

# 鋳型内電磁攪拌によるリムド相当鋼の連続鋳造

論文

竹内 栄一\*・藤井 博務\*<sup>2</sup>・大橋 徹郎\*<sup>3</sup>・円野 仁\*<sup>2</sup>  
高尾 滋良\*<sup>2</sup>・古垣 一成\*<sup>2</sup>・喜多村治雄\*<sup>4</sup>

## Continuous Casting of Pseudo-Rimmed Steel with Electromagnetic Stirring in the Mold

Ei-ichi TAKEUCHI, Hiromu FUJII, Tetsuro OHASHI, Hitoshi TANNO,  
Shigeyoshi TAKAO, Issei FURUGAKI, and Haruo KITAMURA

### Synopsis :

Realization of the continuous casting of undeoxidized steel is one of the most important tasks in continuous casting technology.

This report describes the development of production of the pseudo-rimmed steel with the electromagnetic stirrer installed in the mold.

(1) To produce a good slab free from CO blowholes in the subsurface layer, it is necessary to make the factors suitable, such as the position of the linear motors, stirring conditions and the shape of mold.

(2) Pseudo-rimmed steel of sol. Al ≤ 0.004%, which is equivalent to rimmed or capped steel, can be continuously cast by electromagnetic stirring the molten steel in the mold.

(3) The movement of the molten steel also has beneficial effects on the slab quality, such as uniformization of shell thickness and reduction of inclusions near the subsurface layer.

## 1. 緒 言

未脱酸鋼を連続鋳造で製造する試みは古くから各国で行われており、幾つかの実施例が報告されている<sup>1)~3)</sup>。

しかしながら操業性、品質等の点で問題点を抱え、まだ生産段階に至っていない、このため現在の連鋳鋼種はキルド鋼を前提としておりリムド、キャップドならびにセミキルド鋼は過剰の Al, Si で脱酸され鋳造されているのが現状であり、これに伴う品質上の問題点、合金原単位の増加は連鋳技術の大きな課題となっている。

これらの問題点に対する従来のアプローチとしては、Riband 鋼<sup>4)</sup>にみられるようにキルド領域内で溶質濃度を制御することによってリムド鋼に近い成分を得ようとするものが主体<sup>5)</sup>であり、CO 気孔発生を伴うリムド鋼相当材を鋳造したものとは言い難い。

本研究は電磁攪拌装置を内蔵した連鋳スラブ用鋳型を用い、前報<sup>6)</sup>で述べた溶鋼流動による気孔制御を行うことによりリムド、キャップド鋼と同等の材質を有する鋳

片を得ることを目的としたものである。

## 2. 鋳型内電磁攪拌装置

### 2.1 装置の概要

Fig. 1 にスラブ用鋳型内電磁攪拌装置の概要を示す。鋳型長辺部の水箱内にリニアモーターを設置しており、

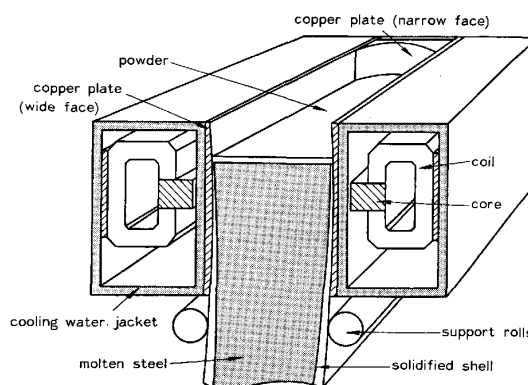


Fig. 1. Schematic view of electromagnetic stirring in the mold (EMS-M).

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 11 月 25 日受付 (Received Nov. 25, 1982)

\* 新日本製鉄(株)本社 (Nippon Steel Corp.)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp., 1 Fuji-cho Hirohata-ku Himeji 671-11)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 工博 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>4</sup> 新日本製鉄(株)工作事業部 (Engineering Business Operation Bureau, Nippon Steel Corp.)

鑄型幅方向におおの逆方向の推力を与えることによりメニスカス近傍に水平方向の溶鋼旋回流を得ることが出来る。そのため短辺部は淀みを生じないように曲率を持たせた構造になっている。

一般に銅板を介して溶鋼に与えられる電磁力は後に述べるように銅板厚が増すにつれ指数関数的に減衰する。このため、銅板厚を極力薄く、かつ冷却板としての十分な剛性を有する構造について検討し、銅/非磁性ステンレスの複合冷却板が開発された<sup>7)</sup>。薄肉銅板とステンレスは爆着により接合されており、十分な強度、耐久性を有するものである。

2.2 電磁攪拌力と鑄型内流動パターン

電磁攪拌状況をシミュレートする目的でフューズドメタル実験を行った。Pb 30 atm/o, Sn 20 atm/o, Bi 50 atm/o から成るフューズドメタルはステンレス製の槽中で底に配管したスチームパイプにより、140°C に加熱保持されている。この槽の外面に種々の厚みの銅板を取り付けることができ、その外側に設置したリアモーターによりフューズドメタルを駆動させるものである。Table 1 に実験条件を示す。Fig. 2 に鑄型幅中央部での流速に及ぼす銅板厚およびメニスカスとリアモーターのコアセンター間距離の影響を示す。なお、流速測定は回転式流速計にて行った。リアモーターのコア位置での流速は銅板厚のみに依存しているのに対し、メニ

Table 1. Experimental condition of fused metal model.

Fused metal	Composition (atm/o)	Pb	Sn	Bi
		30	20	50
Temperature		140°C (Melting point 94°C)		
Mold	Dimension of SUS bath	240(t) × 1650(w) × 870(d) (mm)		
	Thickness of Cu plate	0, 10, 20 (mm)		
	Meniscus ~ Motor core	0~300 (mm)		

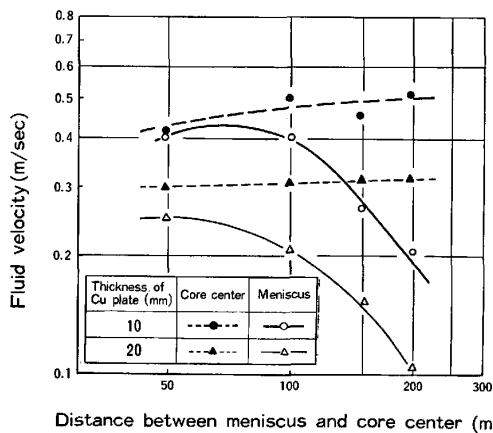


Fig. 2. Effect of distance between meniscus and core on the fluid velocity.

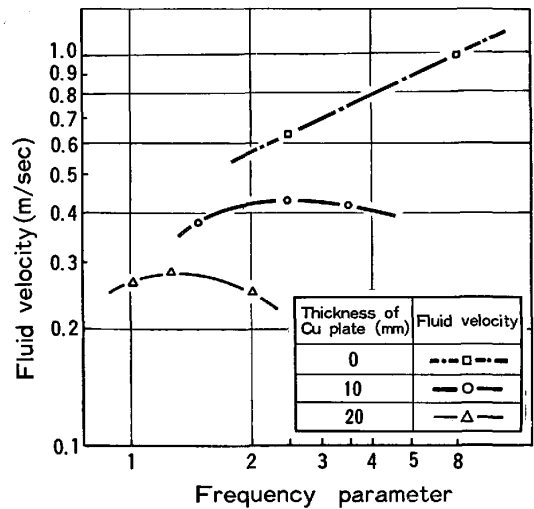


Fig. 3. Relationship between frequency and fluid velocity.

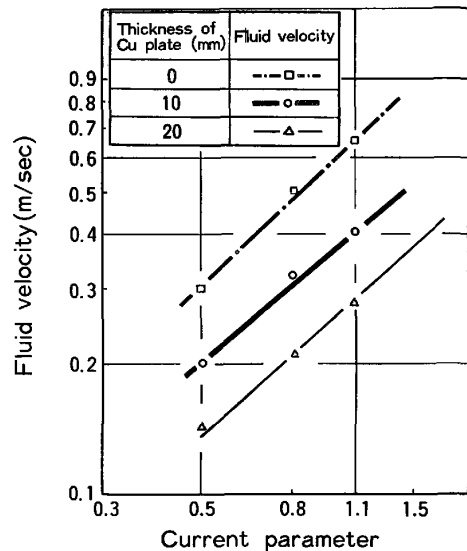


Fig. 4. Relationship between current and fluid velocity.

カスでの流れは銅板厚のみならず、コアとメニスカス間距離にも依存しており、その距離が 40~70 mm の間で最大となっている。Fig. 3 は鑄型内の攪拌推力およびメニスカス流速に及ぼす銅板厚と電源周波数の影響について示したものである。なお推力とはフューズドメタルが無い状態でコア前面に設置した真鍮板にかかる力を溶鋼の位置エネルギーの指数に置き代えたものであるが、そこに銅板が介在する場合最大の推力を与える周波数が存在し、その値は銅板厚により異なっている。またメニスカスにおける流速も推力と同じ周波数で最大値を示している。Fig. 4 は推力および流速と電流値との関係を示したものであるが対数軸上で両者は直線関係を示し、その傾きは銅板厚に関係なく一定である。

2.3 電磁攪拌推力の理論的推定

溶鋼内での電磁界は Maxwell の方程式によつて与えられる。鋳型長辺部でのコア前面における二次元 Maxwell 方程式は次式となる。

$$\frac{\partial^2 \mathbf{B}}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \mathbf{B}}{\partial y^2} = \sigma \mu (\frac{\partial \mathbf{B}}{\partial t}) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $\mathbf{B}$ ：磁束密度， $\sigma$ ：電気伝導度， $\mu$ ：透磁率

溶鋼中に発生する進行磁界の磁束密度は上記(1)式を空気銅板，鋳片の各部位において解くことにより得られるがその解はきわめて複雑となる。定性的な理解を得るために概略近似を前提とすると以下の式が成立する<sup>8)9)</sup>。

$$B = C_1 \cdot J \cdot \exp[-C_2 \cdot d \sqrt{\sigma_c \cdot f}] \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $C_1, C_2$ ：定数， $d$ ：銅板厚， $\sigma_c$ ：銅板の電気伝導度， $f$ ：周波数， $J$ ：攪拌コイル電流密度

他方，溶鋼中に磁束密度  $B$ ，速度  $2\pi f$  の進行磁界が発生している場合，溶鋼単位長さには発生する誘導起電力  $E$  は

$$E = \sqrt{2} B \cdot \tau \cdot f \dots\dots\dots (3)$$

ここで， $\tau$ ：ポールピッチ

溶鋼の導電率を  $\kappa$  とすれば溶鋼中を流れる誘導電流  $I$

は

$$I = \kappa \cdot E = \sqrt{2} \kappa B \tau f \dots\dots\dots (4)$$

従つて，溶鋼に働く力  $F$  は，

$$F = B^2 \cdot f \cdot \kappa \cdot \tau \dots\dots\dots (5)$$

となり，(2)式と(5)式とを組み合わせて次式を得る

$$F = C_1^2 J^2 f \kappa \cdot \tau \exp[-2C_2 d \sqrt{\sigma_c \cdot f}] \dots\dots\dots (6)$$

これが溶鋼に作用する攪拌力を与える式であり，またこの  $F$  を位置エネルギーで表示すると，溶鋼流速  $V$  は

$$V = C_3 \sqrt{2gF} = C_1 C_3 J \sqrt{2g f \kappa \cdot \tau} \times \exp[-C_2 d \sqrt{\sigma_c \cdot f}] \dots\dots\dots (7)$$

で与えられる。

既に述べた Fig. 3, 4 の結果は(6), (7)式とも一致し，攪拌力ならびに溶鋼流速はコイル電流に比例し，周波数については最大値を有し，かつ銅板厚みについては指数関数的な影響を受けることが理論的に裏付けられた。

3. 鋳型内電磁攪拌による鋳造実験

3.1 実験方法

転炉で溶製した鋼を真空脱ガス装置 (RH) にて脱酸微調整をはじめとする成分コントロールを行い，鋳型内電磁攪拌装置を有する 10.5 mR の湾曲型連鋳機による鋳造を行った。実験条件を Table 2 に示した。溶鋼組成はリムド，キャップド鋼に相当する冷延用低炭材である。鋳片はその表面性状を観察するとともに所定の位置からサンプルを採取し，気孔発生状況，凝固組織，介在物分布等について調査した。さらにラジオアイソトープを用いた鋳型内凝固プロフィールの調査，鋳型内抜熱量の変化等についても検討を行った。

3.2 鋳片表面部の気孔抑制

溶鋼流動による気孔制御の原理は前報<sup>6)</sup>で述べたとおりである。本実験で用いた鋳型内電磁攪拌装置はメニスカス近傍で水平方向の旋回流を得ることができるものであり，所定の凝固厚まで気孔のない層を鋳片全面にわたつて得るものである。

Photo. 1 は [C]0.04%，[O]80~100 ppm の溶鋼を推定流速 1.0 m/s の攪拌条件で鋳造した場合の表面気孔

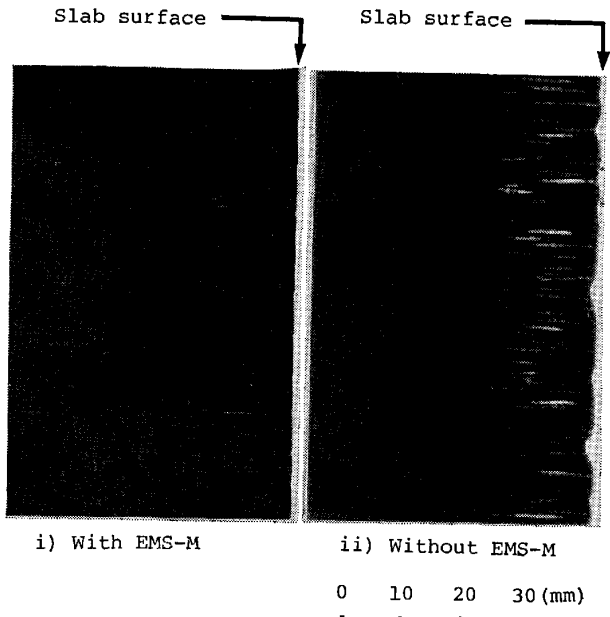


Photo. 1. Suppression of CO blowhole with EMS-M.

Table 2. Experimental condition of pseudo-rimmed steel.

Chemical composition (%)	C	Mn	Si	P, S	Sol.Al	O <sub>free</sub>
	0.01~0.08	0.10~0.25	0.01~0.02	0.010~0.020	≤0.004	0.0010~0.0120
Casting condition	Temperature of molten steel			1562±12°C		
	Casting speed			0.06~1.10 m/min		
	Mold size			1120~2100(mm)×250(mm)		
	Immersion nozzle			105φmm		
	Meniscus~Motor core			50±10(mm)		

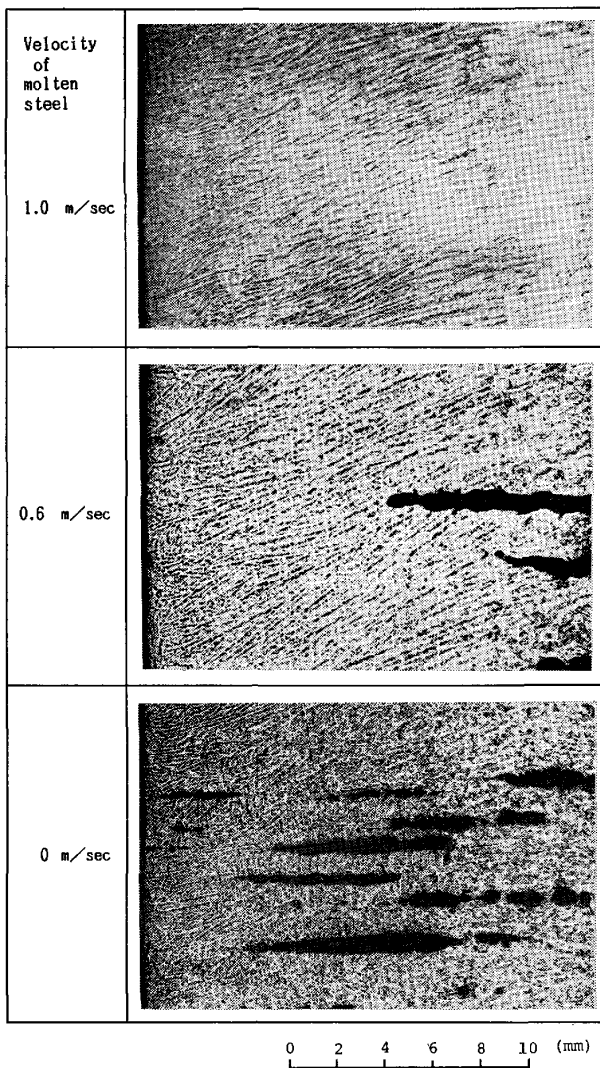


Photo. 2. Dendrite structure of EMS-M slab surface.

の抑制状況をX線透過写真にて示したものである。観察場所は鋳片断面の幅中央部表面近傍である。無攪拌の場合気孔は鋳片表面直下から数多く発生しているのに対し、電磁攪拌材では表面での気孔発生は抑制されたとともに鋳片内部に残存している気孔数も激減している。

Photo. 2 に各種攪拌下での鋳片表面凝固組織を示す。無攪拌材では、デンドライトは鋳片表面に垂直に発達しており、気孔も鋳片表面に垂直な方向に成長している。他方、攪拌による溶鋼流動が付与された場合、デンドライトは流動の方向に向かって成長しており溶鋼流速が大になると気孔発生は完全に抑制される。さらに興味深いことは流速が弱くなり気孔が発生している部位において気孔は表面に対して垂直、いいかえると凝固の進行方向に成長しており、必ずしもデンドライトアームに拘束を受けていないことである。これは溶鋼流動による気孔の

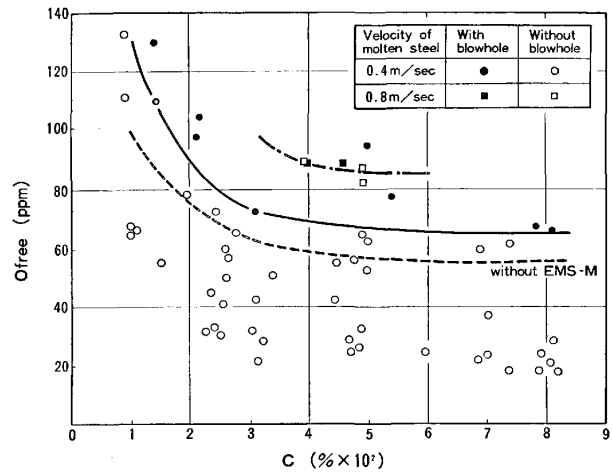


Fig. 5. Change of critical composition of CO blowhole formation with EMS-M.

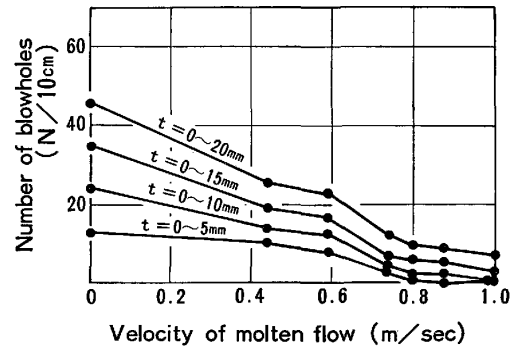


Fig. 6. Relationship between the number of CO blowhole in wide face of the slab and the velocity of molten flow.

抑制機構を考える上で重要な現象である。

同様な調査を種々な [C], [O] 系について行い、気孔発生状況と電磁攪拌の関係を、Fig. 5 に示した。気孔発生限界は溶鋼流速が増大するにつれて高酸素側に移行し、0.8 m/s 程度の流速で約 40 ppm 高くなっている。なお、この気孔発生限界は鋳片表面を 0.5 mm スカーフした後の目視観察結果に基づくものである。

また、先に示した [C]0.04%, [O]80~100 ppm の溶鋼に鋳型内電磁攪拌を作用させ溶鋼流速を 0~1.0 m/s まで変化させた場合の鋳片長辺中央部における鋳片厚み方向の気孔分布を Fig. 6 に示した。これは鋳片断面を磁粉深傷法により調査したものである。鋳片表面から 10 mm 深さの位置までは気孔抑制の領域に当たり気孔個数は流速が増すにつれて減少し、0.8 m/s 以上ではほぼ消滅している。しかしながら 10 mm 以上の深さでの気孔については変化が少なく本装置が鋳型の上半分の領域に攪拌の主体を置いていることによりほぼ限界領域と考えられる。また溶鋼流速は気孔径にも影響をおよぼ

し、溶鋼流速が大になるにつれ気孔径は小さくなり、0.8 m/s 以上になって消滅している。この現象についても既に前報で述べた理論推定傾向と一致している。

### 3.3 鋳型内凝固現象と鋳造組織

既に Photo. 2 に示したように溶鋼流動によつてデンドライトは傾斜する、各流速におけるデンドライトアーム傾斜角度を Fig. 7 に示した。この傾斜角は鋳片表面から 5~10 mm の間の平均値を用いた。傾斜角は流速の

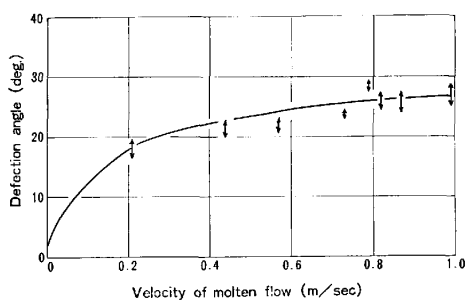


Fig. 7. Relationship between the deflection angle of dendrite and the flow velocity.

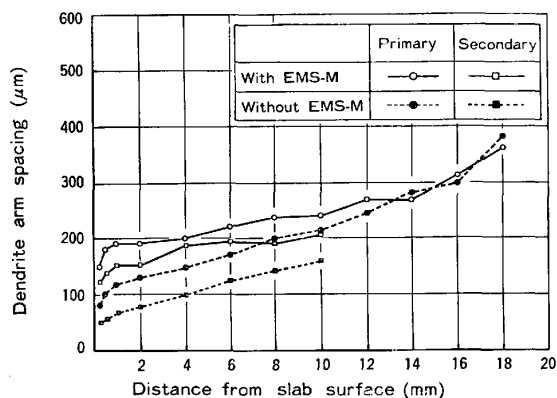


Fig. 8. Effect of EMS-M on the dendrite arm spacing.

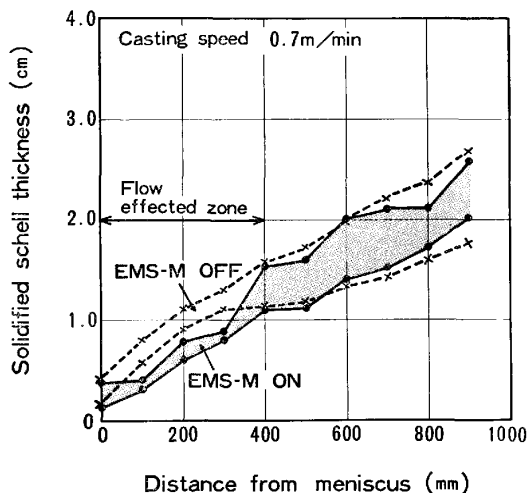


Fig. 9. Solidified shell profile of EMS-M slab.

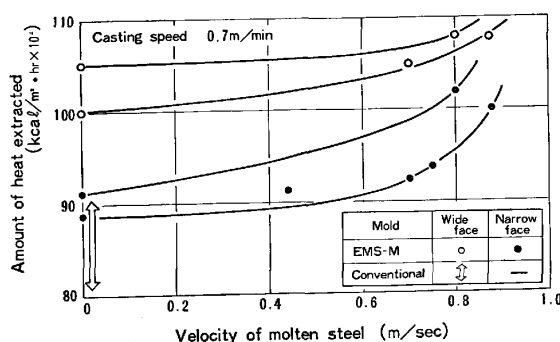


Fig. 10. Relationship between the velocity of molten flow and the heat extracted in the mold.

増加につれて増大するが 0.8 m/s 以上ではその変化は小さくなり、約 30° で飽和状態になる。この傾向は高橋ら<sup>10)</sup>の結果と一致している。さらに Fig. 8 に溶鋼流速 0 と 1.0 m/s の時の鋳片表層部のデンドライトアーム間隔を示す。流動によりアーム間隔は一次、二次共に拡大する方向に向かい、流動域の終わる表層から 10~12 mm 以上では差が認められなくなる。この現象は流動による凝固速度の低下を示唆するものである<sup>11)</sup>と考えられるので、次にラジオアイソトープ添加による鋳型内凝固殻の発達状況を観察した。結果は Fig. 9 に示すように鋳型内電磁攪拌の影響域では凝固厚は無攪拌の場合に比べ薄くなっており、かつそのばらつきも小さく均一な発達を示している。

電磁攪拌鋳型は従来の鋳型に比べ銅板厚が薄いことに加え溶鋼流動の影響があることから鋳型内伝熱挙動は従来のものとは異なっている。Fig. 10 に冷却水温差から計算した鋳型抜熱量の流動依存性を示した。銅板の薄肉化により流動が弱くても抜熱量は従来鋳型に比べ 10~20% 増加しているが、これに攪拌流動が作用するとしだいに抜熱量が上昇し、0.8 m/s の流速ではさらに 10% の増加となつている。流速の増加による抜熱量向上の原因としては電磁攪拌による液側伝熱境膜の変化<sup>12)</sup>や、エヤーギャップの生成時期の変化、パウダー流入状況の相異などが考えられるが推定の域を出ない。

### 3.4 鋳片表層溶質分布とオシレーションマーク

凝固前面の溶鋼流動による溶質の負偏析に関しても従来から多くの報告があり<sup>10)13)</sup>、この負偏析率は溶鋼流速、凝固速度に大きく依存していることが知られている。

Fig. 11 に溶鋼流速が 1.0 m/s の場合の鋳片表層の [C] 分布を示した。鋳片表面直下 1~2 mm では凝固速度が大きいので顕著な負偏析は生じていないが 5~15 mm 部位で大きな負偏析が得られている。これを取鍋成分に対する負偏析率で表示し、その最大値と溶鋼流速と

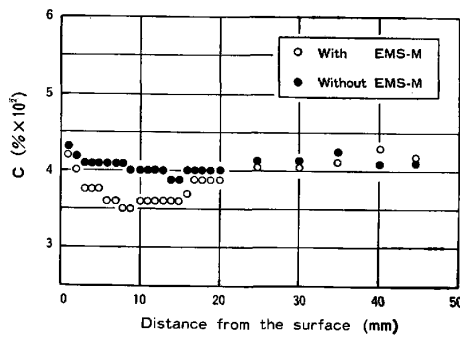


Fig. 11. Negative segregation in the surface layer of EMS-M slab.

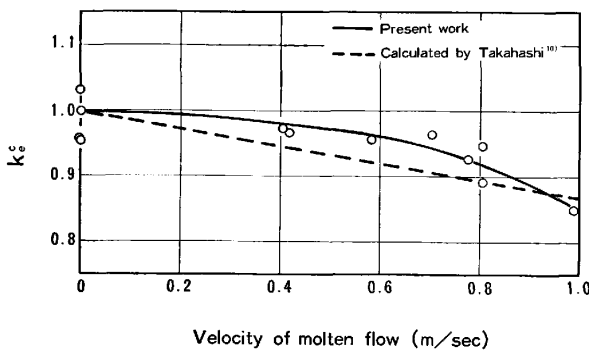


Fig. 12. Effect of the velocity of molten flow on the effective distribution coefficient of C.

の関係を Fig. 12 に示した。流速の増大に伴い負偏析率は大きくなる様子が知れる。なお参考のために高橋ら<sup>10)</sup>による計算結果も併示したが両者は比較的良く一致している。このことは今回推定した溶鋼流速が妥当な値であることを示しているものとも理解される。

次に攪拌流によるオシレーションマーク深さの変化を Fig. 13 に示した。流速の増大に伴いオシレーションマークは浅く、またばらつきが少なくなっていることがわ

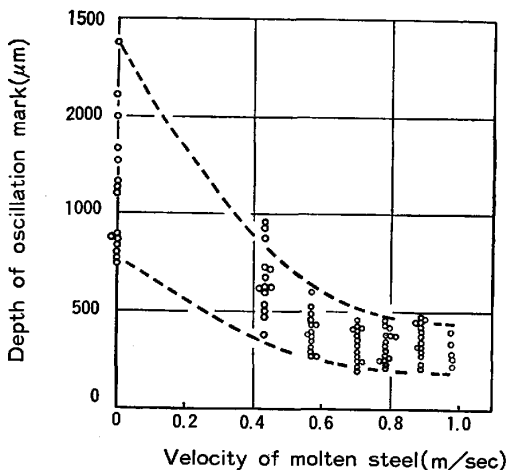


Fig. 13. Effect of EMS-M on the depth of oscillation mark.

かる。この状況は Photo. 1 から明瞭に知れる。この現象は凝固初期にシェルが鑄型に押し付けられるような力が働いたとみなすより、むしろ攪拌流動によりメニスカス近傍の温度が均一化するとともに上昇し、パウダーの溶融層が厚くなるとともに見かけ粘性が低下することによるものと推定される<sup>14)</sup>。ちなみに同一鑄造速度、同一パウダー下において、電磁攪拌を付与することによりパウダー消費量が約 20% 増加しており、上記推定を裏付けているものと考えられる。

以上述べた攪拌による凝固殻の均一化、負偏析帯の生成、オシレーションマークの平滑化はいずれも表面疵防止の観点から好ましいものである。

### 3.5 非金属介在物の形態と分布

鑄型内電磁攪拌と非金属介在物の関係を論じる場合、第 1 にリムド相当材が製造できることにより、溶鋼中の sol. Al が微量になることに伴う介在物組成、形態変化と第 2 に攪拌流動による介在物分布変化に分けられる。

まず前者については、従来の冷延材用連鑄鋼種である Al キルド鋼 (sol. Al $\approx$ 0.050%), 弱 Al 脱酸鋼<sup>5)</sup> (sol. Al $\approx$ 0.010~0.020%) の介在物組成は corundum 域を出ていないのに対し本研究対象のリムド相当鋼のそれは低 [Al], 高 [O] の故に MnO-SiO<sub>2</sub> 系をベースとした伸延性介在物の spessartite 系の領域に入っている。

この関係をさらに介在物中の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 濃度と sol. Al との関係でみると Fig. 14 のようになり、sol. Al $\leq$ 0.003% で corundum から spessartite 系へと変化している。このような組成変化に伴い、当然のことながら介在物形態も変化し、photo. 3 に示すように Al キルド及び弱 Al 脱酸鋼に見られる、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> クラスターがリムド相当鋼では全く見られず微細球状介在物へと変化しており、その径も 10 $\mu$  程度ときわめて小さくなっている。これらの介在物の生成機構を推定するため溶鋼バルク中の脱酸反応および前報に示した凝固界面の相互反応

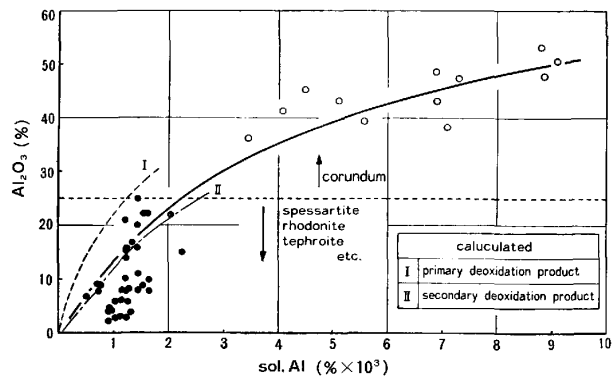


Fig. 14. Relationship between sol. Al and the composition of non-metallic inclusions.

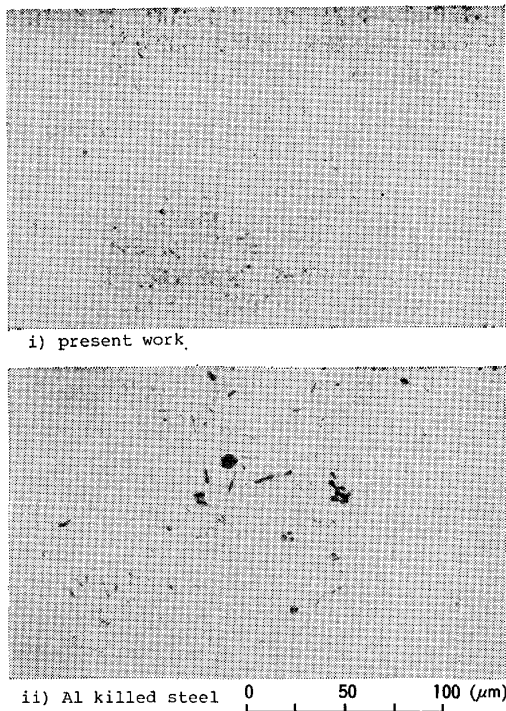


Photo. 3. Typical shape of inclusions in EMS-M slab.

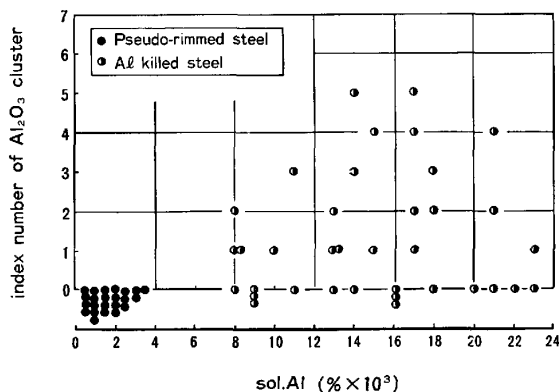


Fig. 15. Relationship between sol. Al and the number of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> cluster in slab.

モデル<sup>6)</sup>に従い一次脱酸生成物、二次脱酸生成物の組成について計算を行った結果も Fig. 14 に示したが、リムド相当材の主たる介在物が二次脱酸生成物である可能性を示唆している。

また、リムド相当材においては微小介在物が圧延によりさらに微細に剪断され事実上無害化される。

以上示したように、リムド相当材の介在物の形態、変形挙動は成品材質上好ましいものであり、Fig. 15 に示す鋳片内 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> クラスター評点の飛躍的な向上をはじめとし、成品での加工性、表面処理特性等の向上が確認されている。

次に攪拌による介在物分布変化についてであるが、こ

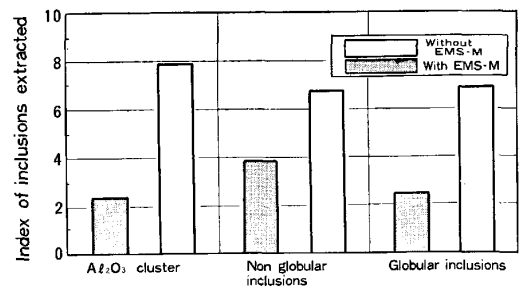


Fig. 16. Effect of EMS-M on the amount of large inclusions in the surface layer of the slab.

れについては、本来の低炭 Al キルド鋼を対象とし、主として大型介在物の分布に焦点をあててスライム法による調査を行った。鋳型内電磁攪拌の溶鋼流速は 0.8 m/s である。鋳片幅中央部での表層から 20 mm までの介在物抽出量比較を Fig. 16 に示した。いずれの形態の介在物量も、攪拌によりほぼ半減していることが知れる。ただし鋳片内部の介在物量については顕著な差が認められていない。

ブルームにおける鋳型内電磁攪拌による鋳片表層部の大型介在物量の改善については既に R. ALBERNY<sup>15)</sup> らの報告があるが、スラブにおいてもほぼ同様の効果が確認された。

#### 4. 結 言

リムド、キャップド相当材の連続鋳造を目的としてスラブ用鋳型内電磁攪拌装置を開発し、10.5 mR 湾曲型連続機での実用化実験を行い以下の結果を得た。

1) リニアモーターの設置位置、攪拌条件、鋳型形状等の基本条件を定めるべくモデル実験を行い、鋳型内電磁攪拌装置設計の基本仕様を得た。

2) 鋳型内電磁攪拌によつて生ずるメニスカス近傍の溶鋼流動により鋳片表層部の CO 気孔発生が抑制され、sol. Al 0.004% 以下のリムド、キャップド相当材の連続鋳造を達成した。この組成においてはとくに介在物が小型の MnO-SiO<sub>2</sub> 系になることもあいまつて、成品での表面性状、加工性等の改善が見られる。

3) 鋳型内流動により、凝固殻発達が均一となり、鋳片表層に負偏析帯が生じるとともにオキシレーションマークが平滑になる。これらは鋳片表面疵防止に効果的に寄与するものと考えられる。

4) 完全脱酸鋼への適用に際しても種々の効果が認められ、とくに鋳片表層の大型介在物の減少が著しい。

#### 文 献

- 1) G. M. ITS KOVICH and V. B. GANKIN: *Stal in Eng* (1961), p. 407

- 2) *M. TENENBAUM, C. F. SCHRADER, and L. MAIR: JISI, 191 (1959), p. 20*
- 3) *I. EARNHAM, J. M. YOUNG, and B. G. BOLDVIN: Elec. Furn. Conf Proc, 24 (1966), p. 41*
- 4) 米国特許 USP 3, 412, 781 (Patented. Nov. 26, 1968)
- 5) 河野拓夫, 長沢元夫, 椿原 治, 細野和典, 江坂一彬, 石飛精助: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1241
- 6) 竹内栄一, 藤井博務, 宮坂直樹, 大橋徹郎, 平岡照祥, 山広実留: 鉄と鋼, 69 (1983) 14
- 7) 円野 仁, 木村一茂, 藤井博務, 大久保正道, 喜多村治雄, 菊地俊男: 鉄と鋼, 68 (1982), S 267
- 8) 野中作太郎, 吉田欣二郎: 電気学会誌, 90(1970), p. 880
- 9) 小野田進, 鶯沢 弘, 児島邦明, 喜多村治雄, 山根良明: 製鉄研究, 308 (1982), p. 43
- 10) 高橋忠義, 市川 洌, 工藤昌行, 島原皓一: 鉄と鋼, 61 (1975), p. 2198
- 11) 岡本 平, 松尾秀助, 岸武勝彦: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 936
- 12) 藤井博務, 大橋徹郎: 鉄と鋼, 65 (1979), S 233
- 13) 熊井 浩, 浅野鋼一, 大橋徹郎, 野村悦夫, 藤井博務: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 894
- 14) 塗 嘉夫, 大橋徹郎, 宮坂直樹, 島 孝次, 打田安成: 鉄と鋼, 65 (1979), S 701
- 15) *R. ALBERNY, J. R. BIRAT, J. CHONE, L. ANGEL, F. GRETHEN, R. GOETYINGEN, and N. KAELL: Rev. Métall, 76 (1979), p. 235*