

連続鋳造における鋳型と鋳片間の モールドパウダーを介する伝熱特性の基礎的検討

山内 章*・反町 健一*・桜谷 敏和*²・藤井徹也*

Heat Transfer between Mold and Slab through Mold Flux Film in Continuous Casting of Steel

Akira YAMAUCHI, Kenichi SORIMACHI, Toshikazu SAKURAYA and Tetsuya FUJII

Synopsis : Laboratory experiments have been performed to make clear heat transfer behavior in the mold of continuous casting of steel. The overall thermal resistance of a parallel-sided plate filled with mold flux has been measured. The interfacial thermal resistance between the mold and flux film interface and the thermal conductivity of the mold flux are analyzed quantitatively. An interfacial thermal resistance corresponding to the air gap of 20-50 μm is observed in the case of solid mold flux. When the temperature of the mold surface exceeds solidification temperature of the flux, the interfacial thermal resistance disappears together with disappearance of air gaps. The crystallization of the mold flux inhibits the radiative heat transfer that is equivalent to 20% in the total heat flux. The thermal conductivity of the mold flux depends on the size of silicate ions. Large size of silicate ion promotes the conductive heat transfer.

Key words : continuous casting ; slag ; contact thermal resistance ; mold flux ; conductive heat transfer ; radiative heat transfer ; air-gap formation.

1. 緒言

連続鋳造鋳片の表面品質に大きな影響を及ぼす要因として、鋳型内冷却条件^{1)~6)}、溶鋼流動条件³⁾、モールドパウダー物性^{7)~12)}、鋳型振動条件^{13)~15)}、鋳型テーパ量¹⁶⁾等が挙げられている。なかでも、鋳片表面品質に悪影響を与える鋳型内不均一冷却に関する研究は数多くあり、Grillら³⁾、松宮ら⁴⁾は、鋳片のコーナー縦割れ等の欠陥を抑制する考え方として、均一冷却の重要性を指摘している。

モールドパウダーは鋳型～鋳片間の熱伝達に重要な役割を果たしているが、鋳型内伝熱に対するパウダー特性の定量的な効果については、不明な点が数多く残されている。一般的なモールドパウダーの凝固点は900～1100℃であり、銅製鋳型の表面温度は最大で400℃と推定される。つまり、銅製鋳型は常に固体状態のモールドパウダーと接しており、エアギャップを常に伴っていると予想される。このエアギャップの生成も鋳型内伝熱の不均一を助長し、さらには鋳片表面品質を低下させるものと考えられているが⁹⁾、エアギャップ生成及びその界面熱抵抗の定量的研究はほとんどなされていない。

また、モールドパウダーの熱伝導率は最も基本的な物性値であり、Elliott¹⁷⁾、萩野¹⁸⁾、石黒¹⁹⁾、桜谷²⁰⁾らによって液

相における値が求められているが、そのデータは必ずしも一致するものではない。凝固したモールドパウダーには、ガラス相、結晶相が存在し、熱伝達は各相により大きく異なるとの報告がある。大宮ら²¹⁾は、銅製鋳型を念頭に置いた先駆的なシミュレーション実験を行ない、透明なガラス相では輻射熱伝達が寄与するため、熱流束が増大することを報告している。しかしながらBaghaら²²⁾は溶鋼上の熔融モールドパウダー中への冷却管の浸漬実験を行ない、結晶相の存在により熱流束が増加するという全く逆の結果を報告している。さらに最近では、高塩基度、高凝固点パウダーを用いて緩冷却を行なう鋳造方法が、中炭素鋼連続鋳造時の縦割れ発生防止に効果的との報告²³⁾がある。しかし、その緩冷却化のメカニズムに関しても不明な点が残されている。

本研究は、鋳型～鋳片間の熱伝達現象の基礎的究明を目的として、モールドパウダーの熱伝導率に及ぼすモールドパウダー特性の影響を明らかにするとともに、界面熱抵抗に及ぼす鋳型表面温度とモールドパウダー物性値の影響を明確にした。

2. 実験方法

2・1 実験装置

平成4年6月1日受付 平成4年10月2日受理 (Received on June 1, 1992; Accepted on Oct. 2, 1992)

* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chuo-ku Chiba 260)

* 2 川崎製鉄(株)鉄鋼技術本部 (Steel Technology Division, Kawasaki Steel Corp.)

本実験では定常平行板法によってモールドパウダー層の熱抵抗を測定した。装置測定部をFig. 1に示す。鋳片に相当するのが、シリコニットヒーターで加熱された窒化アルミニウム板（以下AlN板）である。AlN板は55×55mm²の正方形で、厚さ0.63mmのホットプレス品を使用した。AlN板は窒素（N₂）雰囲気中では1500℃以上の高温においても化学的に安定で、剛性が高く、実験中も変形することはない。しかも熱伝導率が室温で160W/(m・K)と金属と同程度に大きく、加熱面の温度を一樣に保つのが容易である。AlN板の裏面には0.2mmφの白金-白金ロジウム（13%Rh）熱電対を接着した。実験はAlN板の表面温度を常に1100℃一定の条件で行なった。50×50mm²の窓が設けてある耐火物製の炉体上にAlN板を配し、実験時にはAlN板上でモールドパウダーを融解する。

鋳型に相当するのが25×30×30mm³の直方体形状をしたSUS304製のブロック（以下鋳型）である。鋳型内部にはFig. 1のように内径8mmφの冷却媒体流路を設け、鋳型表面と流路間の温度勾配を測定するために、測温点を2点設けた。鋳型は8mmφの鋼製支持棒を介してダイヤルゲージに固定されており、これにより上下動を行なう。この冷却ブロックを溶融したモールドパウダーに対して降下させ、所定の

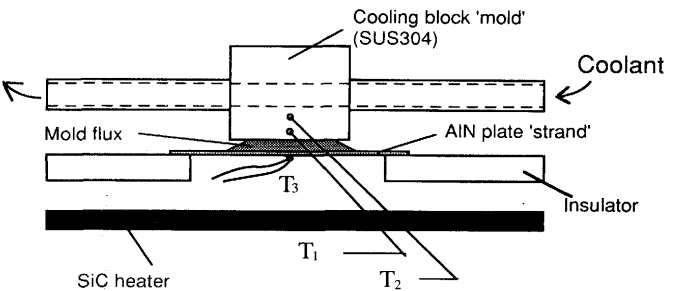


Fig.1. Schematic representation of the experimental apparatus.

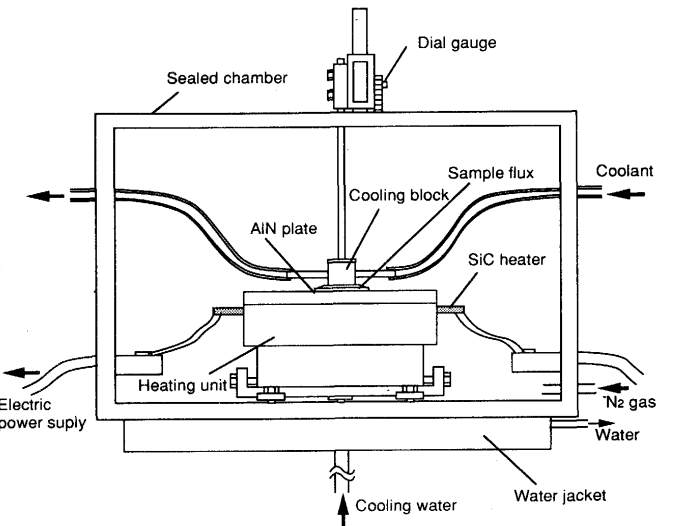


Fig.2. Schematic view of the experimental apparatus chamber.

厚さのモールドパウダー層を形成する。測定中、鋳型は必要な冷却能力を得るために空冷または水冷を行なった。装置全体は、Fig. 2に示すように、AlNの酸化防止を目的に雰囲気をN₂で置換した鋼製の箱の中に收容されている。

測温は前述のように、鋳型中の2点及びAlN板の1点の合計3点で同時に行なった。ダイヤルゲージの目盛を読取りながら冷却ブロックを降下し所定のパウダー厚さを確保した後、ヒーターの電力、冷媒の流量を調節してAlN板表面温度を1100℃一定に保ちつつ、鋳型表面温度を800℃から約50℃ずつ低下させてゆき、定常状態となる毎に各温度を記録した。この操作を、各パウダーについて異なるパウダー厚さで繰り返した。

2・2 実験原理

測定部における定常状態の温度分布は、この系を1次元伝熱と考えるとFig. 3のように表すことができる。定常状態における熱流束 q_T と、平行板両面の温度差 ΔT を求めることにより、パウダー及び界面熱抵抗を含む層全体の総括熱抵抗 R_T が、

$$R_T = \Delta T / q_T \quad \text{..... (1)}$$

で与えられる。モールドパウダー層を通過する熱流束 q_T と鋳型表面温度 T_m は、鋳型に設けられた2点の測温点から、それぞれ(2)、(3)式を用いて求めた。またAlN板表面温度 T_s は、AlN板を通過する熱流束が q_T に等しいことから(4)式で求められる。

$$q_T = \frac{K_{SUS}}{d_{SUS}} (T_1 - T_2) \quad \text{..... (2)}$$

$$T_m = T_1 + q_T \cdot \frac{d_{SUS}}{K_{SUS}} \quad \text{..... (3)}$$

$$T_s = T_3 - q_T \cdot \frac{d_{AlN}}{K_{AlN}} \quad \text{..... (4)}$$

(1)式は両界面の温度 T_s 、 T_m を用いて(5)式で表される。

$$R_T = \frac{(T_s - T_m)}{q_T} \quad \text{..... (5)}$$

この値をもって、3章以下の解析に供した。

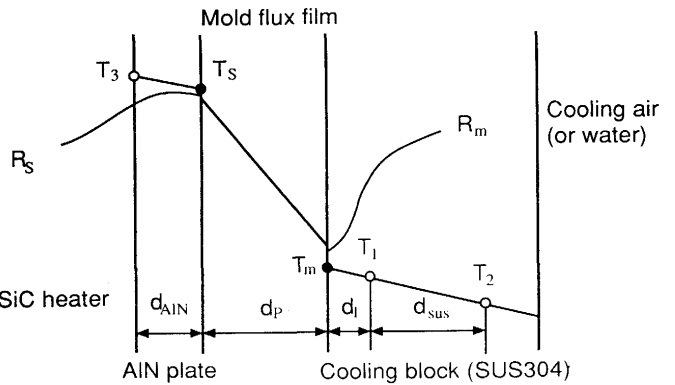


Fig.3. Schematic representation of the temperature distribution in the experimental apparatus.

2・3 試料調整方法

実験に用いたモールドパウダーの組成をTable 1に示す。試料用モールドパウダーは、脱炭後黒鉛るつぼ中で1300℃の温度で3時間保持し溶解後、急冷して15×15×3 mm³程度の大きさに破碎し作成した。測定後はパウダーフィルムを装置から取出した後、厚さ d_p を測定し、ダイヤルゲージより読取った試料厚みを校正した。

3. 実験結果

3・1 測定後のパウダーフィルム層観察結果

実験に用いたモールドパウダーは、それぞれ次のような特徴がある。Flux Aは低融点、低凝固点を特徴とする試作パウダーで、本実験条件下では容易にはガラス化せずに、固相は常に不透明の結晶状を呈していた。しかしながら溶融状態においては透明度の高い液体であった。Flux Bは代

Table 1. Chemical compositions of the mold flux (mass-%).

	Flux A	Flux B	Flux C	Flux D
SiO ₂	14.8	34.4	31.3	
CaO	18.5	33.0	40.1	
Al ₂ O ₃	1.1	6.1	2.08	
MgO				
Na ₂ O(*Na)	21.7	13.4	*3.98	17.4
K ₂ O				
F	22.7	8.1	11.4	
BaO	6.6			
B ₂ O ₃	19.8			57.6
Li ₂ O	5.8		3.93	
F.C.	0.0	2.9	2.0	
CaO/SiO ₂	1.11	0.96	1.30	
Softening temperature T _{sf} (℃)	580	1000		(660)
Solidifying temperature T _{sl} (℃)	650	1050	1190	680~730

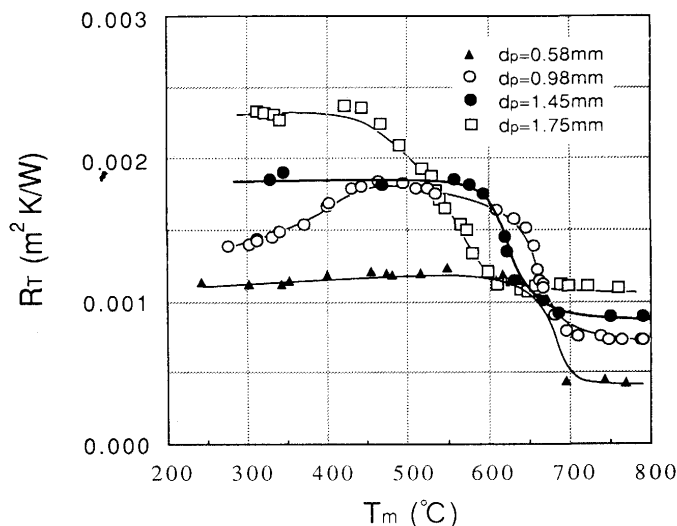


Fig.4. Variation of overall thermal resistance R_T with mold surface temperature T_m for Flux A.

表的な鉄鋼用連続鋳造パウダーで、測定後のパウダーフィルムは、厚みの薄い、灰色を帯びた半透明のガラス相と、比較的厚い、灰色を帯びた不透明結晶相に分離していた。Flux Cは高塩基度組成により緩冷却を指向した中炭素鋼用連続鋳造パウダーで、凝固点が高い。実験後は全て不透明な結晶相を呈していた。Flux Dは黄銅連続鋳造用パウダーであり、ほう砂 (Na₂B₄O₇) を主体とする低融点でガラス化傾向の大きな特徴を有している。実験後は不透明相は存在せず、全て透明なガラス状を呈していた。

3・2 界面熱抵抗および熱伝導率測定結果

実験から得られた、各試料における冷却ブロック表面温度 T_m と、被測定系全体の総括熱抵抗 R_T との関係の一例を Fig. 4 ~ Fig. 6 に示す。モールドパウダー層厚さを d_p とすると、 R_T は(6)式のように表わされる。ここで R_{INT} はモール

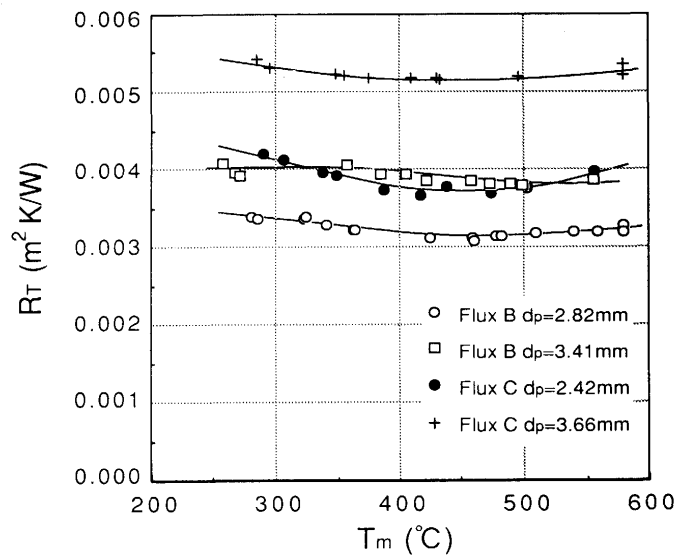


Fig.5. Variation of overall heat resistance R_T with mold surface temperature T_m for Fluxes B and C.

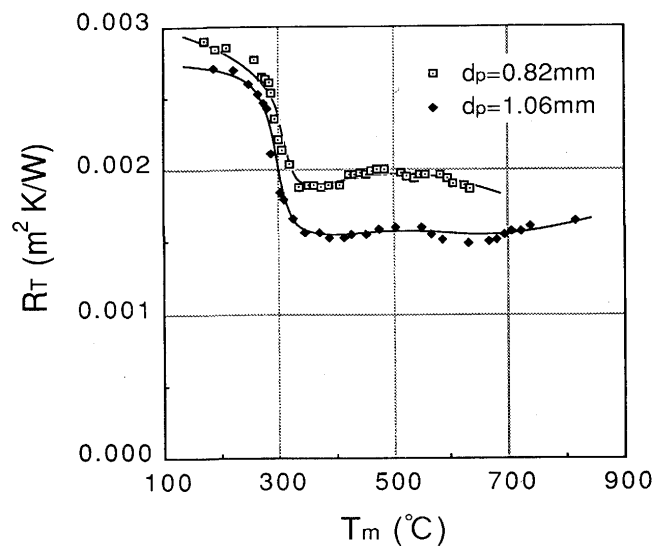


Fig.6. Variation of overall heat resistance R_T with mold surface temperature T_m for Flux D.

ドパウダーの界面熱抵抗を示す。

$R_T = R_{INT} + d_p / K \dots\dots\dots (6)$

ここで、熱伝導率Kは、輻射による寄与が含まれているため、見かけ上の熱伝導率すなわち有効熱伝導率 K_{eff} を意味する。
種々の厚さのパウダーについて測定を行ない、 d_p に対して R_T をプロットすることにより、(6)式から K_{eff} はプロットの傾きの逆数として、また R_{INT} は切片として求められる。

Flux A, Dの総括熱抵抗 R_T と試料厚さの関係をFig. 7に示した。Flux B, Dについても、Fig. 8に示すごとく試料厚さ d_p に対して良い直線関係が得られている。これらFig. 7, Fig. 8より界面熱抵抗 P_{INT} と、有効熱伝導率 K_{eff} を求めることができる。こうして求めた R_{INT} および K_{eff} と冷却ブロック表面温度 T_m の関係をそれぞれFig. 9, Fig.10に示す。

界面熱抵抗 R_{INT} については、Fig. 9よりその挙動は2種類に大別されることが示されている。凝固温度が800℃以下のFlux A及びFlux Dは、本実験条件下で R_{INT} が大きく変化する挙動を示し、高温側で R_{INT} が著しく小さくなっている。一方凝固温度1000℃以上のFlux B及びFlux Cではこのような挙動は認められず、今回の実験範囲では、比較的高い熱抵抗値を全温度域で示している。

また有効熱伝導率 K_{eff} については、Fig.10に示されるように鋳型温度 T_m に対する依存性はほとんど認められない。但し唯一Flux Aのみに、その凝固温度650℃に近い650～700℃で約22%の K_{eff} の増加が認められている。また K_{eff} の値についてFlux B, Cを比較すると、高塩基度で緩冷却を指向するFlux Cの値は0.81W/(m・K)であり、一般的なパウダーFlux Bの1.05W/(m・K)に比べ、約20%小さな値となっている。

Flux Dは、ほう砂75%を含む真鍮鑄造用モールドパウダーであるが、本実験で得られた値は、Table 2に示すように

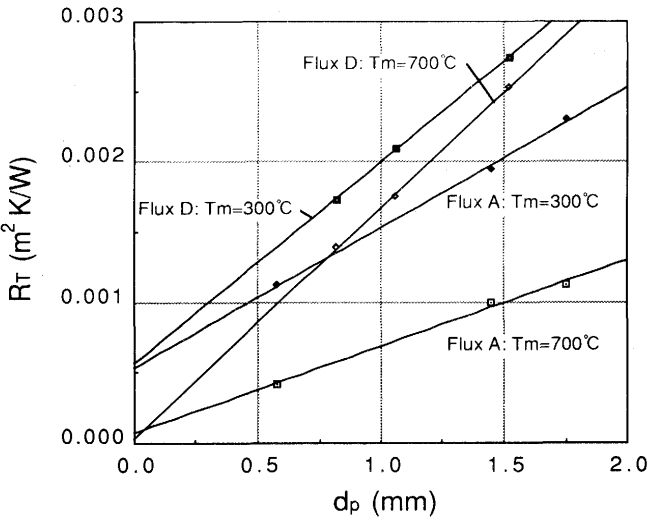


Fig.7. Relationship between overall thermal resistance R_T and mold flux thickness d_p for Fluxes A and D.

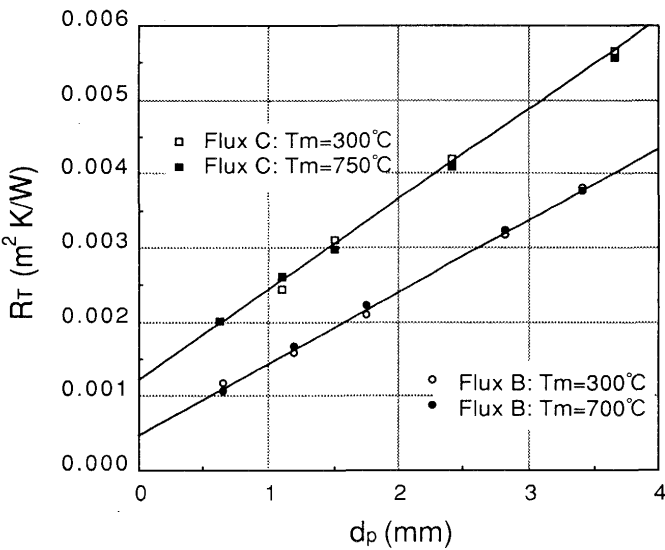


Fig.8. Relationship between overall thermal resistance R_T and mold flux thickness d_p for Fluxes B and C.

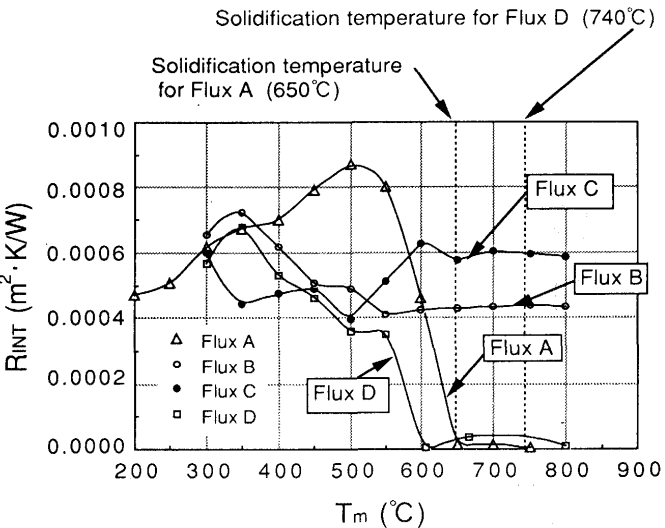


Fig.9. Influence of mold surface temperature T_m on contact resistance R_{INT} for Fluxes A-D.

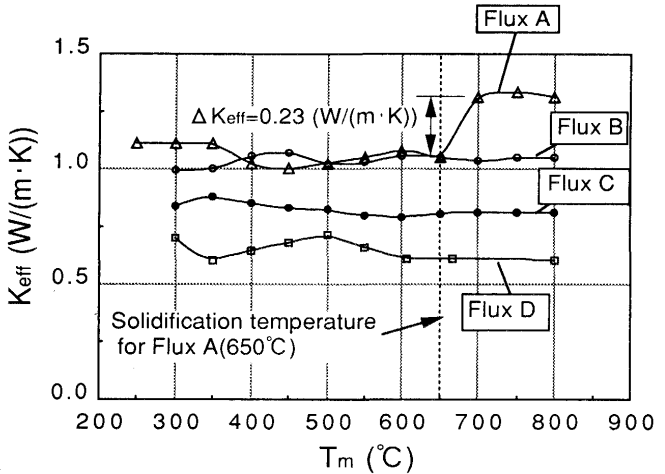


Fig.10. Influence of mold surface temperature T_m on effective thermal conductivity K_{eff} for Fluxes A-D.

Table 2. Values obtained for effective thermal conductivity ($W/(m \cdot K)$).

$T_m (^{\circ}C)$	Experimental results from this work (K_{eff})				Reference
	Flux A	Flux B	Flux C	Flux D	$Na_2B_4O_7^{24)}$
300	1.11	1.00	0.84	0.64	
400	1.03	1.04	0.85	0.61	
500	1.03	1.02	0.82	0.58	
600	1.08	1.06	0.79	0.69	
700	1.31	1.04	0.81	0.72	0.70
800	1.31	1.06	0.81	0.71	0.75

ほう砂の文献値²⁴⁾とよく一致しており、本実験方法の妥当性を示すものと考えられる。

4. 考察

4・1 鋳型—パウダーフィルム間界面熱抵抗

Fig. 9 に示された界面熱抵抗 R_{INT} は、Flux A については $650^{\circ}C$ を境にして大きく変化し、 $650^{\circ}C$ 以上ではほぼ零の値が $650^{\circ}C$ 以下で急激に増大している。Flux A の示差熱分析の結果、 $660^{\circ}C$ において凝固時に相当するピークが観察されており、熱抵抗の変化はこのピークの現出とよく一致している。以上より、 $600^{\circ}C$ 以下で観測される界面熱抵抗の増加は、鋳型に接するパウダーの凝固に伴う固相—固相接触の現出、すなわち、エアギャップの生成に起因するものと考えられる。同様の現象は、同じ低凝固温度パウダーであるFlux Dについても認められている。しかしながら、その変化点(約 $600^{\circ}C$)は凝固温度 $740^{\circ}C$ とは一致していない。この理由は、Flux Dが容易に過冷しやすく、ガラス状を呈していることによるものと推定される。

連続鋳造時のエアギャップの生成に関して、中戸ら⁹⁾は実機の連続鋳造機鋳型内测温から鋳型とパウダーフィルムの接触熱伝達係数として $1000 \sim 3100 W/(m^2 \cdot K)$ を得ており、これよりエアギャップ厚さを $15 \sim 45 \mu m$ と推算している。一方、本実験結果からは、界面熱抵抗変化 $\Delta R_{INT} = 0.0004 \sim 0.0008 m^2 K/W$ に相当するエアギャップ厚みとして $20 \sim 50 \mu m$ が得られる。これらの値は N_2 ガスの $200^{\circ}C$ 、 $500^{\circ}C$ における熱伝導率 K_{N_2} を 0.05 、 $0.0625 W/m \cdot K$ とした時に、得られた ΔR_{INT} から計算した($d_{air} = \Delta R_{INT} / K_{N_2}$)。本実験結果は、モールドパウダーの流動、溶鋼静圧が存在しない静的な測定条件下の値であり、実機鋳型内ではこれと異なる可能性もある。しかしながら、本結果は中戸らが得た値とよく一致しているといえる。一方、実用連続鋳造用モールドパウダーであるFlux B、Flux Cの凝固温度は $1000^{\circ}C$ 以上と高い。従って、Fig. 9 に示すように今回の実験範囲内では、鋳型側では鋳型表面温度によらず常にエアギャップが存在していたものと考えられる。いずれにしても、実機連続鋳造鋳型表面温度は通常 $300^{\circ}C$ 程度であるため、パウダーの特性によらず、このようなエアギャップは湯面部においても常に存

在するものと考えられる。

ところで R_{INT} は、パウダーフィルム両界面における熱抵抗の和であるから、鋳片側界面熱抵抗を R_s 、鋳型側界面熱抵抗を R_m とすると、次式のように表わされる。

$$R_{INT} = R_s + R_m \quad \cdots \cdots \cdots (7)$$

そこで R_s と R_m を分離する必要がある。 R_{INT} は、Fig. 9 中のFlux Aのプロットに示すように、界面温度がパウダーの凝固温度以上である場合には著しく小さな値である。メニスカス付近の鋳片側界面温度は、鋳型内の伝熱計算によれば、 $1200^{\circ}C$ 前後とパウダーの凝固温度以上であることが推察される。一方、鋳型側の界面温度は約 $300^{\circ}C$ と低く、完全にエアギャップが存在する条件である。これらの条件を考慮すると、 R_s は R_m に比較して無視しうるものと考えられる。このことから、連続鋳造時に問題となるエアギャップの不均一生成は、 R_s に相当する鋳片—モールドパウダー間の界面熱抵抗ではなく、 R_m に相当する鋳型—モールドパウダー間の界面熱抵抗であると考えられる。

4・2 熱伝導率

一般に液体中における熱伝達は、伝導、輻射、および対流による。鋳型—鋳片間のモールドパウダーフィルム厚は、その消費量から逆算すると、平均的には $0.2mm$ 程度であり、対流の発達に十分な空間が存在しない。従って、パウダーフィルム内における熱伝達は、伝導熱伝達と輻射熱伝達が支配的であると考えられる。従って、 K_{eff} には輻射熱伝達の項が含まれており、輻射熱伝達項 K_r と伝導熱伝達項 K_c に分離する必要がある。

4・2・1 輻射熱伝達

Elliottら¹⁷⁾は、溶融スラグ中の熱伝達において、固体のガラス中と同様に輻射熱伝達の寄与が存在することを、スラグ中への鉄イオンの添加実験から確認している。さらに大宮ら²¹⁾は、鋳型—鋳片間の伝熱シミュレーション実験から、鋳型内熱伝達における輻射の寄与が全熱流束の $40 \sim 50\%$ 程度であることを報告している。従って、本実験においても輻射熱伝達の寄与は無視できないものと考えられる。そこで、Flux Aについて輻射熱伝達を考慮に入れた解析を試みた。これはFlux Aが実験温度範囲のうち、 $650 \sim 800^{\circ}C$ において液相が 100% を占めており、かなりの輻射熱流束が予想されるためである。また、この条件では界面熱抵抗 R_{INT} がほぼ零となることも確かめられている。

いま q_c 、 q_r をそれぞれ伝導、輻射による熱流束とすると、全体の熱流束 q_T は(8)式で表される²⁵⁾。

$$q_T = q_c + q_r \quad \cdots \cdots \cdots (8)$$

$$q_c = \frac{1}{\frac{d_p}{K_c} + R_{INT}} (T_s - T_m) \quad \cdots \cdots \cdots (9)$$

$$q_r = \alpha_r (T_s^4 - T_m^4) \quad \cdots \cdots \cdots (10)$$

但し $\alpha_r = \frac{n^2 \sigma}{0.75 a_p d_p + \epsilon_m^{-1} + \epsilon_s^{-1} - 1}$

従って、(8)式の両辺を $(T_s - T_m)$ で除すると、前述のように $R_{INT} \sim 0$ なので、(11)式が得られる。

$$\frac{q_T}{(T_s - T_m)} = \frac{1}{R_T}$$
$$= \frac{K_c}{d_p} + \alpha_r \frac{(T_s^4 - T_m^4)}{(T_s - T_m)} \dots \dots \dots (11)$$

(11)式に基き、測定した総括熱抵抗 R_T の逆数を縦軸に、 $(T_s^4 - T_m^4) / (T_s - T_m)$ を横軸にプロットすると、 K_c/d_p を切片、 α_r を傾きとする直線が得られ、輻射と伝導を分離することができる。 $d_p = 0.58\text{mm}$ のときの、液相範囲における Flux A のプロットを Fig.11 に示す。プロットの切片、傾きより、それぞれ $K_c/d_p = 1800\text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K})$ 、 $\alpha_r = 6.30 \times 10^{-8} \text{W}/(\text{m}^2 \cdot \text{K}^4)$ が得られる。伝導熱伝導率同様に、便宜的に輻射熱伝導率 K_r を (12) 式で定義し、得られた α_r の値より輻射による寄与を求めると、 $T_s = 1100^\circ\text{C}$ (1373K)、 $T_m = 700^\circ\text{C}$ (973K)、 $d_p = 0.58\text{mm}$ の条件では $K_r = 0.24\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ が得られる。

$q_r = \frac{K_r}{d_p} (T_s - T_m) \dots \dots \dots (12)$

$K_r = \frac{\alpha_r (T_s^4 - T_m^4) d_p}{(T_s - T_m)} \dots \dots \dots (13)$

この値は、Fig.10 に示す Flux A のプロットの凝固温度 650°C 付近での K_{eff} の変化 $0.23\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ とよく一致している。一方、 $T_m = 700^\circ\text{C}$ での伝導熱伝導率 $K_c = 1.03\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ が求められ、鋳型表面温度が 600°C 以下における $K_{\text{eff}} = 1.06\text{W}/(\text{m} \cdot \text{K})$ とほぼ一致する。

輻射熱流束 q_r は $(T_s^4 - T_m^4)$ に比例するので、同一条件では T_m が小さいほど q_r は大きくなるはずである。しかしながら本実験結果は逆に $T_m \geq 650^\circ\text{C}$ で認められる輻射熱流束が、 $T_m < 600^\circ\text{C}$ ではほとんど認められなくなっている。

一般に光学的に不透明な結晶中では、入射光のエネルギーは、その波長に対応する結晶格子の振動として吸収される。赤外線の波長域である輻射エネルギーの伝達もまた、同様の理由からイオン結合性の結晶中では吸収されることが知られている²⁶⁾。従って Flux A の不透明層の現出により輻射熱流束の大部分が吸収され、凝固温度域での K_{eff} の変化が生じたものと考えられる。またこの現象は Flux A のみに認められるものである。その理由は、Flux D については前述したように常に透明であり、吸収の要因である結晶層の現出はないこと、Flux B、Flux C については、今回の実験温度範囲内では常にパウダーフィルム中に凝固層を伴っていることから、いずれも輻射熱伝達に関する変化をもたないためと説明できる。

以上をまとめると、Flux A の液相における有効熱伝導率のうち、輻射の寄与は全体の約20%であり、大宮らの値、

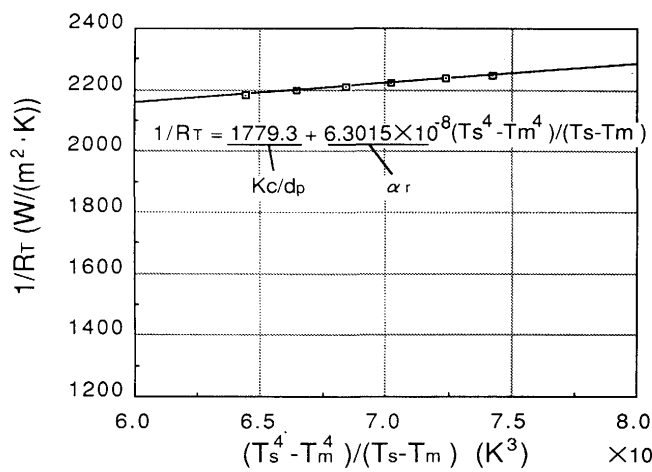


Fig.11. Relationship between $(T_s^4 - T_m^4)/(T_s - T_m)$ and $1/R_T$ for Flux A ($T_m = 650\text{-}800^\circ\text{C}$, $d_p = 0.58\text{mm}$).

40~50%より低く評価された。(13)式より、 K_r は鋳片温度 T_s の3乗にほぼ比例するので、今回の実験条件 $T_s = 1100^\circ\text{C}$ と、大宮らの条件 $T_s = 1400^\circ\text{C}$ の違いにより輻射の寄与率が異なったものと考えられる。

4・2・2 伝導熱伝達

物質の伝導熱伝達は、金属では自由電子がその担い手となるが、その他多くの固体では格子振動が熱エネルギーを伝達する。液相中では原子間の結合が緩むため、一般に熱伝導率は低下する。液相中での熱伝達を増大させるには、例えば格子振動によるフォノンの平均自由行程を大きくする、または格子間結合力を増大させることが有効であると考えられる。

モールドパウダーは、一般的に SiO_2 を多く含み、この SiO_2 が構成するシリケートイオン: $(\text{SiO}_4^{2-})_n$ のネットワークにより、液相中においても固相に匹敵する比較的大きな熱伝導率を示す。 $\text{SiO}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系スラグの液相での熱伝導率は、シリケートイオンの大きさに依存しており、シリケートイオン径が大きいほど大きな熱伝導率となる。Millsら²⁷⁾は、 $\text{SiO}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系スラグ中の $(\text{SiO}_4^{2-})_n$ の大きさの指標として、シリケート結合を絶ち切る非結合性酸素原子 NBO (Non-Bridging-Oxygen) とネットワークを構成する原子である Si、Al のモル比を用いて整理し、熱伝導率との関係に線形性を見いだしている。本研究ではこの考え方を、多種類のパウダー成分に対して拡張し、NBO に CaO の形で存在する酸素原子のほかに、同様の働きをすると考えられるアルカリ、アルカリ土類金属に結合する酸素原子を考慮した。またネットワーク構成原子として、ほう砂ガラスの主成分で知られる B_2O_3 の B を加え再整理を行なった。Fig.12 にその結果を示す。実験結果から得られたスラグのそれぞれの凝固温度における熱伝導率の値²⁰⁾²⁸⁾²⁹⁾と同じ直線上に乗っている。但し Flux A については $T_m = 600^\circ\text{C}$ の値をプロットしている。これは先に述べた輻射熱伝達の影響を取り除くため

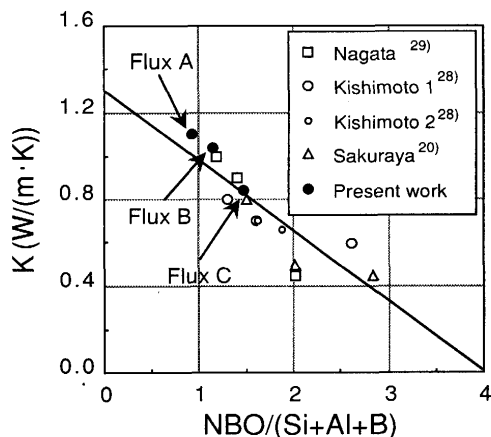


Fig.12. Thermal conductivity K_c of fluxes as a function of $NBO/(Si+Al+B)$.

である。なお、Flux Aについては10%以上のフッ素(F)が CaF_2 の形で含まれており、この影響は無視できない。F添加の影響としては、一般的にはシリケートネットワークを切断し、熱伝導率を低下させると考えられるが、一方で熱伝導率を上昇させるとの報告³⁰⁾もあり、その挙動は不明な点が多い。そこで本実験結果の解析では、Fを考慮していない。

Fig.12中のFlux BとFlux Cは鋼の連続鋳造パウダーであるが、Flux Cは塩基度を高める緩冷却を特徴とするパウダーとして実際の連続鋳造において使用され、約10%の鋳型内平均熱流束の低下が認められている。その理由として、従来よりモールドパウダーの結晶化に伴うマイクロボイドの生成¹²⁾、凝固温度上昇によりフィルム中の固相率の増加による有効熱伝導率の低下²³⁾等が挙げられている。しかしながら、本実験結果によれば、パウダー組成の差に伴うネットワーク構造の変化が熱伝導率の低下を生じさせており、この熱伝導率の低下も鋳型内冷却の緩冷却化に寄与しているものと考えられる。

このように、モールドパウダーの化学成分より、その熱伝導率の推定が可能になり、加えて凝固温度と鋳型温度を比較することにより、その界面熱抵抗の評価が可能となった。これらの知見により、鋳型内伝熱現象の予測精度の向上が図れるものと期待される。

5. 結言

連続鋳造鋳片表面品質に影響を及ぼす主要因である鋳型内熱伝達の基礎的究明を目的として、鋳型～鋳片間の界面熱抵抗に及ぼす鋳型表面の温度とモールドパウダーの物性値の影響を、平行板法を用いた熱抵抗測定により調査した結果、以下に示す知見が得られた。

(1) モールドパウダーと冷却ブロック間の界面熱抵抗 R_m は鋳型と接しているパウダーの状態によって変化する。液相ではエアギャップが消失し、界面熱抵抗はほぼ零となる。

(2) 鋳型に接するパウダーが固相の場合には、同界面に

は比較的大きな熱抵抗が存在し、これは20～50 μm のエアギャップ厚みに相当することを計算により求めた。

(3) パウダーの結晶化により、輻射伝熱が阻害されて有効熱伝導率が低下することが定量的に確かめられた。本実験条件での全熱流束に占める輻射伝熱の比率はFlux Aについて約20%であった。

(4) パウダーの熱伝導率は、シリケートイオン径と相関が強く、高塩基化により有効熱伝導率は減少する。

記号

- a_p : 吸収係数 (/m)
- d_p : パウダーフィルム厚さ (m)
- d_{SUS} : 冷却ブロック中の測温点間距離 8.0×10^{-3} (m)
- K_{SUS} : 冷却ブロック材の熱伝導率 14.7 (W/(m·K))
- K_{AIN} : AlN板の熱伝導率 160 (W/(m·K))
- K_{eff} : 有効熱伝導率 (W/(m·K))
- K_c : 伝導熱伝導率 (W/(m·K))
- K_r : 輻射熱伝導率 (W/(m·K))
- n : 屈折率
- q_T : 測定系(鋳型内)全熱流束 (W/m²)
- q_c : 伝導熱流束 (W/m²)
- q_r : 輻射熱流束 (W/m²)
- R_{INT} : 界面熱抵抗 (m²·K/W)
- R_m : 鋳型～パウダーフィルム間界面熱抵抗 (m²·K/W)
- R_s : 鋳片～パウダーフィルム間界面熱抵抗 (m²·K/W)
- R_T : 総括熱抵抗 (m²·K/W)
- T_s : 加熱面温度(鋳片表面温度) (K)
- T_m : 冷却面温度(鋳型表面温度) (K)
- T_{sl} : パウダー凝固温度 (K)
- α_r : 輻射熱伝達率 (W/(m²·K⁴))
- ϵ_m : 輻射率(鋳型表面)
- ϵ_s : 輻射率(鋳片表面)
- σ : ステファン-ボルツマン定数 5.67051×10^{-8} (W/(m²·K⁴))

文 献

- 1) S. N. Singh and K. E. Blazek: J. Metals, **26** (1974), p.17
- 2) 杉谷泰夫, 中村正宣: 鉄と鋼, **65** (1979), p. 1702
- 3) A. Grill and J. K. Brimacombe: Ironmaking and Steelmaking, **3** (1976) 2, p.76
- 4) 松宮徹, 佐伯毅, 田中純, 有吉敏彦: 鉄と鋼, **68** (1982), p.1782
- 5) 中井健, 坂下勉, 橋尾守規, 川崎守夫, 中島啓治, 杉谷泰夫: 鉄と鋼, **73** (1987), p.498
- 6) 杉谷泰夫, 中村正宣, 渡部忠男: 鉄と鋼, **67** (1981), p.1508
- 7) 木下勝雄, 北岡英就, 江見俊彦: 鉄と鋼, **67** (1981), p.93
- 8) 川上公成, 北川融, 水上秀昭, 内堀秀男, 宮原忍, 鈴木幹雄, 白谷勇介: 鉄と鋼, **67** (1981), p.1190
- 9) 中戸参, 小沢三千晴, 木下勝雄, 垣生泰弘, 江見俊彦: 鉄と鋼, **67** (1981), p.1200
- 10) 中野武人, 藤雅雄, 永野恭一, 溝口庄三, 山本利樹, 浅野敬輔: 鉄と鋼, **67** (1981), p.1210
- 11) 桜谷敏和, 江見俊彦, 今井卓雄, 江本寛治, 児玉正範: 鉄と鋼, **67** (1981), p.1220
- 12) T. Chikano, K. Ichikawa and O. Nomura: Shinagawa Techni-

- cal Report, **31** (1988), p.75
- 13) H. Tomono, W. Kurz and W. Heinemann: Met. Trans., **12B** (1981), p.409
- 14) E. Takeuchi and J. K. Brimacombe: Met. Trans., **15B** (1984), p.493
- 15) T. Emi, H. Nakato, Y. Iida, K. Emoto, R. Tachibana, T. Imai and H. Bada: Steelmaking Conf. Proc., Iron and Steel Society, Warrendale, PA, **61** (1978), p.350
- 16) 藤山寿郎, 弟子丸慎一, 大宮茂, 大西正之, 鈴木健一郎, 今井卓雄: 連続鑄造における力学的挙動 (鉄鋼基礎共同研究会連続鑄造における力学的挙動部会編), (1985), p.177
- 17) H. Alan Fine, T. Engh and J. Elliott: Met. Trans., **7B** (1976), p.277
- 18) 荻野和己, 西脇醇, 山本恭嗣: 鉄と鋼, **65** (1979), S683
- 19) 石黒伸二, 永田和宏, 後藤和弘: 鉄と鋼, **66** (1980), S669
- 20) 桜谷敏和, 江見俊彦, 太田弘道, 早稲田嘉夫: 日本金属学会誌, **46** (1982), p.1131
- 21) S. Ohmiya, K. H. Tacke and K. Schwerdtfeger: Ironmaking and Steelmaking, **10** (1983) 1, p.24
- 22) S. Bagha, N. C. Machingawuta and P. Grieveson: 3rd Int. Conf. on Molten Slag and Fluxes, Glasgow, (1988), p.235 [The Institute of Metals]
- 23) 松田廣, 猿橋清司, 安封淳治, 高田仁, 安中弘行, 小山伸二: 材料とプロセス, **5** (1992), p.207
- 24) Y. Kawai and Y. Shiraishi: Handbook of Physico-chemical Properties at High Temperatures, ISIJ Spec. Issue No.41, (1988), p.241
- 25) R. Siegel and J. R. Howell: THERMAL RADIATION HEAT TRANSFER, (1972), [McGraw-Hill Book Company]
- 26) 青木昌治: 基礎工業物理講座 6 「応用物性論」, (1969), p.111, p.242 [朝倉書店]
- 27) K. C. Mills: 3rd Int. Conf. on Molten Slag and Fluxes, Glasgow, (1988), p.229 [The Institute of Metals]
- 28) 岸本誠, 前田雅, 森克己, 川合保治: 日本金属学会第91回講演大会予稿集, (1982), p.376
- 29) 永田和宏, 須佐匡裕, 後藤和弘: 鉄と鋼, **69** (1983), p.1417
- 30) R. Taylor and K. C. Mills: Arch. Eisenhüttenwes., **53** (1982), p.55