

# 鉛含有はだ焼鋼鑄片の表面疵改善

大場 康英\*・高須 一郎\*・北出 真一\*<sup>2</sup>・下口 晴之\*<sup>3</sup>

The Improvement of Surface Cracks on Leaded Free-cutting Steel Bloom

Yasuhide OHBA, Ichiro TAKASU, Shinichi KITADE and Haruyuki SHIMOGUCHI

**Synopsis :** This study was carried out in order to prevent surface cracks on continuous cast of leaded free-cutting steel. As the leaded steel is likely to suffer from surface cracks, prevention of the cracks is necessary for higher reliability of products. The majority of surface cracks of billets of this steel were found out to be bloom cracks originated due to not uniform cooling at the initial solidification of bloom. Consequently, this improvement of bloom surface cracks is important for the decrease of surface cracks of billets of this steel.

From the view point of the uniform initial solidification near meniscus, mold powder was optimized. Three types of mold powder with different viscosity and different carbon content were evaluated through commercial production processes. Uniform initial solidification was realized by use of the mold powder with higher viscosity and higher carbon content. Consequently, surface cracks of the blooms cast continuously and the rolled billets were decreased.

**Key words:** mold powder; surface crack; leaded free-cutting steel; continuous casting; meniscus; heat flux; viscosity; carbon; heat insulation; oscillation mark; slip phenomenon.

## 1. 緒言

鉛を含有する鉛快削鋼（以下、鉛含有鋼）では、鋼材疵が発生し易い<sup>1-3)</sup>ため、高品質化の観点から疵の防止が求められている。また、表面疵の防止は、歩留まり向上によるエネルギー原単位の低減等の環境的側面やコスト低減、および生産性向上の点で重要な課題である。昨今の環境意識の高まりから鉛含有鋼適用材の非鉛含有鋼化が進む方向ではあるが、鉛含有鋼は機械的性質の低下が小さいことや切り屑処理性に極めて優れている<sup>4)</sup>などの優れた特性を有することからしばらくは使われる状況にある。表面疵の防止を図るには、まず製造工程内での発生位置を特定することが重要であり、その上で表面疵の発生メカニズムを明らかにして的確な対策を採ることになる。当社でのこれまでの調査<sup>5,6)</sup>より、鉛含有鋼の鋼片および製品で検出された表面疵の大部分が鑄片段階の割れ疵を起源として発生していたことが分かっており、鉛含有鋼の表面疵低減には鑄片での疵低減・防止が重要である。

本報では、鑄片疵防止のため、連続鑄造モールド（鑄型）内メニスカス近傍の現象に着目し、モールドパウダーの適正化を図った。物性の異なる種々のモールドパウダーを用いて実機鑄造テストを行い、鑄片表面性状および圧延鋼片の表面品質に与える影響について比較・検討した。

## 2. 従来の知見（鉛含有鋼の表面疵）

Fig. 1に、圧延鋼片の表面品質をL1鋼(Pb%=0.04~0.09)とL2鋼(Pb%=0.10~0.30)、比較材としてクロム鋼（はだ焼SCR鋼）について示す。横軸には、1ヒートあたりの鋼片疵指数を示し、縦軸には、ヒート数の相対度数を示した。鋼片表面疵は、鉛含有量の増加に伴って増加する傾向が認められる。鋼片疵の発生頻度は、冷却、加熱、圧延等、鑄造→圧延工程における操業条件の様々なばらつき積み重ねに起因して変動すると考えられるが、鉛含有量の増加は、これら操業条件のばらつき以上に疵発生頻度に与える

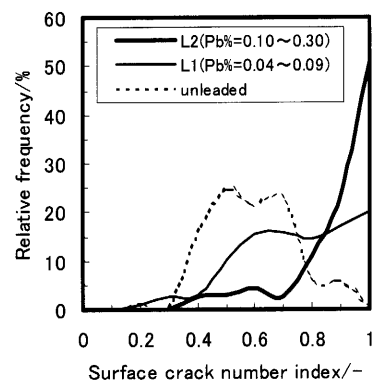


Fig. 1. Distribution of number of surface cracks on billet.

平成 18 年 2 月 1 日受付 平成 18 年 3 月 14 日受理 (Received on Feb. 1, 2006; Accepted on Mar. 14, 2006)

\* 山陽特殊製鋼（株）研究・開発センタープロセス開発グループ (Process Development Group, Research & Development Center, Sanyo Special Steel Co., Ltd., 3007 Nakashima Shikama-ku Himeji-shi 672-8677)

\* 2 山陽特殊製鋼（株）製鋼部鑄造課 (Casting Section, Steelmaking Department, Sanyo Special Steel Co., Ltd.)

\* 3 山陽特殊製鋼（株）技術管理部品質保証室品質保証グループ (Quality Assurance Group, Technical Administration Department, Sanyo Special Steel Co., Ltd.)

影響が大きいことを示している。

製品検査で検出された、鉛含有鋼の代表的な表面疵近傍には、1473K以上で生成したと推定される平均粒子半径0.24  $\mu\text{m}$ の粒状酸化物<sup>5,6)</sup>が生成しており、当社製造工程の熱履歴と比較すると、1473K以上の雰囲気温度となるのは、鋼片圧延前の鑄片加熱炉だけであった。これより、鉛含有鋼の表面疵は、鑄片加熱炉装入前の鑄片に発生していた割れ疵を起源として発生したと考えられた<sup>5,6)</sup>。平均粒子半径0.24  $\mu\text{m}$ の粒状酸化物を伴う表面疵が、加熱炉装入前の鑄片に発生していた割れ疵を起源とすることを確認するため、鑄片→鋼片→製品とテスト圧延を行い、鑄片割れ疵を追跡調査した。テスト圧延して得られた製品で認められた、鑄片割れ疵を起源とした表面疵近傍に生成していた粒状酸化物の平均粒子半径は、製品検査で検出された表面疵と同じ0.24  $\mu\text{m}$ であったとともに、それぞれの粒子半径分布はほぼ一致した<sup>5,6)</sup>。以上より、鉛含有鋼の表面疵は、鑄片割れ疵を起源とする疵が大部分であるとの結論を得た。一方、鉛含有鋼鑄片の割れ疵は、割れ疵近傍に生成していた粒状酸化物の平均粒子半径より、1473K以上で生成したと推定された。これより、鑄片割れ疵はモールド内での初期凝固に起因して発生したと考えられた。

Fig. 2に、メニスカス位置のモールド銅板内に埋設した熱電対による、鑄造時の銅板温度測定結果<sup>5)</sup>を示す。銅板の温度変動は、鉛含有鋼鑄造時の方が非鉛含有鋼鑄造時と比較して大きく、このことから鉛含有鋼鑄造時の抜熱が不均一であったことが分かる。

鉛含有鋼鑄片に割れ疵が発生しやすい要因として、鉛の含有によって凝固シェル強度が低下し、割れ感受性が高くなる<sup>1)</sup>ことに加え、鉛は蒸気圧が高い<sup>7)</sup>ため溶鋼表面からの蒸発が起こりやすく、このときの吸熱反応で溶鋼表面温

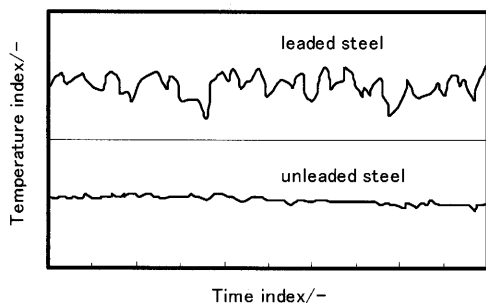


Fig. 2. Mold temperature history.

度の低下およびメニスカスの不均一冷却が引き起こされ、シェルの成長が不均一となりやすいことが考えられる。

Okushimaら<sup>1)</sup>は、鉛快削鋼(AISI 10L45)や硫黄複合鉛快削鋼(AISI 12L14)鑄造中にモールド内の溶鋼中から発生する鉛ヒュームによって溶融パウダーの粘度が増加し、初期凝固シェル-モールド銅板間の潤滑不良を招くことが鉛含有鋼の鑄片縦割れの発生原因であり、その防止には低粘度パウダーを用いることが有効としている。一方、Isobeら<sup>2,3)</sup>は、硫黄複合鉛快削鋼(AISI 12L14)鑄造時の溶融パウダー中への鉛(PbO)のピックアップは、最大0.005 mass%程度とパウダー粘度に与える影響はほとんど無く、むしろMnOのピックアップによる粘度低下が大きいと、パウダーの高粘度化による潤滑性の確保<sup>2)</sup>や、高塩基度、高凝固点化による初期凝固シェルの緩冷却化<sup>3)</sup>が有効としている。

### 3. 実験方法

#### 3.1 鉛含有鋼用モールドパウダーの設計

鑄片割れ疵の防止を図るため、種々の要因の中から鋼が凝固する最初の過程である、連続鑄造モールド内メニスカス近傍の現象に着目した。連続鑄造時のモールド内における鑄片表面欠陥の発生に対し、次の四つの要因を挙げることができる。

- 1) パウダー潤滑
- 2) モールドオシレーション (鑄型振動)
- 3) 溶鋼物性
- 4) モールド構造

上記四つの因子は、表面欠陥の防止上いずれも極めて重要であるが、1)のパウダー潤滑に視点を合わせ、モールドパウダーの適正化を図った。鑄片割れ疵の防止には、モールド内メニスカス近傍における鑄片初期凝固シェルの均一成長が重要<sup>8,9)</sup>であり、そのためにはメニスカス部での均一抜熱化が不可欠<sup>10)</sup>である。均一抜熱を阻害する鉛含有鋼鑄造時特有の問題は、前述したように様々考えられるが、今回、狙いの異なる3種類のモールドパウダーを用いて実機鑄造テストを行った。Table 1に、モールドパウダー物性値を示す。モールドパウダーBを基準として、モールドパウダーAは高粘度化、モールドパウダーCは低粘度化した。以下にパウダーAおよびパウダーCの設計思想につ

Table 1. Properties of mold powders.

|          | Viscosity at 1573K<br>[Pa·s] | Solidification<br>temperature<br>[°C] | T. C*<br>[%] | CaO/SiO <sub>2</sub><br>[-] |
|----------|------------------------------|---------------------------------------|--------------|-----------------------------|
| Powder A | 2.40                         | 1100                                  | 7.0          | 0.61                        |
| Powder B | 0.40                         | 1110                                  | 4.9          | 0.70                        |
| Powder C | 0.14                         | 1120                                  | 4.4          | 0.85                        |

\* Total carbon

いて述べる。

### 3.1.1 モールドパウダーA：メニスカス近傍における保温性向上

Fig. 3に、鉛含有鋼鍍片の外観を示す。連続铸造鍍片の表面には、铸造条件に応じたオシレーションマーク(OSM)が生成する<sup>11-13)</sup>。OSMは、モールド内メニスカス部で、初期凝固シェル先端部で生成するため、山部や谷部の途切れや直線でないというような乱れの有無は、モールドパウダーの均一流入および初期凝固シェルの均一成長状態<sup>14)</sup>を判断する目安となる。Fig. 3より、OSMは横に一直線ではなく、下に凸の形状で生成しており、図中②と③の間で縦割れが発生していた。これまでの調査より、このようなOSM乱れの発生頻度は、非鉛含有鋼に比較して、鉛含有鋼の方が高かった。Fig. 3に示した①~③の部位におけるOSM断面凝固組織を、それぞれFig. 4に示す。OSM断面の凝固組織は、切断部位によって爪状組織<sup>11)</sup>に違いが認められ、OSMが下に凸となっていた部位(Fig. 4-C)の爪状組織は、他の部位よりも深かった。深い爪状組織の生成は、メニスカス直上における抜熱が大きく、凝固開始位置がモールド壁からより離れた位置に移るためと考えられる<sup>15)</sup>ことから、爪状組織の形状の違いはFig. 4-A)~C)の部位で不均一冷却が生じたことを示しており、これによってシェルの不均一成長および鍍片縦割れの発生に繋がったと考えられる。前述したように、鉛含有鋼铸造時特有の問題として、溶鋼表面からの鉛の蒸発によって溶鋼-パウダープール界面の保温性不足および抜熱不均一が引き起こされ、シェルの成長が不均一となりやすいことが考えられる。以上より、モールドパウダーAでは、モールド内メニスカス近傍における保温性向上を狙い、パウダー中のカーボン増量によって燃焼発熱反応を増大<sup>16)</sup>させ、高粘度化によって対流伝熱低減<sup>17)</sup>およびモールドパウダー消費量抑制による抜熱減少<sup>18)</sup>を図った。さらに、高粘度化によってパウダーの不均一流入を抑制<sup>19)</sup>し、シェルの均一抜熱化を指向した。しかし、安定铸造性の観点から、粘度が高くなるとパウダーの流入量が減少して潤滑が不十分となり、拘束性ブレークアウト(B.O)に繋がる恐れがある。これに対しては、低塩基化によってガラス性を高め<sup>20)</sup>、結晶を析出しにくくすることでスラグリムの生成を抑制した。また、粘度の高いフィルムは破断しにくく<sup>19)</sup>、さらに結晶が析出しにくいことで液体潤滑状態を持続させ、初期凝固シェル-モールド銅板間の潤滑性を確保した。

### 3.1.2 モールドパウダーC：溶鋼-パウダープール界面の濃化鉛除去

鉛含有鋼の鍍片表面欠陥発生要因として、铸造時に溶鋼中から発生する鉛によって溶融パウダーの粘度が増加し、初期凝固シェル-モールド銅板間の潤滑不良を招く<sup>1)</sup>ことや、溶鋼-パウダープール界面に濃化した鉛によってメニスカス近傍の抜熱が乱され、初期凝固シェルの不均一成

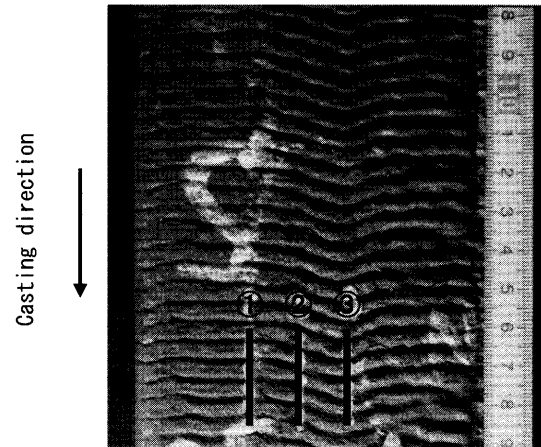


Fig. 3. Appearance of bloom surface.

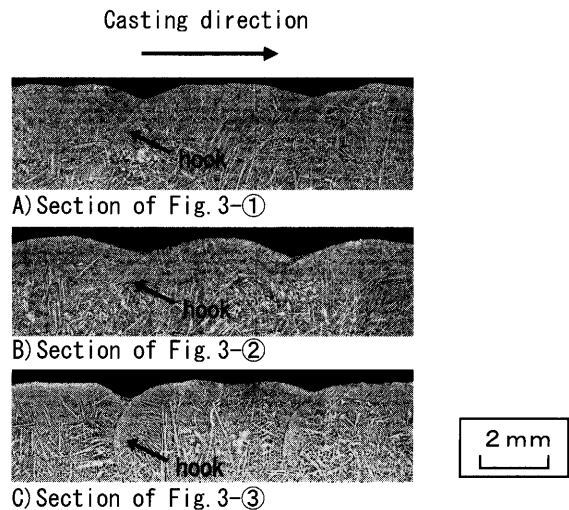


Fig. 4. Solidification structure in the vicinity of oscillation marks.

が引き起こされることが考えられる。モールドパウダーCでは、溶鋼-パウダープール界面に濃化した鉛を流入パウダーによって速やかに取り除くことを狙い、低粘度化によってパウダーの流入速度向上を指向した。また、初期凝固シェル-モールド銅板間の摩擦が大きいと鍍片欠陥が発生しやすい<sup>21)</sup>ことから、低粘度化によってパウダー流入量を増やし、摩擦低減を図った。

モールドパウダーA~Cの設計方針をまとめてFig. 5に示す。

### 3.2 铸造条件

Table 1に示した3種類のモールドパウダーを用いて実機铸造テストを行った。供試材の化学成分をTable 2に示す。供試材は、SCR鉛快削鋼である。供試材の铸造条件および当社連続機の主仕様をTable 3に示す。テストは、3つのストランド全てでパウダーBをフロントパウダーとして用いて連々を開始した後、3つのストランドにA~C各パウダーを用いて铸造し、全铸造時間(T)の半分(T/2)で全ストランドモールドパウダーBに切り替えた。

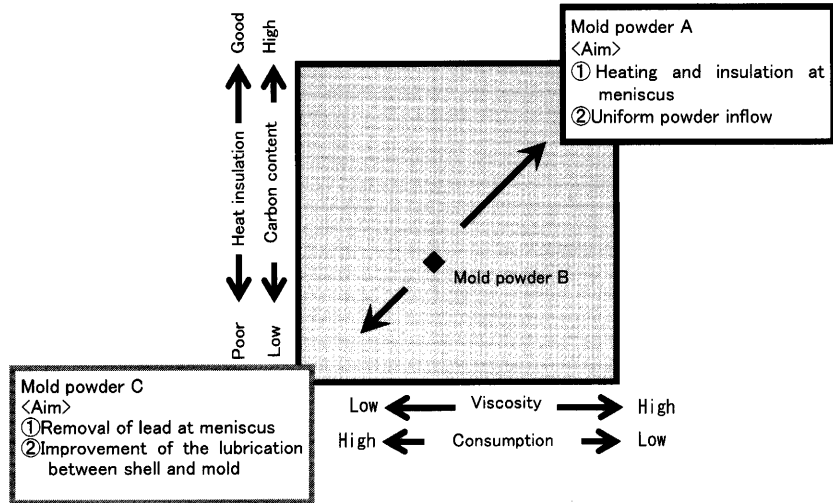


Fig. 5. Design policy of mold powder.

Table 2. Chemical composition of the specimen (mass%).

| C    | Si   | Mn   | Cr   | Pb    |
|------|------|------|------|-------|
| 0.22 | 0.30 | 0.86 | 1.20 | 0.067 |

Table 3. Casting test conditions.

| Caster type           |              | Completely Vertical-type, 3-strand Bloom Caster |
|-----------------------|--------------|---|
| Bloom dimension       |              | 380mm × 490mm                                   |
| Casting speed [m/min] |              | 0.5   |
| Mold powder           | No. 1 strand | Powder A → Powder B                             |
|                       | No. 2 strand | Powder B  |
|                       | No. 3 strand | Powder C → Powder B                             |

3.3 モールド銅板の測温

モールドパウダーがモールド内抜熱に与える影響を評価するため、モールド銅板の測温を行った。鑄造中の銅板内の温度勾配を測定して熱流束を求めるため、Fig. 6およびFig. 7に示すように、モールド銅板内の長辺(490mm)側3ヶ所、短辺(380mm)側3ヶ所の計6ヶ所に、厚み方向に熱電対を2点埋設した。ただし、熱電対を取り付けたモールドは、Table 3のNo. 1 str.のみであったため、パウダーの違いによる熱流束の比較は、鑄造開始時のパウダーAと、切り替え後のパウダーBとで行った。測温データの記録は、デジタル記録計をパソコンに接続し、サンプリング周期0.2秒で行った。熱流束 $Q$ は、一次元伝熱と考えるとFig. 7のように表すことができ、式(1)で求められる<sup>22,23)</sup>。

$$Q = \frac{K}{d} (T_1 - T_2) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $K$ はモールド銅板の熱伝導率、 $T_1$ と $T_2$ はそれぞれ初期凝固シェル側のモールド銅板表面から13mmと17mmの位置の温度、 $T_m$ は初期凝固シェル側のモールド銅板表面の温度、 $d$ は熱電対2点間の距離である。

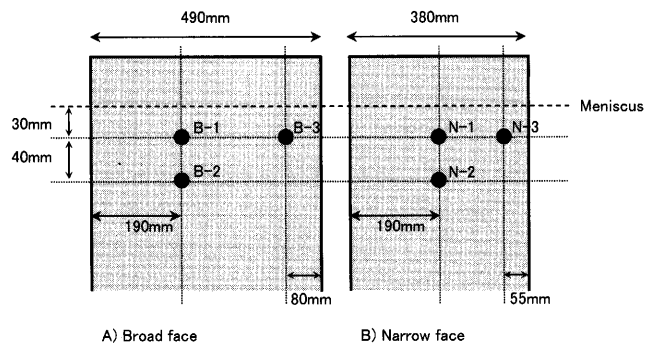


Fig. 6. Location of thermo-couples in mold plates.

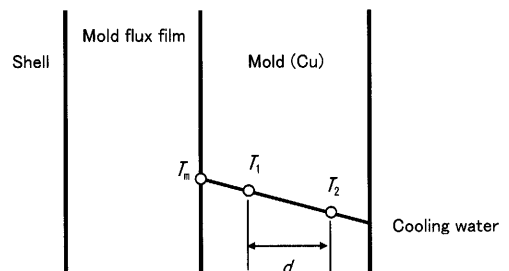


Fig. 7. Schematic diagram of the temperature distribution in the mold.

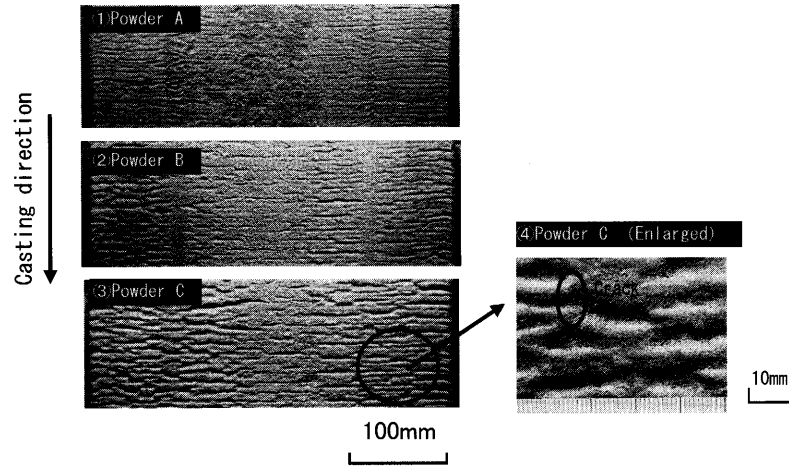


Fig. 8. Appearance of oscillation mark.

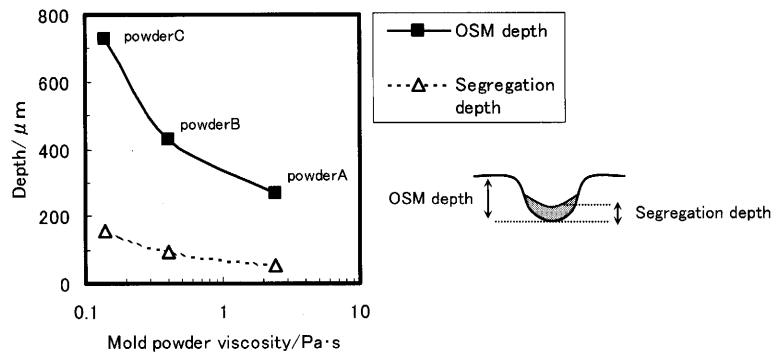


Fig. 9. Oscillation mark depth and segregation depth.

## 4. 実験結果

### 4.1 鑄片表面性状

Fig. 8に、各モールドパウダーを用いて鑄造した鑄片の外観を示す。パウダーBで鑄造した鑄片に比較して、粘度の高いパウダーAで鑄造した鑄片のOSMは直線状に整って生成していた。一方、粘度の低いパウダーCで鑄造した鑄片のOSMには、OSM間隔（ピッチ）および直線性共に乱れが見られ、Fig. 8-④に示したようにOSMの山部が途切れて不連続となった個所では長さ5mm程度の縦割れ疵が、OSM谷部には横割れ疵が多数認められた。OSMの山部が途切れて不連続となった部位はOSM谷部に相当し、OSM谷部はデプレッション<sup>24,25</sup>と同様に凝固遅れ部位であるため、鑄片表面に働く引張応力<sup>26</sup>によって割れ発生に至った<sup>8</sup>)と考えられる。

Fig. 9にOSM深さおよび溶鋼のオーバーフロー等によってOSM谷部に生成する偏析帯<sup>27,28</sup>厚みを、Fig.10にOSM谷部における爪状組織および偏析帯の発生頻度を示す。ここでOSM深さは、見かけ上の深さだけでなく偏析部分の厚みまでを加えた値<sup>28</sup>)とした。粘度の高いパウダーAで鑄造した鑄片のOSM深さは、パウダーBで鑄造した鑄片に比較して37%低減していたのに対し、粘度の低いパウ

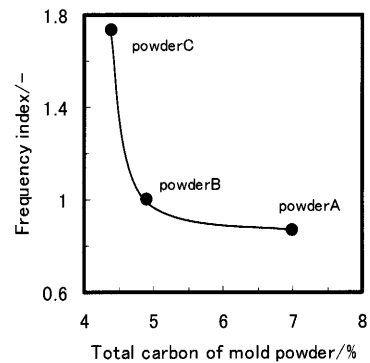


Fig. 10. Frequency of hooks and segregation in oscillation marks.

ダーCで鑄造した鑄片のOSM深さは、パウダーBで鑄造した鑄片に比較して70%増加していた。また、パウダーA鑄造材は、OSM谷部の偏析帯厚みが最も小さく、爪状組織および偏析帯の発生頻度も最も低かったことより、パウダーA鑄造時にはメニスカス部での保温性が良好で、最も初期凝固シェル<sup>29</sup>の均一冷却が達成できていたと考えられる。

Fig.11に、OSMの山部が途切れて不連続となった個所の数を示す。パウダーCで鑄造した鑄片のOSMが最も乱れており、粘度の高いパウダーAで鑄造した鑄片が最も良好

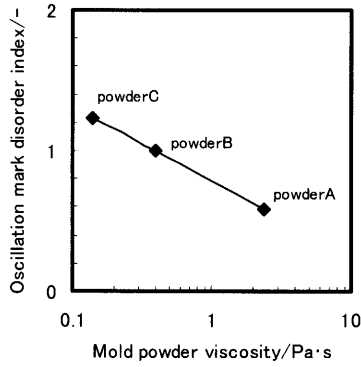


Fig. 11. Number of disordered parts in oscillation mark.

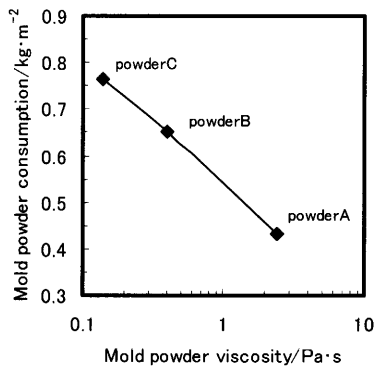


Fig. 12. Mold powder consumption.

であった。パウダーCで鑄造した鑄片は、OSM不連続個所の多くでFig. 8に示したような縦割れ疵が発生していたが、パウダーAで鑄造した鑄片では、そのような縦割れ疵は認められなかった。これは、パウダーAで鑄造した鑄片のOSM深さが小さかったため、不連続個所の凝固遅れの程度が小さく、割れ発生に至らなかったと推察される。

Fig.12に、各モールドパウダーの消費量を示す。パウダー消費量は、粘度の低いパウダーCが最も多く、パウダーの高粘度化と共に低減し、最も粘度の高いパウダーAはパウダーCの半分程度であった。Fig.13に、モールド銅板測温結果より算出した熱流束をモールド長辺面について示す。図中、B-1、B-2、B-3の記号は、Fig. 6に示した熱電対取り付け位置を意味している。熱流束は、長辺面の3ヶ所全てにおいてパウダーA鑄造時の方がパウダーB鑄造時よりも大きく、短辺面の3ヶ所(N-1~N-3)についても同様の結果であった。パウダーA鑄造時とパウダーB鑄造時の熱流束の差は、平均10%程度であった。これは、パウダーAは均一流入を指向して高粘度化したことと、低塩基度化によってガラス性を高めて結晶を析出しにくくしたため、パウダーBと比較して初期凝固シェル-モールド銅板間に流入するパウダーフィルムが薄くガラス状となり、モールドへの抜熱が大きくなったことを示していると考えられる。

以上より、鑄片表面性状は、パウダーAで鑄造した鑄片

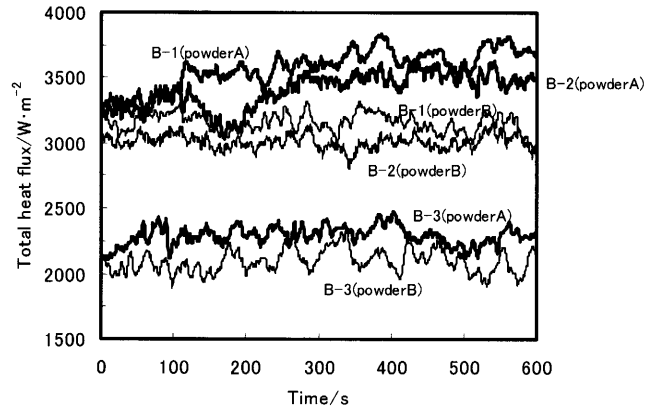


Fig. 13. Total heat flux during casting.

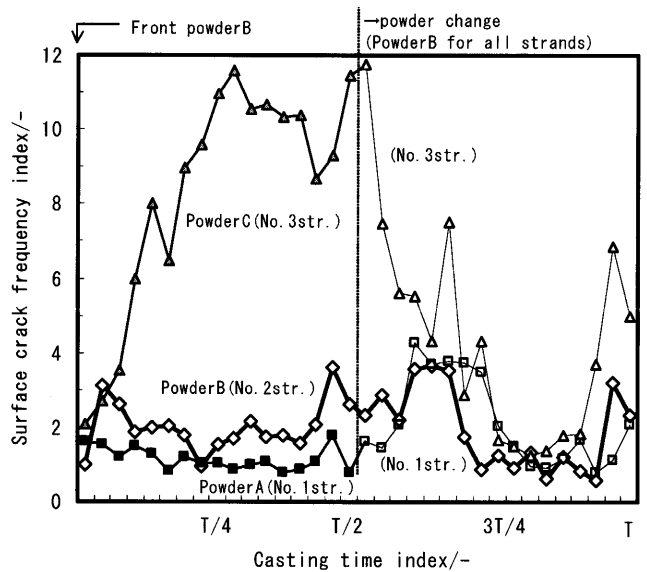


Fig. 14. Effect of powder type on billet surface cracks.

の表面疵が最も少なく良好であった。これは、パウダーの高粘度化およびカーボン増量によって均一流入性およびメニスカス近傍の保温性が向上し、初期凝固シェルの均一成長を促進できたためと考えられる。一方、パウダーCは、溶鋼-パウダープール界面に濃化した鉛を流入パウダーによって速やかに取り除くことを狙って粘度を低く設定したが、メニスカス周方向での不均一流入を招き、不均一凝固が助長されて鑄片割れ疵に繋がったと考えられた。

#### 4.2 鋼片表面性状

Fig.14に、各モールドパウダーを用いて鑄造した鑄片を圧延した鋼片の表面疵検査結果を示す。鑄造開始時、No. 1~No. 3ストランド(str.)間で疵個数にほとんど差が見られなかったのは、3つのストランド共にフロントパウダーとしてパウダーBを用いたことで、鑄片表面疵個数に差が生じなかったためと考えられる。パウダーCを用いたNo. 3 str.は、鑄造開始から鑄造時間T/4にかけて疵が増加していたが、これはフロントパウダーの影響によって抑えられていた疵が、影響が無くなった鑄造時間T/4以降、パウダー

C本来の疵レベルに収束したためと考えられる。これより、鑄造時間 $T/4$ 以降の疵成績で比較すると、パウダーAで鑄造した鑄片を圧延した鋼片（鋼片A）の表面疵個数は、パウダーBで鑄造した鑄片を圧延した鋼片（鋼片B）に比較してほぼ半減していた。一方、パウダーCで鑄造した鑄片を圧延した鋼片（鋼片C）の表面疵個数は、鋼片Bに比較して5倍以上であった。これら鋼片表面疵個数の結果は、鑄片表面疵個数の結果と一致した。鑄造時間 $T/2$ 経過時に、パウダーAを使用していたNo. 1 str. およびパウダーCを使用していたNo. 3 str. 共にパウダーBに切り替えたところ（No. 2 str. はパウダーBのまま）、No. 3 str. 材は、鑄造時間 $T/2$ 以降急激に鋼片疵個数が減少すると共に、No. 1 str. は、鑄造時間 $T/2$ 以降疵個数が増加した。その後、圧延材の疵個数は、鑄造時間 $3T/4$ から鑄造終了までNo. 1~No. 3 str. 間でほとんど差が認められなかった。これより、モールド内のパウダー切り替えは、鑄造時間 $T/2$ で開始してから鑄造時間 $3T/4$ で完了したと考えられる。以上より、鑄造開始から鑄造時間 $T/2$ までの鋼片表面疵個数の結果について、用いたモールドパウダーによって鑄片表面疵個数が変化し、圧延鋼片の疵個数に反映されたことが確認できた。

## 5. 考察

Fig. 8に示したように、パウダーCで鑄造した鑄片ではOSMの乱れが顕著であり、鑄片および圧延した鋼片共に表面疵が悪化していた。ここではOSM乱れの原因について考察する。乱れたOSMの特徴として以下の3点が挙げられる。

- ① 水平方向で途切れている
- ② OSM間隔（ピッチ）が大きい
- ③ OSMが深い

OSMの乱れは、モールド内メニスカス近傍でのパウダー流入の乱れを表している<sup>14)</sup>ことから、その発生機構としてはパウダー流入の過剰、初期凝固シェル-モールド銅板間の焼き付き、湯面変動、等が考えられる。このうち、パウダーCの消費量がパウダーAの2倍程度と多かったことおよび、OSMの乱れが局部的ではなく鑄片の全面に見られたことから、OSM乱れの原因は部分的な焼き付きや湯面変動ではなく、初期凝固シェル-モールド銅板間のパウダー流入過剰によると推察される。以下、その機構について述べる。

OSMは、モールド（鑄型）の振動1周期で1個生成される<sup>11-13)</sup>ことから、OSMピッチは経験的に $Vc/f$ の関係に従うことが知られている<sup>11)</sup>。ここで、 $Vc$ は鑄造速度、 $f$ は鑄型振動数である。Fig.15に、パウダーCで鑄造した鑄片のOSMピッチの分布を示す。テスト時の鑄型振動条件は、ネガティブストリップ率<sup>11-13)</sup>一定操業であったため、 $Vc/f$ は鑄造速度の変化に拘わらず常に4.8mm一定である。し

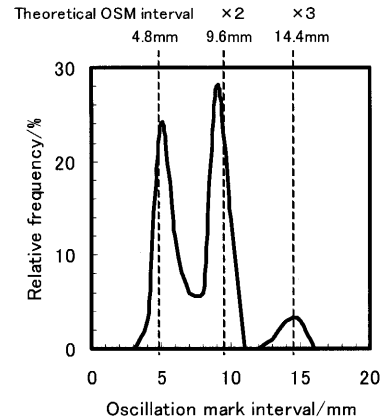


Fig. 15. The distribution of oscillation mark intervals. (Casted bloom by Powder C)

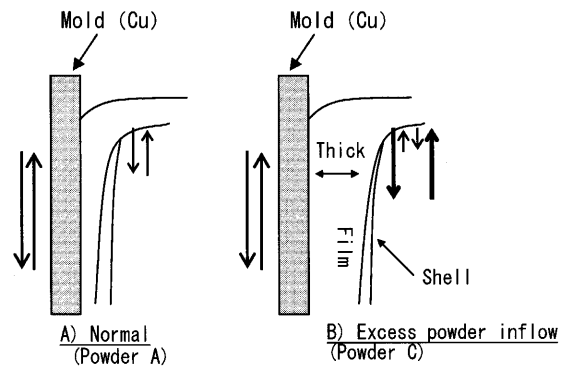


Fig. 16. The generation mechanism of disordered oscillation marks. (Slip phenomenon)

かし、パウダーCで鑄造した鑄片は、4.8mmよりも大きなピッチのOSMが多く、 $Vc/f$ の2倍程度、10mm近いピッチのOSMも多く観察された。OSMは、ネガティブストリップ時間に初期凝固シェルの先端部が溶鋼側に押し込まれることによって生成する<sup>11-13)</sup>ため、OSMのピッチが大きくなっていた部位では、ネガティブストリップ期にシェル先端部の変形が起こらなかったことを意味している。

Fig.16に、モールド内メニスカス近傍の模式図を示す。パウダー流入が過剰となった場合(Fig.16-B)、ネガティブストリップ期のモールドの下降によってパウダーフィルム内に発生したポジティブプレッシャーは、粘度が低く厚みの大きいパウダーフィルムのため、モールド周方向で同一時期に生成した初期凝固シェルの先端部に対して均一に働きにくくなると考えられる。このため、モールドが上下運動しているにも拘わらずシェル先端部の変形が起こらない部位が発生し、OSMが水平方向で途切れたように生成してしまうと考えられる。この現象を、モールドの運動と初期凝固シェルの変形のタイミングが一致しない（スリップしている）ことから、スリップ現象と呼ぶこととした。また、Fig.15より、OSMピッチの分布の極大が、ネガティブストリップ時期に相当する、 $Vc/f=4.8$ mmの整数倍(4.8mm, 9.6mm, 14.4mm)近傍であったことから、スリップ現

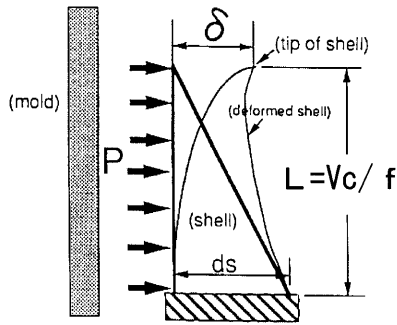


Fig. 17. Primary shell deformation model.<sup>30)</sup>

象が発生した部位のシェルも次回以降のネガティブストリップ期に変形し、OSMを生成していたことが分かる。

次に、乱れたOSMの特徴として挙げた、OSMが深い原因について考察する。今回の実験では、粘度の最も低いパウダーCで铸造した铸片のOSMが最も深かった。これは、前述したようにパウダーCで铸造した铸片では、スリップ現象によって通常よりも大きなピッチのOSMが主に生成していたことに原因があると考えられる。ピッチが2倍となると、三角梁等分布荷重モデル<sup>29)</sup>より、理論上OSM深さは10倍以上深くなる。式(2)に、シェル先端部のたわみ量  $\delta_{max}$ <sup>29)</sup>を示し、Fig.17に凝固シェル変形モデル<sup>30)</sup>を示す。

$$\delta_{max} = 6PL^4 / (Ed_s^3) \dots\dots\dots (2)$$

ここで、Pはシェルに作用する平均圧力、LはOSMピッチ、Eはヤング率、 $d_s$ は基底部のシェル厚み、Vcは铸造速度、fは铸型振動数である。式(3)に、Pとして中戸ら<sup>31)</sup>が導出した初期凝固シェル-モールド銅板間に流入する溶融パウダーフィルム内に働く铸込方向の平均圧力の理論式を示す。

$$P = (P_0 + \rho gh / 2) + 3\pi / 2 \times \eta s f L / d_f^2 \times \cos(2\pi ft) \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $P_0$ は大気圧、 $\rho$ は溶融パウダー密度、gは重力加速度、hは溶融パウダープール厚、 $\eta$ は溶融パウダー粘度、sは铸型振動振幅、fは铸型振動数、 $d_f$ は溶融パウダーフィルム厚、tは時間である。式(3)より、OSM深さ、 $\delta_{max}$ は、パウダー粘度、 $\eta$ が大きくなると増大する方向に影響を受けるが、今回のパウダーC铸造結果のように粘度が低いとスリップ現象によってOSMが乱れやすくなり、OSMの乱れの程度に応じてOSM深さは大きくなる。

OSM深さの低減策として、铸型振動条件をショートストローク・ハイサイクル化することがよく知られている<sup>32,33)</sup>。しかし、粘度の低いパウダーでショートストローク・ハイサイクル化した場合、スリップ現象が起こりやすくなり、ショートストローク・ハイサイクル化によるOSM深さ低減の効果が得られにくいと考えられる。このため、ショートストローク・ハイサイクル化によって

OSM深さ低減を図る場合、スリップ現象を起こさないように铸型振動条件に合った粘度の高いパウダーを用いる必要があると考えられる。

## 6. 結言

鉛含有鋼铸片の割れ疵発生防止のため、連続铸造モールド内メニスカス近傍の現象に着目した。鉛含有鋼铸造時のモールド銅板温度変動が顕著であったことから、モールドパウダーの適正化によって初期凝固シェルの不均一成長防止を図った。物性の異なるモールドパウダーを用いて実機铸造テストを行い、以下の結果を得た。

(1) 铸片の表面割れ疵発生頻度は、テストに用いた3種類のモールドパウダーの物性に依りて変化し、圧延鋼片の表面疵個数は、铸片疵発生頻度の傾向と密接な関係が認められた。

(2) モールドパウダーの保温性向上および均一流入化を狙いとして、カーボン増量および高粘度を指向したモールドパウダーAを用いて铸造した铸片は、3種類のパウダー铸造材の中で割れ疵発生頻度が最も低かった。この铸片を圧延することで、最も表面疵の少ない良好な鋼片が得られた。

(3) モールドパウダーAを用いて铸造した铸片は、OSMが直線状に整って生成し、OSM谷部のフックおよび偏析帯の発生頻度が低かった。これより、パウダーA铸造材は、パウダー流入が均一化できており、初期凝固シェルの均一成長が達成できていたと考えられた。

(4) 低粘度のモールドパウダーCを用いて铸造した铸片は、OSMに山部の途切れやピッチの乱れが見られ、割れ疵発生頻度が高かった。これは、モールド下降時にパウダーフィルム内に生じるポジティブプレッシャーによって初期凝固シェル先端部の変形が起こらない部位が発生した(スリップ現象)ことで、シェルの不均一成長が助長されたことによると考えられた。

## 文 献

- 1) S.Okushima, S.Kawasaki, Y.Suzuki and H.Matsuyama: *Steelmaking Conf. Proc.*, Vol. 71, (1988), 145.
- 2) K.Isobe, Y.Ishibashi, Y.Kawauchi, J.Tamura and N.Masumitsu: *Steelmaking Conf. Proc.*, Vol. 71, (1988), 151.
- 3) K.Isobe, Y.Kusano, M.Kobayashi, R.Kakimoto and E.Anzai: *CAMP-ISIJ*, **12** (1999), 153.
- 4) T.Ito, T.Takahashi, S.Abeyama and A.Kimura: *Influence of Metallurgy of Machinability*, ASM, (1975), 189.
- 5) Y.Ohba, T.Kawamoto and S.Kitade: *Sanyo Tech. Rep.*, **10** (2003), 19.
- 6) Y.Ohba, I.Takasu, S.Kitade and H.Shimogouchi: *CAMP-ISIJ*, **17** (2004), 161.
- 7) 化学便覧基礎編 改訂2版: 日本化学会, 東京, (1975), 701.
- 8) H.Ichikawa, T.Kishida and Y.Minamimura: *Tetsu-to-Hagané*, **57** (1971), S457.
- 9) M.Hashio, K.Marukawa, Y.Shirota and M.Toyota: *Tetsu-to-Hagané*, **62** (1976), S89.
- 10) T.Inoue, Y.Akita, K.Noro and M.Katano: *Seitetsu Kenkyu*, **293**



- (1978), 34.
- 11) H.Nakato and T.Emi: *Tetsu-to-Hagané*, **63** (1977), S151.
  - 12) K.Kawakami, T.Kitagawa, H.Mizukami, H.Uchibori, S.Miyahara, M.Suzuki and Y.Shiratani: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 1190.
  - 13) H.Takeuchi, S.Matsumura, R.Hidaka, Y.Nagano and Y.Suzuki: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), 248.
  - 14) T.Hasegawa, T.Shigezumi, I.Suzuki, K.Sugawara, Y.Tanehuji, T.Ogawa and H.Tezuka: *Tetsu-to-Hagané*, **65** (1979), S715.
  - 15) A.Yamauchi, S.Itoyama, H.Tozawa, Y.Kishimoto, K.Sorimachi and Y.Kitano: *CAMP-ISIJ*, **11** (1998), 49.
  - 16) A.Morita, T.Omoto, M.Shinkai, H.Amano and T.Kashima: *Shinagawa Tech. Rep.*, **41** (1998), 53.
  - 17) T.Omoto, Y.Iwamoto and H.Yamazi: *CAMP-ISIJ*, **15** (2002), 170.
  - 18) A.Morita, O.Nomura, Y.Kawabe, K.Ichikawa, K.Kondou and K.Odani: *CAMP-ISIJ*, **3** (1990), 1226.
  - 19) T.Osako, K.Inagaki, H.Ishizaka, M.Komatsu, T.Tokuo and A.Morita: *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 117.
  - 20) K.Tsutsumi, J.Otake, T.Nagasaka and M.Hino: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 893.
  - 21) M.Wolf: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), S149.
  - 22) A.Yamauchi, K.Sorimachi, T.Sakuraya and T.Fujii: *ISIJ Int.*, **33** (1993), 140.
  - 23) Y.Otani, T.Shiraga, H.Esaka and S.Ogibayashi: *CAMP-ISIJ*, **7** (1994), 1153.
  - 24) S.Watanabe, S.Kawasaki, M.Aoki, H.Sugawara, H.Takada and T.Hanazono: *CAMP-ISIJ*, **4** (1991), 1257.
  - 25) M.Hojo, S.Tanaka, Y.Hukuda and M.Okimori: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 288.
  - 26) K.Nakajima, H.Mizukami, K.Okamura and K.Yamamoto: *CAMP-ISIJ*, **6** (1993), 1178.
  - 27) H.Takeuchi, S.Matsumura and Y.Ikehara: *Tetsu-to-Hagané*, **69** (1983), 1995.
  - 28) E.Takeuchi and J.K.Brimacombe: *Metall. Trans.*, **16B** (1985), 605.
  - 29) 竹内洋一郎: 熱力学, 日新出版, 東京, (1982).
  - 30) S.Itoyama, K.Sorimachi, H.Tozawa, H.Kitaoka and T.Sakuraya: *CAMP-ISIJ*, **5** (1992), 1225.
  - 31) 中戸 参, 野崎 努, 垣生泰弘, 北野嘉久, 上田典弘, 越川隆雄, 岡 弘: 連続鑄造における力学的挙動, 日本鉄鋼協会, (1985), 4, 203.
  - 32) T.Okazaki, H.Tomono, K.Ozaki and H.Akabane: *Tetsu-to-Hagané*, **68** (1982), S929.
  - 33) T.Hujita, K.Okamoto, S.Hatsuse and K.Morita: *Tetsu-to-Hagané*, **73** (1987), S977.