

## 論 文

UDC 621.746.047 : 620.191.33 : 621.744.079 : 621.746.588

# モールドパウダーと鑄型振動条件の改善による 連鑄々片の縦割れ防止

桜谷 敏和\*・江見 俊彦\*<sup>2</sup>・今井 卓雄\*<sup>3</sup>  
江本 寛治\*<sup>4</sup>・児玉 正範\*<sup>4</sup>

## Prevention of the Formation of Longitudinal Facial Cracks on Continuously Cast Slabs by Improving Mold Powder and Mold Oscillation

Toshikazu SAKURAYA, Toshihiko EMI, Takuo IMAI,  
Kanji EMOTO, and Masanori KODAMA

## Synopsis :

Improving mold powders and optimizing mold oscillation have been made to decrease longitudinal facial cracks occurring on continuously cast slabs, aiming at direct reheating of slabs without surface conditioning.

Controlling the melting characteristics of mold powders to avoid fluctuation in the thickness of molten slag of appropriate viscosity on the meniscus of steel melt has proved to be much effective. Optimized melting characteristics have been determined for casting speeds of up to 1.8 m/min. Also, oscillation of mold has been so adjusted as to give suitable flow of slag film in mold and solidified steel shell boundary by making negative stripping time  $t_N$  to fall in the range between 0.2 and 0.3 s.

These countermeasures followed by decreased water cooling intensity just below the mold have enabled us to increase the fraction of direct reheatable slabs free from surface defects up to 200 000 ton/mo., about 40% of crude steel production.

## 1. 緒 言

近年の連鑄化比率の向上は著しく、当社においても水島製鉄所で5基の連鑄機により91%、千葉製鉄所では2基の連鑄機により47%、全社通算70%の連鑄比率を達成している。これは、連鑄機の生産性向上を目的とした操業面の改善、特に鑄込み中の幅変更や鋼種変更技術の確立による稼働率の向上<sup>1)</sup>、高速連鑄による生産能力増強の工程化によるものである<sup>2)3)</sup>。一方、高速連鑄時、あるいは鑄造中の幅変更や鋼種変更にともなる非定常鑄造時には鑄片表面性状が悪化するようになった。これを解決して、鑄片の無手入直送加熱圧延率を向上させ省エネルギーを計るには、設備、操業技術面で多様な対応が必要であった。無手入直送加熱圧延比率の著しい向

上に寄与した鑄片表面改善要因のうち、モールドめつき、湯面レベル制御などの設備技術に関する項目は別途議論されている<sup>4)</sup>。また、二次冷却時の熱履歴や不均一さ、曲げ・矯正・バルジングなどの歪みによつて生じる横割れやコーナー割れなどの成因についても既に多くの報告があり<sup>5)6)</sup>、防止法もほぼ確立されている<sup>7)8)</sup>。そこで、本報では、鑄型内一次冷却に密接に関係する縦割れ防止技術、すなわち、モールドパウダーの開発と、鑄型振動条件、鑄型直下の冷却水量の総合的な制御による鑄型内凝固の最適化を主体にまとめた。

2. モールドパウダーの溶融特性の改善<sup>9)</sup>

モールドパウダーの種類によつて鑄片表面欠陥発生の程度が異なることは周知である。最近行われた鑄型銅板

昭和 55 年 12 月 18 日 受付 (Received Dec. 18, 1980)

\* 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

\*<sup>2</sup> 川崎製鉄(株)技術研究所 理博 (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 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition, viscosity and hemi-sphere-, and fluid-temperature of base materials.

Base material	Chemical composition (wt%)					$\eta_{1300}$ (poise)	$\theta$ (°C)	$\theta_F$ (°C)
	CaO	SiO <sub>2</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Na <sub>2</sub> O	F			
A	41	38	7.7	8.2	5.7	3.4	1 160	1 200
B	39	38	2.2	13.8	9.4	1.2	1 060	1 150
C	38	38	2.0	13.0	10.2	1.2	1 020	1 100
D	38	38	2.7	15.8	9.6	1.8	1 010	1 080
E	40	42	3.2	6.8	8.6	2.4	1 120	1 200

$\eta_{1300}$  : viscosity at 1 300°C,  $\theta$  : hemi-sphere temperature,  $\theta_F$  : fluid temperature.

測温<sup>10)11)</sup>、鋳片-銅板間の摩擦力測定<sup>12)</sup>によつてもパウダー間の差は顕著に認められており、均一かつ適正な厚みのスラグフィルムを安定して鋳型-鋳片間に供給して、鋳型抜熱と潤滑を安定させることがパウダーにとつて最も重要な機能であることが示唆されている。熔融スラグの粘度はスラグフィルムの流入挙動、ひいては鋳型抜熱に影響する<sup>13)</sup>。この知見にもとづき、鋳型内の鋳片を緩冷却とし縦割れを防止するための、熔融スラグの最適粘度領域も報告されている<sup>13)</sup>。一方、パウダーを顆粒化することにより鋳片表面性状が向上することも知られており、その理由は、熔融スラグ層/半熔融層/焼結層/顆粒層より成るパウダーの整層熔融状態が確保されたためとされている<sup>13)</sup>。このように、スラグフィルムの安定流入には粘度のほかにメニスカス上のパウダーの熔融挙動の制御もまた重要であるという考えに基づき、熔融特性の検討と改善をはかつた。

## 2.1 実験方法

### 2.1.1 供試パウダー

実験室的な調査および実機鋳造に使用したパウダー基材の化学成分、物性を Table 1 に示す。いずれの基材も、CaO/SiO<sub>2</sub>~1.0 の Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 吸収能にすぐれた組成<sup>14)</sup>である。基材の 80~90% は比表面積 1 200 cm<sup>2</sup>/g の非晶質モノ珪酸カルシウム組成の原料より成り、残りのフラックス成分は NaF, CaF<sub>2</sub> の形で添加した。これらの基材に対して微粒、粗粒の炭素粉を単独ないしは複合配合した。比表面積測定値から求めた炭素粉の平均粒径は、微粒 0.03  $\mu$ m, 粗粒 3.0  $\mu$ m であつた。基材-炭素粉混合物にバインダーとして水ガラス、または carboxy methyl cellulose (CMC) を配し、顆粒状に成型した。得られた顆粒は 1.0~1.5 mm 径の短柱状であり、個々の顆粒の密度は約 2.0 g/cm<sup>3</sup> で、基材の真密度の 80% 程度である。

### 2.1.2 パウダー-熔融挙動の実験室的調査

実機メニスカス上のパウダーの熔融過程を模す目的で二つの測定を行つた。その一つは、メニスカス上に投入

されるパウダー層の充填状態(嵩密度=0.9~1.0g/cm<sup>3</sup>)に成型されたボタンの昇温途上の熔融過程を見る高温顕微鏡観察である。パウダー層はメニスカス上のスラグフィルムの流出に伴い徐々に沈下し、メニスカスに近づくにつれて加熱される。高温顕微鏡観察はこの間の焼結熔融挙動を知るためのものである。いま一つの測定はパウダー層の構造を知るための一方向加熱熔融実験である。底面を 1 500°C に保持し、側面は断熱した 45 mm  $\phi$   $\times$  80 mm H のアルミナるつぼ中に 50 mm 高さに顆粒を充填し、所定時間保持後急冷し、るつぼ縦断面の観察を行い、層構造とパウダー層全体の厚さの変化から収縮率を求めた。

### 2.1.3 実機メニスカス上のパウダー-熔融挙動調査

メニスカス下の溶鋼中にあらかじめ浸漬した底板に粘稠な凝固層が形成された時に、先端を鋭利にした鉄パイプをパウダー層上方より底板に垂直に落とし、パイプ内からの溶鋼・熔融スラグ層の流出を防ぎ、パウダー層構造を保存した状態の試料を採取した。試料縦断面の観察により各熔融構造の厚みを求めるとともに、一部の試料は光学顕微鏡による微視構造観察に供した。一方、パウダー-熔融の動的過程を見る目的でパウダー層内厚さ方向の温度分布測定を行つた。BN 製の保護管中の熱電対を層厚方向に一定低速度で移動させるとともに、 $\gamma$ 線レベル計信号を同時にモニターし、メニスカスレベルの変動を補正して温度分布を求めた。

### 2.1.4 鋳造実験および鋳片表面性状調査方法

パウダー実験および後述の一次冷却法変更実験は主に Table 2 に示す三基の連鋳機により実施した。連鋳機 I, II が高速連鋳機である。

縦割れ対策用実験はすべて 40 kg/mm<sup>2</sup> 級の Si-Al キルド鋼を用い、順次鋼種を拡大した。

実験鋳造時の定常期を代表するスラブの 1~3 枚を冷却後、ハンドスクーフにより黒皮を除去し、縦割れ長さ、ノロカミ個数、アルミナクラスター個数を調べた。それぞれを総計し、スラブ単位長さ当たりの長さ、個数

Table 2. Type of machines and casting conditions.

Machine No.	I	II	III
Machine type	vertical-bending	curved	vertical-bending
Mold type	straight	curved	straight
Mold length	900 mm	700 mm	900 mm
Sstrand size (mm)	(200, 260) × (900-1 900)	(190, 220) × (850-1 900)	(215, 240, 310) × (1 600-2 500)
$v_R^{max.}$ (m/min)	before 1979	1.2	0.9
	after 1979	1.5	

に換算した値を欠陥指数とした。

## 2.2 実験結果

### 2.2.1 高温顕微鏡観察

高温顕微鏡観察時のボタン高さ,  $H(-)$  の温度変化 (以後熔融曲線と呼ぶ) の模式図を Fig. 1 に示す。骨材炭素粉を含まないパウダー基材の  $H(-)$  は曲線の半値温度,  $\theta$  の近傍の狭い温度範囲で急激に降下し, 熔融状態に移行しつつあることを示す。炭素粉を配合したパウダーの  $H(-)$  は  $\theta$  を越えた高温でもあまり低下せず, 見掛け上流動性のないことを示し, 半値温度,  $\Theta$  で流動状態に移行しはじめている。温度がさらに上昇しても  $H(-)$  がもはや低下しない温度を  $T_F$  とし, またパウダー基材が固相状態にある温度域で  $H(-)$  が僅かに低下し始める温度を  $T_S$  とする。以上の特性温度を用いて熔融曲線を次の三つの領域に区分することができる。

領域 I ( $T_S \sim \theta$  間):  $H(-)$  の低下は固相焼結に対応する。

領域 II ( $\theta \sim T_F$  間): この間の  $H(-)$  の変化は, 基材が融けて生じた融滴が骨材炭素粉に囲まれているため流動・流出を抑制され, 高温に至つてより流動性が高まつてはじめて流出して行く過程を反映していると考えられる。この領域の熔融曲線には Fig. 1 に示す  $\alpha$  タイプ,  $\beta$  タイプの 2 種類がある。 $\beta$  タイプでは温度上昇と共に連続的に融滴の流出が続くのに対して,  $\alpha$  タイプでは臨界温度迄は完全に流出が抑制され, 臨界温度ではじめて流出が生じる。この違いは炭素粉配合法に依存する。この配合法を両タイプの他の特徴とともに次章に示す。

領域 III ( $T_F$  以上):  $H(-)$  はこの領域で定値となるがこの値は熔融スラグの流出が終つた後に残された炭素粉から成る骨格構造の高さに対応すると考えられる。Fig. 2 に粗粒炭素粉が領域 III の  $H(-)$  に及ぼす影響を示す。配合量 3.5~4.0% 以上で  $H(-)$  は大きくなり骨格構造が崩れにくくなることを示す。

パウダーの熔融特性は, 前述のように熔融曲線のタイ

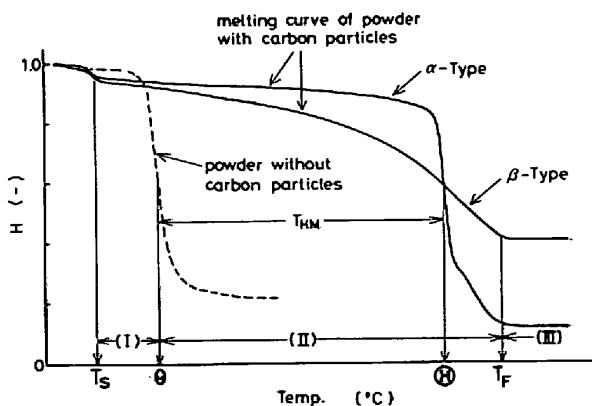


Fig. 1. Schematic of melting curves of mold powders as observed by high temperature microscope ( $H(-)$ : reduced height of button specimen).  $\Theta$  and  $T_F$  for  $\alpha$ -type need not agree with those for  $\beta$ -type.

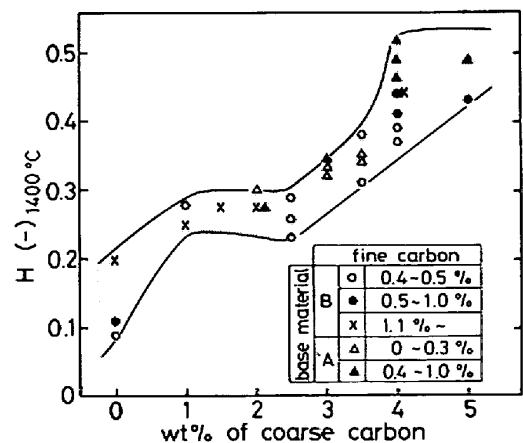


Fig. 2. Change of  $H(-)$  at 1400°C with the amount of coarse carbon particles mixed with mold powder.

プを変更すること、基材は流動温度にあるにもかかわらず、パウダー全体としては流動性を抑制されている温度域の幅を変えること、によつて制御できる。この温度域を半熔融層形成温度域、 $T_{HM}$  と名付け、(1)式のように定義する。

$$T_{HM} = \text{①} - \theta \dots \dots \dots (1)$$

$T_{HM}$  と炭素粉の粒度とその配合率の関係、および微粒炭素粉による基材粒一様被覆の効果<sup>15)</sup>については別に示したので省略する<sup>9)</sup>。

2.2.2 一方向加熱熔融実験

パウダー層厚全体の収縮率と熔融スラグ層厚の加熱時間による変化を Fig. 3 に示す。熔融曲線が $\alpha$ タイプのパウダーは収縮が小さく、また収縮率、スラグ層厚が時間と共に増大する傾向はない。これに対して、 $\beta$ タイプのパウダーでは収縮率、スラグ層厚は時間と共に増大しており、短時間ではパウダー層が定常状態に達し難いことを示している。 $\alpha$ タイプから $\beta$ タイプに遷移する炭素粒配合率を求めるために収縮率と微粒炭素粉配合率の関係を調査し Fig. 4 に示す。配合量 1.5~2.0% を臨界値としてこれ以上では収縮率が低下し、かつ熔融スラグ層直上の層構造が融着型から融滴型に変化した。

以上の実験室的調査の結果を総合すると、 $\alpha$ 、 $\beta$ タイプパウダーの特徴は次のようである。

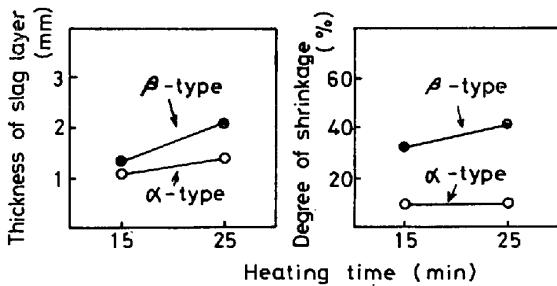


Fig. 3. Change in thickness and degree of shrinkage of powder layer with time of uni-directional heating (base material, C).

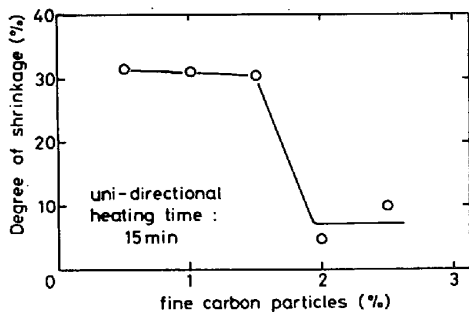


Fig. 4. Shrinkage of powder layer decreases with increasing contents of fine carbon particle in powder materials.

Table 3. Change of the melting characteristics of mold powders with the amount of carbon particles.

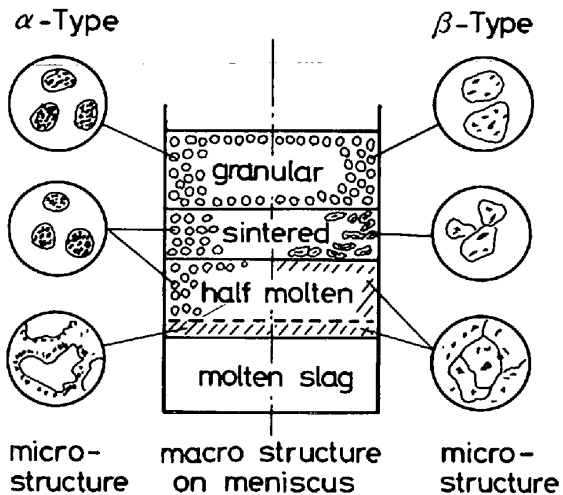
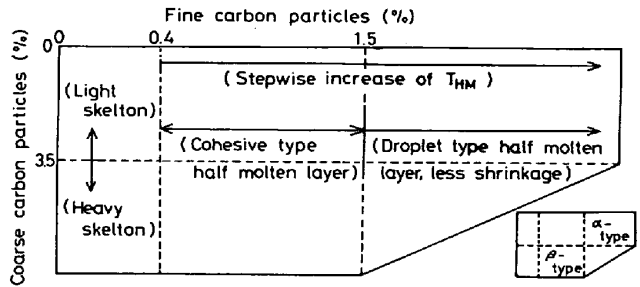


Fig. 5. Macroscopic and microscopic structure of melting powder layer on the meniscus of steel in mold.

$\alpha$ タイプ：融滴型半熔融層構造を示し、粗粒炭素粉による骨格が小さく、パウダー層全体の収縮も小さい。

$\beta$ タイプ：融着型半熔融層構造を示し、骨格が大きく、パウダー層全体の収縮も大きい。

パウダーを $\alpha$ -あるいは $\beta$ -タイプにするための微粒・粗粒炭素粉配合率は、Fig. 2, Fig. 4 からTable 3のようになる。

2.2.3 実機メニスカス上のパウダー層の挙動

定常鑄込時に採取したパウダー層の断面構造の特徴を模式的に Fig. 5 に示す。顆粒層と熔融スラグ層の間に各種の構造が見られるが、半熔融層および焼結層に対応する部分の構造が $\alpha$ タイプでは融滴-非焼結型となつていゝのに対して、 $\beta$ タイプでは融着-焼結型となつていゝ。また、半熔融層の顕微鏡観察によれば、 $\alpha$ タイプではスラグ滴内に炭素粉がないのに対して、 $\beta$ タイプでは炭素粉が混在している。

一方、 $T_{HM}$  の異なるパウダーでは、 $T_{HM}$  が小さなほど半熔融層が薄く、かつ、強固な半熔融・焼結層が形成される。

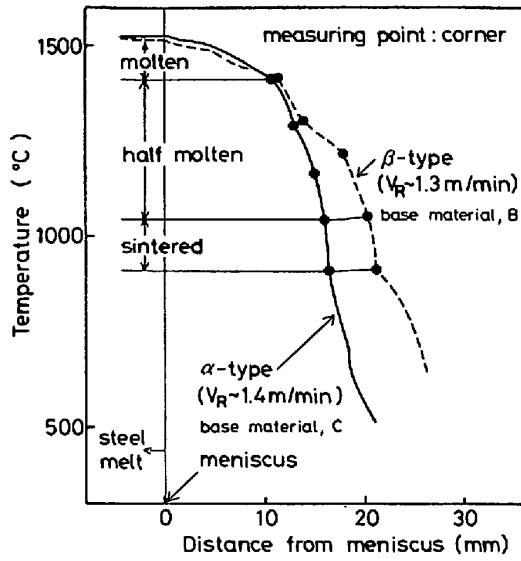


Fig. 6. Temperature distribution within melting powder layer on the meniscus of steel in mold.

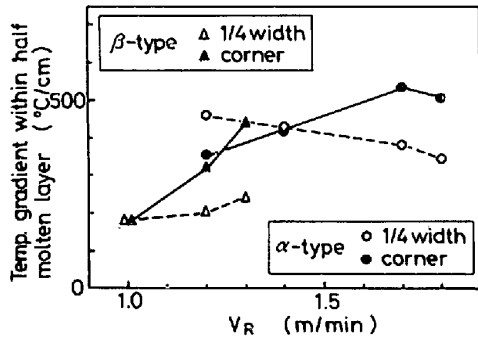


Fig. 7. Change with casting speed of temperature gradient in the half molten layer.

Fig. 6 にはパウダー層内温度分布測定例を示す。同図で丸印で示した点で温度勾配が変化しているが、各点は溶融曲線の特性温度、すなわち、低温側より  $T_s$ ,  $\theta$ ,  $\theta_F$ ,  $\textcircled{H}$  および  $T_F$  に対応していることを5種のパウダーについて確認した。ここで  $\theta_F$  は溶融スラグの粘度が急激に立ち上がる温度として別途求めたスラグの流動点に対応するものである。各点ではさまれる部分の温度勾配の違いは層構造を形成している各層の有効熱伝導度の違いに対応するものであろう。パウダー層が熱的に定常状態にあると仮定すると、有効熱伝導度は第零近似で温度勾配に逆比例するが、半溶融層部分(1200~1400°C)では、 $\alpha$ タイプの方が $\beta$ タイプに比べて有効熱伝導度が小さい。また、 $\alpha$ タイプでは各層に対応する部分の温度勾配の変化は小さく、Fig. 5 に見られる構造の連続性を反映している。Fig. 7 には1200~1400°Cの温度勾配の casting speed,  $v_R$  による変化をパウダー消費の迅速な短辺部と消費速度の小さな長辺 1/4 幅部<sup>16)</sup> について対比

して示した。 $\beta$ タイプのパウダーでは長辺 1/4 幅部のパウダー層内温度勾配は  $v_R$  が 1.0~1.3 m/min の範囲ではほぼ一定であるのに対し、短辺部のそれは  $v_R$  の上昇と共に急増している。一方、 $\alpha$ タイプでは長辺 1/4 幅部はもちろん短辺部でも  $v_R$  上昇に伴う温度勾配の増大はゆるやかである。長辺 1/4 幅部における $\alpha$ タイプパウダーの 1200~1400°C における温度勾配定常値は約 400°C/cm で、この値は $\beta$ タイプパウダーの約 180°C/cm に比べて大きく、 $\alpha$ タイプパウダーの半溶融層部分の有効熱伝導度が、 $\beta$ タイプのその 45% となっていると考えられる。

2.2.4 溶融特性と铸片表面欠陥発生率との関係

厚板用 Si-Al キルド鋼(C=0.08~0.20%) の中・低速铸造時 ( $v_R \leq 1.2$  m/min) に $\beta$ タイプのパウダーを使用した。溶融特性を代表する  $T_{HM}$  と表面欠陥発生率の関係を Fig. 8 に示す。表面欠陥発生率はパウダー基材

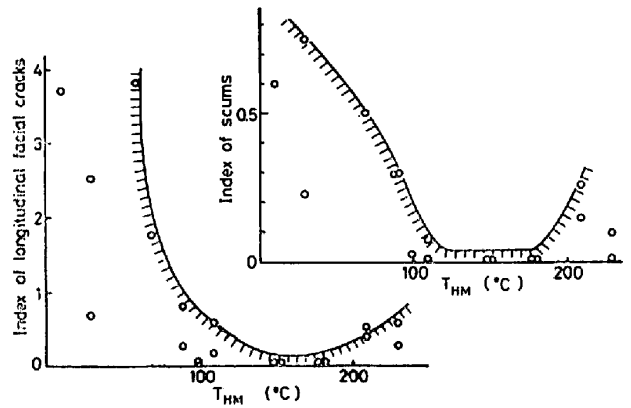


Fig. 8. Effect of  $T_{HM}$  on the occurrence of surface defects on continuously cast Si-Al killed slabs for plates ( $v_R \leq 1.2$  m/min)

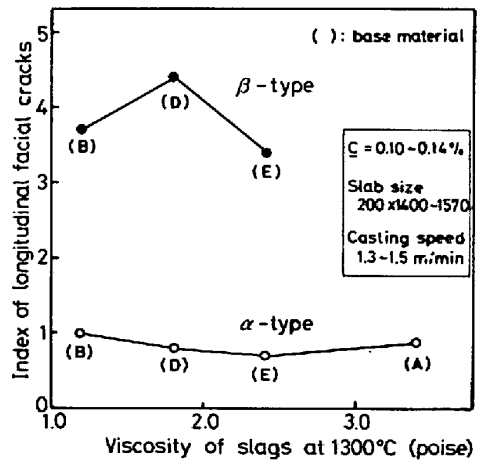


Fig. 9. Change in the occurrence of longitudinal facial cracks with mold powders different in melting characteristics.

の差にもかかわらず、 $T_{HM}$  のみによつてはぼ整理でき、 $T_{HM}$  が  $100\sim 200^\circ\text{C}$  の時表面欠陥が最小となつた。

高速連鋳時にも  $T_{HM}$  の最適値が  $100\sim 200^\circ\text{C}$  があるかを知るために上述の  $\beta$  タイプパウダーを使用した。割れ感受性が特に高い  $C=0.09\sim 0.14\%$  の鋳片<sup>17)</sup> に著しい縦割れを生じた。しかし、 $T_{HM}\cong 200^\circ\text{C}$  の  $\alpha$  タイプのパウダーに切り換えることで、Fig. 9 に示すように縦割れを低減できた。Fig. 9 に明らかなように、縦割れ発生率には、パウダー-熔融層の  $1300^\circ\text{C}$  における粘度、 $\eta_{1300}$  が  $1.2\sim 3.4$  poise の範囲内では、熔融スラグの粘度よりも熔融特性の差の方が影響が大きい。この熔融特性の差はより高速で鋳造する低炭アルミキルド鋼の拘束性ブレイクアウト発生率にも影響する。すなわち非定常鋳造時に  $v_R$  を一旦低下させたのち急速に増大させると  $\beta$  タイプのパウダーでは熔融スラグ層厚が大きく減少し、スラグフィルム流入の途切れを示唆する鋳型銅板温度上昇が観測され、鋳片/銅板の焼付きによる拘束性ブレイクアウトが多発した<sup>9)</sup>。非定常時の熔融スラグ層厚低下-スラグフィルム流入不足による大縦割れ発生が厚板材においても Fig. 10 のように認められた。

2.3 熔融特性改善による鋳片表面欠陥低減の機構

$T_{HM}$  の最適化あるいは高速連鋳時の熔融特性の  $\alpha$  タイプ化が表面欠陥低減に有効な理由を考えるためには、実機メニスカス上のパウダー-熔融挙動に立ち入った考察が必要である。

まず  $T_{HM}$  について検討する。パウダー-熔融時に積層構造が生じ、各層が個有の有効熱伝導度を持つことを Fig. 6 に示した。このような積層構造が生じる場合の  $T_{HM}$  の最適値に関する議論は別報<sup>9)</sup> に示したが、それを要約すると次のようになる：すなわち、計算と実測で求めた積層構造を対比して Fig. 11 に示すが、 $T_{HM}$  の大きいパウダーではパウダー全厚に占める熔融スラグ層厚が比較的小さいため、熔融スラグ層厚が過大になら

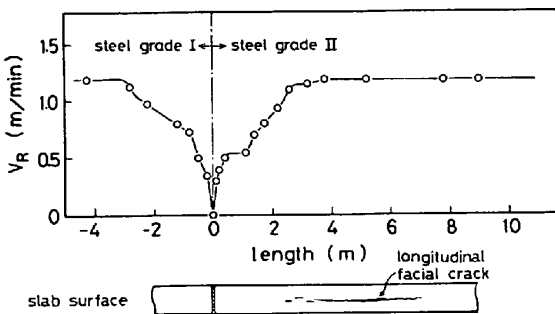


Fig. 10. A heavy longitudinal facial crack occurs at the beginning of the sequential cast of different steel grade.

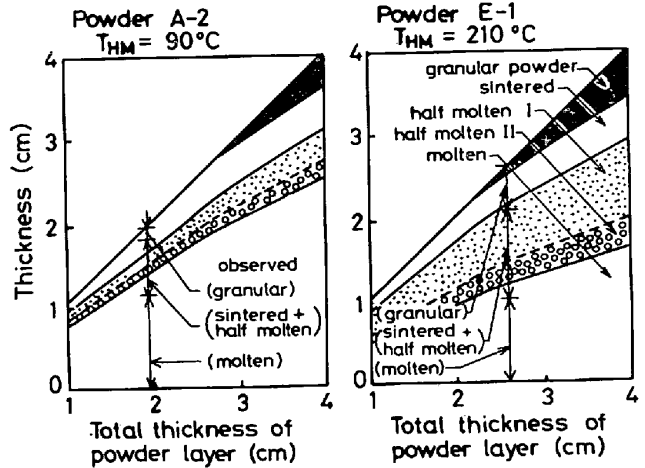


Fig. 11. Calculated compared with observed structure of melting powder layer on the meniscus.

ず、したがつてスラグフィルムの過剰流入が起こりにくい。またパウダー投入厚が変動しても熔融スラグ層厚が大きくは変動しない。これは、スラグフィルムの流出によつて熔融スラグ層厚が急速に減少するさい、半熔融層が厚いほどその中に熔融保持されている基材粒が凝集滴下して直下にある熔融スラグ層に熔融スラグを供給する能力が大きいためである。このように  $T_{HM}$  の大きいパウダーは、常に安定した熔融スラグ層厚が保たれるため安定したスラグフィルム流入が行われ、鋳片表面欠陥が低減する。

次に高速連鋳時の  $\alpha$  タイプ化について検討する。高速連鋳時にはメニスカスに投入されたパウダーは短時間のうちに大きな速度でスラグフィルムとして消費される。このため積層構造内が熱的に定常状態となりやすく、熔融スラグ層厚の安定にとつて不利な条件となる。  $\alpha$  タイプの有利さの第一の理由として、この場合にパウダー層上面への熱放散が  $\beta$  タイプに比べて小さいことが考えられる。すなわち、Fig. 1 で半熔融状態に対応する温度域  $T_{HM}$  に着目すると、 $1/2 T_{HM}$  において  $H(-)$  が  $\alpha$  タイプで 0.92 であるのに対して、 $\beta$  タイプでは 0.83 程度となつている。この値が半熔融層内の融滴充填度、 $r_m$  を反映すると考えると、杉山ら<sup>18)</sup> の融着帯の有効熱伝導、 $\kappa_e$  の実験式

$$\kappa_e = (0.283P^2 + 0.512P + 0.205)\kappa_s \dots\dots\dots (2)$$

$$P = (\epsilon_0 - \epsilon_m) / \epsilon_0 \dots\dots\dots (3)$$

$$\epsilon_0 = 1 - r_0 \dots\dots\dots (4)$$

$$\epsilon_m = 1 - r_m = 1 - r_0 H(-)^{-3} \dots\dots\dots (5)$$

$P$  : 融着率,  $\epsilon_0, r_0$  : 室温時の空隙率および粒子充填率,  $\epsilon_m$  : 半熔融層の空隙率  
 $\kappa_s$  : 粒子の熱伝導度

により、 $\kappa_e(\alpha \text{タイプ})/\kappa_e(\beta \text{タイプ}) \cong 0.59$  が得られる。この結果は Fig. 7 の温度勾配より求めた  $\kappa_e$  の比率 0.45 にほぼ一致するとともに、 $\alpha$ タイプの半溶融層の断熱性の大きいことを示している。しかし、 $\alpha$ タイプの半溶融層厚さは Fig. 6 に示すように $\beta$ タイプのそれよりも薄い。薄いにもかかわらず半溶融層から迅速に融滴が供給され、一定厚さの溶融スラグ層が安定して形成されるような構造的特徴が $\alpha$ タイプの有利さの第2の理由と考えられる。すなわち、Fig. 5 の微視構造に見られるように $\beta$ タイプのパウダーではスラグ滴が半溶融層から滴下する際に粗粒炭素粉で形成される骨格を通過する必要があり、通過抵抗を受けるが、 $\alpha$ タイプのパウダーでは粗粒炭素粉が少なく、その分だけスラグ層の形成が早められていると思われる。

一方、低速鋳造時に $\alpha$ タイプのパウダーを用いると、通過抵抗が少なすぎるためか、溶融スラグ層厚を過大とし、不利であった。

このように、鋳造条件に応じて適当な溶融スラグ層厚を安定して確保できるように半溶融層の構造を制御することがパウダーの溶融特性の改善の要点である。

以上の知見に基づき、パウダーの使用基準を次のように定めるところ、鋳片表面品質と操業の安定度は大幅に向上した。

中・低速鋳造： $\beta$ タイプ、 $100^\circ\text{C} < T_{\text{HM}} < 200^\circ\text{C}$  のパウダー

高速鋳造： $\alpha$ タイプ、 $T_{\text{HM}} \sim 200^\circ\text{C}$  のパウダー

### 3. 鋳型内一次冷却法改善実験

パウダーを改良し適正粘度を有する溶融スラグの層厚を制御してスラグフィルムの流入の安定を計ると鋳片表面性状が著しく改善された事実は、メナスカス部の初期凝固が鋳片の縦割れ発生に関係することを示唆している。すなわち、鋳型下部においては溶鋼から鋳型への伝熱抵抗の主体を占めるのは凝固殻とエアギャップであり、スラグフィルムの寄与は小さい<sup>(10)(11)</sup>。したがってフィルム厚が多小変動しても縦割れを生じるほど凝固不均一にはならない。これに対して、メナスカス部ではスラグフィルムと銅板の接触状態に起因する微視的なエアギャップによる伝熱抵抗が支配的といえ、スラグフィルムの流入量に局部的な差が生じれば凝固不均一を生ずる可能性が高い。

したがってメナスカス部のスラグフィルム流入に影響する鋳型振動条件は鋳片表面欠陥と関係を有する可能性がある。

また、鋳型内で生じた割れは鋳片が鋳型直下の冷却水

による冷却を受けるさい成長する可能性がある。そこでこれらを定量化する実験を行った。

#### 3.1 鋳型振動変更実験

流入スラグフィルムの挙動はオッシレーションマークの形態によく反映されていると想定して、オッシレーションマーク深さと鋳型振動条件の対応を調査した。普通鋼ではピンチロール圧下の影響を受けて長辺面のオッシ

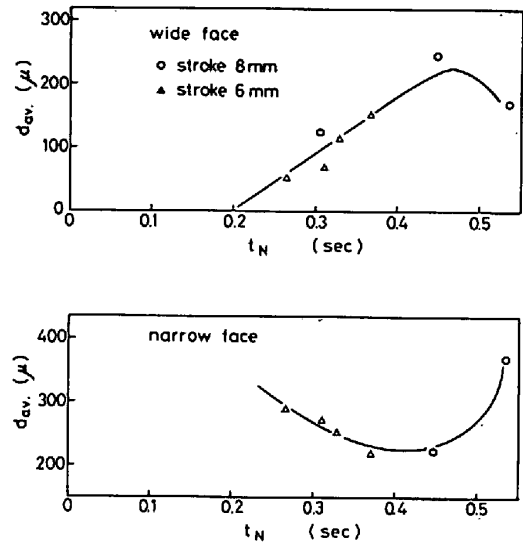


Fig. 12. Relation between  $t_N$  and depth  $d_{av}$  of oscillation mark on SUS 410 slabs.

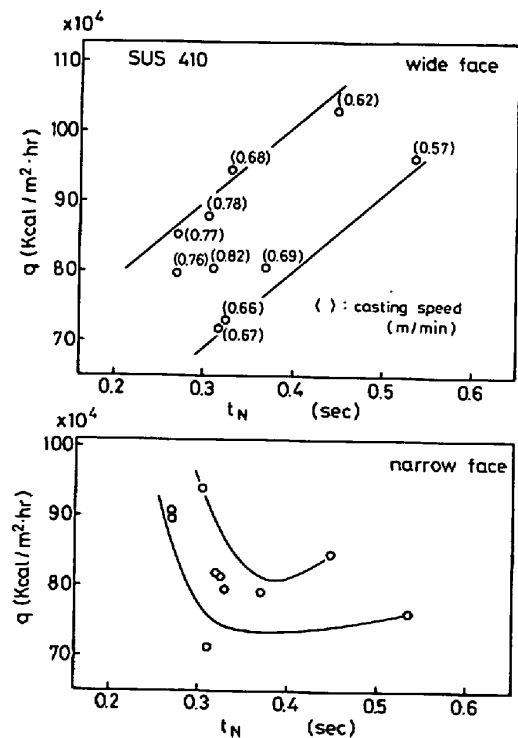


Fig. 13. Relation between  $t_N$  and heat flux extracted in mold during casting of SUS 410.

Table 4. Decrease of longitudinal facial cracks with the optimization of oscillation of mold.

Machine No.	$v_R$ (m/min)	Before optimization		After optimization	
		$t_N$ (s)	Index of cracks	$t_N$ (s)	Index of cracks
III	0.6~0.9	0.50~0.43	1.0	0.32~0.26	0.4
I	1.3~1.4	0.15~0.17	1.0	0.22~0.27	0.23

レーゾンマークが不明瞭になるが、鋳型抜熱を考える上では長辺面が最も重要であるので、明瞭なオッシレーションマークの見られる SUS 410 鋳片を用いて調査した。スラグフィルム流入によるオッシレーションマーク形成機構に従って<sup>19)</sup>、次式で定義される鋳型の下降速度が鋳片の下降速度よりも大きいネガティブストリップ時間

$$t_N = \frac{1}{f} \left\{ \frac{1}{2} - \frac{1}{\pi} \sin^{-1}(v_R/2\pi f_s) \right\} \dots\dots\dots (6)$$

$f$  : 振動数,  $S$  : ストローク

を鋳型振動の代表的変数と考え、これでオッシレーションマーク深さを整理すると Fig. 12 に示す明瞭な関係が得られた。オッシレーションマーク深さは流入スラグフィルム厚と関係して、鋳片/鋳型間の伝熱に影響するはずである。実験時に同時に採取した鋳型全抜熱データを  $t_N$  で整理すると Fig. 13 を得た。鋳造速度 0.57~0.82 m/min の間で、 $t_N$  のみによつて鋳型全抜熱を記述できる。縦割れを低減するには鋳型内冷却を緩冷却にするのが効果的であることが経験的に知られている<sup>19)</sup>。Fig. 13 は鋳型全抜熱を緩冷却とするには  $t_N$  を小とする操作を行うべきことを示唆している。この結果に基づき、垂直曲げ型広幅スラブ連鋳機 (マシン No. III) を用い、 $v_R \leq 0.9$  m/min で実施した  $t_N$  を減少させるよう鋳型振動条件を変更した実験の結果を Table 4 に示す。顕著な縦割れ低減効果が得られた。

一方、逐次曲げ広幅スラブ連鋳機 (マシン No. I) の

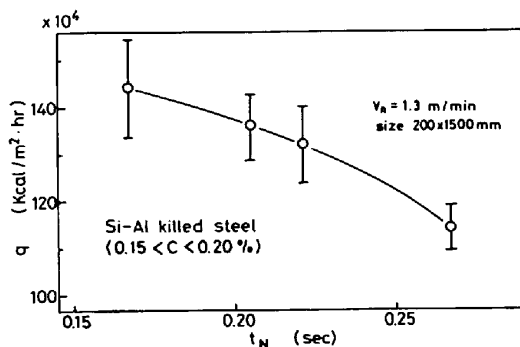


Fig. 14. Relation between  $t_N$  and heat flux extracted at wide face of mold (Machine I).

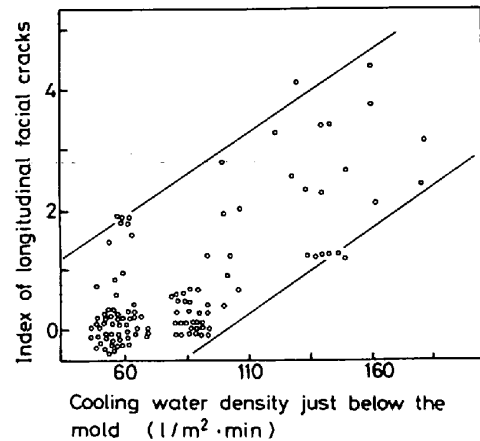


Fig. 15. Length of longitudinal facial cracks increases with intensity of cooling water just below the mold (Machine III)

高速連鋳において同様に実施した実験の結果を Fig. 14, Table 4 に示す。鋳型内全抜熱の緩冷却化のため  $t_N$  の最適値は、Fig. 13, 14 から低速鋳造、高速鋳造を問わず、0.2~0.3 s の間にあることが判明した。

### 3.2 鋳型直下冷却水々量管理

縦割れは鋳型内の凝固不均一により発生し、鋳型直下の冷却により成長して大きな割れになる事実は各所で確認されているが<sup>20)</sup>、当社においても Fig. 15 に示すような関係を得た。鋳型直下の冷却水々量密度を必要最小限に保ち割れ拡大を防止している。また、鋳込み中幅変更、異鋼種連々鋳時の鋳造速度立ち上げ期には鋳型直下の冷却水々量設定に一次遅れ系を採用し、鋳片の過冷を防止している。

### 4. 無手入直送加熱の実施状況

溶融特性に秀れたモールドパウダーの開発、鋳型内初期凝固を最適にする鋳型振動条件の採用、さらには鋳型直下の冷却水々量の管理により、高速連鋳を工程化したのちも縦割れ発生率は低く安定している。手入を要する鋳片の発生率は割れ感受性の高い 0.09~0.14% C の Si-Al キルド鋼でも中・低速鋳造時に 5% 未満、高速連鋳時に 10% 未満になることを除けばほぼ皆無となっている。Fig. 16 に水島製鉄所の直送加熱実施量の推移



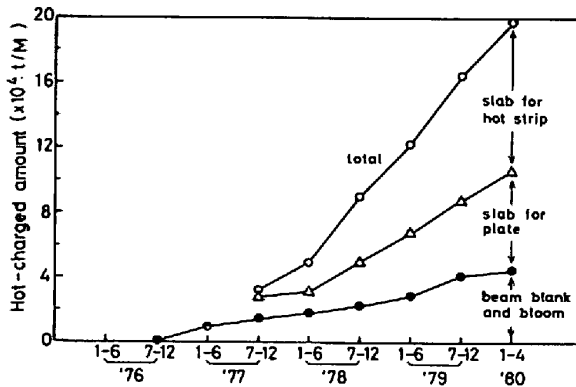


Fig. 16. Non-conditioning direct reheating of continuously cast slabs and blooms at Mizushima Works.

を示す。加熱炉装入と鑄造を工程上整合させる努力も相まって実施量は着実に増加し、1980 年前半において、20 万 t/月 と全鑄造量の約 40% に及んでいる。千葉製鉄所においても同様の結果を得ている。

現在、直送加熱が工程化されている鋼種は 40 kg/mm<sup>2</sup> 級厚板・熱延材および低炭の薄板材であるが、高級ラインパイプ材、低合金系の 50 kg/mm<sup>2</sup> 級材についても一次冷却起因の欠陥発生は極めて少なく、二次冷却の最適化技術の完成も相まって、直送加熱圧延の工程化実験に入っている。

## 5. 結 言

高速連鑄工程化の条件下で無手入れ直送加熱を実施する前提となつた連鑄々片縦割れ防止のための操業技術改善を、特にモールドパウダーと鑄型内初期凝固に関連して論じた。

(1) モールドパウダーの溶融特性を、常に安定な溶融スラグ層厚がメニスカス上に形成されるように改善することが極めて効果的である。メニスカス部の鑄型-鑄片間へのスラグフィルム流入が安定したためと推定される。

(2) スラグフィルム流入を機械的に制御する鑄型振動の条件を、ネガティブストリップ時間、 $t_N$  の値として 0.2~0.3 s の間に制御すると縦割れ低減に有効であつた。

(3) 縦割れ発生の原因となるのはメニスカス部の初期凝固の不均一性によるものと推測された。

(4) 鑄型直下冷却水々量を適切に管理すると縦割れ拡大が防止できる。

二次冷却の最適化と以上の対策により、鑄片表面品質の向上は著しく、直送加熱に供される鑄片量は着実に増大している。

## 文 献

- 1) 飯田義治, 大森 尚, 前田瑞夫, 小島信司, 越川隆雄: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 3, p. 1
- 2) 飯田義治, 江本寛治, 中井一吉, 前田瑞夫, 武英雄, 小島信司: 同上, 12 (1980) 3, p. 66
- 3) 上田典弘, 浜上和久, 白石昌司, 越川隆雄, 垣生泰弘: 同上, 12 (1980) 3, p. 66
- 4) 飯田義治, 前田瑞夫, 江本寛治, 山崎順次郎, 下戸研一, 平田賢二, 上田正義, 高橋 晁: 同上, 12 (1980) 3, p. 110
- 5) 長谷部茂雄, 古賀敏昭, 矢村 隆, 筋川義和: 鉄と鋼, 58 (1972), S 221
- 6) 鈴木洋夫, 西村 哲, 山口重裕: 同上, 65 (1979), p. 2038
- 7) L. SCHMIDT and A. JOSEFSSON: Scand. J. Met., 3 (1974), p. 193
- 8) 大野唯義, 大橋徹郎, 有馬良士, 広本 健: 鉄と鋼, 62 (1976), S 91
- 9) 榎谷敏和, 江見俊彦, 武 英雄, 江本寛治, 越川隆雄: 川崎製鉄技報, 12 (1980) 3, p. 37
- 10) 井上俊郎, 秋田靖博, 野呂克彦, 片野征夫: 製鉄研究, 293 (1978), p. 34
- 11) 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) 8 p. 1 200
- 12) B. MAIRY, D. RAMELT and P. DAUBY: Stahl u. Eisen, 99 (1979), p. 737
- 13) T. EMI, H. NAKATO, Y. IIDA, K. EMOTO, R. TACHIBANA, T. IMAI, and H. BADA: Proc. 61st NOH-BOSC (1978), p. 350
- 14) 中戸 参, 江見俊彦, 江島彬夫: 鉄と鋼, 60 (1974), A 15
- 15) 竹内英麿, 森 久, 西田祚章, 柳井隆司, 椋梨克己: 同上, 64 (1978), p. 1548
- 16) 塗 嘉夫, 藤井博務, 大橋徹郎, 北村 修: 同上, 65 (1979), S 241
- 17) 北岡英就, 木下勝雄, 江見俊彦: 同上, 66 (1980), S 810
- 18) 杉山 喬, 八木順一郎, 大森康男: 同上, 65 (1979), p. 341
- 19) 中戸 参, 江見俊彦: 同上, 63 (1977), S 151
- 20) 塗 嘉夫, 山内秀樹, 藤井博務, 有馬良士, 大橋徹郎, 広本 健: 同上, 66 (1980), S 807