

高速連続鋳造時の鋳型内潤滑・伝熱挙動

金沢 敬*・平城 正*²・川本 正幸*²・中井 健*³・花崎 一治*²・村上 敏彦*²

Behavior of Lubrication and Heat Transfer in Mold at High Speed Continuous Casting

Takashi KANAZAWA, Sei HIRAKI, Masayuki KAWAMOTO, Ken NAKAI, Kazuharu HANAZAKI and Toshihiko MURAKAMI

Synopsis : In order to cast high quality slabs with high productivity, high speed casting technology has been investigated with a pilot continuous casting machine capable of casting 50 to 100 tons of molten steel. The results can be summarized as follows ;

(1) High casting speed of 5.0 m/min for low carbon steel has been achieved with low viscosity powder. The powder consumption is small, from 0.1 to 0.2 kg/m², but stable casting has been conducted.

(2) Longitudinal crack has been occurred even if for low carbon steel at up to 4.0 m/min. When the heat flux in mold increased critical value, longitudinal crack occurred.

(3) The control of the heat fluxes through the mold can be achieved by using the powder with appropriate properties.

Key words : continuous casting ; high speed casting ; powder ; heat flux ; mold ; longitudinal crack ; low carbon steel.

1. 緒言

近年、鋼の連続鋳造においては、省プロセス・省エネルギー化、および高生産性をめざして高速鋳造化が指向されている^{1,2)}。その際に重要となる鋳型と鋳片間の潤滑、および摩擦力に関する研究も数多くがなされてきた^{3,4)}。一方、摩擦力低減を目的に同期鋳型方式の鋳造方法も検討されてはきたが^{5,6)}、実用には至っていない。これに対し最近、欧米では電炉メーカーを中心に、ミニミルと直結した薄スラブ高速連続鋳法が趨勢となっている⁷⁻¹¹⁾。

高速鋳造時の課題は、鋳型と鋳片間の潤滑不良によるブレークアウトの防止であり、従来からパウダーの改良やオシレーション条件の最適化等の研究がなされてきた¹²⁻¹⁴⁾。これに対し著者らは、次世代における連続鋳造機の目標として、熱延と同期可能な生産量を1ストランドで確保し、かつ高品質スラブを製造する、高品質・高生産性連続鋳造機の開発に着手した。鹿島製鉄所内に50トン溶鋼規模の大型試験連続鋳機を建設して高速鋳造技術の開発を行い、最大5.0m/minの安定鋳造技術を確立した。

その開発過程において、鋳型内潤滑技術、ならびに鋳型内抜熱挙動について検討を実施した。

2. 高速鋳造試験方法

2・1 大型試験連続鋳造機

試験連続鋳機は垂直曲げ型連続鋳機であり、50トン溶鋼規模である。連続鋳機の設備概要・設備仕様をTable 1に示す。鋳造速度は、90mm厚時に最高5.0m/min可能である。鋳型オシレーション機構には、電油アクチュエータを採用し、鋳造中のオシレーション波形やストロークの変更が可能である。鋳型内における浸漬ノズルの吐出流速を制動し、凝固シエルの再溶解や湯面変動を抑制するため、電磁ブレーキ装置が鋳型に設置されている。また、スライディングゲー

Table 1. Specification of experimental CC machine.

Machine type	Vertical - bending Vertical length 1.5m Machine radius 3.5m 6bending - 5un bending
Ladle capacity	50 Ton
Slab size	90~120mm ^t ×1000mm ^w
Casting speed	max. 5.0m/min
Machine length	12.8m
Slab support system	Short - pitch roll support
Electro Magnetic Brake	with

平成9年4月18日受付 平成9年7月15日受理(Received on Apr. 18, 1997; Accepted on July 15, 1997)

* 住友金属工業(株)プラントエンジニアリング事業部(Plant Engineering Division, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

* 2 住友金属工業(株)総合技術研究所(Corporate Research & Development Laboratories, Sumitomo Metal Industries, Ltd., 16-1 Oaza-Sunayama Hasakimachi Kashima-gun Ibaraki-ken 314-02)

* 3 住友金属工業(株)監査役室(Auditing Department, Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

ト機構に高速応答性に優れたステッピングシリンダーを採用し、渦流式湯面レベル計と最適制御の組合わせで鋳型内湯面変動の安定化を図っている。

2・2 鋳造条件

主な鋳造条件および試用したパウダー物性・成分をTable 2に示す。スラブ厚は、90mmから120mmの間で変更した。鋼種は、低炭素アルミキルド鋼(以降、低炭素鋼と略記)を主体に亜包晶中炭素鋼(以降、中炭素鋼と略記)について、鋳造実験を行った。パウダーについては、低炭素鋼では潤滑性を重視し低粘度・低融点化を指向した。これに対し、中炭素鋼では鋳型抜熱の低減を目標に低粘度・高融点化を指向した。

2・3 解析方法

鋳片表面割れに及ぼす鋳型内熱流束の影響をみるため、鋳型内に設置した熱電対により鋳型銅板温度を調査した。測定位置は鋳型表面から13mm深さ位置で長辺面24点、短辺面4点の計56点の測定データを高速データロガーを用いて0.5秒毎に収録した。この後、定常鋳造部分の平均値、標準偏差を求めた。鋳型内の局所熱流束と鋳型銅板温度の関係は、あらかじめ冷却水流速、温度の影響を含めた両者の関係式を有限要素法による2次元定常伝熱解析で求めて換算した。

一方、縦割れの発生状況については、鋳片の上面を目視観察し縦割れ発生位置と長さ(5mm以上の縦割れ)を測定した。これを基に定常鋳造時の単位鋳片長さ当たりの縦割れ長さを縦割れ発生指数 ϵ と定義した。また、縦割れ発生が鋳片幅中央部に多いことから、パウダー比較評価の際、鋳型熱流束は、メニスカス下45mm位置における幅中央から98mmの2点の熱流束の平均値を代表に用いた。

このほか、鋳型内のパウダー消費量は、2kg毎のパウダー消費量を測定し、鋳造鋳片側面積で除した値で整理した。また、鋳片表面のパウダーフィルムを鋳型直下で吸引することにより回収し、フィルム厚をマイクロメーターで測定

した。約100個の平均値は鋳造中の平均鋳造速度と対応をとり整理を行った。

3. 試験結果

3・1 鋳型内潤滑挙動

鋳造速度とパウダー消費量の関係をFig. 1に示す。鋳造速度の増加に伴いパウダー消費量は急速に減少する。また、パウダー粘度の低下および融点の低下により消費量の増加が認められる。従来、安定鋳造にはパウダー消費量は0.3kg/m²が必要とされているが¹²⁾、0.1~0.2kg/m²の消費量でも5.0m/minで安定な高速鋳造が可能なのが確認できた。また、Fig. 2に示す様にストロークの増大に伴い、パウダー消費量の増加が図れることが確認された。回収パウダーフィルム厚と鋳造速度との関係をFig. 3に示す。鋳造速

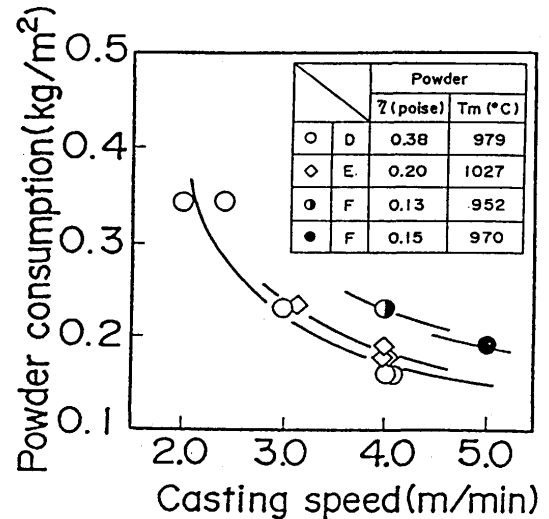


Fig. 1. Relation between powder consumption and casting speed (low carbon steel).

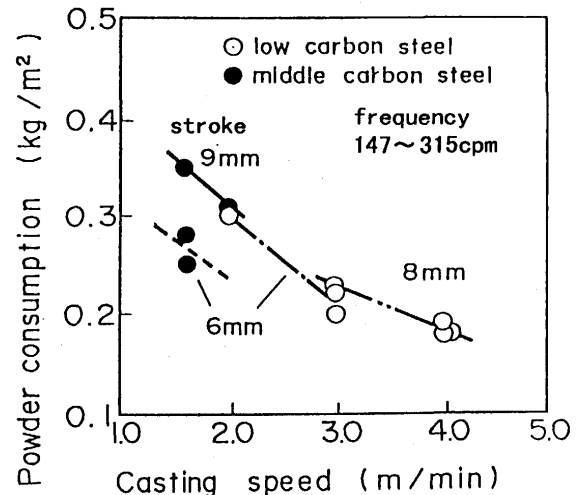


Fig. 2. Influence of oscillation stroke on powder consumption.

Table 2. Casting Condition.

Steel grade	Middle carbon steel (0.11mass%C)		low carbon Al killed steel (0.05mass%C)			
Casting speed	Max. 3.0 m/min		Max. 5.0 m/min			
Oscillation	mode stroke frequency		Sinusoidal, non-sinusoidal 6 ~ 9 mm 1.47 ~ 3.15 cpm			
Powder type	A	B	C	D	E	F
Basicity (-) (CaO/SiO ₂)	1.22	1.56	1.22 ~1.27	0.95	1.20	1.20
ZrO ₂ (mass%)	0	0	3.2 ~3.4	0	0	3.1 ~6.0
Melting point (K)	1478 ~1474	1471	1505 ~1512	1188 ~1252	1300	1225 ~1243
Viscosity (Poise)	0.92 ~0.68	0.46	0.57 ~0.72	0.33 ~0.38	0.20	0.13 ~0.51

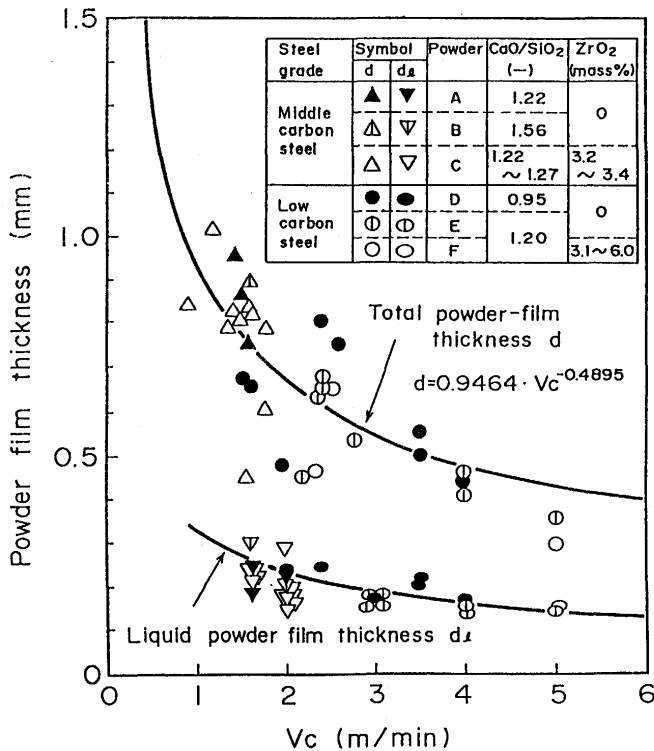


Fig. 3. Relation between powder film thickness and casting speed.

度の増加に伴いパウダーフィルム厚は減少する。なお、図中の液相パウダーフィルム厚については、考察において言及する。

3.2 鋳型内伝熱挙動

Fig. 4 に熱流束と縦割れ発生状況の関係を示す。

中炭素鋼の場合、鋳型熱流束が $2.0 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ 、低炭素鋼の場合、 $3.0 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ 以上となると縦割れが顕著に発生することが認められる。従来、中炭素鋼に特有の縦割れが、低炭素鋼の高速鋳造でも発生することが初めて確認された。鋳型熱流束に及ぼすパウダー物性の影響をFig. 5 に示す。パウダーAとB、DとEの比較からパウダーの高塩基度化により、鋳型熱流束の低減を実現している。塩基度の増加で凝固温度は上昇し結晶化が促進される。したがって、パウダーフィルム内の固相フィルムの増加による輻射伝熱低下により低抜熱化が図られたものと推察する。また、中炭素鋼においては、ZrO₂の添加も高塩基度化と同様の抜熱量低減効果がみられる。鋳型直下で回収したパウダーフィルムの断面組織をFig. 6 に示す。塩基度の高い開発パウダーにおいては鋳型に接した面の組織の結晶化(Caspidine)の促進が認められた。これにより緩冷却化がもたらされ、縦割れ防止に寄与したものと考えられる。

一方、鋳型熱流束の分布が縦割れ発生に及ぼす影響をみるため、幅方向については、メニスカス下45mmの位置において、両鋳型短辺から34mmの長辺面位置と中心部の鋳型熱流束の差を取り、その最大差を Δq_1 とした。

Fig. 7 に Δq_1 とメニスカス下45mmの鋳型熱流束 q_{1c} が縦割

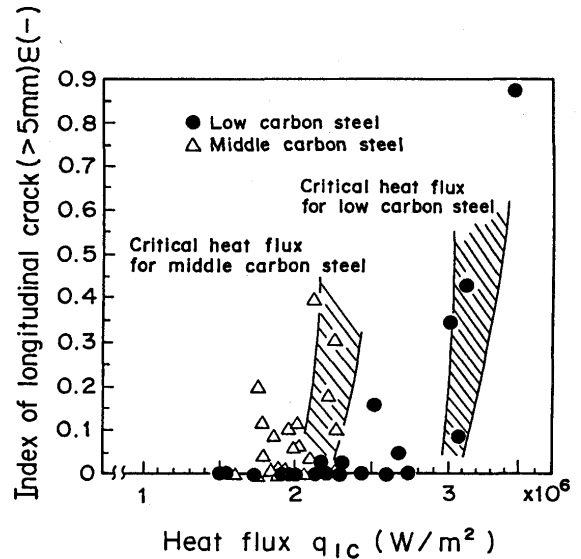


Fig. 4. Influence of heat fluxes in mold at mold center 45 mm below meniscus on index of longitudinal surface cracks.

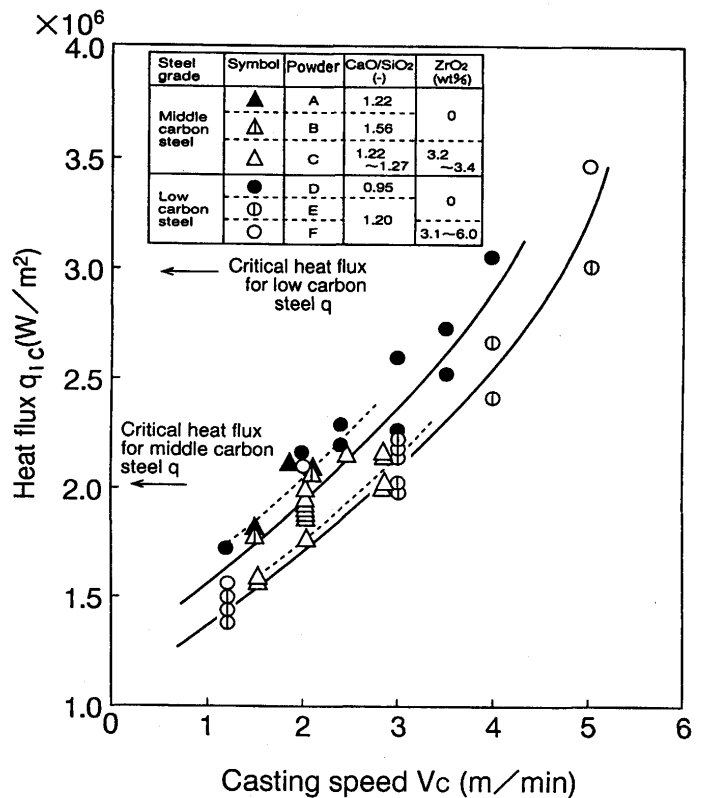


Fig. 5. Effect of mold powder components, basicity (CaO/SiO₂) and ZrO₂ on heat fluxes in mold with casting speed.

れ発生指数 ϵ に及ぼす影響を示す。 ϵ の値は q_{1c} が大きい所で大きい。また、 Δq_1 が大きく、約 $1.0 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ 程度の熱流束差を越えても ϵ の値は大きい傾向がみられる。さらに、内R側長辺面の中心位置において、メニスカス下45mmと150mmの位置の鋳型熱流束差を取り、その最大値を Δq_{12c} とした。Fig. 8 に Δq_{12c} と q_{1c} が縦割れ発生指数 ϵ に及ぼす影響

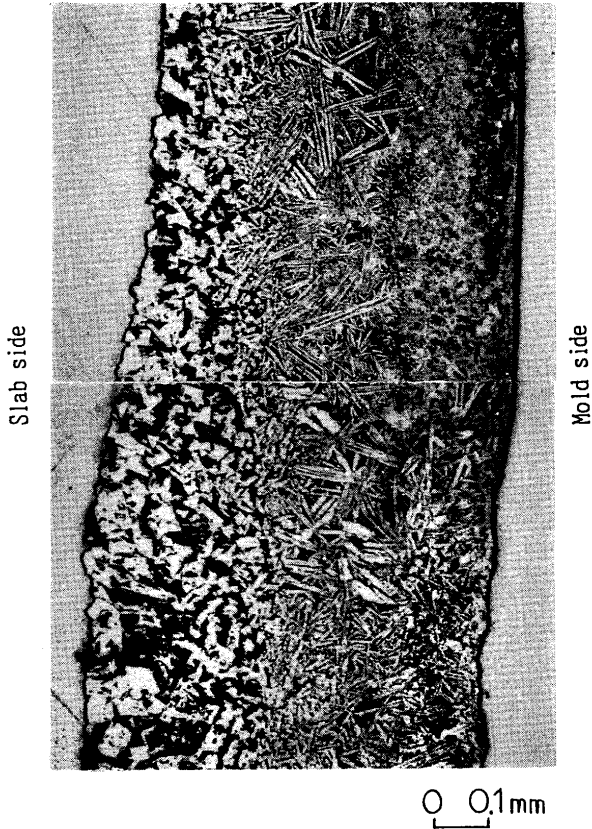


Fig. 6. Powder film taken by the sampler at the lower side of mold.

を示す。 q_{1c} が大きいほど ϵ の値は大きい。また、高熱流束側で Δq_{12c} が $1.0 \times 10^6 \text{ W/m}^2$ と大きくなるものもみられ、その場合も ϵ の値は大きい。

4. 考察

4.1 鑄型内潤滑挙動

一定速度で動く平板(鑄片)と振動平板(鑄型)からなる平行平板間の粘性流体による液体潤滑モデルにより鑄型内潤滑挙動を検討した。粘性流体の2次元層流に対する基礎式¹²⁾および境界条件を次式に示す。

(基礎式)

$$\rho \cdot (du/dt) = -dP/dx + \mu \cdot (d^2u/dy^2) = 0 \quad \dots\dots(1)$$

$$dP/dx = (\rho_{Fe} - \rho) \cdot g \quad \dots\dots(2)$$

(境界条件)

$$y=0 \quad u=Vc \quad (\text{鑄造速度}) \dots\dots(3)$$

$$y=d_e \quad u = \omega \cdot S_0 \cdot \Sigma a_1 \cdot \sin(i \cdot \omega \cdot t) \quad (\text{鑄型速度}) \dots\dots(4)$$

(鑄型変位)

$$Y = -S_0 \cdot \Sigma a_1 \cdot \cos(i \cdot \omega \cdot t) \quad \dots\dots(5)$$

ここで、 S_0 は振動振幅、 S は振動ストローク($= 2 \cdot S_0$)を示す。

長野ら¹³⁾の解析を参考にすると、液体パウダーフィルムの速度 u は正弦波振動、非正弦波振動の時、それぞれ以下のよ

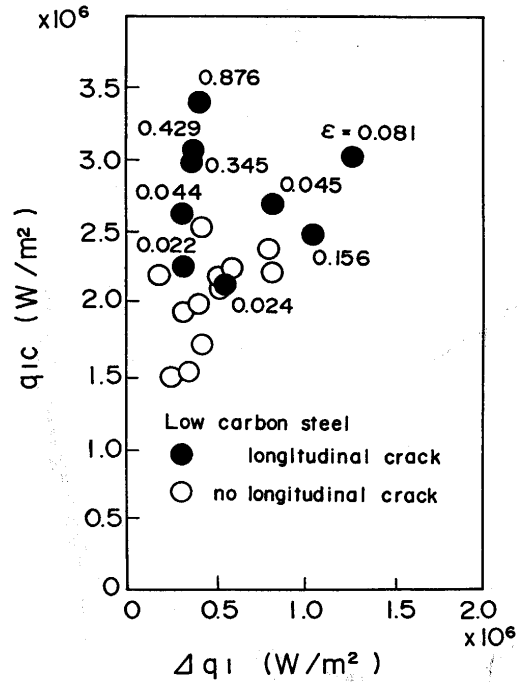


Fig. 7. Influence of q_{1c} , Δq_1 on longitudinal crack index ϵ .

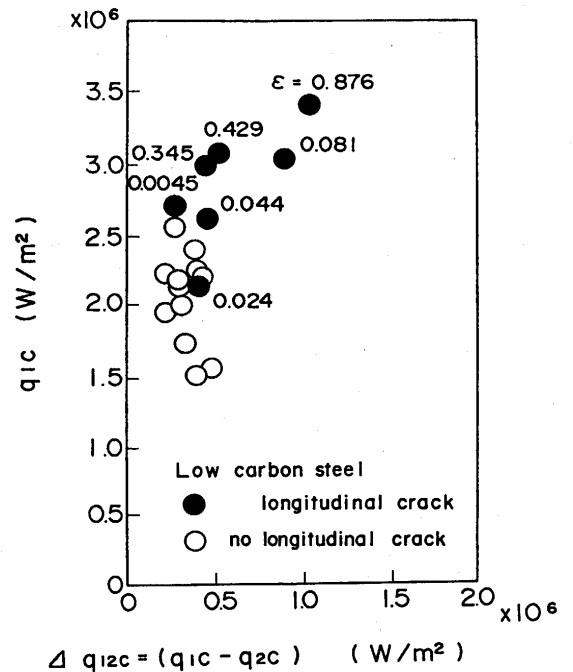


Fig. 8. Influence of q_{1c} , Δq_{12c} on longitudinal crack index ϵ .

うになる。

$$u(t) = Vc/2 + (g \cdot \Delta\rho \cdot d_e^2)/12 \cdot \mu + (\omega \cdot S_0/2) a_1 \sin(\omega \cdot t) \quad \dots\dots(6)$$

$$u(t) = Vc/2 + (g \cdot \Delta\rho \cdot d_e^2)/12 \cdot \mu + (\omega \cdot S_0/2) \Sigma a_1 \cdot \sin(i \cdot \omega \cdot t) \quad \dots\dots(7)$$

(6)(7)式を振動周期で積分し $\rho \cdot d_e/Vc$ を掛けると、鑄片単位面積当たりのパウダー消費量 Q が次式で求められる。

$$Q = (\rho/2) \cdot d_e + (g \cdot \rho \cdot \Delta\rho / 12 \cdot \mu \cdot Vc) \cdot d_e^3 \dots (8)$$

剪断流項 重力流項

(8)式によると、パウダー消費量はパウダー粘度、密度と溶融パウダーフィルム厚に依存する。溶融パウダーフィルム厚は融点に依存するので、これらのパウダー物性の適正化により消費量を確保しようと考えられる¹⁴⁾。

この(8)式を用いて、測定したパウダー消費量から液相パウダーフィルム厚を3次式の解として二分法で求めた。結果を前述のFig. 3に示す。Fig. 3より液相パウダーフィルム厚は回収したパウダーフィルム総厚の30~40%であり、鋳造速度5.0m/min近傍ではおよそ150 μ mの値となる。

パウダー消費に関与すると考えられる液相フィルム厚について、パウダー物性・オシレーション条件・鋳造条件との関係を多重回帰により求めた。

$$d_e = 79.1 \cdot Vc^{-0.6} \cdot Tm^{-0.9} \cdot S^{0.3} \cdot t_r^{-0.08} \cdot t_p^{0.12} \dots (9)$$

パウダー粘度、融点とパウダー消費量との関係を(8)(9)式による計算値とともにFig. 9に示す。パウダー粘度、融点の低下に伴い消費量は増加し高速化が可能になることがわかる。また、(9)式の指数から消費量に対しては粘度と同様、融点の影響も大きいことがわかる。融点低下による液相パウダーの流入経路の増加の影響が大きいことによるものと推察される。また、液相パウダーフィルム厚の確保には、パウダーの低融点化(Fig.10)や、鋳型振動ストロークの増大、およびポジティブ時間の増大が有効な手段であることがわかった。

4.2 鋳型内抜熱挙動

凝固シェル内の熱応力は、温度勾配に依存し、鋳型熱流束はその温度勾配を与える非定常伝熱現象の境界条件になる。凝固シェルを平板とみなし、表面温度を T_w 、裏面温度を T_0 とすると、一般に、熱応力 σ は平板の表裏の温度差 ΔT に比例して増大する¹⁵⁾。

$$\sigma = \frac{\alpha \cdot \Delta T \cdot E}{2(1-\nu)} = \frac{\alpha \cdot T_0 \cdot E}{2(1-\nu)} \left(1 - \frac{T_w}{T_0} \right) \dots (10)$$

一様に高温である物体表面から、ある熱流束で抜熱される場合、熱流束が大きいと表面温度の低下が大きくなり、表裏の温度差 ΔT は急激に増大する。その結果、(10)式から表面で縦割れに繋がる幅方向引張応力の増大に繋がる。凝固シェルには高温物性値で決まる熱応力の許容値があり、それに相当する鋳型熱流束の上限値が存在すると推察する。その上限の絶対値については、測定位置、および凝固シェル厚との関係で変わる可能性はあり特定するのは難しい。さらなる普遍化には、例えばビオ数($Bi = h \cdot L / k$)のような無次元数導入等が考えられる。

鋳造速度の増加につれ、鋳型熱流束は幅方向に分布を持つようになる。これは、スループットが増加すると浸漬ノズルからの吐出流速が増大し、鋳型熱流束に影響を及ぼし

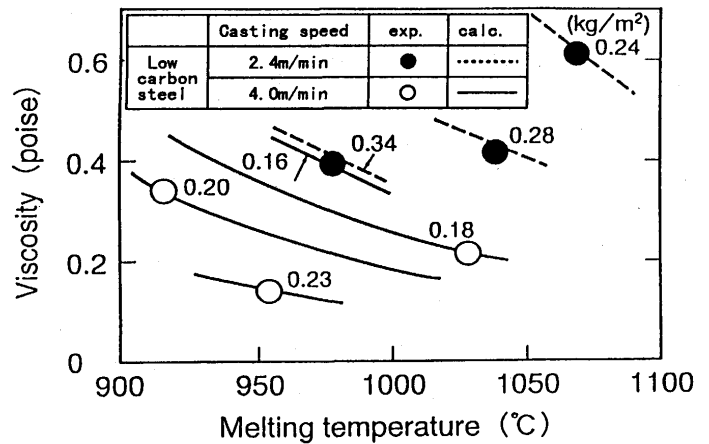


Fig. 9. Influence of powder properties on powder consumption.

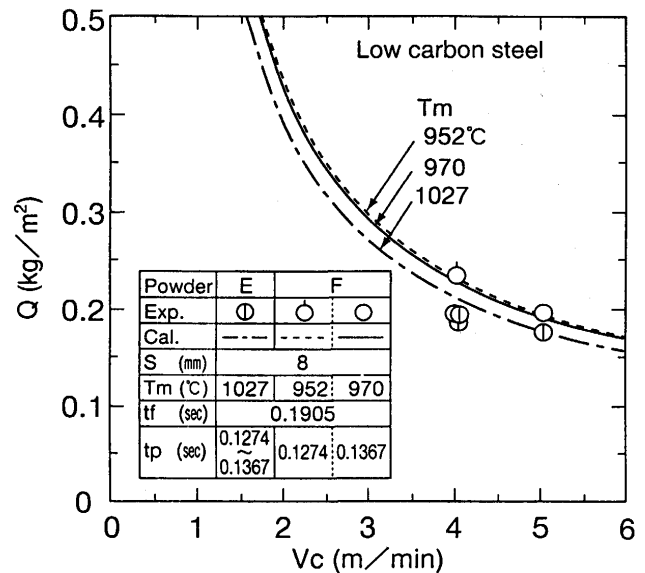


Fig. 10. Influence of melting temperature T_m on powder consumption.

ている可能性が考えられる。

Fig. 7, 8にみるように、メニスカス近傍の鋳型熱流束の増大が縦割れ発生に対し支配的ではある。しかし、幅方向の鋳型熱流束差が大きい場合や鋳造方向の鋳型熱流束の落差が大きいと、高熱流束側で縦割れ発生傾向がみられる。高熱流束下では、偏流等の外乱に対する鋳型熱流束の変動量、すなわち熱応力の変動量も増大すると推測される。したがって、高速鋳造下では、鋳型内流動制御が重要であると考えられる。

5. 結言

連続鋳造試験機を用いて高速鋳造技術開発を実施し、最大5.0m/minの安定鋳造技術を確立した。高速鋳造時の鋳型内潤滑、伝熱挙動について、以下の知見を得た。

(1) 低炭素鋼5.0m/minの高速鋳造下において、従来、安

定潤滑目標とされている 0.3kg/m^2 よりも少ない $0.1\sim 0.2\text{kg/m}^2$ のパウダー消費量で、安定鑄造が可能であることを確認した。

(2) 鑄片表面縦割れの発生は、鑄型熱流束の値と関連づけられ、低炭素鋼、中炭素鋼それぞれについて、縦割れ発生が顕著化する熱流束があることが認められた。縦割れの防止には、その値以下に鑄型熱流束を抑制することが有効であることを立証した。

(3) パウダー物性により鑄型熱流束の制御が可能であり、パウダーの塩基度の増加、また中炭素鋼では ZrO_2 の添加によって緩冷却化パウダーを得ることができた。

(4) 鑄型と鑄片間のパウダーフィルム厚の解析からパウダー消費量に及ぼす鑄型振動条件の影響を定式化した。

記号

a_1	: 鑄型振動波形のフーリエ級数展開後の各項の係数
d_f	: パウダーフィルム厚
E	: ヤング率
g	: 重力加速度
h	: 物体表面からの熱伝達率
k	: 凝固シェルの熱伝導率
L	: 代表長さ(凝固シェル厚の $1/2$ 厚)
P	: 鑄型-鑄片間の間隙の圧力
Q	: パウダー消費量(kg/m^2)
q	: 鑄型内の局所熱流束
S	: 鑄型振動の振動ストローク($=2 \cdot S_0$) (mm)
S_0	: 鑄型振動の振幅
T	: 温度
T_m	: モールドパウダーの融点($^{\circ}\text{C}$)
T_s	: 溶鋼温度
T_w	: 表面温度
t	: 時間

t_f	: 鑄型振動における1サイクルに要する時間(s)
t_p	: ポジティブストリップ時間(s)
u	: 液体パウダーフィルムの速度
V_c	: 鑄造速度(m/min)
Y	: 鑄型変位
μ	: モールドパウダーの粘度
ν	: ポアソン比
ρ	: モールドパウダーの密度
ρ_{Fe}	: 溶鋼の密度
$\Delta\rho$: 溶鋼とモールドパウダーの密度差
ω	: 鑄型振動の角周波数($=2\pi f$)

文 献

- 鈴木幹雄, 宮原 忍, 北川 融, 内田繁孝, 森 孝志, 沖本一生: 鉄と鋼, **78** (1992), 113.
- 近藤克巳, 原 賢一, 木村秀明, 岡崎照夫, 澤田泰志: 材料とプロセス, **5** (1992), 315.
- 中森幸夫, 藤懸洋一, 常盤憲司, 片岡冬里, 常岡 聡, 三隅秀幸: 鉄と鋼, **70** (1984), 1262.
- 水上秀昭, 北川 融, 川上公成: 鉄と鋼, **70** (1984), S151.
- 安中弘行, 谷口一幸, 小北雅彦, 井上 健: 鉄と鋼, **80** (1984), 717.
- 高輪武志, 高本 勉, 大橋保威, 岡寄 卓, 吉原正裕, 小出優和: 鉄と鋼, **75** (1989), 275.
- M.R.Ozgu, D.N.Rego, T.J.Conarty, E.G.Bauer and J.F.McDermott: Proc. of Steel-Making Cof., ISS, Warrendale, (1990), 221.
- W.A.Tony: Iron Steelmaker, **17** (1990) Jan., 22.
- M.Kolakowski: 1st European Conf. on Continuous Casting, (1991), 23.
- S.Selldin, T.Thoren, A.Flick, K.Engel and G.Holleis: Proc. of Electric Furnace Conf., ISS, Warrendale, (1989), 79.
- F.K.Iverson and K.Busse: Metallurgical Plant Technology International, Verlag Stahleisen, Dusseldorf, **14** (1991)1, 40; 51.
- 舟之川洋, 和田 勉, 森 孝志: 材料とプロセス, **1** (1988), 140.
- 長野 裕, 竹内栄一: 材料とプロセス, **1** (1988), 146.
- 川本正幸, 中島敬治, 金沢 敬, 中井 健: 鉄と鋼, **80** (1994), 219.
- 竹内洋一郎: 熱応力増補改訂第3版, 日新出版, 東京, (1981), 11.