

論 文

UDC 621.746.27.047 : 620.191 : 669.14-412-147

厚板用連続鑄造スラブの表面欠陥に及ぼすパウダーの性状*

江見 俊彦**・中戸 参***・鈴木 康治****
飯田 義治*****・上田 典弘*****

Properties of Continuous-Casting Powders Influencing Surface Defects of Wide Slabs for Plates

Toshihiko EMI, Hakaru NAKATO, Kouji SUZUKI, Yoshiharu IIDA, and Tsunehiro UEDA

Synopsis:

Among many properties of continuous-casting powders, chemical composition, melting rate introduced by the present authors ($1/t_f$), and viscosity (η) have been found to give most significant influences on longitudinal facial cracks and scums on continuously-cast wide slabs for plate use. Laboratory- and industry-scale experiments exhibit that, under the experimental conditions the following properties are required for the powders to make the slabs free from the two surface defects:

- (1) composition of CaO/SiO_2 0.6-1.1, Al_2O_3 7-10%, $\text{F}^- < 3\%$, $\text{F}^- + \text{CO}_3^{2-} < 5\%$, free C $\leq 5\%$, S $\leq 0.4\%$, and
 (2) η , t_f , and η/t_f of 48 poises, 20 sec., 2.4 ± 0.2 at 1250°C , and 11 poises, 11 sec., 1.0 ± 0.1 at 1400°C , respectively.

(Received Jan. 5, 1974)

1. 緒 言

厚板用スラブを、浸漬ノズルを用いパウダーキャストにより連続鑄造すると、連鑄機の設計と操業法如何によつては、種々の欠陥が生じ得る¹⁾。これらのうち、操業が安定した後でも完全には除去できずスラブ面の溶削を必要ならしめる表面欠陥は、主として縦割れとのろかみである。

縦割れの発生頻度は鑄型の形状²⁾と連鑄操業時の機械的、熱的な条件³⁾⁴⁾で決まり、のろかみのそれは浸漬ノズルの形状⁵⁾⁶⁾、溶鋼の清浄度⁶⁾および鑄型の振幅⁷⁾に依存するが、一方、この両者はともに鑄型に加えられるパウダーの性状にも関係することは周知の事実である¹⁾⁸⁾。

パウダーはガラス状の潤滑膜を作る基本となるスラグ成分 (CaO , SiO_2 , Al_2O_3 など)、融点を調節し粘度を下げるフラックス成分 (アルカリ、アルカリ土類金属の炭酸塩とハライド、氷晶石, B_2O_3 など)、および粉末間に介在し溶融速度を調節するための炭素粉から構成される。

鑄型内に添加されたパウダーは粉末状態で一様に広が

り溶鋼に触れて適当な速度で溶融し、浴表面を覆つて熱損失と再酸化を防ぐ。この溶融層は溶鋼から浮上してくる介在物やスカムを溶かし込み、それらがメニスカスに捕捉されるのを防ぐので、溶かし込んだ成分が富化しても物性と溶解速度が敏感に変化しないことを要求される。さらに、溶融層は鑄型と凝固殻の間に一様な厚さで流入して、低温まで安定な潤滑性のよいガラス膜を供給し、スラブの引抜きを容易にする作用を求められる。

パウダーの性状とスラブの表面欠陥の関係は、佐藤⁹⁾荒木ら¹⁰⁾滝沢ら¹¹⁾により調べられ、興味ある知見が得られてはいるが、厚板用スラブについて統一的に解明された段階にはない。

本報では、厚板用連鑄スラブの縦割れ、のろかみを防ぐに必要なパウダーの組成と溶融特性を検討した。

* 昭和48年本会講演大会にて発表
昭和49年1月5日受付

** 川崎製鉄(株)技術研究所 理博

*** 川崎製鉄(株)技術研究所

**** 川崎製鉄(株)水島製鉄所

***** 川崎製鉄(株)千葉製鉄所

2. 縦 割 れ

2.1 縦割れの発生機構

縦割れは、鑄型内の初期凝固殻表面層に加わる引張応力が、一次粒間の破断強度をこえると発生する。応力は

- (1) 凝固殻の鑄型側と溶鋼側の温度差に基づく熱応力 (σ_t)
- (2) スラブ幅方向の凝固収縮に抗してかかる溶鋼静圧に基づく応力 (σ_p)
- (3) 凝固殻が溶鋼静圧により鑄型に押し付けられつつスラブ幅方向に収縮するときに働く摩擦に基づく応力 (σ_f)
- (4) 凝固殻と鑄型間に空隙が生じ、長辺凝固殻が短辺凝固殻により両端を拘束されつつ鑄型内面に対して凸に張出すために生じる縁曲げ応力 (σ_b)

の和である。鑄型内面が平滑で、鑄型と凝固殻間を満すガラス膜が均一かつ一様厚さであれば、 σ_p と σ_f はスラブ幅方向に一樣にかかるが、 σ_t と σ_b は幅方向中央で最大となる。Concast-S 型連鑄機により約 0.7m/min で鑄込んだ 260×1890 mm 厚板スラブの幅方向の縦割れの分布を Fig. 1 に示すが、幅中央にもつとも多く発生しており、応力の分布とよく対応している。応力に占める $\sigma_t \sim \sigma_b$ の寄与を正確に評価するのは難しいが、SKVORTSOV⁴⁾による $\sigma_t \sim \sigma_b$ 、有吉¹²⁾、伊藤ら²⁾による σ_t の近似計算を評価すると、 σ_t が最大、ついで σ_b であり、 σ_p と σ_f の寄与はあまり大きくない。

σ_t と σ_p はスラブ幅には関係しないが、 σ_f は幅に比例する⁴⁾。 σ_b も、第零近似として厚さ d 、幅 l の凝固殻を

溶鋼静圧による等分布荷重 w を受ける両端支持真直梁と考え、張出しの変位を幅中央で h とすれば、 $1/2l$ における値が $(3wl^2)/(4dh^2)$ で与えられ¹³⁾、 h が一定なら幅の二乗に比例する。

したがって、凝固殻幅中央表面層の引張応力はスラブ幅が大きい程大きい。この関係は、RUTES らの所見⁵⁾、および当社の扁平比約 7、抗張力 40 kg/mm² 級の 1890 mm 幅厚板用連鑄スラブの縦割れ発生率が、1520 mm 幅の場合に比べて 2 倍以上であるという観察結果³⁾、を定性的に説明している。

これらの応力を緩和して縦割れを減らすには、凝固殻の成長に悪影響を及ぼさない範囲で緩冷却とし、介在物浮上分離を妨げない程度に溶鋼の過熱を下げ、張出しを防ぐように鑄型に負のテーパをつけ、さらに鑄型と凝固殻の摩擦係数を小さくすると有効だと考えられ、これらの効果は実際にも報告されている^{2)~4)}。現実には、鑄型と凝固殻間に生じる局所的な接着や摩擦抵抗の差が、両者間の相対変位の不規則さとあいまって、 $\sigma_t \sim \sigma_b$ の局所的な増加を招き、縦割れ発生を助長することもある。これに対しては、鑄型内面荒れの修正、クーリングプレートやロールのアラインメントの矯正、オッシレーション波形の管理、一様なガラス潤滑膜の形成、を計る必要がある³⁾。

一方、均一に成長した凝固殻の強度は、P, S, As のように、一次粒間に正偏析する不純元素¹⁴⁾の濃度が大きいと低下する。凝固殻の高温における塑性伸びは C 0.17~0.20% で最小値を示し、Mn 濃度が増すにつれ低下する。C 濃度がこの範囲にあり、(P+S+As)% の高い連鑄スラブには、実際に縦割れが多発するし¹⁾、Mn 約 1.35% 抗張力 50 kg/mm² 級の厚板用連鑄スラブには、Mn 約 0.70% 抗張力 40 kg/mm² 級のそれよりも縦割れが多い³⁾。

凝固殻の一樣な成長は、浸漬ノズルから噴出する溶鋼が偏流したり、ガラス膜厚が不均一で鑄型への熱伝達が不均一な場合に妨げられる。凝固殻厚さが一様でない、薄い部分に引張応力が集中して縦割れが生じることはしばしば観察される。

2.2 縦割れに及ぼすパウダー性状の影響

パウダー起因の縦割れは、上述の発生機構から、次の様な場合に生じやすいと考えられる。

- (1) パウダーの熔融速度が過大で熔融層の厚さが著しく増し、鑄型と凝固殻間への流入量が過大となり、その結果膜厚に不均一を生じる。
- (2) 熔融後の粘度が著しく低く、流入量が過大となり、その結果膜厚に不均一を生じる。

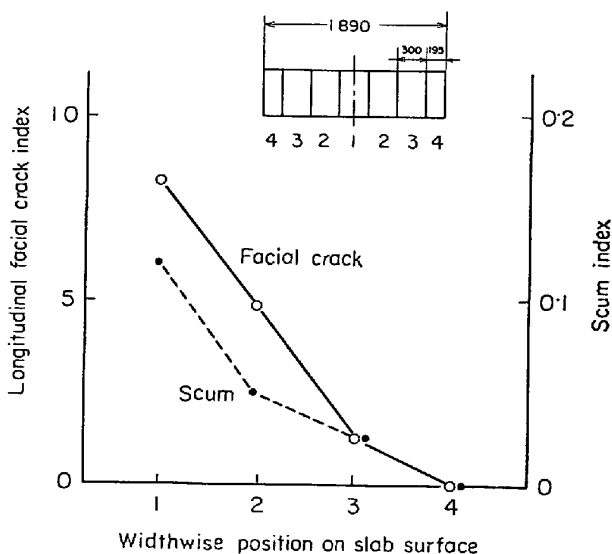


Fig. 1. Widthwise distribution of longitudinal facial cracks and scums on continuous-cast slabs for plates.

Table 1. Chemical Composition of powders examined.

No	CaO/SiO ₂	Al ₂ O ₃ (%)	Na ₂ O+K ₂ O (%)	F ⁻ (%)	T. C (%)	t _f (1250°C) (sec)
1	1.01	4.1	5.2	4.9	7.0	17
2	0.83	9.7	6.9	7.0	4.8	19
3	1.00	4.2	5.5	2.9	5.5	19
4	0.63	3.7	6.5	3.9	5.8	27
5	0.90	11.0	3.4	1.9	5.0	20
6	0.87	7.7	5.0	3.1	5.4	17
7	0.87	8.5	7.7	1.4	3.5	25

(3) 溶融時の均一化が遅く、流入が一様に行なわれず、膜厚に不均一を生じる。

(4) 未溶融あるいは、半溶融焼結状態の原パウダーや、浮上して溶融層に溶解吸収され終わらなかつたスカムや大型介在物がメニスカスに巻込まれる。また、フラックス成分が多いと流入ガラス膜に気泡が生じる。

(1)~(4)はいずれも $\sigma_t \sim \sigma_b$ の局所的な増加を招いたり、鋳型と凝固殻間の熱伝達を不均一とし局所的に薄い凝固殻を形成する原因となり得る。(3)(4)はのろかみの項で検討するが、特に重要な(1)(2)およびパウダー中のSが縦割れに及ぼす影響を、Concast-S型連鋳機で調査した。

2.2.1 粘度の影響

Table 1, No 1~6 のパウダーを黒鉛坩堝に入れ、Ar 雰囲気中で溶融均一化し、残留する Free Carbon を 0.1% 以下にした後、同一坩堝中で回転円筒法により溶融層の粘度を測定した。回転速度を変えたりの影響のないことを確認した。一方 No 1~6 のパウダーを抗張力 40 kg/mm² 級の厚板用 Al キルド鋼 (Mn ≧ 0.7%, Al ≧ 0.020%) に用い、操業条件と鋳込温度をほぼ等しく揃えて、振幅 10~13 mm, ネガティブストリップ 40% で 260×1700 mm のスラブを引抜速度 0.65~0.9m/min で鋳込んだ。一連目のスラブを冷却後、ハンドスカーフで全面を溶削し、スラブ広面表裏に現われた複数個の縦割れの長さの総計を供試スラブ全長で除し、これに定数を乗じ縦割れ指数とした。縦割れ指数と、メニスカス近傍の温度と考えられる 1400°C におけるパウダー溶融層の粘度、および鋳型凝固殻間に空隙が生じた温度と考えられる 1250°C における粘度との関係を Fig. 2 に示す。両者間には強い相関がある。この縦割れを観察すると、低粘度のパウダーを用いたものにはスラグストリークを伴う場合が多かつた。溶融層の粘度が過小だと、流入したガラス膜が厚くしかも流動しやすいので、膜厚が不均一になりやすく、膜厚に不均一が生じるとメニスカ

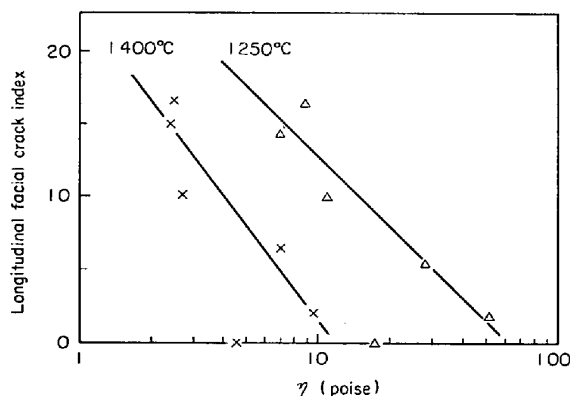


Fig. 2. Effect of viscosity of powder melts on the longitudinal facial crack of cast slabs for plates.

スにおける流入量の局所的な差を招き、スラグストリークを形成し、スラグストリーク部の熱伝達が悪いため対応する凝固殻の成長が遅れ、この部分に応力が集中して縦割れを発生したものと考えられる。

2.2.2 溶融速度の影響

(1) 溶融速度の表現

パウダーを構成する2種の粒子A, Bが接触して間に反応層ABを作る場合を考える。粒子を球で近似すると、両球の接触点で起こる反応の速度は接触点の数に比例すると考えられる。A, B各粒子の半径, 密度, 総数をそれぞれ $r_{A, B}, \rho_{A, B}, N_{A, B}$ とし、B粒子の周囲にある両粒子の総数を n^B , 両粒子の混合比(重量比)を f とすると、

$$\frac{N_A}{N_B} = \frac{r_B^3 \rho_B}{r_A^3 \rho_A} f = af \dots \dots \dots (1)$$

B粒子の周囲にあるA粒子の数を n^0 とすると、

$$n^0 = n^B af / (1 + af) \dots \dots \dots (2)$$

粉末の形態の複雑さと混合系の充填の不完全さは、反応に関与する接触点の数を、上の場合に比べてパラメータ α だけ変える。

$$n = n^B [af / (1 + af)]^\alpha \dots \dots \dots (3)$$

反応率を x , 見かけの溶融速度定数を K , 時間を t として Jander 式¹⁵⁾を適用すると,

$$\{1 - (1-x)^{1/3}\}^2 = 2kn/r_B^2 = Kt \dots \dots \dots (4)$$

ただし, k は定数であり n^B は一定と考えた. 連鑄パウダーでは反応に関与しない炭素粉, 早期に溶融して A, B 粒子間に液相を生じるフラックス成分などを含むため, K の内容はさらに複雑にはなるが, (4) 式は近似的には成立し, 反応終了時 ($x=1, t=t_f$) には

$$Kt_f = 1$$

なる関係を与える. 溶融に至る反応は, 固相焼結, 液相焼結いずれを経由しても, 熱的活性化過程と考えられるから, エントロピー項を含む定数 K_0 , 見かけの活性化エネルギー E , ガス定数 R , を用いて一般に

$$K = K_0 \exp(-E/RT) \dots \dots \dots (6)$$

と表わすことができる. (5), (6) 式より

$$\log t_f = (E/2.3RT) - \log K_0 \dots \dots \dots (7)$$

この $1/t_f$ を溶融速度を表わす指標に用いることにした.

(2) 溶融速度の測定

ある温度に保つた十分熱容量の大きい炉中に手早く供試パウダーで作ったゼーゲル錐を装入し, それが溶融しボタン状を呈するに要する時間を完全溶融時間 t_f と定義すれば, t_f を測定することにより見かけの溶融速度定数が求められる. ゼーゲル錐を使うのは, 均熱に要する時間が t_f に及ぼす影響を小さくするためである. Table 1 のパウダーの t_f を測定した結果はすべて (7) 式の関係を満たした. 実測値の一例を同表に示す.

(3) 縦割れと溶融速度の関係

連鑄の際のパウダー消費量 W_T は, 鑄込開始直後湯面への添加量 W_0 と, それ以後一定速度 ω で添加される量 ωt の和である. W_0 を約 15 kg と一定にし, ω を必要最小限に保つて 260×1700 mm の 40 kg/mm^2 級厚板用スラブを鑄込んだ時の W_T と t_f の関係を, Table 1 のパウダーについて Fig. 3 に示す. 多連鑄ではチャージ数が増すと溶鋼からの Al_2O_3 がパウダー-溶融層に富化し, 粘度が著増して ωt を減少させることがあるので, Fig. 3 には一連目約 100 トンの溶鋼を鑄込んだときの値を示した. 操業条件に若干の変動は避けられなかつたのでバラツキはあるが, パウダー融点よりやや高い 1250°C の t_f が小さくしたがって溶融速度が大きいほど W_T が大きく, 鑄型凝固殻間への流入量が増している. これは 2.2.1 項で述べたように縦割れにつながる可能性があるため, 粘度に t_f を加味した因子 η/t_f を導入し, 縦割れとの相関を調べ Fig. 4 に示した. Fig. 4 は Fig. 2 よりも明らかによい相関を示し, 溶融速度が縦

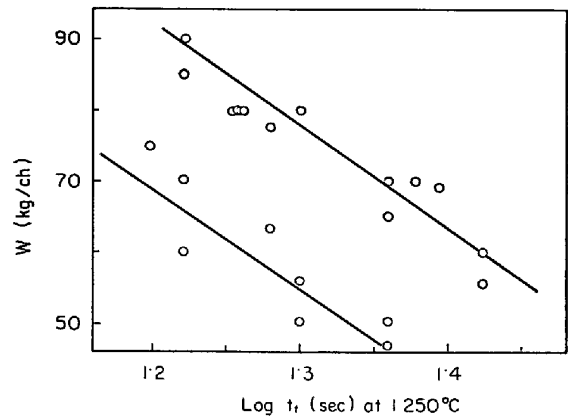


Fig. 3. Effect of t_f on powder consumption during slab casting.

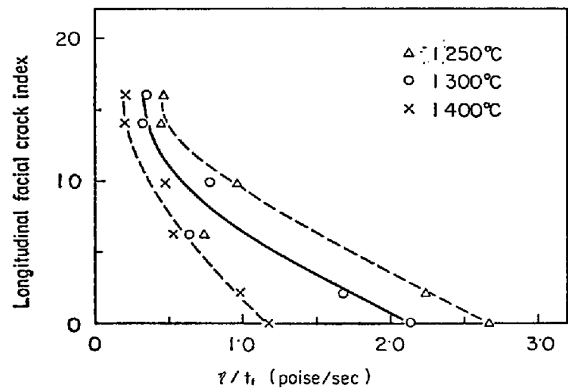


Fig. 4. Effect of η/t_f of fluxes on the longitudinal facial crack index for cast slabs.

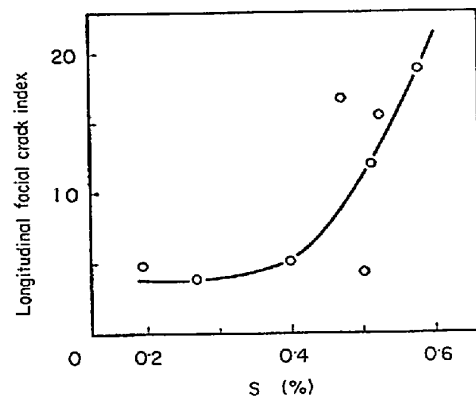


Fig. 5. Effect of sulfur concentration in powders on the longitudinal facial crack of continuous-cast slabs for plates.

割れに寄与していることを示唆している.

2.2.3 パウダー中の S の影響

260×1700 mm 40 kg/mm^2 級厚板用スラブの縦割れに及ぼすパウダー中の S 濃度の影響を, Table 1 の CaO/SiO_2 0.9 ± 0.1 のパウダーについて調査し, Fig. 5 に示した. η/t_f との交絡を考慮しても S が 0.4% を越える

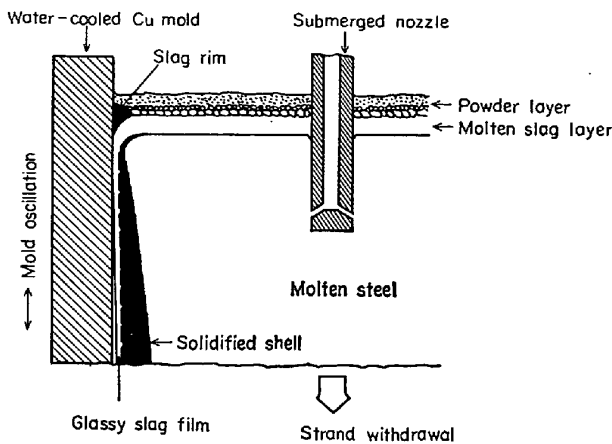


Fig. 6. Schematic view of mold section during continuous-casting.

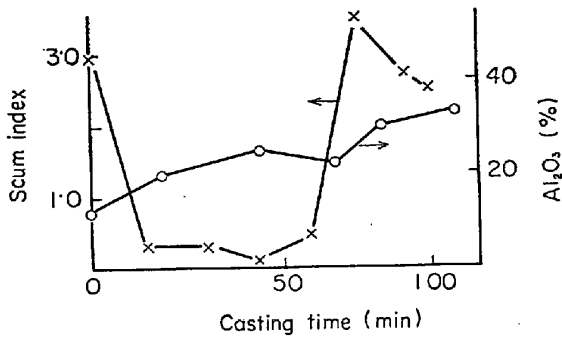


Fig. 7. Correlation between alumina content in a powder melt and scum formation on slabs for plates during continuous-casting.

と明らかに縦割れがふえる。パウダー塩基度が低く、鋳型内溶鋼温度も低いので、 $(S)/\underline{S}$ の平衡値は低く、 (S) は十分溶鋼中に還元される。ただし、パウダー使用量は $0.6\sim 0.8$ kg/溶鋼トンと小さく、 (S) が全部還元されても \underline{S} に影響する程ではない。おそらく凝固過程で溶融層の (S) がそれに接触する凝固殻表面層に \underline{S} として還元富化され、一次粒間の強度を下げるためと考えられる。この現象は、溶鋼中の $(P+S)\%$ が高いと助長される傾向があつた。

3. のろかみ

3.1 のろかみの発生機構

のろかみは Fig. 1 に見られるように、縦割れと同様スラブ幅中央部に発生しやすい傾向があるが、浸漬ノズルの形状、浸漬位置⁵⁾、偏流の形成、によつて幅方向に偏つても分布する。パウダーと凝固殻の位置関係を模式的に Fig. 6 に示すが、のろかみは、浸漬ノズルから噴出する溶鋼流がパウダー溶融層を著しく攪乱し、溶融層の一部が巻込まれ凝固殻表面層に捕捉されたり、逆に溶融

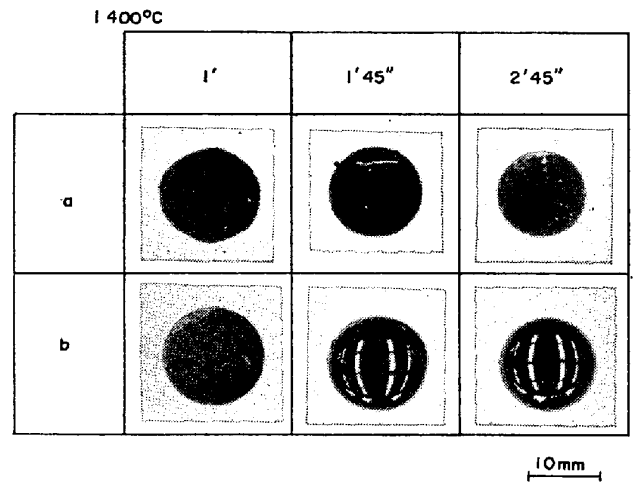


Photo. 1. Homogenization of powders upon melting.

層に向う溶鋼流が極端に弱く、熱供給が不足して溶融層/溶鋼界面にパウダーの附着した島状鋼凝固物が生じ、これがメニスカス部に取込まれて生じることも稀には経験される。Fig. 7 のように鋳込開始直後に発生するのろかみは Al_2O_3 のほかに未溶融、半溶融状態のパウダーを伴うことがある。これは、注入初期には、タンディッシュ内の溶鋼酸化が著しく Al_2O_3 が激増し、同時に鋳型内溶鋼温度も低いためパウダー溶融層の発達が遅れ、浮上する Al_2O_3 を溶解吸収できなかつたためであり、また、鋳込初期は鋳型内溶鋼面の変動が比較的大きいので、溶融の遅れている原パウダーが不完全溶融状態でメニスカスに捕捉されやすかつたため、と考えられる。これらの現象は、ノズル形状を改善し、注入流酸化、湯面変動を防ぎ、鋳込初期に易溶性パウダーを用いることにより軽減できる。

のろかみは、操業条件を介してパウダーと以上のような間接的な関連があるが、メニスカス部のパウダーの性状とはより直接に関係する。パウダー起因ののろかみは、次の機構で生じると考えられる。

(1) パウダー構成粒子が均一に溶解しないまま鋳型/メニスカス間に巻込まれる。また、パウダー半焼結層、焼結層の一部が割れ込み鋳型/メニスカス間に捕捉される。

(2) 溶鋼中の介在物(おもに Al_2O_3) の分離除去が不十分で鋳込中にパウダー溶融層/溶鋼界面に多量に浮上し、溶融層中に完全溶解しないまま鋳型/メニスカス部に巻込まれる。浮上量が普通でもパウダーの使用量と溶融速度が過小なら、溶融層に Al_2O_3 が富化し粘度が上昇して Al_2O_3 溶解速度が下り¹⁶⁾、同様な現象が起こる。

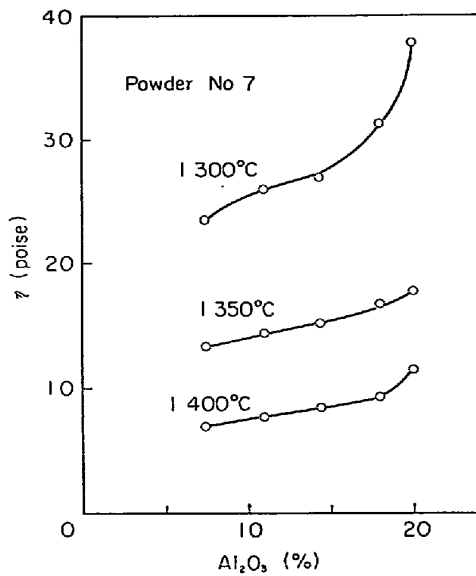


Fig. 8. Effect of alumina content on the viscosity of a powder melt.

(3) Al_2O_3 の富化した熔融層が鑄型/メニスカス間に流入して冷却される際、富化熔融層液相線がメニスカス温度より高くなると初晶を晶出した凝固塊が生じのろ

かみとなる。

3-2 のろかみに及ぼすパウダー性状の影響

3-2-1 熔融均一化の影響

パウダーは数種の鉱物原料粒を配合し、所望の化学組成、粉体特性、熔融特性を満足するよう作られる。異種粒子間の反応が熔融速度に関係するから、構成粒子中特にスラグ成分粒子径が過大だと均一化が遅らされる。われわれの経験では、100メッシュより粗い高融点組成の粒子比率を増すと、スラブ表面にのろかみよりも細かい「砂疵」が増した。同様に、二種以上のスラグ成分原料を配合するときは、それぞれの組成を熔融層組成に近く選び、均一化を速める必要がある。熔融層組成がFig. 9のA領域に入るパウダーを、二種以上のこの組成に近い原料の配合(b)とやや外れた原料の配合(a)により作り、10mmφ×10mm高さに成型し黒鉛板にのせ、1400°Cに加熱して熔融均一化を観察した結果をPhoto. 1に示す。bは1'45''後にすでに均一なガラス化状を呈するが、aは見かけは溶けていても2'45''後でもガラス化していない。

炭素粉は粒度によつて燃焼速度と t_c に著しい差を生

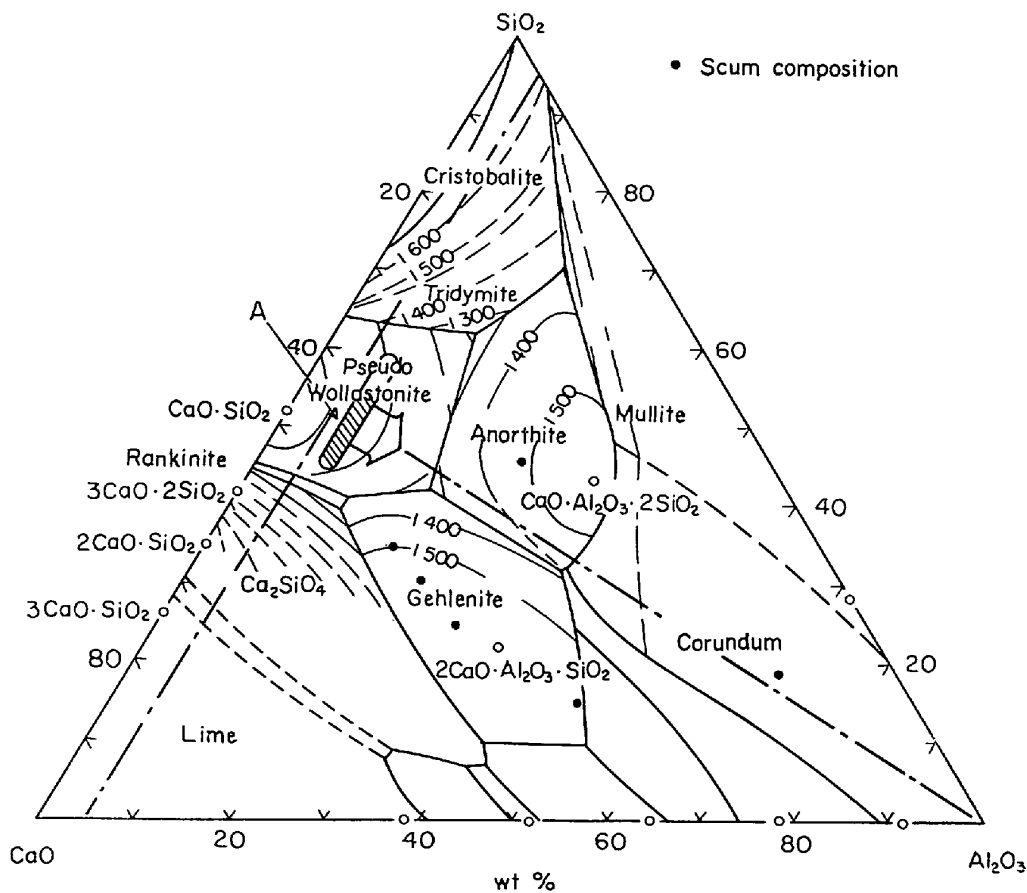


Fig. 9. Composition of scums found on Al-killed slabs continuously cast under a powder melt of the system $CaO-SiO_2-Al_2O_3$.

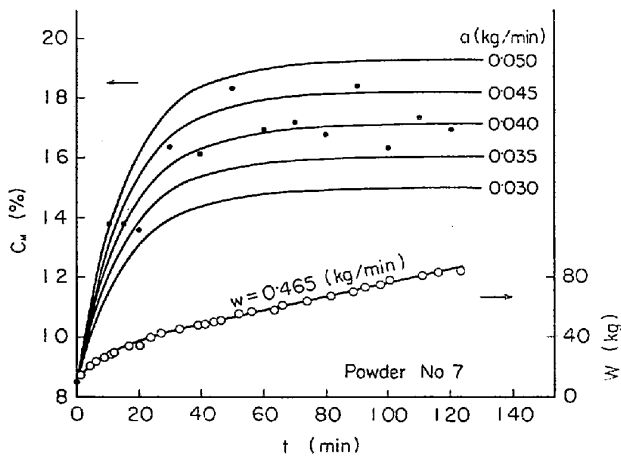


Fig. 10. Absorption of alumina in a powder melt during continuous-casting of Al-killed steel for plates.

じる。同一重量比の配合では、細粒のもの程 t_f を大きくし溶融均一化速度を小さくする。

3.2.2 粘度の影響

前報に示したように $Al \geq 0.020\%$ の 40 kg/mm^2 級厚板用スラブののろかみは、パウダー溶融層の η/t_f が 1250°C で 2 poise/sec 以上になると漸増し、3 以上では 2 以下の場合の約 2 倍以上になる³⁾。粘度は溶融層に富化する Al_2O_3 により変化する。Table 1 のパウダー No 7 (CaO/SiO_2 0.87, F 1.4%) についての一例を Fig. 8 に示すが、 Al_2O_3 が 20% に富化すると低温粘度が急増し、のろかみに不利である。

3.2.3 Al_2O_3 の影響

主成分が Pseudo-Wollastonite 組成に近い上記パウダーを用い $Al \geq 0.020\%$ の 40 kg/mm^2 級厚板用スラブを 2.2.1 項の条件で鑄込み、典型的な のろかみを表面から採取し、化学組成を分析して Fig. 9 に示した。のろかみは、原パウダーの Pseudo-Wollastonite (A 領域) に Al_2O_3 が富化してできた Anorthite あるいは Gehlenite 領域のもので、極端な場合には Corundum 領域のものである。このように Al_2O_3 が富化すると粘度上昇による (2) の機構のみならず、組成変化による (3) の機構を介しても のろかみ発生が容易となる。Fig. 7 に、連々鑄後期に Al_2O_3 が溶融層に富化し のろかみを多発させた、極端な実例を示した。通常鑄込中の溶融層の Al_2O_3 富化状況は Fig. 10 にパウダー添加曲線と共に示した。Fig. 10 は Fig. 9 と同一条件で同一鋼種を鑄込んだときのものである。

鑄型内溶鋼面上のパウダー溶融層重量 W と添加速度 ω をそれぞれ一定とし、溶鋼から溶融層への Al_2O_3 浮上速度を a 、溶融層の Al_2O_3 濃度を C_M 、原パウダー

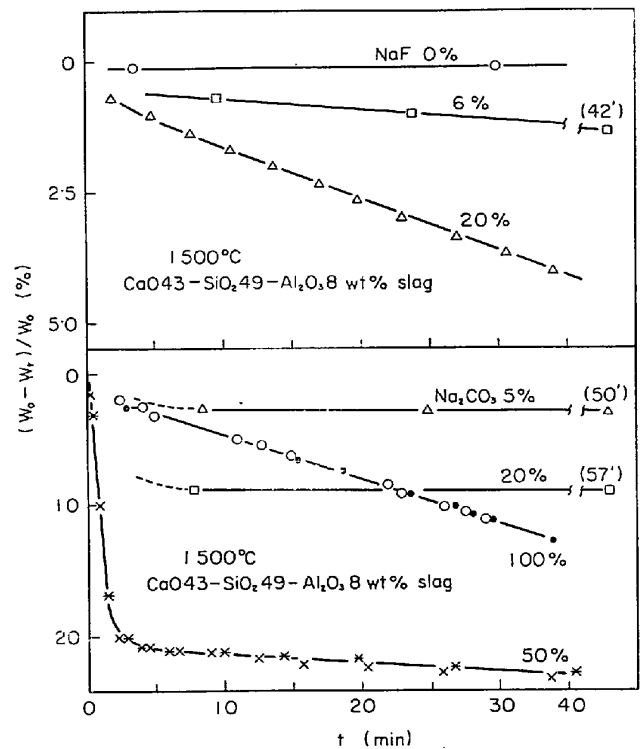


Fig. 11. Decomposition of flux components in powder melts.

のそれを C_p とすれば、 Al_2O_3 バランスから

$$\frac{dC_M}{dt} = \frac{a + \omega(C_p - C_M)}{W} \dots\dots\dots (8)$$

$$\therefore C_M = C_p + (a/\omega) [1 - \exp(-\omega t/W)] \dots\dots\dots (9)$$

C_p , ω , W に実測値の 8.5%, 0.465 kg/min, 7.5 kg をそれぞれ用いて a を計算すると Fig. 10 に示すように Al_2O_3 浮上速度は約 40g/min となり、引抜速度 0.7m/min, スラブ寸法 $260 \times 1700 \text{ mm}$ を用いると、鑄型内で約 12ppm の O が除かれている。

Al_2O_3 の富化を防ぐには (8) 式を 0 とおき、 C_M 上限を決め

$$\omega = a / (C_M - C_p) \dots\dots\dots (10)$$

となる ω を実現するようパウダーの t_f を選ばばよい。

鑄型内から汲出したパウダー溶融層中に見い出された、溶鋼から浮上し溶融層中に溶解しつつあつたアルミナクラスターの一例を Photo. 2 に示す。

4. 厚板用連铸パウダーの適正な性状

上記 2, 3 項の検討結果と以下に述べる実験から、厚板用スラブに適当なパウダー性状を決めることができる。

4.1 化学組成

スラグ成分については、 Al_2O_3 富化による低温粘度の急上昇とのろかみ防止のため、溶融層の Al_2O_3 の上限

	Al ₂ O ₃	SiO ₂	MnO	CaO	MgO	Na ₂ O	K ₂ O	ZrO ₂	FeO
precipitate	≈100								
matrix	28.0	30.0	11.0	23.0	0.2	2.8	1.1	1.2	1.0

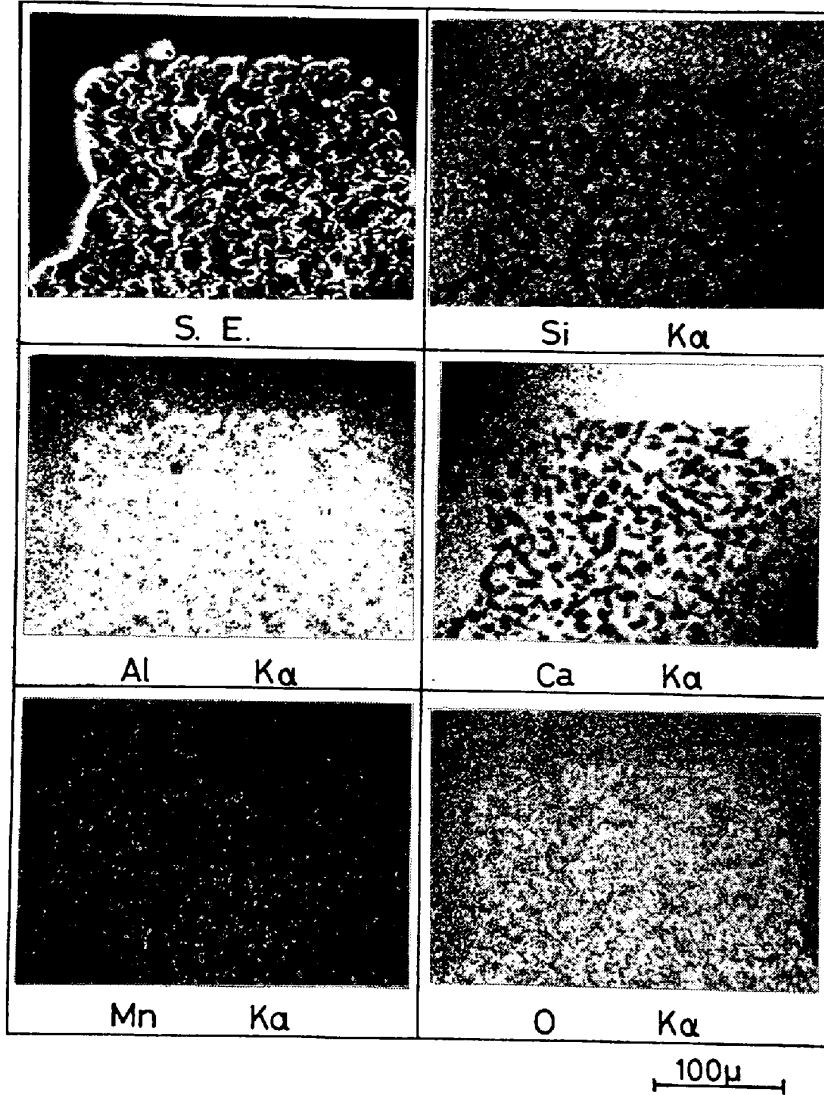
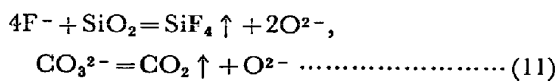


Photo. 2. Alumina cluster dissolving into a powder melt.

を 20% とする。融点、ガラス化、および均一化傾向を Fig. 9 と Photo. 1 の試験で調べ、原パウダーの Al₂O₃ の下限と CaO/SiO₂ 比を決めると、CaO/SiO₂ (重量% 比) = 0.6 ~ 1.1, Al₂O₃ = 7 ~ 10% がもつとも望ましい組成範囲となる。

フラックス成分については、K⁺, Na⁺, F⁻, CO₃²⁻などは t_f, η を下げるが、一方、前二者を過度に加えるとガラス化を損うし、後二者は



により発泡に寄与するので適量に留める必要がある。

CaO-SiO₂-Al₂O₃ 系スラグに NaF, Na₂CO₃ を添加し Pt 坩堝に入れ、熱天秤で測定した重量減少速度を Fig. 11 に示す。Na₂CO₃ の分解は熔融と同時に起こり、きわめて短時間で終了するのに対し、NaF の分解は時間に対し一次である。後者はガラス膜内での発泡に、より寄与するので、t_f と η の適正範囲内で少なくすべきであり、厚板用スラブのように割れ感受性の高い鋼種には、F⁻ < 3%, F⁻ + CO₃²⁻ < 5% が望ましいようである。B₂O₃ などの含 B 化合物は、鑄込初期の大量添加時などに鋼中に還元され、焼入性に影響することがあるので注意を要する⁸⁾。

炭素粉は Na_2CO_3 の分解による CO_2 と同様、燃焼による CO_2 で粉末の流動による一様拡がりを助け、 t_f を調節するが、過多加えると滲炭の危険性もあるので、添加量は燃焼性、熔融層からの浮上性・滲炭量を考慮し、粒度と材質（コークス粉、土状黒鉛、カーボンブラックなど）によつて変える。一般には5%以下でよい。

原パウダーに含まれる(S)は0.4%以下とする。

4.2 熔融特性

縦割れは熔融速度 $1/t_f$ が一定なら η が小さいほど (η_s)、 η が一定なら $1/t_f$ が大きい程 ($1/t_{fs}$) 生じやすい。一方のろかみは $1/t_f$ が一定なら η が大きいほど (η_l)、 η が一定なら $1/t_f$ が小さいほど ($1/t_{fl}$) 生じやすい。 η と t_f の値はそれぞれ $\eta_l > \eta_s$, $t_{fl} > t_{fs}$ であるから、縦割れを防ぐための η/t_f の値は

$$\eta_s/t_f < \eta/t_f < \eta/t_{fs} \dots\dots\dots (12)$$

のろかみを防ぐための η/t_f の値は

$$\eta_l/t_f > \eta/t_f > \eta/t_{fl} \dots\dots\dots (13)$$

の範囲にある必要があり、縦割れとのろかみを同時に防止するためのパウダーには、(12)(13)式をともに満足する η/t_f 値が要求される。Fig. 2, 4, 前報⁹⁾, Fig. 3 および(10)式から、適正 η/t_f 値は、本報の鋳込条件に対しては次を同時に満たさねばならない。

- 1 250°C η 約 48 poise,
- t_f 約 20 sec, η/t_f 2.4 ± 0.2
- 1 400°C η 約 11 poise,
- t_f 約 11 sec, η/t_f 1.0 ± 0.1

4.3 原料配合

均一熔融を早めるため、4.1の組成に近い、事前に熔融凝固した鉱物原料を、100メッシュより粗い粒子をのぞいて配合するのが望ましい。粉末の一様拡がりをよくするため、できれば球に近い粒子形状の原料を粒度調節して、適当な崩壊角、安息角に近づける。

5. 結 言

厚板用連鋳スラブの主たる表面欠陥である縦割れとのろかみの形成に影響する因子を論じ、とくに鋳型で添加

するパウダーの性状との関係を調査検討した。縦割れとのろかみには、パウダーの化学組成と熔融特性の影響が大きく、両者を同時に低減するためにパウダーに要求される性状は

- (1) 組成は CaO/SiO_2 $0.6 \sim 1.1$, Al_2O_3 $7 \sim 10\%$, $\text{F}^- < 3\%$, $\text{F}^- + \text{CO}_3^{2-} < 5\%$, $\text{Free C} \leq 5\%$, $\text{S} \leq 0.4\%$
- (2) 粘度, 完全熔融時間, 粘度/完全熔融時間, はそれぞれ 1 250°C で 48 poise, 20 sec, 2.4 ± 0.2 , 1 400°C で 11 poise, 11 sec, 1.0 ± 0.1

の範囲にあることを示し、原料配合にも言及した。

本研究の発表を許可された当社常務技術研究所長三本木貢治博士、現場実験に協力された千葉製鉄所川名昌志、守脇広治、白石勝紀、討論と実験に寄与された技術研究所藤元克己、大井浩博士、長谷実の諸氏に深く感謝の意を表す。

文 献

- 1) 森 久: 鉄と鋼, 58(1972), p. 1511
- 2) 伊藤裕雄ら: 鉄と鋼, 59(1973), 2, 73—A13
- 3) 川崎製鉄水島, 技研: 第54回製鋼部会資料(昭和48年3月) 鋼54—重4
- 4) A. A. SKVORTSOV: Izvest. VUZ. Chern. Met., July(1961) 7, p. 78, HB No 5347
- 5) V. S. RUTES et al.: Stal in Eng., (1965), p. 20, (1962), p. 104
- 6) たとえば文献 1), 3)
- 7) 日新製鋼呉: 第54回製鋼部会資料(昭和48年3月) 鋼 54—重 5
- 8) 中戸参ら: 鉄と鋼, 59(1973) 4, S94
江見俊彦ら: 鉄と鋼, 59(1973) 4, S95
- 9) 佐藤良吉: 日本金属学会会報, 12(1973) 6, p. 391
- 10) 荒木泰治ら: 鉄と鋼, 59(1973) 2, 73—A17
- 11) 滝沢昭一ら: 日新製鋼技報, (1972) 26, p. 33
- 12) 有吉敏彦: 鉄と鋼, 54(1968), S434
- 13) 太田友弥: 材料力学, 昭和30年, 山海堂, p. 139
- 14) 学振製鋼19委編: 鉄鋼と合金元素(上), 昭和41年, p. 84
- 15) W. JANDER: Z. Anorg allg. Chem., 163(1927), p. 1
- 16) 中戸参ら: 鉄と鋼, 60(1974) 3, 印刷中