみでは、溶湯の冷却、凝固の過程を考慮する必要がある。本研究では、このような溶湯温度が変化する条件の下で心材が溶融する機構と条件を明らかにするため、モデル化した実験と差分法による熱および炭素移動の解析を行い溶融挙動を考察した。

2. 鑄鉄溶湯による心材の溶融実験

鑄鉄溶湯で軟鋼を鑄ぐるむ場合、軟鋼の融点は鑄鉄の通常の注湯温度である 1300~1400°C (1573~1673K) よりも高い。したがって、心材が溶融するためには鑄鉄溶湯から炭素が拡散し、融点が低下する必要がある。一方、心材がほぼ同じ炭素量の鑄鉄の場合は、溶融は温度条件のみで生ずると考えられる。このような心材溶融の基本的な挙動を把握するために、まず一定温度の鑄鉄溶湯中で軟鋼棒および鑄鉄棒を溶融させる実験を行った。次に軟鋼および鑄鉄製心材を鑄型中に設置し、鑄鉄溶湯で鑄ぐるむ実験を行った。

2.1. 一定温度の溶湯への心材の浸せき実験

この実験では片状黒鉛鑄鉄溶湯を一定温度に保持し、心材を想定した軟鋼 SS400 および球状黒鉛鑄鉄 FCD400 の棒を一定時間浸せきした。軟鋼は直径 5mm の市販の棒材で、ほぼ全体がフェライト組織である。FCD 棒は断面が 55mm 角の連続鑄造棒より直径 5mm に旋削加工

* 原稿受付 2001 年 2 月 7 日。

^{*1} 北海道大学大学院 (〒060-8628 札幌市北区北 13 西 8)。

^{*2} エノ産業(株) (〒071-1426 北海道上川郡東川町北町 10-1-1) 北海道大学大学院。

^{*3} 正員、北海道大学大学院。

E-mail: nori@mech-me.eng.hokudai.ac.jp

したものである。基地組織はフェライトで、平均粒径約 $25\mu\text{m}$ の黒鉛球が分布している。これらの組織および化学成分を図 1 および表 1 に示す。試料はいずれも長さ 70mm とし図 2 のような治具に取り付けて溶湯中に浸せきした。溶湯成分は C 3.3%, Si 2.7%, C.E 値 4.2 である。溶湯は高周波炉にて加熱・保温し、温度を 1523K, 1573K, 1623K の 3 水準とした。いずれも軟鋼の融点より低く、FCD の融点より高い。試料を溶湯中で所定の

Table 1 Chemical compositions (mass%)

	C	Si	Mn	P	S	C.E.
SS400	0.04	0.03	0.31	0.024	0.017	0.05
FCD400	3.44	2.91	0.16	0.055	0.0021	4.4

Fig. 1 Microstructure of specimens

Fig. 2 Apparatus of immersing experiment

Fig. 3 Mold for cast-in insertion

時間保持した後、引き上げて素早く水冷した。引き上げから水冷までの時間は 3~4sec であった。

2.2. 鑄ぐるみによる心材の溶融実験

前項の実験と同じ軟鋼と球状黒鉛鑄鉄を心材とし、これを片状黒鉛鑄鉄溶湯で鑄ぐるんだ。心材の直径を軟鋼で 2~5mm, FCD では 20~30mm に変え、溶湯/心材の体積比 (Volume Ratio: VR) を変化させた。鑄型はけい砂を用いた有機自硬性鑄型である。これを図 3 に示した。鑄鉄部は直径 100mm, 高さ 100mm である。鑄型の鑄鉄部中心に心材を設置し、片状黒鉛鑄鉄溶湯を 1623K にて注湯した。上注ぎとしたのは湯口付近での心材の溶融を避けるためである。溶湯の成分は C 3.7~3.8%, Si 1.2~1.5%, C.E 値は 4.1~4.4 であった。心材には特別の表面処理を施していない。また後述の解析のために、鑄鉄部の肉厚中心の温度を $\phi 0.1\text{mm}$ の R 熱電対で測定した。

3. 実験結果

3.1. 一定温度の溶湯への浸せき実験の結果

溶湯中に一定時間浸せきした試料の直径計測の結果を図 4 に示す。一部の試料では表面に溶湯鑄鉄が付着し心材の外径を計測できないため、断面の観察から直径を求めた。図 4(a) によれば、FCD は浸せき後 15~3sec で溶融し始める。溶湯温度が高いほど溶融開始までの時間が短い。溶融速度は高温ほど速く、半径の変化で

Fig. 4 Diameter decrease with immersing time

Fig. 5 Microstructures after immersing and quenched

0.21mm/sec ~ 0.57mm/sec の間である。図中の Melted と記したデータは、試料が溶失し直径が計測できなかったものである。これらの点は溶融速度の外挿で求めた溶融完了時間よりも短い、これは真の消失ではなく、直径減少と強度低下により、取出し時に脱落したためと考えられる。温度 1623K にて 2sec 浸せきした FCD 棒の外周付近の断面組織を図 5(a) に示した。試料の表面は図 1(b) に比べて凹凸が大きく、表面が溶融したことがわかる。また心材の組織と異なる急冷凝固組織が分布しており、表面に近いほどその割合が大きい。この急冷凝固組織は、取り出し後水冷の直前まで融けていたことを示しており、表面だけでなく内部まで溶融したことがわかる。

一方、心材が軟鋼の場合は浸せき後約 5sec 後から溶融が始まる。溶融速度は 0.01mm/sec ~ 0.02mm/sec であり、FCD の 1/20 以下である。

溶融試料の断面を図 5(b) に示した。心材と溶湯鑄鉄の界面は明瞭に判別でき、その外周はほぼ円形を保っている。試料の表面部にはマルテンサイト層が形成されており、溶湯鑄鉄からの炭素拡散により浸炭層が形成されたことを示している。浸炭層と心材の通常組織の境界は明瞭である。浸炭層の厚さはいずれの温度でも約 100μm で、また浸せき時間によらずほぼ一定であった。表面部以外には溶融の形跡がなく、軟鋼では溶融が表面部に限られる。

3.2. 鑄ぐるみ実験の結果

鑄ぐるみにおける心材と溶湯の接合状態は、接合なし、拡散接合、溶融接合、溶融消失の 4 段階に整理すること

Table 2 State of inserts

	Diameter (mm)	Volume Ratio (VR)	Result
SS	5	399	◎
	4	624	◎
	3	1110	◎
	2	2499	●
FCD	30	10.1	×
	28	11.8	×
	26	13.8	◎
	25	15.0	◎
	24	16.4	◎
	23	17.9	●
	20	24.0	●

● Melted out × Not Bonded
◎ Melted & Bonded

Fig. 6 Microstructure of inserts at the interface

ができる。これによって 2.2 の実験の結果をまとめて表 2 に示す。

FCD を心材とした場合、直径 23mm 以下 (VR17.9 以上) は溶融し、溶湯鑄鉄と区別がなくなった。24mm (VR16.4) ~ 26mm (VR13.8) は心材の形状を残したまま表面部が溶融して接合状態になった。図 6(a) に示すように、溶融接合した試料は、いずれも心材と溶湯鑄鉄の境界が明確ではない。また心材の黒鉛形状は球状が崩れ

たCV黒鉛となっている。すなわち、心材の黒鉛部分は一旦融けたものと推定できる。これ以上直径が大きい28mm (VR118) および30mm (VR10.1) では、全周の1/2~1/3 で図6(b)に示すような空隙があり接合していなかった。このように、鋳鉄を心材とした場合には溶融消失、溶融接合、未接合の違いが、寸法および熱的条件のわずかな差によって生じることがわかる。

軟鋼を心材とした場合、直径2mm (VR2500) の試料は溶融により消失した。直径3mm (VR1110), 4mm (VR624) および5mm (VR400) はいずれも溶融接合の状態であった。図6(c)は直径5mmの試料である。表面部には浸炭層が形成されている。浸炭層の厚さはいずれの試料も約1mmで、浸せき実験の場合に比べて約10倍である。浸炭層にはパーライトと網目状のセメンタイトがみられ、約1%以上の炭素濃度であることがわかる。これは図5(b)の浸せき実験による組織と大きく異なり、浸炭量が多いことを示している。

4. 差分法による溶融・凝固経過の解析

前節のような浸せきと注湯鋳ぐるみによる心材の溶融現象を、差分法による温度および炭素濃度変化の解析によって理解することを試みる。

4.1. 解析方法

心材と溶湯を図7のような軸方向無限長の2層円柱とみなし、半径方向のみ熱および炭素の移動を考える。鋳鉄はCのほかSiを含むが、これを炭素当量で取り扱いFe-Cの2元系とみなす。解析の基本的な手法は大中らによる伝熱凝固解析手法⁹⁾と同じである。

一定温度溶湯への心材の浸せき実験の解析では、界面から10mmの位置で溶湯温度および炭素濃度を一定とおいた。注湯鋳ぐるみ実験の解析では、鋳鉄溶湯肉厚中心における実測温度を境界条件とした。この場合、溶湯は瞬時に鋳型内を満たすものとする。心材が鋳鉄の場合は炭素の移動を考慮しない。心材が軟鋼の場合は表面から炭素の拡散がある。この計算では、各要素および時刻における温度解析の結果から拡散係数 D を、式

$D = D_0 \exp(-Q/RT)$ を用いて求めた。 D_0 : 振動数因子, Q : 活性化エネルギー, R : ガス定数, T : 温度である。これによって各時間、各要素の炭素濃度が求められる。状態図の液相線と固相線を直線近似し、溶融・凝固を判定した。固相率 f_s が0.3を超えている計算要素と、それ以下の要素の境界を界面とした。界面における熱伝達係数¹⁰⁾は、心材に接している溶湯部の液相・固相の判断、および心材の温度がFe-C系の A_1 変態点(1000K)より高温側か低温側かの判断により表3のように変えた。物質伝達率は、心材が液相の溶湯と接触している場合の値として、浸せき実験の溶融速度をもとにOlssonらの以下の式⁹⁾より求めた0.05mm/secを使用した。

$$-dr/dt = h_m [1 - (C_l - C_b)/(C_0 - C_l)]$$

ここで、 $-dr/dt$: 溶融速度, h_m : 物質伝達率, C_l : 溶湯温度に対応する液相線濃度, C_b : 溶湯炭素濃度, C_0 : 心材炭素濃度である。固相同士との接触では界面における物質の移動はほとんどないため、液相と接触している場合のみ上式の値を適用した。本解析では溶湯の流動は考えない。実際には浸せき実験では誘導炉の攪はん作用、注湯鋳ぐるみでは溶湯の流入により心材のまわりの流れがある。この効果は、計算上の熱伝導率と炭素の拡散係数を大きく見積もることによって考慮することとする⁹⁾。要素分割はFCDの解析では50 μ m、軟鋼の解析では20 μ m、タイムステップはそれぞれ0.05msec、0.02msecとした。計算に用いた値を表4に示す。

4.2. 浸せき実験についての解析結果

FCD心材を1623Kの溶湯に浸せきした場合の心材の温度分布の変化を図8に示した。横軸は心材中心からの距離である。ここで液相の熱伝導率は心材の溶融開始が実験値とほぼ一致するように、1623Kで固相の値の10

Table 3 Heat transfer coefficients in each condition

Coefficient of heat transfer [W/m ² /K]			
	Insert	Melt	Value
1.	Low temp. solid ($f_s=1$)	Solid ($f_s>0.3$)	5000
2.	High temp. solid ($f_s=1$)	Solid ($f_s>0.3$)	8000
3.	High temp. solid ($f_s=1$)	Liquid ($f_s<0.3$)	12000
4.	Solid-liquid coexist ($f_s<1$)	Liquid ($f_s<0.3$)	20000

Table 4 Constants and parameters used in the calculation

	FCD	SS	Cast iron	
			Solid	Liquid
Density [kg/m ³]	710	700	700	680
Specific heat [kJ/(kg·K)]	0.72	0.66	0.72	0.92
Thermal conductivity [W/(m·K)]	17	30	15	15
Frequent factor [m ² /sec]		1.5×10^{-5}		1.27×10^{-7}
Potential energy [kJ/mol]		134.4		45.14
Gas constant		8.31×10^3		
Latent heat [KJ/kg]		220

Fig. 7 Calculation model

倍, 1573K で 8 倍, 1523K で 5 倍とした。図 8 によれば, 心材の温度は浸せき直後から急激に上昇する。心材表面と心材中心の温度が融点に達するのに要する時間の差は約 1sec である。この計算結果から, 浸せき後 2~3sec で心材全体が融点に達し, その後の心材内部の温度差はほとんどないことがわかる。心材全体の温度がほぼ等しいため, 溶融は融点の低い結晶粒界および黒鉛の周囲から優先的に生ずるであろう。これによって図 5(a)のように

Fig. 8 Temperature distribution

Fig. 9 Carbon distribution in the inserts and the melt

内部まで溶融していることが理解できる。

軟鋼を心材とした場合も温度変化は FCD の場合とほぼ同じである。ただしこの場合, 溶融には心材炭素濃度の上昇が必要である。図 9 に心材界面の炭素濃度分布の計算結果を示した。炭素濃度が急激に低下している点が界面に相当する。ここで液相内の炭素の拡散係数は, 溶融の進行速度が各温度における溶融速度とほぼ一致するようにとった。溶湯温度 1623K では 100 倍, 1573K で 40 倍, 1523K で 30 倍とした。温度により値が異なるのは, 溶湯温度が低い場合は保温のための炉の出力を抑えているため攪はん作用が少ないこと, および液相の粘性が増加し流動が抑制されることによるためと考えられる。図 9 によれば, 心材の溶融はほぼ一定速度で進行する。いずれの溶湯温度においても, 炭素濃度分布の傾斜部に相当する心材側への浸炭深さは約 100 μ m で, 温度および時間による変化がほとんどない。これは実験結果と同じである。この理由は次のように考えられる。温度が高いほど, 表面の炭素濃度は低くても溶融するから浸炭層は薄く, 逆に温度が低いほど, 溶融に高い表面炭素濃度が必要であり, 浸炭層が厚くなると考えられる。一方, 高温では炭素拡散が速いために浸炭層は厚くなり, 低温では浸炭層は薄くなる方向である。このように, 温度の変化に対して相反する要因が相殺されるため, 結果として浸炭層厚さ一定になると考えられる。

4.3. 注湯鋳ぐるみ実験の解析

図 10 に計算による直径 23mm, 24mm および 28mm の FCD 棒心材表面の温度の変化を示した。いずれも 100sec 後ではほぼ融点に達している。心材全体が融点に達した時点における心材と溶湯の温度分布を図 11 に示す。心材が融点に達した後は, 溶融潜熱に相当する熱が溶湯から供給されることによって溶融する。溶失した直径 23mm の場合, 溶湯温度が心材融点より 5~15K 高く, これによって溶融に必要な熱が供給されたと考えられる。溶融接合状態であった直径 24mm と接合しなかった 28mm では溶湯温度に数 K の差があるのみである。この解析結果より心材の溶融状態は溶湯温度のわずかな差によって大きく変化することがわかる。

心材が軟鋼の場合, 直径が小さく体積比が大きいため, 温度変化は前項の浸せき実験とほぼ同じである。図 12 は直径 5mm の場合について計算された直径の変化である。液相における熱伝導率および炭素の拡散係数を浸せきの場合より小さくとり, それぞれ 3 倍および 20 倍とした。図 12 によれば, 心材の溶融は注湯後約 5sec から始まるが, 一旦溶融が停止し, その後約 300sec 経過した後に再度溶融が生じる。このように, 注湯直後の速い溶融 (前期溶融) と, その後の一定時間後の遅い溶融

(後期溶融)の2つが生じる理由は次のように理解される。前期溶融は一定温度の溶湯中における心材の溶融実験と同様に、溶湯温度の高い状態の定常的な溶融に近い現象が生じたと考えられる。前期溶融が比較的短時間で終了するのは、温度の低下に伴って溶融に必要な炭素量が増え、さらに拡散速度が低下することで溶融速度が遅くなるためである。また、心材の溶融に伴い、界面付近の溶湯炭素濃度が低下し、心材に対する炭素の拡散が遅くなるためと考えられる。一方、後期溶融は拡散接合と同様に融点付近の溶湯との接触が長時間続くことにより、心材の炭素濃度が溶湯と同程度まで上昇して溶融すると理解できる。後期溶融が停止した後、溶湯が完全に凝固し温度が低下するまで炭素の拡散は進む。その結果、図6(d)に見られるように浸炭層が厚くなり、層内の炭素濃度も高くなったのである。

Fig. 10 Temperatures at the surface of inserts

Fig. 11 Temperature distribution of the inserts and the melt

Fig. 12 diameter decrease with the time(SS400)

5. 結言

鋳ぐるみにおいて心材が溶融する条件を明らかにすることを目的として、軟鋼および鋳鉄を心材とする2種類の実験を行い、また差分法による界面付近での温度および炭素濃度分布の解析から溶融の機構を考察した。

鋳鉄の心材を鋳鉄溶湯で鋳ぐるむ場合、心材は溶湯からの熱供給のみで融けるため、溶融速度が速い。注湯鋳ぐるみでは、直径23mmの心材は完全に溶融消失し、24~26mmでは溶融接合、28mm以上では接合しなかった。このように、消失-溶融接合-接合せずという心材の状態の変化が非常に狭い熱的条件の範囲で生じた。さらに、本実験のように表面と内部の温度差が小さい条件では、心材は内部のミクロな濃度分布による低融点の部分から選択的に溶融する。同材を心材とする鋳ぐるみによる表面のみの溶融接合は制御が困難である。

これに対し、心材が軟鋼の場合には炭素の拡散により融点が低下することによって溶融が生じる。炭素の拡散は熱移動に比べて速度が小さいため、軟鋼の溶融は炭素の拡散によって律速され、その溶融の進行速度はFCDが心材の場合に比べて1/20以下である。この炭素の拡散が心材表面からであり、心材内部に濃度分布がなく均一であるため、溶融は表面のみから進行する。一定温度の溶湯中ならば、温度によらずにほぼ一定の厚さの浸炭層が形成され、これが前進していくことで溶融が進行する。軟鋼を心材とした鋳ぐるみでは、溶融消失が生じる直径はFCDより著しく小さく、約2mmであった。このような界面での溶融現象を解析によって理解することができた。解析によれば、軟鋼は注湯直後(前期)と一旦溶融が停止した後(後期)の2段階で生じるとの結果が得られた。軟鋼を心材とする場合には、以上の機構に基づいて溶融を制御できる可能性があるものと考えられる。

本研究は平成12年度北海学園大学学術フロンティア推進研究プロジェクトの一部として行われたことを記し、謝意を表す。

参考文献

- (1) 野口・鴨田ほか, 機論, 58-556, C(1992), 3761
- (2) 野口・鴨田ほか, 鋳物, 64, (1992), 26
- (3) 野口・鴨田ほか, 鋳造工学, 70, (1998), 920
- (4) 大中, コンピュータ伝熱凝固解析入門, (1985)
- (5) R. G. Olson, V. Koump, et al, Trans. Metall. Soc. of AIME, 233, (1965), 1654
- (6) 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
- (7) 磯部・前出ほか, 鉄と鋼, 76, (1990), 2033
- (8) 高橋・大笹ほか, 鉄と鋼, 76, (1990), 728