

© 1988 ISIJ

 ///////////////  
 論文  
 ///////////////

# 鑄型内潤滑に及ぼす連鑄パウダー物性の 実験および理論的解明

 中戸 参\*・野崎 努\*<sup>2</sup>・西川 廣\*<sup>3</sup>・反町健一\*<sup>4</sup>

## Physical and Chemical Properties of Casting Powders Affecting Mold Lubrication during Continuous Casting of Slabs

Hakaru NAKATO, Tsutomu NOZAKI, Hiroshi NISHIKAWA and Ken-ichi SORIMACHI

### Synopsis :

Physical and chemical properties of casting powder, which affect mold lubrication during continuous casting of slabs, are evaluated. Experiments of insulating characteristics of unmelted layer of casting powder are made to study the effect of the size and shape of granule of casting powder on melting rate. The effect of chemical composition of casting powder on crystallization and freezing temperature of molten slag is examined in laboratory and practice. Special additives such as BaO, MgO, and B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> are effective in lowering freezing temperature and also in prevention of crystallizing of the slag. The rate of slag flow from meniscus and the resulting slag film thickness between solidified shell and mold wall are analyzed theoretically by taking into account the viscosity change in slit.

The above research work is successfully applied to the development of casting powder for high speed continuous casting over 1.7 m/min.

**Key words :** continuous casting ; mold powder ; granule ; viscosity ; permeability ; crystallization ; lubrication ; break out.

## 1. 緒 言

鋼の連続鑄造(以下、連鑄と略称)は、わが国の製鋼技術の主流となり、一貫製鉄所での高能率生産の一翼を担う要素技術として完成した。このように、鋼の連鑄技術の進歩<sup>1)</sup>は目覚ましいものがあるが、熱い鑄片の加熱炉への直接装入や直送圧延を実施する際には、高生産性を維持しつつ無欠陥鑄片を安定して鑄造する技術が強く望まれ、その技術の理論的解明が重要である。特に、高速鑄造や高サイクル鑄型振動による連鑄<sup>2)</sup>の場合には、鑄型と鑄片間の潤滑(鑄型内潤滑)の不足や鑄片の鑄型への焼付きに起因する拘束性ブレイクアウト<sup>3)</sup>が発生しやすい<sup>4)5)</sup>。

鑄型内潤滑には、鑄型振動条件<sup>4)~8)</sup>、連鑄パウダー物性<sup>4)~6)9)~11)</sup>、鑄型めつき<sup>3)</sup>、鑄型内溶鋼流動<sup>4)</sup>が大きな影響を及ぼす。水上ら<sup>8)</sup>は、鑄型内潤滑機構の考察に基

づいて潤滑改善のための鑄型振動波形を検討し、通常の正弦振動波形にかわる非正弦偏倚振動波形を見い出した。この波形を実機の鑄型振動に適用することにより溶融スラグ(パウダー溶融相)の鑄型と鑄片間への流入を増し、最高 2.5 m/min の高速鑄造を達成した。最近、通常の振動条件(振動数: 1~5 Hz, 振幅: ±1~±6 mm)を超える微振動(振動数: 10~90 Hz, 振幅: ±1 mm 以下)<sup>12)</sup>や超音波振動(振動数: 数千~数万 Hz, 振幅: ±数十 μm 以下)<sup>13)</sup>の鑄型への適用が行われ、鑄型内潤滑と鑄片表面性状改善に効果をあげつつある。鑄型めつきは厚い Ni 系めつきに比べて薄い Cr 系めつきの方が鑄型への抜熱に優れるために拘束性ブレイクアウトを起こしにくい<sup>3)</sup>。Ni 系めつきでは鑄型内壁面温度が高くなり、鑄片の焼付きを起こしやすいだけでなく、鑄型と鑄片間でスラグが凝固する際に結晶析出しやすい傾向があるので適正なめつき厚さとする必要がある。タンディッシュ

昭和 60 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 10 月 19 日受付 (Received Oct. 19, 1987)

\* 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 工博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Mizushima Kawasaki-ku Kurashiki 712)

\*<sup>2</sup> 川崎製鉄(株)鉄鋼研究所 理博 (Iron & Steel Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 川崎製鉄(株)千葉製鉄所 (Chiba Works, Kawasaki Steel Corp.)

\*<sup>4</sup> 川崎製鉄(株)水島製鉄所 工博 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp.)

ノズルや浸漬ノズルにアルミナが堆積して吐出孔からの流れが偏ると、熔融スラグの湯面メニスカスからの流入が途絶えて潤滑不足となり、焼付きによる拘束性ブレークアウトを起こすことがある。溶鋼の再酸化防止、清浄度の向上によりアルミナ堆積が軽減できる。

鋳片の表面欠陥を防ぎ、かつ拘束性ブレークアウトを防ぐには鋳型内潤滑を円滑にすることであり、そのためにパウダーは次の条件を具備する必要がある。

(1)湯面で十分な熔融スラグ層厚さを保つ<sup>14)</sup>。

(2)湯面メニスカスから鋳型と鋳片間への熔融スラグの流入を促進する<sup>4)~8)</sup>。

(3)スラグ凝固時の結晶析出を抑制する<sup>15)</sup>。

高速鋳造用パウダーの開発<sup>16)~19)</sup>がなされているが、鋳型内潤滑との関連において統一的に解明されたとは言えない。パウダー未熔融層の断熱性は鋳型内湯面でのパウダーの熔融挙動と熔融スラグ層厚さを支配する重要な因子の一つであるにもかかわらず、断熱性に及ぼすパウダー形状の効果を陽に評価した報告は見当たらない。また、スラグ凝固時に結晶析出するか否かは鋳型と鋳片間に介在するスラグフィルム<sup>1)</sup>の潤滑性能に大きな影響を及ぼすが、結晶析出に関する定量的評価は未確立である。本報では、高速鋳造時の鋳型内潤滑を向上させるために、上記(1)~(3)の条件に影響を及ぼすパウダー物性について実験と理論解析を行い、定量的な関係を明らかにする。

## 2. 実験方法

### 2.1 パウダー未熔融層の断熱性調査

#### 2.1.1 顆粒状パウダーの調整

非晶質原料をスラグ基材成分(CaO, SiO<sub>2</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>など)に選んだ。化学組成が、CaO/SiO<sub>2</sub>=0.8~1.2, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>=2~8%, Na<sub>2</sub>O=6~15%, F=4~9%, Total C=2.5~6.5%の範囲にある粉末の混合物に水と少量のバインダー(例えば, CMC:カルボキシメチルセルロース)を添加して混練後、押し出し法<sup>20)</sup>、攪拌混合法<sup>20)</sup>、スプレー法<sup>20)</sup>により、それぞれ柱状顆粒(直径:約1mm, 長さ:約2mm)、球状(I)顆粒(平均直径:約0.7mm)、球状(II)顆粒(平均直径:約0.4mm)に造粒した。これらの顆粒は乾燥し、水分含有量を0.2%以下とした。パウダーのカサ比重は原料の粒度と造粒条件を変えて調節した。

#### 2.1.2 一方向加熱試験

内径100mm, 深さ160mm, 肉厚10mmの黒鉛るつぼの60mm深さまで供試パウダーを自然充填し、るつぼ底より1500°Cで一方向加熱を行い、るつぼの中心

軸上の温度を深さ方向の3点でクロメル・アルメル熱電対を用いて測定した。パウダー層内温度分布の経時変化から、るつぼ底より35mm離れた点の温度が200°Cになるまでの時間を $t_1$ (s)、るつぼ底より5mm離れた点の同時刻の温度を $\theta_1$ (°C)として断熱性の指標とした。

#### 2.1.3 通気性試験

通気性測定に用いた装置は内径が53mm, 肉厚4.5mmの鋼製パイプ内に網目が44 $\mu$ mの金網を設置し、この金網上高さ100mmに供試パウダーを自然充填した。パウダーを充填したパイプ内に精製した所定圧力のArガスを上方より導入して、常温および加熱時におけるパウダー充填層内ガス流れの圧力損失とその経時変化を測定した。パウダーの加熱速度は、常温から500°Cの範囲では約30°C/min, 500~1100°Cの範囲では約10°C/minとした。

### 2.2 スラグの凝固挙動調査

#### 2.2.1 凝固温度の測定

回転円筒法を用いて熔融スラグの粘度を測定<sup>21)</sup>する際に粘度値がアレニウス型の温度依存性から大きく偏倚して急激に高くなる温度を凝固温度 $\theta_{fp}$ (°C)と定めた。

#### 2.2.2 結晶析出温度の測定

完全に熔融した約1gのスラグ試料を冷却速度20°C/minで冷却しつつ完全凝固にいたるまでの過程を高温顕微鏡を用いて観察した。結晶析出によつてスラグ全体が透明度を失う温度を結晶析出温度とした。

#### 2.2.3 結晶化率の測定

定常鋳造時に、鋳型内湯面でパウダー未熔融層を手早く除いたのち熔融スラグをスプーンにて採取し、常温のステンレス鋼製ポンプ(内径:30mm, 肉厚:15mm, 深さ:70mm)に注入して放冷凝固した。凝固後のスラグを高さ方向約1/2のところまで切断して断面の目視、顕微鏡観察とEPMA分析を行い、結晶析出の面積率を指数0から指数3の4段階に分けて表した。

指数0:透明なガラス。EPMA分析では数 $\mu$ mの微細な結晶が見られる。

指数1:透明なガラス状の断面に極く少量の白い結晶が析出している。面積率10%未満。

指数2:結晶析出面積率10%以上, 60%未満。

指数3:断面の大半に白い結晶が析出している。面積率60%以上。

このポンプ内凝固法による結晶化率の測定は、現場での簡便な試験法であるが、高温顕微鏡による結晶析出温度と良い相関がある。結晶析出温度が低いスラグは結晶化率指数が小さい。

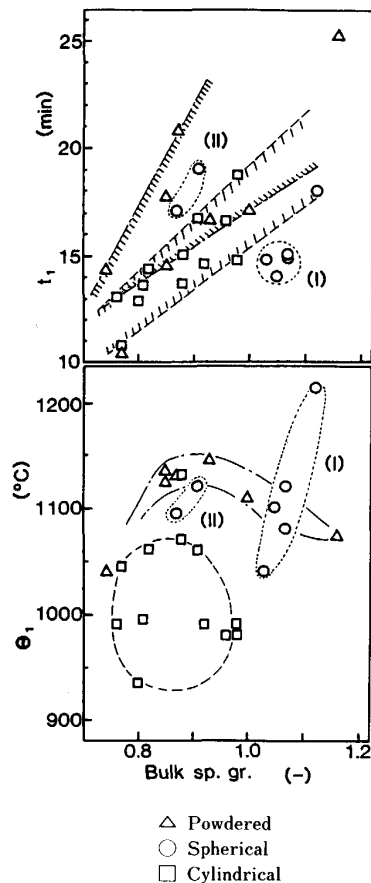


Fig. 1. Effect of casting powder characteristics on insulating indices.

### 3. 実験結果

#### 3.1 断熱性に及ぼすパウダー形状の影響

##### 3.1.1 一方向加熱試験結果

$t_1$  および  $\theta_1$  に及ぼすパウダーのカサ比重、形状の影響を Fig. 1 に示す。 $t_1$  はパウダーのカサ比重が増すにつれて大きくなる。カサ比重が同じである時、柱状顆粒より粉状の方が  $t_1$  が大きい。一方、 $\theta_1$  はカサ比重に依存せず形状で異なる。粉状と球状顆粒がほぼ同じであり、柱状顆粒は小さい。

温度分布の測定結果と数値計算結果を比較することにより未熔融層内の見かけの熱拡散定数を求めると、粉状  $\approx 2.2 \times 10^{-3} (\text{cm}^2/\text{s})$ 、柱状顆粒  $\approx 3.0 \times 10^{-3} (\text{cm}^2/\text{s})$ 、球状(I)顆粒  $\approx 2.1 \times 10^{-3} (\text{cm}^2/\text{s})$ 、球状(II)顆粒  $\approx 1.4 \times 10^{-3} (\text{cm}^2/\text{s})$  が得られた。自然充填した柱状顆粒、球状(II)顆粒層を有機樹脂で固定し、断面を研磨後に観察しスケッチした結果を Fig. 2 に示す。粉状や球状(II)顆粒と比較して、柱状顆粒充填層内の空隙は大きく連続的であるので、空隙内での対流伝熱が盛んになる。充填層の理論では、流体が粒子層を通る際の伝熱を扱うには有効熱伝導度を用いる。この際、流体の流れ方向の有効

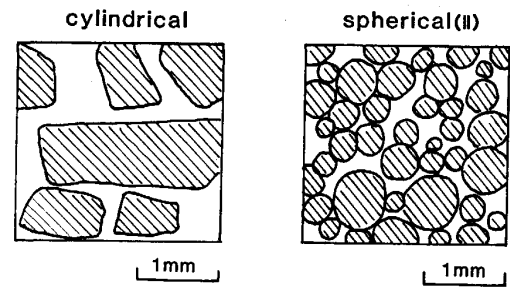
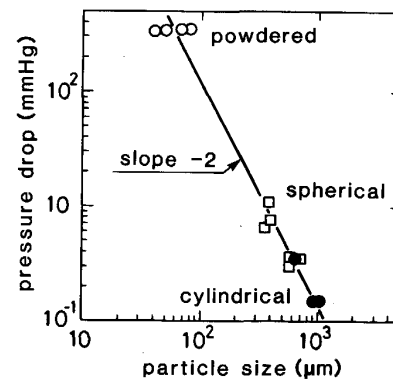


Fig. 2. Cross-sectional view of naturally packed casting powders.



Employed pressure :  $0.5 \text{ kg/cm}^2$

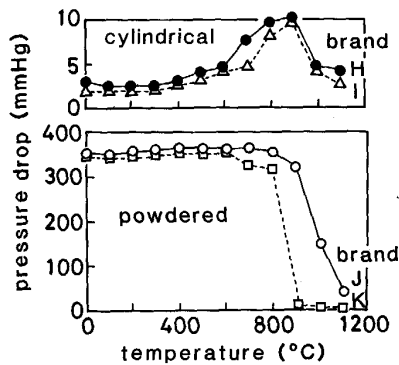
Fig. 3. Effect of particle size on pressure drop of gas flow in unmelted layer.

熱伝導度は空隙率の大きい(カサ比重小)ときや粒径が大きいときに高くなる<sup>22)</sup>が、形状効果を取り扱った報告はほとんどない。一方向加熱試験で得られる  $t_1$  は有効熱伝導度を、 $\theta_1$  は形状の効果を表す指標になると考えられる。高速鋳造では、 $t_1$  が小さく  $\theta_1$  の大きいパウダーを用いて断熱性を高めることが熔融スラグ層を厚くするのに良い。球状(II)顆粒は粉状に似た断熱性を示す。柱状顆粒はその形状に起因して断熱性に劣る傾向が認められるが、未熔融層-焼結層もしくは半熔融層-熔融スラグ層を順次形成する整層溶解性に優れる<sup>6)</sup>。このため、柱状顆粒は熔融スラグのメニスカスからの流入が鋳片の幅方向で均一となるので縦割れを防ぐのに良い。高速鋳造に際して柱状顆粒を用いるには、熔融特性制御<sup>24)</sup>がより重要となる。

##### 3.1.2 通気性試験結果

常温でのパウダー充填層内ガス流れの圧力損失とパウダーの平均粒径の間には、Fig. 3 に示すように、両対数プロットで直線関係が認められる。この直線の傾きはほぼ -2 であり、本実験範囲では、圧力損失は平均粒径の 2 乗に反比例していることを示している。

パウダー充填層加熱時の層内ガス流れの圧力損失を



Employed pressure : 0.5 kg/cm<sup>2</sup>

Fig. 4. Changes of pressure drop of gas flow with heating.

Fig. 4 に示す。粉状は、800°C 以下の低温度域で極めて高い圧力損失がある。この圧力損失は温度の上昇とともにわずかに増加するが、800~900°C を超えると急激に減少した。これは、著しく焼結が進行してパイプ壁と充填層の間に隙間が形成され、ガス流れが周辺流れになるためである。柱状顆粒の圧力損失は、粉状に比べて絶対値が極めて小さく、400°C を超えると徐々に増加して900°C 付近で最大となり、これを超えると減少する。1100°C まで加熱後の柱状顆粒のミクロ観察によれば、顆粒同志よりも顆粒内での焼結が顕著であった。これらの事実は、粉状に比べ柱状顆粒充填層内の空隙は大きく連続的であることに起因し、粒子間の伝導熱だけでなく対流熱が促進されるとした先の結果に一致する。

3.1.3 実機铸造試験結果

原料配合、化学組成が同じ (Free C=3.4~3.9%) である柱状顆粒、球状(II)顆粒のパウダーを [C]=0.12% の抗張力 40 kgf/mm<sup>2</sup> 級厚板用スラブを铸造速度 1.1 m/min で連铸時にストランドを分けて同時に使用した。両者の全層厚を約 30 mm にほぼ揃えた際の熔融スラグ層厚は球状(II)で 16.5 mm、柱状で 9.5 mm であった。球状(II)の方が柱状に比べてスラグ層が厚い。

このように、パウダーの熔融速度には粒形状も大きな影響を及ぼす。高速铸造では、特に鋳型内湯面で十分な熔融スラグ層厚を保つ必要があり、粉状や球状(II)顆粒のパウダーがより適している。

3.2 スラグの凝固挙動に及ぼすパウダー組成、物性の影響

3.2.1 凝固温度、粘度に及ぼすパウダー組成の影響

CaO/SiO<sub>2</sub>=1.06, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>=5~6%, Na<sub>2</sub>O=15%, F=8.6%, MgO=0.8% のパウダーに BaO を 0~25.4% の範囲で添加したときの凝固温度と粘度を測定した。凝固

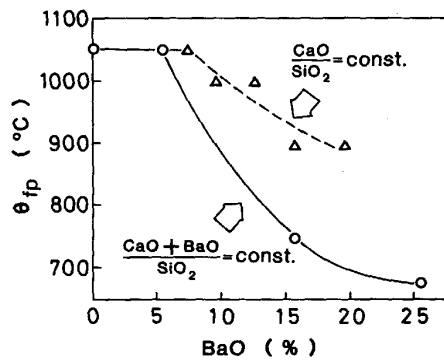


Fig. 5. Effect of BaO content on freezing temperature of molten slag.

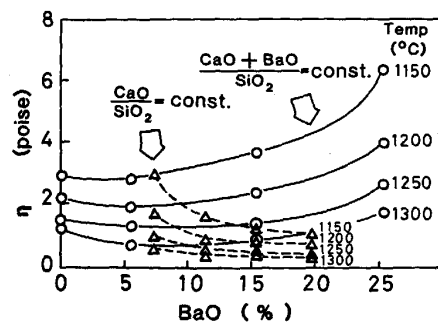


Fig. 6. Effect of BaO content on slag viscosity.

温度は、Fig. 5 に示すように、CaO/SiO<sub>2</sub> を一定にして BaO 濃度を増すより、(CaO+BaO)/SiO<sub>2</sub> を一定にして BaO 濃度を増す場合に著しく低くなる。一方、粘度は、Fig. 6 に示すように、(CaO+BaO)/SiO<sub>2</sub> を一定にして BaO 濃度を増すと BaO>15% で高くなる傾向があり、CaO/SiO<sub>2</sub> を一定にして BaO 濃度を増すと BaO<15% で低くなる。

全く同様の方法で BaO の代わりに MgO を添加して凝固温度と粘度に及ぼす影響を調べた。凝固温度は、Fig. 7 に示すように、CaO/SiO<sub>2</sub> を一定にして MgO 濃度を増す場合と (CaO+MgO)/SiO<sub>2</sub> を一定にして MgO 濃度を増す場合のいずれにおいても MgO≈8% で極小値を示す。一方、粘度は、Fig. 8 に示すように、(CaO+MgO)/SiO<sub>2</sub> を一定にして MgO 濃度を増すと高くなり、CaO/SiO<sub>2</sub> を一定にして MgO 濃度を増すと MgO<8% では低くなる。

以上の結果より、熔融スラグの粘度を著しく変化させることなくスラグの凝固温度を低くするには、スラグの Network former である SiO<sub>2</sub> 濃度を一定 (すなわち、(CaO+X)/SiO<sub>2</sub>=一定, X: BaO, MgO) にして Network modifier である BaO, MgO 濃度を増すことが有効

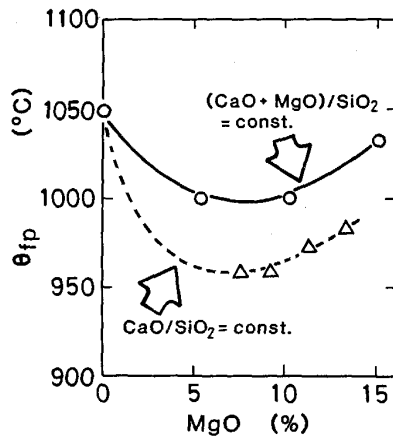


Fig. 7. Effect of MgO content on freezing temperature of molten slag.

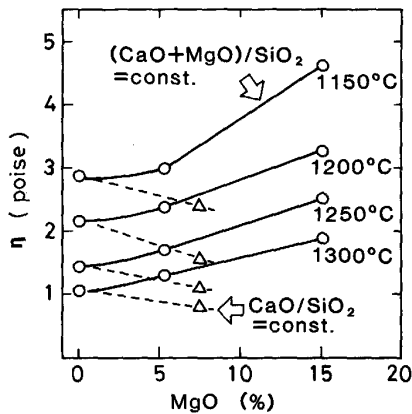


Fig. 8. Effect of MgO content on slag viscosity.

である。

CaO/SiO<sub>2</sub>=1.06, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>=5~6%, BaO=5.4%, F=8.6%, MgO=0.8% のパウダーに Na<sub>2</sub>O を 17~29% の範囲で添加した場合の凝固温度は 960~1000°C であった。この濃度範囲では、凝固温度に及ぼす Na<sub>2</sub>O 濃度の影響は比較的小さい。

CaO/SiO<sub>2</sub>=1.06, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>=5~6%, Na<sub>2</sub>O=16%, F=8.6%, MgO=0.8% のパウダーに B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> を 0~18% の範囲で添加した場合の凝固温度の変化を Fig. 9 に示す。凝固温度は、B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ≤ 10% では B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 濃度が増すにつれて直線的に著しく減少し、B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> > 10% ではほぼ一定である。

パウダーの軟化熔融温度を低くするのに有効である Na<sub>2</sub>O, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> のようなフラックス成分でも凝固温度に及ぼす影響は異なる。

200×(1000~1060) mm<sup>2</sup>, SUS 430 ステンレス鋼スラブを casting 速度 0.8~0.9 m/min, 平均速度表示のネガティ

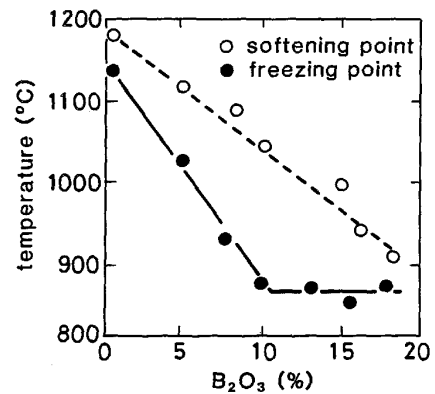


Fig. 9. Effect of B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> content on freezing temperature of molten slag.

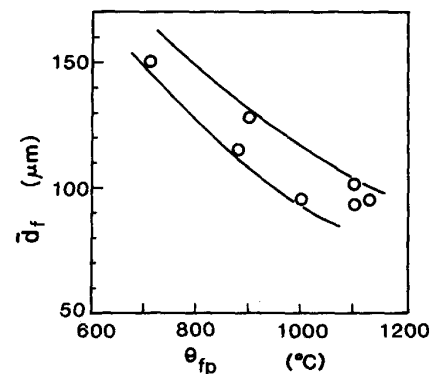


Fig. 10. Effect of freezing temperature on average slag film thickness.

ブ率  $N=10\sim40\%$ , 振動数  $f=105$  cpm の鋳型振動条件で casting 時に得られた消費量から後述する要領により計算で求めた平均スラグフィルム厚さ  $\bar{d}_f$  に及ぼす凝固温度の影響を Fig. 10 に示す。この際、凝固温度は (CaO+BaO)/SiO<sub>2</sub> を一定として BaO 濃度を増すことにより 680~1130°C に変えた。凝固温度が低くなると湯面メニスカス部の流入スリットが厚くなるので、スラグ流入量が増すと考えられる。

### 3.2.2 結晶析出に及ぼすパウダー組成の影響

スラグの結晶化傾向はパウダー組成と強い相関があり、CaO/SiO<sub>2</sub>, Na<sub>2</sub>O 濃度, F 濃度を増すと結晶化しやすい。ポンプ内凝固法の結果では、F > 10% で結晶析出が著しい。一方、CaO/SiO<sub>2</sub> を 1.0 から 0.8 まで下げると結晶析出が抑制される。

3.2.1 で述べた凝固温度と粘度に及ぼす BaO, MgO 濃度の影響を調べた際に、ポンプ内凝固法を実験的に行って結晶析出を調べた。その結果、BaO 濃度を変えたパウダーはいずれも均一なガラス状に凝固した (指数

Table 1. Effect of chemical composition on crystallization temperature and crystallization index.

Powder brand	CaO/SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (wt%)	F (wt%)	Crystallization temp. (°C)	Crystallization index	$\eta$ 1300°C (poise)
L	0.97	2.9	8.9	1100	3	2.4
M	0.94	3.0	8.3	1100	2	2.5
N	0.89	6.6	8.0	850	0	2.3
P	0.82	2.3	8.4	Room temp.	0	3.7

Table 2. Casting powder characteristics used for experiments.

Powder brand	CaO/SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (%)	Special additives (%)	$\theta_{mp}$ (°C)	$\theta_{fp}$ (°C)	$\eta$ 1300°C (poise)
Q	0.9	6	MgO 2	920	950	0.9
R	1.0	6	Li <sub>2</sub> O 4	910	950	0.8
S*)	1.0	6	MgO 5 BaO 5	960	1050	0.9

\*) Conventional powder

0). MgO 濃度を変えたパウダーは, MgO ≤ 7% では均一なガラス状に凝固したが, MgO > 7% では白色結晶の析出 (指数 1 以上) が認められた.

カスピダインやネフェリンを析出してスラグが結晶化すると, 鋳型内潤滑が悪くなるので拘束性ブレイクアウトが発生しやすい<sup>15)</sup>. Table 1 に示した縦割れ防止効果の高い 4 種の柱状顆粒パウダーを用いて拘束性ブレイクアウトの発生頻度と結晶化の関係を調べた. 200 × (1200 ~ 1600) mm<sup>2</sup>, 厚板用および熱延用 Al および Si-Al キルド鋼スラブを鋳造速度 1.2 ~ 1.5 m/min, N = 20 ~ 40%, f = 90 ~ 130 cpm の鋳型振動条件で鋳造時に発生した拘束性ブレイクアウトの頻度は, Fig. 11 に示すように, 結晶析出温度と結晶化率の高いパウダーほど高くなる.

### 3.2.3 薄板用低炭 Al キルド鋼の高速鋳造

Table 2 に示す化学組成と物性を有する粉状のパウダーを 3 種選んだ. これらのパウダーを用い, 230 × (900 ~ 1100) mm<sup>2</sup>, 薄板用低炭 Al キルド鋼スラブを鋳造速度 1.75 ~ 1.95 m/min で鋳造した. この際の鋳型振動条件は, ストローク S = 7.8 mm, N = 20 ~ 30% でほぼ一定とした. 鋳型振動条件を変えた場合の結果については別報<sup>23)</sup> で詳述する.

鋳造速度が増すとパウダー消費量が減少するが, 凝固温度の低いパウダーを用いるとパウダー消費量の減少を防止できる. この際に鋳造時の鋳型振動抗力をロードセルを用いて測定し, 既法<sup>5)</sup> の手法により摩擦力を求めた. 得られた鋳型内単位面積当たりの摩擦力<sup>5)</sup> を Fig. 12 に示す. パウダー消費量の多い, 低凝固温度のパウダーは鋳型・鋳片間の摩擦力が小さい. 鋳型内潤滑は流体潤滑

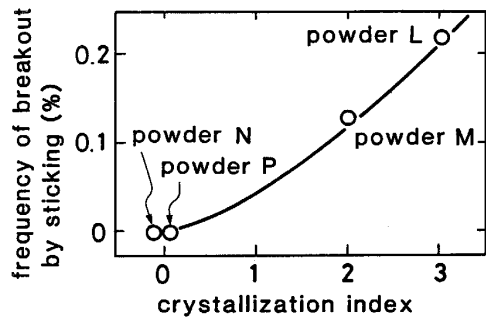


Fig. 11. Effect of crystallization on occurrence of sticking breakout.

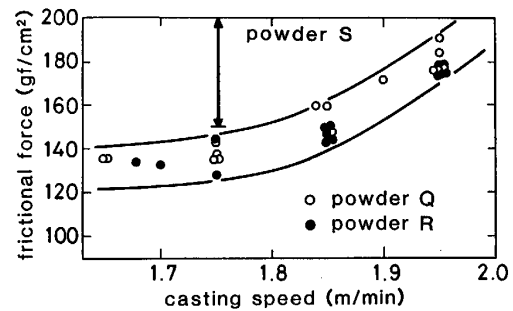


Fig. 12. Observed frictional force between shell and mold during casting.

域と固体摩擦域が共存する混合潤滑であると考えられる<sup>5)8)</sup>. 凝固温度を低くするとパウダー消費量 (スラグ流入量) の増加だけでなく, 流体潤滑域が拡大するので摩擦力が減少すると考えられる. 実機での結果によれば低炭 Al キルド鋼の高速鋳造において拘束性ブレイクアウトを防ぐには, 摩擦力 0.2 kgf/cm<sup>2</sup> 以下にする必要がある.

以上のように, 凝固温度の低下と結晶析出の抑制に効果のある BaO や MgO, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> などを添加したパウダーを用いることにより, 1.7 m/min を超える高速鋳造を実施している.

## 4. 考 察

### 4.1 スラグ流入速度に及ぼすパウダー物性の影響

前述のように, パウダー消費量は鋳型内潤滑に大きな影響を及ぼす因子であり, パウダー物性, 鋳造速度と鋳型振動条件に依存する. これは, 湯面メニスカスからのスラグ流入量がこれらの要因に支配されるためである. そこで, これらの要因を考慮したスラグ流入速度の解析結果と実測値を比較・検討し, スラグ流入速度に及ぼすパウダー物性の影響を考察する.

鋳型内湯面メニスカスに, Fig. 13 に示すような, 厚

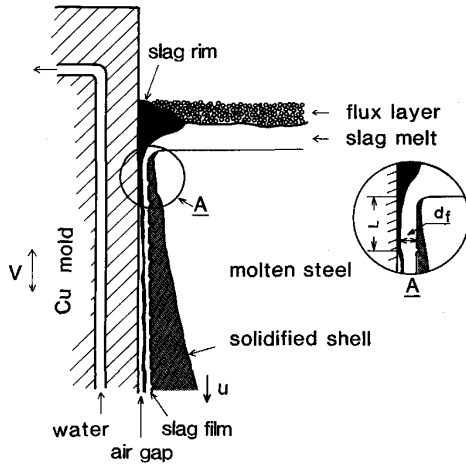


Fig. 13. Schematic view of meniscus periphery in mold.

さ  $d_f$ (m), 長さ  $L$ (m) の熔融スラグの流入スリットを考える。メニスカスから流入するスラグを粘性流体として扱い、このスリットの厚さ方向にスラグ粘度が変化する場合について運動方程式を解くと、振動一周期の平均流入速度  $\langle \bar{v}_z \rangle$  は(1)式で表される<sup>24)</sup>。

$$\langle \bar{v}^* \rangle \equiv \frac{\langle \bar{v}_z \rangle}{u} = \frac{(1+4\lambda_0+4\lambda_1+12\lambda_0\lambda_1)\{\varphi(1+\lambda_0+\lambda_1)-\xi(e^\alpha-1)\}}{6\xi(1+\lambda_0+\lambda_1)(e^\alpha+1+2\lambda_0e^\alpha+2\lambda_1)} + \frac{1+\lambda_0+2\lambda_1}{2(1+\lambda_0+\lambda_1)} \dots (1)$$

ただし、 $\xi \equiv (\eta_0 t_0) / (\rho_S d_f^2)$ ,  $\varphi \equiv g t_0 (1+h/L) / u$  である。ここで、 $u$ : 铸造速度 (m/s),  $h$ : 湯面スラグ層の厚さ (m),  $L$ : 流入スリットの長さ (m),  $\eta_0$ : 铸片表面でのスラグの粘度 (Pa·s),  $t_0$ : 振動一周期の時間 (s),  $g$ : 重力加速度 (m/s<sup>2</sup>) であり、 $\lambda_0, \lambda_1$  はスリットの铸片面、铸型面でのスリップの程度を示す無次元数である。

スリットの厚さ方向の温度分布を1次式で表し、スラグ粘度にアレニウス型の温度依存性を仮定すれば、(1)式の指数  $\alpha$  は(2)式で表される。

$$\alpha \approx \frac{E}{RT_0} \left( 1 - \frac{T_1}{T_0} \right), \quad T_1 = \theta_{fp} + 273 \dots (2)$$

ここで、 $R$ : 気体定数 (J/mol·K),  $E$ : 活性化エネルギー (J/mol),  $T_0$ : 铸片表面温度 (K) である。スリットの両境界面にスリップがない ( $\lambda_0, \lambda_1=0$ ) と考えれば、(1)式は(3)式のように単純化される。

$$\langle \bar{v}^* \rangle = \frac{1}{6(e^\alpha+1)} \left\{ \frac{\varphi}{\xi} - (e^\alpha-1) \right\} + \frac{1}{2} \dots (3)$$

(3)式で  $\alpha \rightarrow 0$  および  $\alpha \rightarrow \infty$  の極値を求めると、(4), (5)式が得られる。

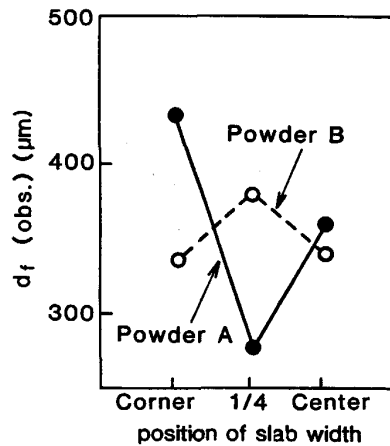


Fig. 14. Observed slag film thickness at each position of slab width.

$$\lim_{\alpha \rightarrow 0} \langle \bar{v}^* \rangle = \frac{\varphi}{12\xi} + \frac{1}{2} \approx \frac{1}{2} \dots (4)$$

$$\lim_{\alpha \rightarrow \infty} \langle \bar{v}^* \rangle = \frac{1}{3} \dots (5)$$

スラグが铸片表面に一樣に均一厚さで付着するとして定常時のパウダー消費量から計算で求めた平均スラグフィルム厚さを  $\bar{d}_f$  とすれば、物質収支から(6)式が成り立つ。

$$\bar{d}_f = \langle \bar{v}^* \rangle d_f \dots (6)$$

(4)~(6)式から明らかなように、 $d_f$  はスラグ粘度の温度依存性によつて  $2\bar{d}_f \sim 3\bar{d}_f$  の間で変化する。パウダー消費量の実測値から、 $\bar{d}_f = 80 \sim 160 \mu\text{m}$ <sup>4)6)3)</sup> が得られている。一方、武ら<sup>25)</sup> が定常铸造期に铸型直下より採取したスラグフィルムの厚さは、Fig. 14 に示すように、 $300 \sim 400 \mu\text{m}$  であり、 $\bar{d}_f$  の2~5倍となる。荻林ら<sup>26)</sup> も铸型直下で铸片に接するように設置した爪板でスラグフィルムをかき取り吸引機で回収して厚さを調べた。その結果、スラグは直径1~5 mmの塊状と厚さ0.3~0.5 mmのフィルム状であると報告している。このフィルム状のスラグの厚さは武らの実測値と良く一致する。これらの実測結果は本理論解析で示されるスラグ流入量と良く一致しており、湯面メニスカスからの熔融スラグの流入速度に関する本理論解析が妥当であることを示している。

スリット内熔融スラグの平均粘度  $\eta_m$  (Pa·s) は(7)式で与えられる。

$$\langle \eta^* \rangle \equiv \frac{\eta_m}{\eta_0} = \int_0^1 e^{\alpha\delta} d\delta = \frac{(e^\alpha-1)}{\alpha} \dots (7)$$

ここで、 $\delta$ : スリット厚さで無次元化した厚さ方向距離である。 $\eta_0$  に  $1500^\circ\text{C}$  の粘度を代入し、(2)式で求めた  $\alpha$  を(7)式に代入して  $\eta_m$  を求めると、Table 3 に示

Table 3. Characteristic values of molten slag.

Powder brand	$\eta_0$ (poise)	$\theta_{fp}$ (°C)	$E$ (kcal/mol)	$\alpha$ (-)	$\eta_m$ (poise)	$\eta_{1300^\circ\text{C}}$ (poise)
C	2.9	1100	41.2	2.62	14.1	12.8
D	1.9	1100	31.5	2.00	6.1	5.9
E	1.4	1150	27.7	1.54	3.2	3.8
F	0.77	1000	26.3	2.09	2.6	2.5
G	1.4	1180	16.2	0.82	2.2	2.6

すように、 $\eta_m$  は 1300°C の粘度値にほぼ等しい。鑄造速度と鑄型振動条件が同じであれば、メニスカスから流入するスラグ量は粘度、特に 1300°C の粘度と強い相関を有する。これは、スラグ流入機構がメニスカス近傍のスラグ物性に依存していることを示唆する。鑄型内潤滑に必要なスラグフィルム厚は粘度の温度依存性も大きく影響する。

### 5. 結 言

鑄片の表面欠陥と鑄造時の拘束性ブレイクアウトを防ぐには鑄型内潤滑を促進する必要がある。このためにパウダーが具備すべき主要条件である未熔融層の断熱性に及ぼすパウダー形状の影響、スラグ凝固時の結晶析出挙動に及ぼすパウダー化学組成の影響ならびに結晶析出傾向と拘束性ブレイクアウトの関係、さらに湯面メニスカスからの熔融スラグの流入速度および鑄型と鑄片間のスラグフィルム厚さに及ぼすパウダー物性の影響について実験と理論的検討を行った。得られた結果は次のようである。

(1) 未熔融層の断熱性を高めるには粉状が良く、次いで球状顆粒であり、柱状顆粒は断熱性に劣る。これは、粉状や球状顆粒に比べ柱状顆粒充填層の空隙は大きく連続的なので、空隙内の対流伝熱が促進されるためである。

(2) スラグの凝固温度を低くし、かつ結晶化を抑制するには、BaO, MgO, B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の添加が有効である。粘度値を余り変えることなく BaO と MgO を添加するには、(CaO+X)/SiO<sub>2</sub> (X: BaO, MgO) を一定にする必要がある。

(3) 凝固温度が高く、結晶化率の高いパウダーは拘束性ブレイクアウトを起こしやすいことが実機鑄造実験で確認された。

(4) 厚板用スラブの縦割れを増すことなく、拘束性ブレイクアウトを防止する結晶化を抑制したパウダーを開発した。

(5) 凝固温度が低く、結晶化を抑制した断熱性の高い粉状のパウダーを開発した。このパウダーを用いて低炭 Al キルド鋼スラブの 2.0 m/min までの高速鑄造を達成

した。このパウダーは鑄型と鑄片間の摩擦力も小さく、鑄型内潤滑が改善されていることが確認された。

(6) 湯面メニスカスからのスラグ流入量の理論解析結果と他の実測値を比較・検討した。解析結果から得られるスラグフィルム厚さは実測値とほぼ一致した。スラグフィルム厚さはスラグの 1300°C の粘度値および粘度の温度依存性に影響される。

### 文 献

- 1) 例えば、伊藤幸良: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 1667
- 2) H. NAKATO, T. NOZAKI, Y. HABU, H. OKA, T. UEDA, Y. KITANO and T. KOSHIKAWA: *Steelmaking Proceedings, ISS-AIME, Detroit*, **68** (1985), p. 361
- 3) 糸山誓司, 垣生泰弘, 反町健一, 川原田昭, 矢部 直: 鉄と鋼, **68** (1982), p. 784
- 4) 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
- 5) H. NAKATO, S. ŌMIYA, Y. HABU, T. EMI, K. HAMAGAMI and T. KOSHIKAWA: *J. Met.*, **36** (1984) Mar., p. 44
- 6) T. EMI, H. NAKATO, Y. IIDA, K. EMOTO, R. TACHIBANA, T. IMAI and H. BADA: *Steelmaking Proceedings, ISS-AIME, Chicago*, **61** (1978), p. 350
- 7) 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
- 8) 水上秀昭, 川上公成, 北川 融, 鈴木幹雄, 内田繁孝, 小松喜美: 鉄と鋼, **72** (1986), p. 1862
- 9) 佐藤良吉: 日本金属学会会報, **12** (1973), p. 391
- 10) B. MAIRY, D. RAMELOT and P. DAUBY: *Stahl Eisen*, **99** (1979), p. 737
- 11) R. V. BRANION: *Iron Steelmaker*, **13** (1986) Sep., p. 41
- 12) 例えば、安中弘行, 森 利治, 中田 等, 森 隆資, 亀井 太, 原田新一: 鉄と鋼, **70** (1984), S918
- 13) 例えば、小松政美, 北川 融, 川上公成, 星田達男: 鉄と鋼, **72** (1986), S1080, 小松政美, 北川 融, 川上公成, 川田 浩, 川畑成夫: 同上, S1081
- 14) 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
- 15) 例えば、山中啓充, 西川 廣, 丸元 清, 反町健一, 久我正昭, 中戸 参: 鉄と鋼, **67** (1981), S154
- 16) 桜谷敏和, 江見俊彦, 今井卓雄, 児玉正範: 鉄と鋼, **67** (1981), p. 1220
- 17) 中野武人: 学振 140 委 (昭和 59 年 12 月)
- 18) 宮脇芳治, 半明正之, 内田繁孝, 寺岡卓治, 白谷勇介, 石田寿秋: 鉄と鋼, **70** (1984), S143
- 19) H. KYODEN, T. DOIHARA and O. NOMURA: *Steelmaking Proceedings, ISS-AIME, Washington, D. C.*, **69** (1986), p. 153
- 20) 造粒便覧 (日本粉体工業協会編) (1978), p. 56
- 21) 江見俊彦, 中戸 参, 鈴木康治, 飯田義治, 上田典弘: 鉄と鋼, **60** (1974), p. 981
- 22) 大竹伝雄: 化学工学, III (1974), p. 150 [岩波書店]
- 23) 鷲尾 勝, 糸山誓司, 山中啓充, 西川 廣, 藤井徹也: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1274
- 24) 中戸 参, 鞭 巖: 鉄と鋼, **66** (1980), p. 33
- 25) 武 英雄, 中井一吉, 前田瑞夫, 江本寛治: 鉄と鋼, **66** (1980), S140
- 26) 荻林成章, 山口紘一, 向井達夫, 高橋隆治, 三村義人, 小山邦夫, 長野 裕, 中野武人: 製鉄研究 (1987) 324, p. 1