

(158)

高速連铸用パウダーの溶融過程

川崎製鉄 技術研究所

○桜谷敏和 江見俊彦

垣生泰弘

水島製鉄所

江本寛治 児玉正範

1. 緒言： 連铸々片の表面欠陥を防ぐにはモールドパウダーの溶融特性、特に半溶融層の溶融スラグ供給機能が極めて重要であることを実験室的に見出した¹⁾。さらに、高速連铸用のパウダー開発には焼結性を低減するための半溶融層構造の制御が有効であることを示した²⁾。本報では、実機上のパウダーの挙動を層構造に着目して調査し、高速連铸用パウダーに必要とされる溶融特性を明らかにした。

2. 実験方法： パウダー層の構造変化の铸造速度 (V_R) 依存性を知るため、同一基材 ($\text{CaO}/\text{SiO}_2 \sim 1.04$, $F = 9.2\%$, $\eta_{1300} = 1.2 \text{ poise}$) より成る、粗粒、微粒炭素粉を重量比で 8:1 (総量 4.5%) に配合した整層溶融型 (Bタイプ) と、前者を減量し後者を増量することにより高速用に改良した非焼結型 (Aタイプ) の二種類のパウダーを用いた彎曲型連铸機による低炭 Al キルド鋼高速連铸時に、(1). 铸型内パウダー層の採取、層構造のマクロ・ミクロ観察、(2). 層内温度分布測定、を行なった。

3. 実験結果： Bタイプのパウダーの溶融スラグ層厚は図1に示すように V_R と共に減少し、溶融速度の V_R に対する追従性が悪い。パウダー層内厚さ方向の温度分布には図2のように曲率変化が明瞭に認められ、境界の明瞭な積層構造の存在を示している。一方、Aタイプのパウダーでは曲率変化は比較的小さく、境界の不明瞭な層構造を示唆する。また、1200~1400℃間の半溶融層部分の温度勾配はBタイプより大きい (図2、3)。この事実は図4に示したパウダー層のミクロ構造が、Bタイプの融着型とは異なり、Aタイプでは微粒炭素粉の増量により基材粒間、スラグ融滴間の合体が防がれた結果、融滴型半溶融層となり、融着度が小さい故に有効熱伝導度が小さくなったためであろう。パウダー消費量の多いコーナー部のパウダー層内の温度勾配が $1/4$ 幅部に比べて V_R と共に増大する傾向はBタイプに著しい。これは融着型構造では高速連铸時に層構造の定常状態を実現し難いことを示している。Aタイプのパウダーのように、溶融スラグ層厚および温度分布に反映される層構造が、共に V_R の変化に対して安定であり、さらに半溶融層の断熱性が良好なパウダーが高速連铸に適している。Aタイプの層構造が定常状態に安定しているのは、粗粒炭素粉の配合を減量したため、

これが構成する骨格構造が粗になり、スラグ小滴の溶融層への滴下がスムーズに進行することも寄与している。

(1)桜谷ら；鉄と鋼、65 (1979)、S-238、(2)武ら；ibid、66(1980) S-140

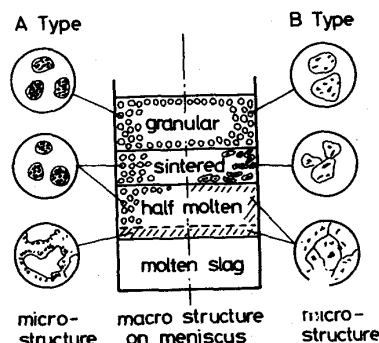


図4 パウダー層のミクロ構造

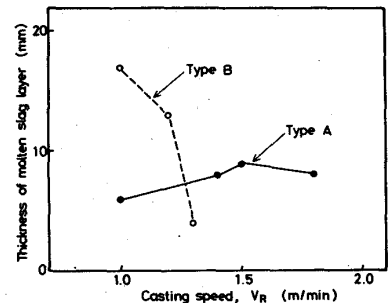
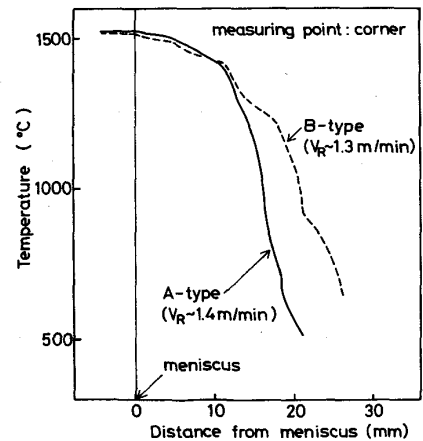
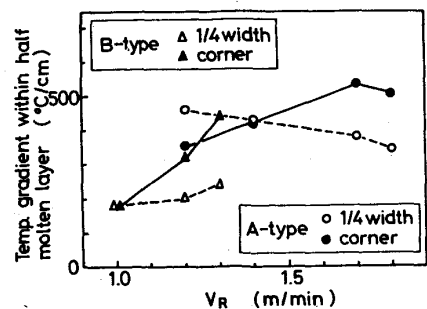
図1 溶融スラグ層厚の V_R 依存性

図2 パウダー層内温度分布

図3 半溶融層内温度勾配の V_R 依存性