

(討5) 連続鋳造の Powder Casting におけるオッシレーションマークの形成と問題点

住友金属工業 中央技術研究所 ○荒木泰治 杉谷泰夫

1 緒 言

連続鋳造により作られる鋳片は従来の鋼塊に比して比表面積が大であること、および最終成品に至る圧延比が小さいことから鋳片の表面欠陥の防止は最も重要な課題の一つである。しかも鋳片の冷却が強いことは凝固時の僅かな欠陥がその後拡大する恐れも十分大きい。したがって連続鋳造では鋳片の表面肌改善を目的として鋳込時に粉末被覆剤により湯面と凝固シエルを保護する方法がとられ、これは従来の油による油滑を目的とした Oil Casting に対して Powder Casting と呼ばれている。しかし一方、このパウダーの品質を誤るとかえって割れ等の欠陥を起したり、オッシレーションマークが甚しくなったりするといわれる^{1)~3)} 本報告では以上の観点から表面欠陥の素因の一つとしてオッシレーションマークをとりあげ、凝固現象と関連した Powder Casting における 2, 3 の問題点を指摘する。

2 オッシレーションマークにおよぼすパウダー物性の影響

2.1. 実験方法：鋳込実験に使用した装置は 240 mm φ の水冷銅型で鋳込長さ 2.7 m の半連続式鋳込設備である。鋼種は C: 0.11~0.13%, Si: 0.33~0.35, Mn: 0.39~0.41% の Si キルド鋼で取鍋からタンデイスユを経て、溶融石英の浸漬ノズルにより注入した。引抜速度は約 750 mm/min とし、オッシレーションは油圧により振幅 1.3 mm, 下降速度を 750 mm/min とし、上昇速度をその 3 倍とする三角波形をとった。調査した鋳片表面は鋳込条件の安定している鋳片中間部の約 1 m 長さをとった。

2.2 供試パウダーの物性：パウダーの具備すべき特性は実際操業において多くの要素が考えられる。それには Ⅰ) 粉末状態での特性、Ⅱ) 溶融過程での特性、Ⅲ) 溶融層の特性があり、これらの中でも幾多の性質をあげることができる。いまオッシレーションマークへの影響を考えると、鋳型内容鋼のメニスカス近傍が問題となる。そこでは鋳型-溶鋼間に溶融層の流入があり、鋳型壁においてはその溶融スラグの固化が行なわれようとしている。その意味から本研究ではパウダー物性としてまずパウダーの融点と溶融スラグの粘度の二つに着目して検討を行なった。

供試パウダーの組成は基本的には市販パウダーと同様 $\text{SiO}_2\text{-CaO-Al}_2\text{O}_3$ 系とし、物性を変化させるために酸性度、アルカリ成分を変化し、また硼砂を添加したものがある。供試パウダーは融点を 3 段階にとり、各融点のパウダーについて溶融状態の粘度を 2~4 段階に変化した。これら供試材の溶融温度と 1300°C における粘度を示すと図 1 のとおりである。

2.3 実験結果：各物性のパウダーを使用した鋳片と比較のために Oil casting を行なった鋳片をつかって表面の状態を比較した。その結果オッシレーションマークにはパウダー粘度の影響が明らかに認められた。すなわち、高粘度パウダーのものはマークは非常に軽微であるが上から下へ垂れ下った状態を示し、横方向に波立った部分が見られる。一方低粘度の場合にはマークは明瞭な規則性がなくなり、凹みは非常に深くなる。

中粘度パウダーでは凹みは高粘度の場合より深い

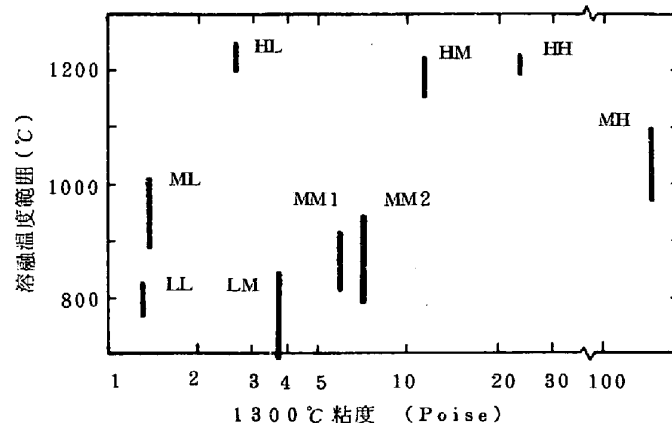
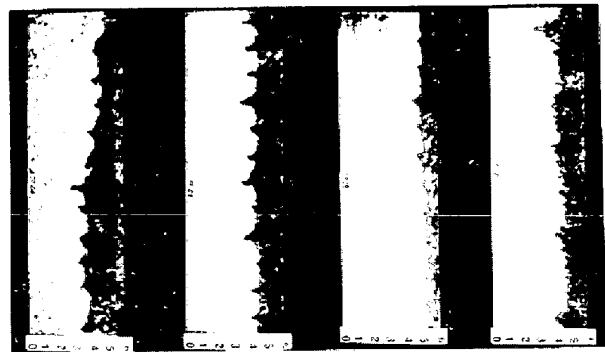


図 1. 供試パウダーの物性

が丸みを有し、非常に規則的な直線上のマークが形成された。高粘度パウダーでは凹みは少ないが casting 時の観察によっても溶鋼メニスカスと鑄型壁の間の潤滑は十分でなく、Sticking 現象が起っている。これが前記の波打ちの原因と考えられる。鑄片表面を 1/10 の勾配で切削し、表面の凹凸を調べると写真 1 に示すとおりである。この写真から上述の凹み形状の状態をよく知ることができよう。なお Oil を使用した場合にはほとんどオッシレーションマークが観察できず、湯じわ状のものが全面に認められる程度であった。以上のことから適正なオッシレーションマークを得るためにはパウダーの粘度が適正でなければならず、それは引抜速度が 750 mm/min の場合 1300 °C で 5~10 Poise である。なお適性粘度は勿論引抜速度によって定まり、後述のように高速引抜の場合は適正粘度は高い方向になる。



パウダー LL MM-2 MH oil cast
写真 1. パウダー物性とオッシレーションマーク形状

3 オッシレーションマークの形成機構

オッシレーションマークの形成機構はこれまで Savage⁴⁾ は鑄型上昇時に引きあげられた溶鋼が凝固することにより、再び下降してきた時にかぶさりを生じることによって説明している。この機構は Oil Casting 時潤滑が不良の場合の機構として妥当なものと考えられるが、Powder Casting の場合には鑄型と鑄片間にスラグの流入があり、しかも上述のように潤滑作用として良好な低粘度パウダーの場合に凹みが深くなることなどを説明することはできない。そこで Powder Casting におけるこの機構は図 2 に示すように考えられる。すなわち、鑄片-鑄型間のスラグは鑄型の上昇時に引き上げられ、この引き上げられたスラグは溶鋼メニスカスの形を変形することによってメニスカス部に溜りを作る。ついで鑄型が下降するがその際も鑄片との相対速度は鑄型が上昇する方向であるため、スラグの溜りはそのままの状態溶鋼が上にかぶさることになる。こう考えると低粘度パウダーの場合には鑄型-鑄片間のスラグ層が厚くなるので押し上げられる量も多く、それだけ凹みが深く、また不規則になりやすい。一方粘度が高すぎる場合にはスラグによる潤滑が不十分となり、その時は Savage の機構があてはまることになる。Powder Casting 時にその機構が加わるとマークの部分にパウダーのかみこみを生じやすく次章で述べるノロ噛みの原因となりうる。以上の考察によりオッシレーションマークを軽減し、良好な鑄肌を得るためには鑄型-鑄片間に潤滑に十分な、できるだけ薄い被膜を作ることが望ましい。

そのためには引抜速度に応じた適性な粘度を有するパウダーを選択する必要がある。また今回は実験対象とはしなかったが、薄い被膜を作るという点では溶鋼-スラグ間の界面張力を小さくし、メニスカスの曲率半径を小さくすることが望ましく、その方向での検討も今後必要とされる。

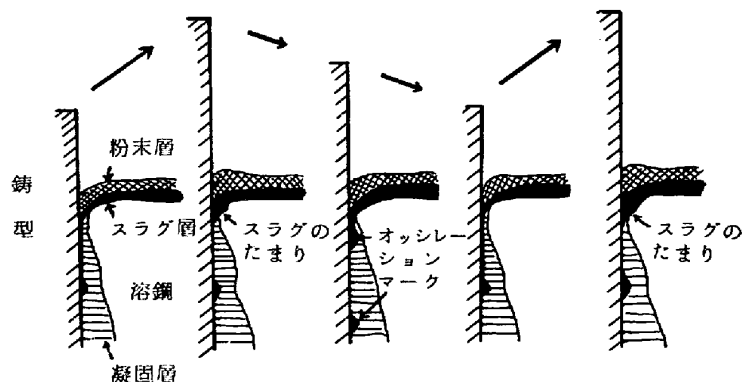


図 2. Powder Casting 時のオッシレーションマーク形成図

4 powder Casting における表面欠陥と凝固特性

4.1 ノロ噛みとピンホール

小倉製鉄所の連铸機は 110mmφ 铸片を 2.3~3.0m/min の引抜速度で铸込んでいるが、高速引抜のためスカムや気泡のかみこみが生じやすい。そこで粘度の異なるパウダーによってその効果を調査した。供試パウダーは融点が 900~1100°C の低いもので粘度は 1300°C で (A) 4.2, (B) 3.0, (C) 1.7 Poise に変化した。その結果 Oil Casting ではピンホールがほぼ無差別に発生するのに対して粘度の高めのパウダーを使用するとノロ噛みやピンホールがオッシレーションマークの直下に発生しているのが認められた。その一例を写真 2 に示す。

これに対して粘度の低い (C) のものではほとんどピンホールが見られず、表面下 1mm の面で 110mm 当りのピンホール個数は Oil Casting が 4.8 に対してパウダー (C) の铸片は 0.2 と良好であった。このことからパウダーの物性を適性に選ぶことにより表面欠陥を防止することが可能であり、それは上述のオッシレーションマークの形成機構と関連して考えるべきものであることを示唆している。

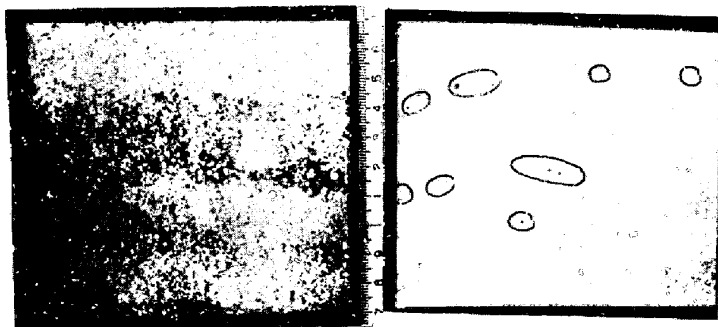


写真 2. 110mmφ 铸片のノロ噛み(左)とピンホール(右)

4.2 SUS 24 スラブに発生する Hard Spot

SUS 24 (18% Cr ステンレス鋼) は割れ感受性が大きいいため連続铸造の困難な鋼種の一つである。和歌山製鉄所ではパウダー品質、冷却法の改善によりこの铸込技術の確立を行なってきたが、プレーナー切削を行なう場合表面で部分的に硬度の高い所があり問題となった。この部分は表面を酸洗すると写真 3 に示すように黒くあらわれ、それは巾方向に長く分布している。

この黒い部分はオッシレーションマークの谷部にあり、それが铸片の下降方向と逆にひっかかれたように伸ばされている。表面硬度はショアーで黒い部分が 41~61, 正常部が 24~32 である。この硬い部分を Hard Spot と呼んでいるがこれを顕微鏡にて観察するとオッシレーションマークの谷の片側の部分に強い滲炭が認められた。

Hard Spot の発生条件について調査するとつぎのようなことが判明した。まず Hard Spot の発生している部分のオッシレーションマークの間隔は一般に広がっており、発生の停止した所からその間隔が急に小さくなっている。その状況の一例を図示すると図 3 のようになる。いまオッシレーションの振巾を L , 引抜速度を V , 平均ストリップ率 (サインカーブ) を α とすると、铸型の平均速度は $(1+\alpha)V$ で周期は $2L/(1+\alpha)V$ となる。いま 1 サイクル中の平均湯面上昇速度を v とすると、1 サイクル中に形成される凝固シェルの長さ、すなわちオッシレーションマーク間隔 (D) は

$$D = \frac{2L}{(1+\alpha)} \left(1 + \frac{v}{V}\right) \quad \dots\dots (1)$$

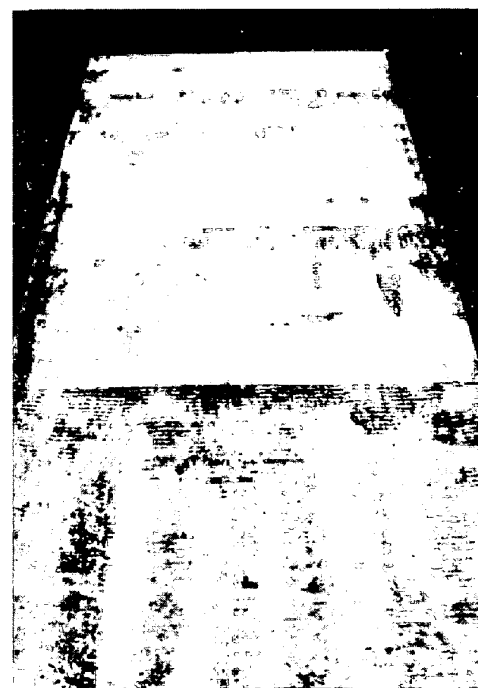


写真 3. Hard Spot 発生状況

であらわされる。(1)式から求めた湯面上昇速度を図3の右縦軸に示す。これによりHard Spotは湯面が上昇する時に発生しはじめ、湯面が低下しはじめると直ちに消滅することが明らかである。写真3でHard Spotの消滅が巾方向でほとんど同時に起っていることがわかる。

以上の事実を基にHard Spotの発生機構を考える。この部分は上述のように滲炭されており、この炭素源はパウダー以外にはない。もし鑄型-鑄片間にスラグとともに炭素が存在すると上述の機構により鑄型上昇時に押し上

げられ、オッシレーションマークの谷へ集められ、その部分で滲炭が起るであろう。しかし、熔融スラグには炭素はほとんど溶解しないためパウダーの熔融時にパウダー中の炭素分は放出されスラグ上部に集められる。したがって通常の鑄込時には鑄型-鑄片間に炭素分の浸入は非常に少ないが鑄込中鑄型内で湯面が上昇するとき、未熔融層と熔融層の間に排出された炭素濃化部を鑄型-鑄片間にまきこんで引抜かれることになる。図3で湯面の上昇が始まって暫くして滲炭がおこるのはこのためであり、一旦湯面が低下をはじめると炭素分がなくなり、その瞬間滲炭が停止することもよく理解できよう。なお、溶鋼が滲炭を受けると、その部分の融点下る。Hard Spot部に上へ向ってすりかき傷がみられるのはその部分が融点の低いために凝固の遅れを生じ、鑄型上昇時にパウダーによってつけられた傷と考えられる。このHard Spotの防止対策としては勿論パウダー中の炭素分を減少させることであるが、配合炭素分を5%、2%、0%とした場合のHard Spot発生面積率はそれぞれ2.24、8.6、2.3%となり明らかな効果が認められた。

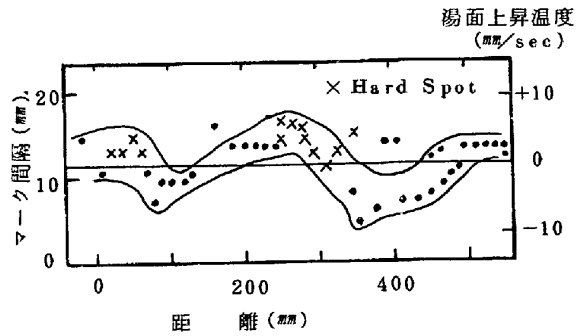


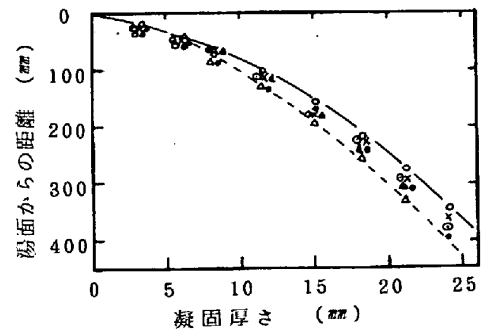
図3. オッシレーションマーク間隔とHard Spot

4.3 Powder Castingにおける凝固速度

Powder Castingでは前述のように鑄型-鑄片間にスラグ層が存在するため、その層の厚さによって鑄片の凝固速度に変化を与えることが考えられる。そこで伝熱計算によってパウダー厚さを変えた場合の凝固厚さにおよぼす影響を検討した。その結果、スラグ層の厚さが0~0.5mmに変化した場合に図4に示すようになった。これによると0.5mmのスラグ層の存在で10~20%凝固厚さが薄くなることになる。この値は鑄型-鑄片間に空隙のできる位置が湯面から100mmの場合と400mmの場合との差よりは相当大的な値である。240mm中の実験用鑄片でブレイクアウトさせた鑄片のシェルを観察するとオッシレーションマークの谷の部分は内面でも凹みを有し、ここがスラグの溜りによって凝固が遅れたことを明らかに物語る。このような凝固の違いは鑄片の割れの素因あるいは誘因となるためPowder Castingの一つの問題点である。

5 結 言

連鑄においてパウダーの品質は鑄片の初期凝固条件と密接な関係有している。本報告はそれが表面肌改善の重要な要素であることを指摘し、今後の連鑄技術向上の参考に供したい。



Symbol	Distance from Molten Surface (mm)	Slag Layer Thickness (mm)
○	200	0
⊙		0.1
●		0.25
●	100	0.1
▲		0.5
×	400	0.1

図4. 凝固厚さにおよぼすパウダーの影響

- 1) D.Springorum : Steel times(1969)Nov.P.727
- 2) I.Earnshaw : Elec.Fur Conf.Proc.(1966)P.41
- 3) W.C.K.Baemer : J.I.S.I.(1970)P.18
- 4) J.Savage : Iron & Coal(1961)P.787