

SHINAGAWA TECHNICAL REPORT

初期凝固シェル緩冷却とモールド内
適正抜熱を両立させた高塩基度化
モールドパウダーによる鑄片割れ抑制

Prevention of the Surface Cracks by New High
Basicity Mold Powders with Ideal Balance
between Softer Heat Removal in Initial Stage and
Sufficient Total Heat Removal in the Mold

伊 藤 純 哉
Junya Ito

岩 本 行 正
Yukimasa IWAMOTO

山 下 翔 悟
Shogo YAMASHITA

片 山 大 輔
Daisuke KATAYAMA

品川技報

初期凝固シェル緩冷却とモールド内適正抜熱を両立させた 高塩基度化モールドパウダーによる鑄片割れ抑制

Prevention of the Surface Cracks by New High Basicity Mold Powders with Ideal Balance between Softer Heat Removal in Initial Stage and Sufficient Total Heat Removal in the Mold

伊 藤 純 哉^{*1} 山 下 翔 悟^{*2}
Junya ITO Shogo YAMASHITA
岩 本 行 正^{*3} 片 山 大 輔^{*4}
Yukimasa IWAMOTO Daisuke KATAYAMA

要 旨

中炭素鋼や包晶鋼の連続鑄造では一般的に高塩基度モールドパウダー（塩基度 $\text{CaO}/\text{SiO}_2=1.1\sim 1.4$ ）が適用されている。しかしながら、依然として鑄片縦割れの問題があり、モールドパウダーによる改善が要求されている。鑄片割れの起点となるメニスカス近傍での凝固シェル緩冷却化に着目し、新たに開発したスラグフィルムシミュレーション試験を活用して検討を行った結果、1.5以上の高塩基度組成が効果的であることを見出した。新たに開発した高塩基度モールドパウダーはスラグフィルム中の結晶層成長速度を速めてメニスカス近傍の緩冷却化を達成し、かつ結晶化温度を調整することで適切な凝固シェル厚みの確保が可能である。本技術は実鑄造において鑄片割れ抑制効果が確認され、現在は高速鑄造や高合金鋼など幅広い条件で活用されている。

Abstract

Generally, high basicity mold powders ($\text{CaO}/\text{SiO}_2=1.1-1.4$) have been used to cast medium and peritectic carbon steel. However, longitudinal surface cracking can still be an issue. Because softer heat removal in the mold meniscus area is required to prevent surface cracking, the crystallization properties of mold powder slags with higher basicity (>1.5) was investigated. A new very high basicity powder was developed using the results of our own unique slag film simulator. This new mold powder provides softer heat removal in the meniscus area. This new technology improved steel surface quality and provided sufficient solidified shell thickness when used in actual casting.

1. 緒言

鋼の連続鑄造においてモールドパウダーはモールドに投入され、溶鋼から熱を受けて溶融し、溶鋼表面に溶融スラグ層および未溶融層を形成す

1. Introduction

In the steel continuous casting process, mold powder is added to surface of the molten steel as it passed through a water-cooled mold. Heat

^{*1} 技術研究所 第3研究部 第2研究室 主任研究員 Staff Manager, Mold Powder R&D Sec., Research Dept. No.3, Research Center

^{*2} 技術研究所 第3研究部 第2研究室 Mold Powder R&D Sec., Research Dept. No.3, Research Center

^{*3} 技術研究所 第3研究部 第2研究室 室長 General Manager, Mold Powder R&D Sec., Research Dept. No.3, Research Center

^{*4} Technical Manager, Shinagawa Advanced Materials Americas, Inc.

る。溶融スラグはモールドのオシレーション、重力および凝固シェルの引き抜きにより凝固シェルとモールドの間に流入し約1 mmから2 mm厚のスラグフィルムを形成し、モールド下部から排出され消費されていく。このプロセスにおいて、モールドパウダーは溶鋼の再酸化防止、溶鋼表面の保温、溶鋼中の介在物の吸収除去、モールドと凝固シェル間の潤滑および抜熱量調整を行い、鋼の品質向上や安定操業に貢献する。

スラグフィルム中ではモールドからの冷却により結晶層が生成して抜熱抵抗を与える。モールド内抜熱は鋼の凝固挙動や表面品質に大きく影響を与えることから、抜熱量の適正化はモールドパウダー開発において重要な要素の一つである。中炭素鋼（鋼中のカーボン濃度0.08–0.18%）は凝固過程において δ 相から γ 相への変態を伴い、その密度差から収縮量が大きく、凝固シェルが不均一に生成しやすい¹⁾。初期凝固シェルが不均一に生成するとシェル厚みの薄い部分に応力が集中しやすく、鑄片表面の凹み、深いオシレーションマーク形成および表面割れを引き起こす。特に高速鑄造時や高合金含有鋼などではより表面割れが発生しやすくなる²⁾。

凝固シェルの均一に生成させるためにはスラグフィルムの抜熱抵抗を高め、鑄片を緩冷却することが有効である。中炭素鋼の鑄片割れ抑制に着目したモールドパウダーの開発は1980年代から活発になり、塩基度1.1ないし1.4程度への高塩基度化によるCuspidine ($3\text{CaO}-2\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$) 結晶の高結晶化温度化(高凝固温度化)で鑄片を緩冷却する手法が多く報告され、現在は一般的な手法として定着している³⁻⁹⁾。その後もさらなる高塩基度化^{10, 11)}や結晶化速度に着目した開発^{12, 13)}などが進められたが、鋼品質や安定操業への要求に対して未だ不十分であり、より操業を模擬した評価方法やモールドパウダー技術の発展が望まれている。

従来手法である高塩基度化による高結晶化温度化は緩冷却効果を高める反面、スラグフィルム中の液体層厚みを低減させて潤滑性を損ないブレー

from the molten steel in the mold initiates the melting of the powder, resulting in the presence of a layer of un-melted powder resting upon a layer of molten slag. The molten slag fills the gap between mold and solidified steel shell by the forces of mold oscillation, dragging by the steel shell, and gravity. Molten slag in the gap forms a slag film with a thickness of about 1mm to 2mm. The slag film eventually exits through the bottom of mold. During this process, mold powder provides several essential functions including the prevention of re-oxidation of the steel, thermal insulation, absorption of inclusions, mold lubrication, and heat removal control for improved steel quality and stable casting operation.

A crystal layer is formed in the slag film beside the mold wall during cooling, and it provides resistance to heat transfer from the steel shell to the mold wall. The heat removal in the mold greatly influences the solidification behavior of the steel and the strand surface quality. Optimization of the heat removal is one of the most important roles of mold powder development.

Strand surface cracks when casting peritectic and medium carbon steel grades in carbon range 0.08% to 0.18% are caused by uneven solidification of the steel shell due to the $\delta \rightarrow \gamma$ phase transformation that is accompanied by high solidification shrinkage¹⁾. Uneven solidified shell in the initial stage easily causes depressions, deep oscillation marks, and several kinds of cracks on the strand surface because the thinner shell thickness can result in local areas of high stress. Strand surface cracks are more likely to occur with high speed casting and/or high alloy content grades²⁾.

In order to make a uniform solidified shell, an effective and common method is to have softer heat removal in the mold with increased heat resistance in the slag film. The mold powder development for the prevention of surface cracks on medium carbon grades has been active since the 1980s. Multiple investigations on higher

クアウトが発生しやすくなるだけでなく、凝固シェル厚み不足や非定常バルジング等も発生しやすくなるため、高速鋳造に対しては限界がある。さらに現在は低速鋳造でも潤滑性と適正抜熱量のバランスから結晶化温度が限界まで高められている製品が多く、これまで以上に結晶化温度を高めた緩冷却強化は事実上困難な場合もある。

このような背景から、筆者らは潤滑性や抜熱量を確保しつつ、更に鋳片表面品質を向上させるためには不均一凝固の起点となるメニスカス近傍での緩冷却化が有効であると考えた。メニスカス部の緩冷却化はモールドと凝固シェルの間隙に流入したモールドパウダースラグが早い段階で結晶化し、抜熱抵抗を高めることで達成できると考えられる。そのためにはどのような成分系や塩基度に設定する必要があるのか、独自に開発したスラグフィルムシミュレーション試験を用いて検討した。その結果、塩基度1.5以上の高塩基度領域において、スラグフィルム中の結晶層成長速度が大幅に高くなることを見出し、新しい中炭素鋼用モールドパウダーを開発したので報告する。

2. 実験

2.1 実験方法

Fig.1に独自に開発したスラグフィルムシミュレーション実験装置を示す。これは、モールドパウダーを充填した白金坩堝を電気炉内で加熱し、溶融後に水冷スリットを内部に持つステンレスパイプを浸漬するものである。水冷ステンレスパイプは昇降装置に接続され、上下振動を与えることができる。この装置で水冷ステンレスパイプを連鋳機におけるモールドとみなすと、オシレーション振動している水冷モールドに接触したパウダースラグの状態が再現されていることがわかる。また、ステンレスパイプ浸漬中に冷却水の温度を流入側と排出側で測定できるので、冷却水の温度差から求めた熱流束で冷却能力を定性的に評価することができる。

実験は、 $\phi 86 \times 140\text{mm}$ の白金ルツボを用いパ

basicity (CaO/SiO_2) powders, in the range of 1.1 to approximately 1.4, indicate that as the formation of Cuspidine ($3\text{CaO}-2\text{SiO}_2-\text{CaF}_2$) increases, a crystallization temperature that more likely to yield softer heat removal is reported. This technique has become a popular practice when formulating mold powders³⁻⁹. After that, further developments that increased/optimized basicity^{10,11} and focused on crystallization speed^{12,13} were conducted. However, as of today, those technologies have not yielded improved steel quality or operational improvements. Thus, it was necessary to develop new, more effective mold powder technologies and evaluation methods.

The conventional method of increasing crystallization temperature with higher basicity can increase the effect of softer heat removal. However, this could also lead to problems at high speed casting speeds due to lack of lubrication from insufficient liquid layer thickness in the slag film, insufficient shell thickness, and bulging of the strand. In addition, it is possible that further reduction in heat removal with increased crystallization temperature might be difficult in many casting situations, including slow speed casting. This is because almost all conventional mold powder products have already maximized the crystallization temperature which can maintain both lubrication and heat removal.

According to the above background, authors understood that softer heat removal, particularly in the meniscus area where the uneven solidification occurs, is effective in improving strand surface quality. It is assumed that softer heat removal early in meniscus area can be achieved by increasing the heat resistance with quick crystallization as mold powder slag flows into the gap between the mold wall and the solidified shell. In this investigation, optimization of the chemical composition and basicity for crystallization were considered based on a newly developed slag film simulation test. Testing results were then used to develop a new high basicity mold powder for the medium

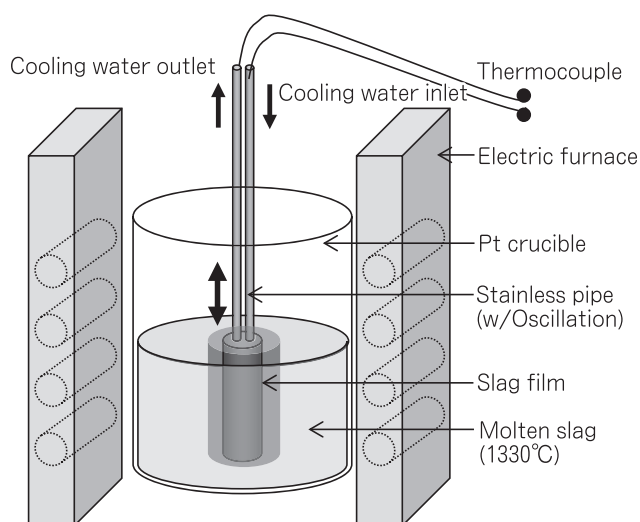


Fig.1 Schematic image of slag film simulator.

ウダー試料を1330℃で溶融、 $\phi 10\text{mm}$ のステンレスパイプを40mm浸漬し、 $\pm 4\text{ mm}$ のストロークで100cpmのオシレーションを与えて行った。浸漬時間は、10, 30, 60, 180秒とし、所定時間浸漬後に引き上げ、生成したスラグフィルムの外観観察、切断面観察、結晶層厚みの測定を行った。さらに、スラグフィルム中に生成した結晶種をX線回折で同定し、研磨面の光学顕微鏡観察により、結晶層の組織を観察した。試験中の冷却水量は $600\text{ml}\cdot\text{min}^{-1}$ ($10^{-5}\text{m}^3\cdot\text{s}^{-1}$)とし、冷却水の入口および出口の温度を熱電対で連続的に測定した。

試験に用いたモールドパウダーは塩基度を変化させた7種類である。Table 1に試料の特徴を示す。塩基度の影響を評価するために、フッ素量はCuspidineを良好に生成させる10～12mass%の範囲に固定した。また、他成分量の調整で1300℃に

carbon grades, where the crystal layer formation rate is increased due to its higher basicity (over 1.5) composition.

2. Experimental

2.1 Experimental method

Fig.1 shows a schematic image of the slag film simulation test that has been developed. The mold powder sample was melted in a platinum crucible in an electric furnace, and then a water cooled stainless steel pipe was dipped into the molten slag. The stainless pipe is attached to a motor lift, and oscillation movement was added. The water cooled stainless pipe simulated the water cooled mold of a caster, and the simulation test can yield conditions that the powder slag would experience in the mold. In addition, heat flux measurement and evaluation are available, because each inlet and outlet water temperature of the cooling water can be measured by thermocouples in this system.

The test was performed with a molten slag temperature at 1330 degree C in a $\phi 86\times 140\text{mm}$ platinum crucible. The stainless pipe diameter was 10mm, and it was dipped into the molten slag to a depth of 40mm from the surface. Oscillation movement was set at $\pm 4\text{mm}$ stroke and 100 cycles per minute frequency.

Dipping times were specified for 10, 30, 60, and 180 seconds. The stainless pipe was pulled up from molten slag bath after each dipping time. The slag film that formed around the pipe surface was collected for appearance and cross section observations, and the crystal layer thickness was measured. In addition, a polished surface of the crystal layer structure was

Table 1 Specifications of mold powder samples

Mold Powder Sample	A	B	C	D	E	F	G
Basicity (CaO/SiO ₂)	1.14	1.25	1.45	1.48	1.55	1.55	1.64
F / mass%	12.0	12.0	11.3	11.7	10.6	10.0	12.3
Crystallization Temp. / °C	1080	1100	1195	1195	1200	1125	1210
Viscosity at 1300°C / Pa·s	0.06	0.06	0.08	0.08	0.09	0.08	0.08

における粘度を $0.06\sim0.09\text{Pa}\cdot\text{s}$ とし、バルクスラッグの粘度の影響を無視できるレベルとした。さらに結晶化温度は、塩基度とともに上昇するが、試料Fは他成分の調整により、高塩基度にも関わらず低いレベルに設定した。

2. 2 実験結果

ステンレスパイプ表面に形成されたスラグフィルムの外観写真をFig.2に示す。浸漬時間が10秒と短い場合、塩基度1.14から1.48のサンプルA, B, CおよびDのスラグフィルムは大部分がガラスであったのに対し、塩基度が1.55以上のサンプルE, FおよびGのスラグフィルムは全面が結晶であった。浸漬時間30秒では、塩基度1.45以上のサンプ

observed by optical microscope, and the crystal was identified by X-ray diffraction.

The water flow rate in the stainless pipe was fixed at $600\text{ml}\cdot\text{min}^{-1}$ ($10^{-5}\text{m}^3\cdot\text{s}^{-1}$), and the inlet and the outlet temperature were measured continuously with thermocouples.

Seven grades of differing basicity mold powder samples were used for the test. Characteristics of the samples are listed in Table 1. In order to evaluate the effect of basicity on slag crystallization, the Fluorine content was fixed in a range from 10mass% to 12mass% to allow Cuspidine crystallization in each sample. These mold powder samples also adjusted the viscosity range within $0.06\text{Pa}\cdot\text{s}$ to $0.09\text{Pa}\cdot\text{s}$ by changing other

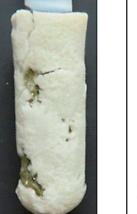
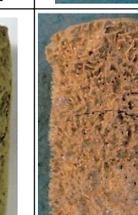
Sample		A	B	C	D	E	F	G
CaO/SiO ₂		1.14	1.25	1.45	1.48	1.55	1.55	1.64
Time / sec	10							
	30							
	60							
	180							

Fig.2 Characteristics of test samples and slag film appearances.

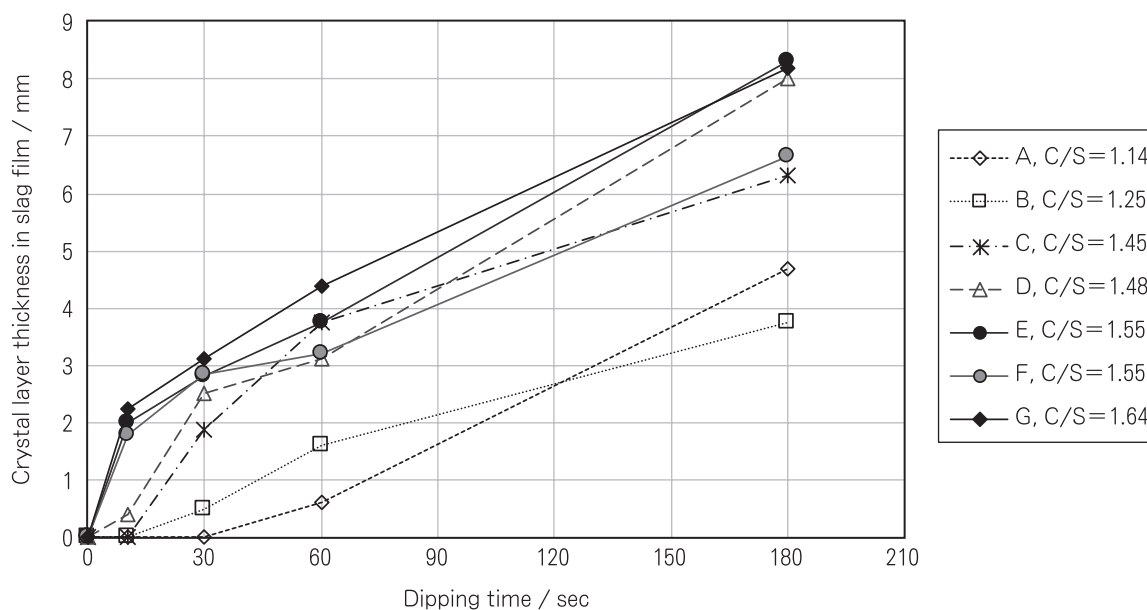


Fig.3 Average crystal layer thickness in slag films (20mm depth position, C/S=basicity).

ルC, D, E, FおよびGで, 60秒では, 塩基度1.25以上のサンプルで全面結晶化が認められた。さらに, 180秒においては, 全サンプルで全面結晶生成となった。

浸漬深さ20mm位置で測定された各サンプルの平均結晶層厚みをFig.3に示す。浸漬初期の10秒では塩基度1.55以上のサンプルE, FおよびGで明確な結晶層厚みが認められた。さらに浸漬時間30秒でも高塩基度品の結晶層厚みは厚く形成する傾向を示した。一方, 60秒以降のスラグフィルム厚み生成の傾きにおけるサンプル間の差は60秒以前と比較して小さくなった。塩基度が1.55で同等のサンプルEとサンプルFの結果から, 浸漬時間60秒以後のスラグフィルム厚みは結晶化温度が高い方が厚くなることが判明した。すなわち, 結晶化温度の低下によって60秒以降の結晶層厚みの成長が低下する。

結晶層厚みの経時変化から求めた結晶層成長速度をFig.4に示す。浸漬時間0から10秒間における結晶層成長速度は塩基度1.48以上で高くなった。10から30秒間では10秒未満で結晶生成が小さかった塩基度1.45および1.48のサンプルで上昇した。30秒から180秒においては塩基度の明確な影響は

chemical compositions in attempt to eliminate the effect of the slag viscosity in the test.

In theory, crystallization temperature is increased as basicity goes up, however, sample F was intentionally designed to have a lower crystallization temperature by adjusting the other components.

2.2 Experimental result

Fig.2 shows the appearance of the slag film formed on the stainless pipe surface. At a dipping time of 10 seconds, the slag films of Samples A, B, C, and D with basicity in the range of 1.14 to 1.48, were primarily glassy, whereas that of Samples E, F and G with basicity ≥ 1.55 were entirely crystalline. At a dipping time of 30 seconds, the slag films of Samples C, D, E, F, and G with basicity ≥ 1.45 were entirely crystalline. When the dipping time was increased to 60 seconds, the slag films with basicities ≥ 1.45 again all formed the crystal phase. Furthermore, when the dipping time was 180 seconds, the slag films of Samples A to G were entirely crystalline.

Fig.3 shows average crystal layer thickness at 20mm depth position for each of the slag films. The Samples E, F and G, with basicities

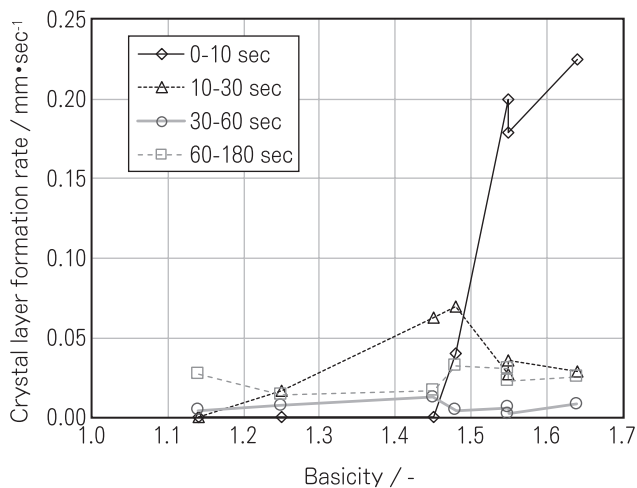


Fig.4 Crystal layer formation rate.

認められなかった。

また、スラグフィルムのXRD解析の結果から、全サンプルの生成結晶はほぼCuspidineであることが確認できた。

各パウダーサンプルの抜熱挙動を調査するためにステンレスパイプの冷却水入口温度と出口温度の差から(1)式によって算出した熱流束 H_f [$W \cdot m^{-2}$] をFig.5に示す。

≥ 1.55 , demonstrated an obviously crystalline layer in the slag film for a dipping time of 10 seconds. Furthermore, when the dipping time was increased to 30 seconds, the thickness of the crystal layer of the high basicity samples tended to be substantial. The difference of slag film thickness formation gradient in the samples in 60 to 180 seconds dipping times was smaller than that of the data in 0 to 60 seconds. From the results of Samples E and F with basicity of 1.55, the slag film thickness for dipping times of 60 seconds or more was increased as the crystallization temperature increased. Thus, the degree of crystal layer thickness formation after 60 seconds was decreased by lower crystallization temperature.

Fig.4 shows the crystal layer formation rate calculated by the time-dependent change of the crystal layer thickness. The crystal layer formation rate for a dipping time 0 to 10 seconds tended to be increased when the basicity was over 1.48. For the dipping time 10 to 30 seconds, the crystal layer formation rate for basicities of 1.45 and 1.48, which displayed low crystallization at 0 to 10 seconds, were increased. At

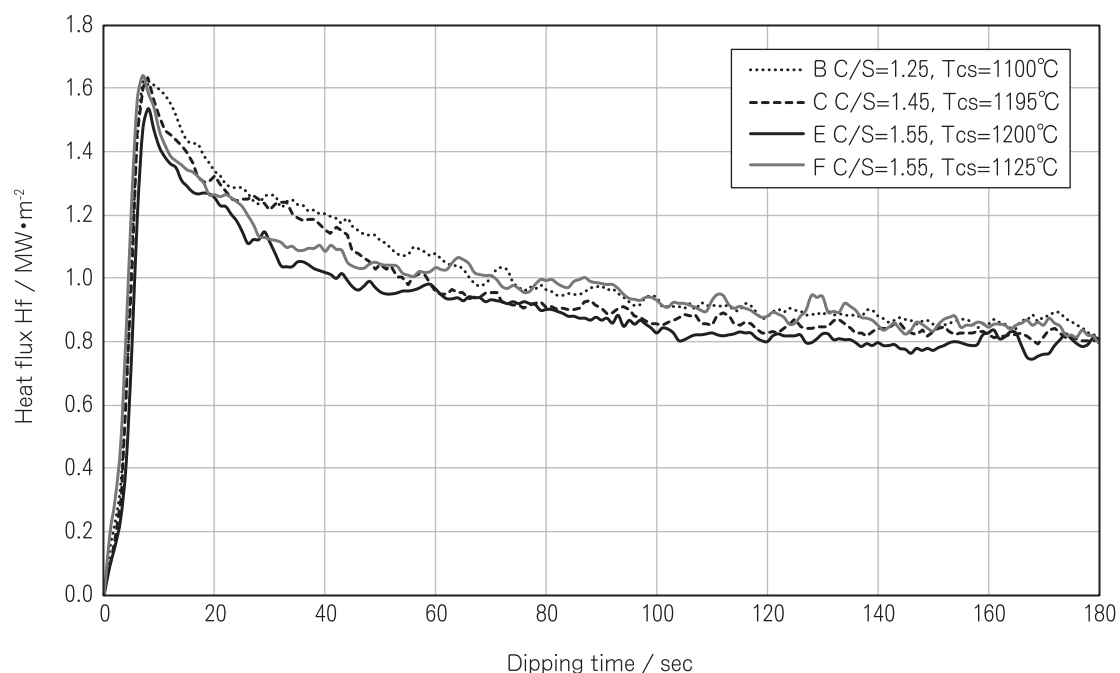


Fig.5 Heat flux in the slag film simulation test (C/S=basicity, T_{cs} =crystallization temp.).

$$Hf = c \cdot \rho_w \cdot F \cdot \Delta T / A \quad \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 c は水の比熱 [$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$], ρ_w は水の密度 [$kg \cdot m^{-3}$], F は冷却水量 [$m^3 \cdot s^{-1}$], ΔT は冷却水の出入温度差 [K], A はステンレスパイプの浸漬面積 [m^2]である。計算において $c = 4.1868 \times 10^3$, $\rho_w = 1000$ とした。熱流束は浸漬直後に急上昇して極大点に到達する。その後、緩やかに低下し、おおよそ120秒付近から定常状態となった。高塩基度組成のサンプルEおよびFは低塩基度のサンプルBおよびCと比較して極大値到達後の熱流束の低下が大きくなった。また、熱流束の低下の傾きが緩やかとなる60秒付近からの熱流束は塩基度が同等でも結晶化温度の高いサンプルE (1200℃)は低いサンプルF (1125℃)と比較して低い傾向を明確に示した。

Fig.6に結晶化温度と、熱流束が安定した180秒浸漬時のスラグフィルム厚みの関係を示す。結晶化温度が高いほどスラグフィルムが厚くなる傾向が認められた。スラグフィルム厚み形成や熱流束の挙動から、60秒以前の結晶層成長速度や熱流束は塩基度の影響を受けやすく、一方、60秒以降は塩基度よりも結晶化温度の影響が大きい傾向が判明した。

本試験においてステンレスパイプに形成され

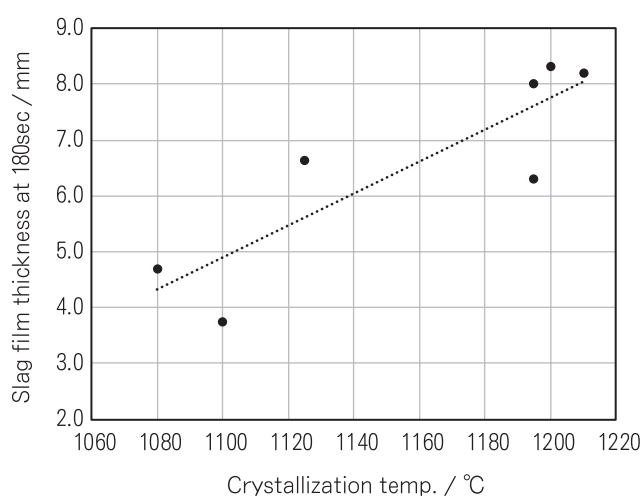


Fig.6 Relationship between slag film thickness at 180sec and crystallization temperature.

the dipping time from 30 to 180 seconds, no definite influence of basicity on the crystal layer formation rate was observed. In addition, it was determined from the XRD analysis results that the crystals formed in all of slag film samples were primarily Cuspidine.

To evaluate the heat removal properties of each sample, Fig.5 shows the heat flux Hf [$W \cdot m^{-2}$] calculated by equation (1), which is obtained using the cooling water temperature difference between the inlet and the outlet in the stainless pipe.

$$Hf = c \cdot \rho_w \cdot F \cdot \Delta T / A \quad \dots\dots\dots (1)$$

Where, c is specific heat of water [$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$], ρ_w is density of water [$kg \cdot m^{-3}$], F is cooling water rate [$m^3 \cdot s^{-1}$], ΔT is temperature difference of the inlet and the outlet [K], A is dipping area of the stainless pipe [m^2]. In the calculation; $c = 4.1868 \times 10^3$ and $\rho_w = 1000$. The heat flux was increased immediately after the dipping, and it reached to the maximum point. After that, it gradually declined and became a steady state after 120 seconds. High basicity Samples E and F showed a large drop in heat flux after maximum point as compared with low basicity Samples B and C. Furthermore, for dipping times after 60 seconds, it was clearly shown that the heat flux of high crystallization temperature Sample E (1200 degree C) was lower than low crystallization temperature Sample F (1125 degree C).

Fig.6 shows the relationship between the crystallization temperature and the slag film thickness at 180 seconds. It was found that the slag film thickness increased as the crystallization temperature increased. According to the experiment results of slag film thickness formation and the behavior of heat flux, the crystal layer formation rate and heat flux before 60 seconds were influenced by the basicity. On the other hand, after 60 seconds, it was also observed that the influence of crystallization temperature on the crystal layer formation rate and heat flux was much larger than just sample

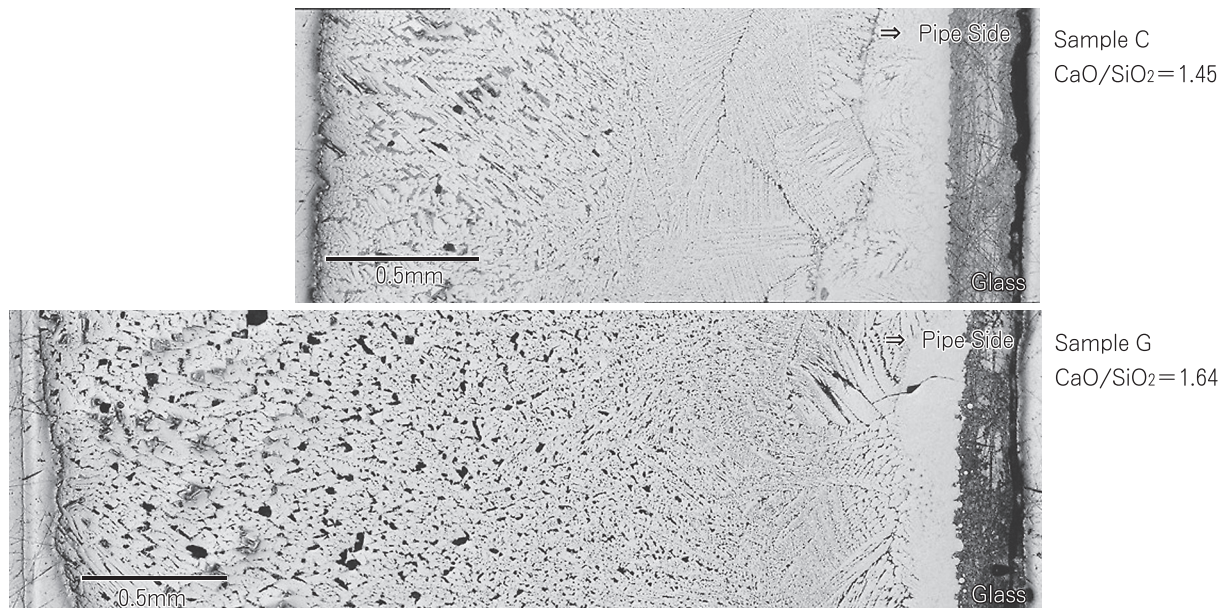


Fig.7 Cross section of slag films.

たスラグフィルムの結晶組織観察結果の一例を Fig.7に示す。ステンレスパイプ近傍は浸漬直後に急冷却されるためガラス層となり、その外側に微細な結晶層が形成され、ステンレスパイプから距離が遠くなるに従ってデンドライト状の結晶粒が大きく成長していた。また、本試験で得られたスラグフィルムの結晶組織は、実機铸造終了時にモールド内から採取されたスラグフィルムの組織と酷似していた。低塩基度サンプルCのスラグ浴側の結晶は、細かい針状をしていたが、高塩基度サンプルGのスラグ浴側の結晶粒は粗く、凝固収縮に伴って形成される空孔(黒色部分)の割合が高かった。

2. 3 考察

実際の連铸においてメニスカスでモールドと凝固シェルの隙間に流入した溶融パウダースラグは、鋳片の引き抜きに沿って一定速度で結晶化しながら降下していく。これより、Fig.3の横軸をメニスカスからの深さに、縦軸を結晶層厚みに疑似的にみなすことができる。ここで、鋳片の有無、スラグフィルム厚み、拔熱の条件などが実機とは異なるため、定性的な大小関係しか議論できない点に

basicity.

Fig.7 shows examples of the crystal structure observation results for the slag film formed on the stainless pipe surface. Because molten slag near the stainless pipe was rapidly cooled after dipping, a glass layer was formed, and a fine crystal layer was formed outside the glass layer. As the distance from the stainless pipe surface increased, the dendritic crystal grain growth was greater. In addition, the crystal structure of the slag film obtained in this test was very similar to samples from the mold during actual casting. The molten slag side of the low basicity Sample C composed of fine acicular crystal grains. On the other hand, the high basicity Sample G was composed of coarse crystal grains, and since the solidification shrinkage amount was high, the rate of the pores (black portion) was increased.

2. 3 Discussion

In actual casting, molten slag flows into the gap between the mold and the steel shell from the meniscus with constant velocity as the cast strand withdraws, and the crystal layer in the slag film forms as it moves down the mold. In this process, it can be considered that the

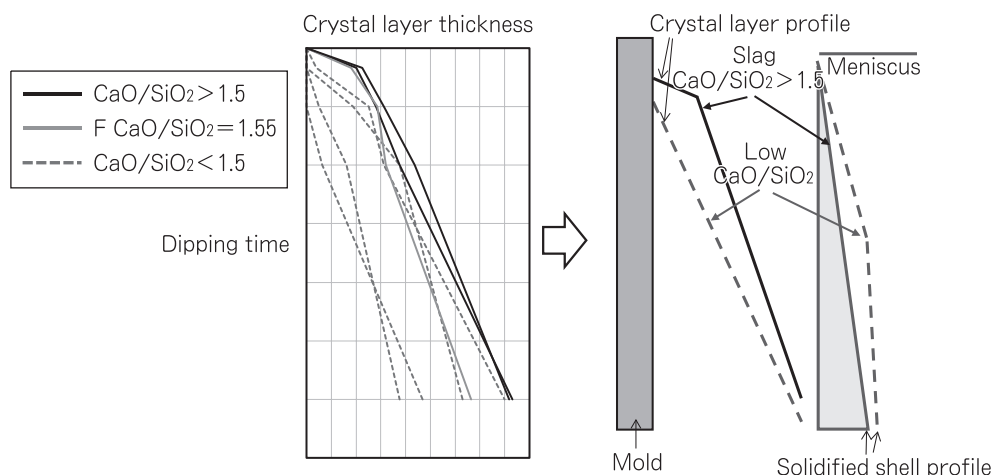


Fig.8 Image of crystal layer profile.

注意が必要である。Fig.8にメニスカスからの深さと結晶層の厚みの定性的な関係を示す。塩基度の高いサンプルはメニスカス付近で比較的厚い結晶層が形成されることがわかる。結晶層の形成は結晶間の空隙の形成³⁾、物質界面の熱抵抗、不透明化による輻射伝熱の低下^{14,15)}、モールドと結晶層表面の凹凸による界面熱抵抗⁷⁾等により総括熱伝導率を低下させることがわかっており、高塩基度品はメニスカス付近における熱抵抗の増大に寄与すると考えられる。この効果はFig.5の熱流束結果においても示されている。スラグフィルムシミュレーション試験中、高塩基度サンプルを使用した場合の熱流束は最大値を示した直後から60秒までの低下が著しい。これは、短時間で結晶層の形成と成長が生じたためであるとすれば説明できる。このように、実験における浸漬初期、すなわち実機におけるメニスカス付近の抜熱は高塩基度パウダーを使用することで抑制できると考えられる。

これに対し、Fig.5におけるサンプルEとFの比較から、60秒付近からの熱流束は塩基度が同等でも異なり、Eの方が低い結果を示した。これは、Fig.3において60秒以降はサンプルEの方が厚い結晶層厚みを示したことに対応していると考えられる。EとFの違いは結晶化温度である。この段階は結晶層が緩やかに成長している時間帯である

horizontal axis of Fig.3 represents the distance from the meniscus and the vertical axis of Fig.3 represents the thickness of crystallization layer. However, it should be noted that this interpretation can be used for the discussion of only the relative magnitude because there are differences between the actual casting and this consideration including no steel strand existence, slag film thickness, and heat removal condition. Fig.8 shows the relationships between distance from the meniscus and thickness of crystal layer profile. It was found that high basicity samples formed comparatively thicker crystal layer. Formation of the crystal layer can reduce total thermal conductivity by pores in the crystal layer³⁾, heat resistance of material interface, reducing heat radiation by opacity^{14,15)}, and interfacial heat resistance caused by roughness of crystal layer surface on the mold wall⁷⁾. Due to these factors, high basicity products can increase the thermal resistance in the meniscus area. This effect appeared to be confirmed based on the results of the heat flux in the slag film simulation test in Fig.5. In the slag film simulation test, high basicity samples showed a significant heat flux drop from the maximum point time to after 60 seconds. This should be due to the quick formation and growth of a crystal layer. Thus, the heat flux at the initial

と考えられ、結晶化温度の高い方で結晶が発達しやすく、結晶層厚みの厚い方が断熱性に優れることから、総括熱伝導率を低下させたと考えられる。このように、一定時間経過後の結晶層の安定成長期は結晶化温度が熱流束に強い影響を与えることから、Fig.6は一定時間経過後、すなわちモールド下部の総括的な断熱性を示しているといえる。結晶化温度とスラグフィルムの厚さの関係は、溶融パウダースラグ内における水冷パイプからの距離と温度の関係で説明できる。一定時間経過後の水冷ステンレスパイプ表面からの温度勾配はほぼ同等とみなせ、パウダースラグの結晶化温度が高くなる程パイプ表面から遠い位置で結晶化、固化が完了する状況は考えやすい。

実機における高速 casting において、モールド下部では潤滑性確保および適正な凝固シェル厚み確保の観点から、結晶層厚みを薄くした方が有利である。そのためには結晶化温度を低くして結晶層厚みを薄くする方がよい。本開発では例えばFig.8中におけるサンプルFのように塩基度と結晶化温度を独立して調整することができ、操業条件に合わせた特性のアレンジが可能である。

3. 実機試験

2項で得られた知見により開発した数種の高塩基度かつ適正放熱量を得られるように結晶化温度を調整したモールドパウダーを casting 速度 $1.1\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ の低速条件である連続 casting 設備A、 $1.7\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ 以上の高速条件である連続 casting 設備Bで試験した。また、試験は全て鋼中カーボン濃度が $0.08\text{--}0.18\%$ の範囲内にある中炭素鋼で実施された。

3.1 連続 casting 設備Aへの適用

連続 casting 設備Aにて、塩基度1.2と1.8のモールドパウダーを比較試験したときのモールド銅板温度をFig.9に示す。塩基度1.8の開発品は塩基度1.2と比較して上段熱電対温度が低下し、メニスカス近傍での緩冷却化が確認できた。一方、下段熱電対温度は開発品の方が高くなった。

stage in this test, which means heat removal at the meniscus area in the actual casting, should be decreased by using high basicity mold powder. On the other hand, the heat flux of Sample E after around 60 seconds was lower than that of Sample F despite having the same basicity. This result might correspond to the crystallization layer of Sample E being thicker than that of Sample F, after around the 60 second mark in Fig.3. The difference between Samples E and F is the crystallization temperature. This might be associated with the fact that the crystal layer growth is slower. Mold powders with higher crystallization temperature tend to yield a thicker crystal layer and provide lower heat transfer, this results in a decrease of the total thermal conductivity. As just described, because the crystallization temperature significantly affects the heat flux in moderate crystal layer growth over time, Fig.6 results suggest the total insulation property is influenced after certain period in the bottom part of the mold. The relationship between crystallization temperature and thickness of crystal layer can be explained by the distance and the temperature in the water cooled stainless pipe dipping into molten slag. The temperature gradient at the surface of water cooled stainless pipe can be considered almost equal after a certain period, thus it is more likely to form a crystal layer and complete solidification at the farther point of stainless pipe when the mold powder has a higher crystallization temperature. In the high speed casting conditions, forming a thinner crystal layer at bottom of the mold is effective in providing sufficient lubrication and maintaining solidified shell thickness. The thickness of the crystal layer should be decreased with a low crystallization temperature to gain this effect. In this development, basicity and crystallization temperature can be designed separately, like with Sample F in Fig.8, to arrange properties for various casting conditions.

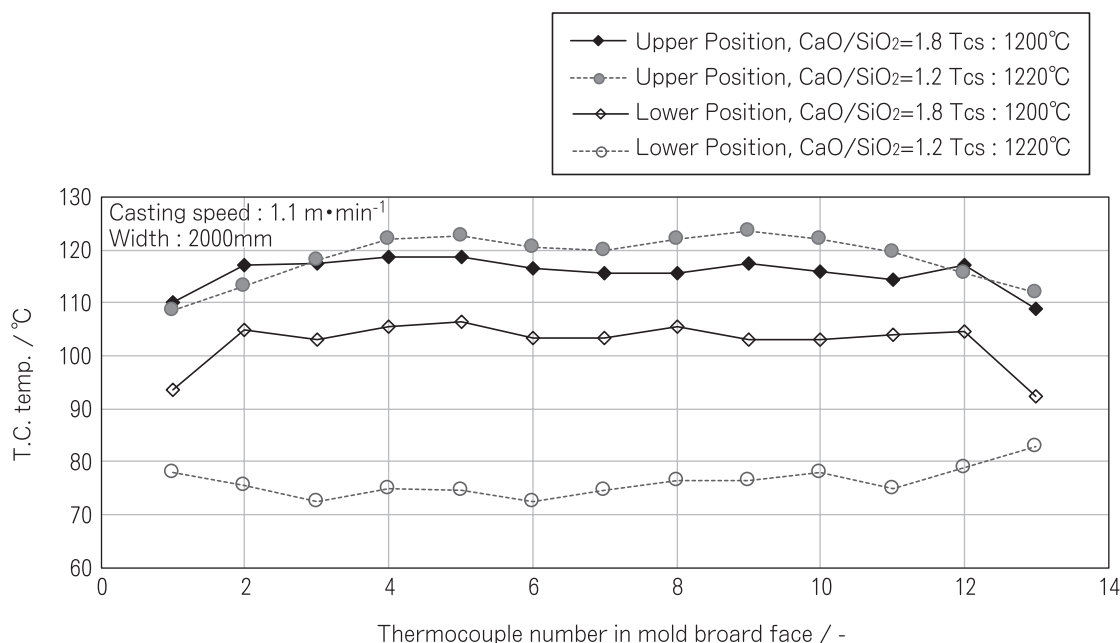


Fig.9 Thermocouple temperature profile in the mold (Tcs=crystallization temp.).

さらに抜熱挙動を比較評価するために、モールド冷却水温度差を用いて(2)式より求めたモールド長辺熱流束 H_w [$W \cdot m^{-2}$]をFig.10に示す。ここで、 c は水の比熱 [$J \cdot kg^{-1} \cdot K^{-1}$]、 ρ_w は水の密度 [$kg \cdot m^{-3}$]、 F_w はモールド長辺冷却水量 [$m^3 \cdot s^{-1}$]、 ΔT_w はモールド長辺冷却水の入出温度差 [K]、 L_w はモールド長辺長さ [m]、 L_m はモールド有効長 [m]である。計算において $c=4.1868 \times 10^3$,

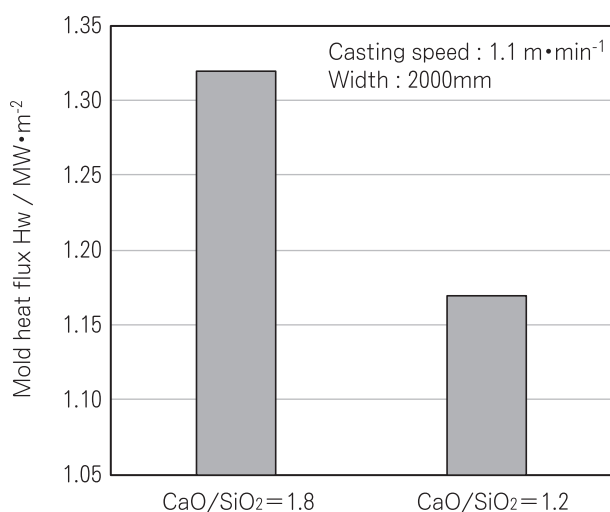


Fig.10 Mold heat flux.

3. Actual Casting Results

New high basicity mold powders were designed with the results and knowledge that were described in paragraph 2. The developed mold powders have been trialed on both a low speed casting ($1.1 m \cdot min^{-1}$) machine “Caster A”, and a high speed casting (over $1.7 m \cdot min^{-1}$) machine “Caster B”. These trials were conducted on peritectic and medium carbon steel grades with carbon range were 0.08 to 0.18%.

3.1 Trial result at Caster A

Fig.9 shows the thermocouple temperature profile results in the mold that were used to evaluate the mold powder basicity effect on powders with basicities of 1.2 and 1.8 on Caster A. The mold powder with a basicity 1.8 showed a lower temperature profile in upper position in the mold as compared with the powder with a lower 1.2 basicity. This result suggested that heat removal in meniscus area became softer with higher basicity. On the other hand, the lower position temperature profile of high basicity mold powder was detected to be higher than low basicity powder.

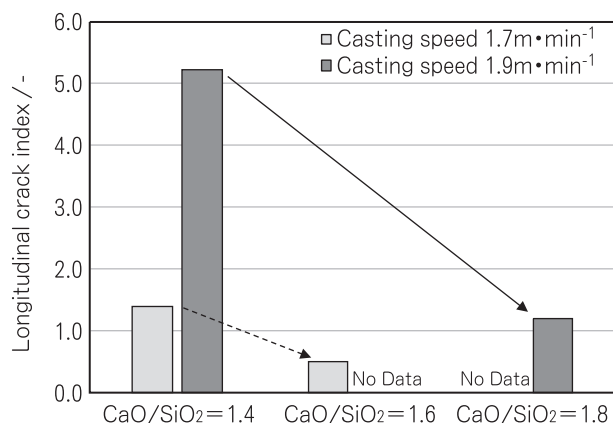


Fig.11 Longitudinal crack results.

$\rho_w = 1000$ とした。開発品のモールド熱流束は低塩基度品と比較して高くなった。

$$H_w = c \cdot \rho_w \cdot F_w \cdot \Delta T_w / (L_w \cdot L_m) \quad \cdots \cdots (2)$$

3. 2 連続鋳造設備Bへの適用

連続鋳造設備Bにおいて、塩基度が1.4, 1.6および1.8のモールドパウダーをテストしたときの鋳片縦割れ指数をFig.11に示す。塩基度1.4の従来品では鋳造速度が $1.9 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ で鋳片縦割れが急増したのに対し、開発された高塩基度かつ結晶化温度調整品は $1.9 \text{ m} \cdot \text{min}^{-1}$ においても縦割れは低位であった。また、高速鋳造においても凝固シェル厚みの確保に必要な抜熱量が確保されていることを確認した。

さらに、モールド内抜熱挙動を調査するために様々な特性のモールドパウダー適用時の(2)式によって求めたモールド長辺熱流束 H_w と鋳造速度の関係を整理した。その結果をFig.12に示す。モールドパウダーは塩基度が1.4から2.0の範囲に設定されたもので、フラックスの種類や量で結晶化温度を調整した。また、 1300°C の粘度を 0.05 から $0.06 \text{ Pa} \cdot \text{s}$ の範囲に固定した。モールド長辺の熱流束は塩基度ではなく結晶化温度と良い相関が得られた。

3. 3 開発品の適用範囲

中炭素鋼用モールドパウダーの塩基度およびそ

To evaluate and compare the mold heat flux property on the mold broad face, heat flux H_w [$\text{W} \cdot \text{m}^{-2}$] was calculated by equation (2) that using the temperature difference of mold cooling water between inlet and outlet. Fig.10 shows the calculated results for the mold heat flux of each mold powder.

Where, c is specific heat of water [$\text{J} \cdot \text{kg}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$], ρ_w is water density [$\text{kg} \cdot \text{m}^{-3}$], F_w is cooling water flow rate of mold broad face [$\text{m}^3 \cdot \text{s}^{-1}$], ΔT_w is temperature difference of mold cooling water through the broad face between inlet and outlet [K], L_w is mold width length [m], and L_m is mold vertical effective length [m], which is from molten steel meniscus to mold bottom end. In the calculation, $c = 4.1868 \times 10^3$ and $\rho_w = 1000$ were used.

The mold heat flux of developed high basicity mold powder was higher than that of low basicity type.

$$H_w = c \cdot \rho_w \cdot F_w \cdot \Delta T_w / (L_w \cdot L_m) \quad \cdots \cdots (2)$$

3. 2 Trial result at Caster B

Fig.11 shows longitudinal cracking results for 1.4, 1.6, and 1.8 basicity mold powder trials at Caster B. When using a conventional mold powder with a basicity of 1.4, longitudinal cracks increased significantly when casting speed was greater than 1.9 m/min , whereas the newly developed high basicity powders yielded a low occurrence longitudinal cracks when casting in the higher speed range. In addition, it was observed that heat removal was sufficient to maintain solidified steel shell thickness that was required for the higher speed casting.

To consider the heat removal behavior in the mold, the heat flux of the mold broad face (H_w) when using various mold powders was investigated. Fig.12 shows the relationship between calculated H_w by equation (2) and the casting speed. The basicity of the mold powders was designed to be in the range of 1.4 to 2.0, and the crystallization temperature was adjusted with chemical compositions of various fluxes. Slag viscosity at 1300°C was set in the range

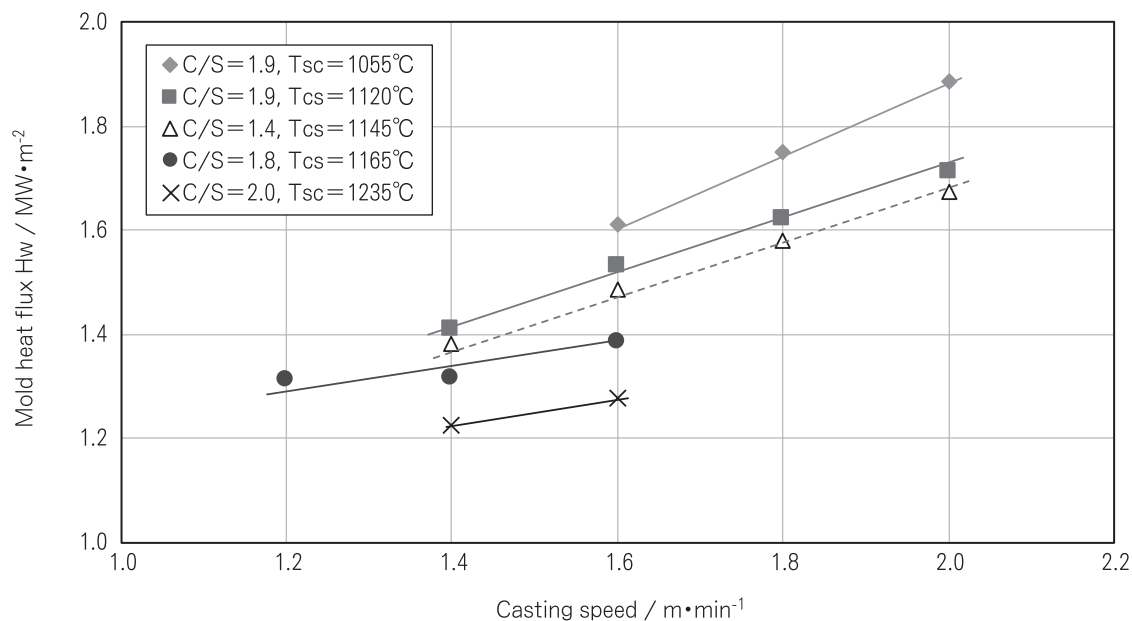


Fig.12 Relationship of mold heat flux and casting speed (C/S=basicity, Tcs=crystallization temp.).

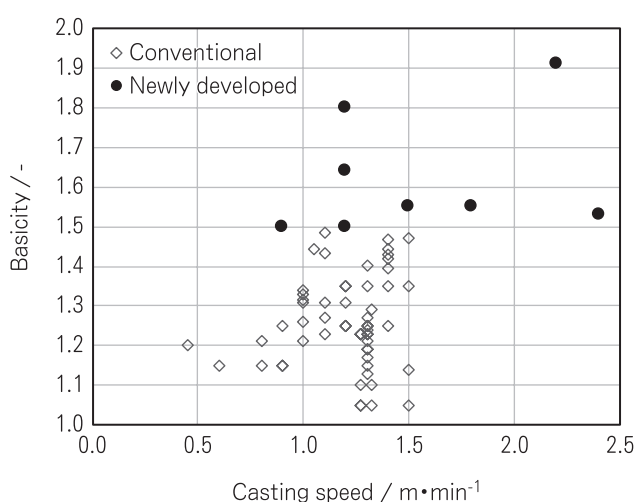


Fig.13 Mold powder application matrix in casting speed and basicity on medium carbon steel casting.

の品質が適用される最高铸造速度の関係をFig.13に示す。本開発の結晶化温度を適性化した高塩基度モールドパウダーは各種連続铸造機の条件やニーズに対応するために設計され、低速铸造から高速铸造まで幅広い铸造条件に適用されている。

3. 4 実機試験結果の総括

実機試験において結晶化温度を適正化した高塩基度の開発品は、メニスカス近傍において効果

of 0.05Pa·s to 0.06Pa·s for each mold powder.

It was determined that mold heat flux had a strong correlation with crystallization temperature instead of basicity.

3. 3 Application of developed high basicity mold powders

Fig.13 shows the application of the developed high basicity mold powders on medium carbon grades. The developed mold powders, which have optimal crystallization, have achieved stable casting and improved steel quality. They are widely used today from low to high casting speed conditions.

3. 4 Summary of actual casting test result

When casting, the upper position thermocouple temperature profile results in Fig.9 suggested that the newly developed high basicity mold powders have an optimal crystallization temperature sufficient to form an effective crystal layer in the meniscus area. On the other hand, the lower position thermocouple temperature results showed an opposite tendency; that the developed high basicity result provided a higher temperature than that of lower basicity mold powder. The results suggest that the developed mold powder has higher heat removal ability

的な結晶層を形成することがモールド上部に埋設された熱電対温度の結果によって示唆された (Fig.9)。一方、モールド下部に埋設された熱電対温度の関係は逆転し、開発品の方が高くなった。この結果は開発品の結晶化温度が低塩基度品と比較して20℃低いためモールド下部での結晶層厚みが薄くなり強冷却になったと考えられる。また、Fig.9の熱電対温度結果はスラグフィルムシミュレーション試験における短時間浸漬の結晶層成長速度がメニスカス近傍の結晶生成挙動を定性的ではあるものの良好に再現出来ていることを示している。Fig.11の結果から、高塩基度化により $1.9\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$ の高速 casting においても鑄片割れを抑制することが可能であり、そのためにはメニスカス近傍を緩冷却化し、不均一凝固の起点を抑制することが有効であることが裏付けられた。

また、Fig.10およびFig.12の結果より、実機モールド内の総括抜熱は結晶化温度に強く影響されることが判明し、高塩基度化による高結晶層成長速度を有するモールドパウダーであっても、結晶化温度を低く設定することによって、モールド下部では適正な凝固シェル厚みを確保するための熱流束を得ることが可能であるといえる。

さらに、今回の実機試験結果は開発したスラグフィルムシミュレーション試験がモールドパウダー開発において、結晶層生成挙動や抜熱性の評価に対して有効であることを示した。

4. まとめ

連続 casting において、モールドパウダーの高塩基度化によりスラグフィルムの結晶層成長速度を高めることでメニスカス部の鑄片緩冷却化を促進させつつ、結晶化温度の調整によるモールド下部における抜熱を適性化し、鑄片割れの抑制を達成した。以下に本開発において得られた知見のまとめを示す。

- 1) モールドパウダーの設計に有効なスラグフィルムシミュレーション試験装置および方法を開発した。

in the lower part of the mold. In addition, the result of thermocouple temperature profile in Fig.9 suggests that a short dipping time in the slag film simulator test can simulate the crystallization behavior of mold powder in meniscus area even though it is relative.

According to the results shown in Fig.11, higher basicity can prevent the cracks at a casting speed of $1.9\text{m}\cdot\text{min}^{-1}$. Additionally, it was demonstrated that preventing the origin of uneven solidification through softer heat removal in the meniscus area is effective in preventing the cracks.

The results of Fig.10 and Fig.12 suggests that total heat removal in actual mold is strongly affected by the crystallization temperature. Even though the high basicity mold powder has a higher crystal layer formation rate, optimizing the crystallization temperature will provide the heat removal needed to maintain solidified shell thickness in the lower part of the mold. Moreover, the results obtained by actual casting indicates that the slag film simulation test is a useful way to evaluate the crystallization behavior and heat removal characteristics in the development of the mold powder.

4. Conclusions

In this development, we recognized that the increased crystal layer formation rate in the slag film which accompanies higher basicity was able to give softer heat removal in meniscus area and optimize heat removal in the lower part of the mold. This is possible due to crystallization temperature control. This technology has prevented some types of cracks while maintaining stable casting operation. The new knowledges gained from this development are:

- 1) Developed a new slag film simulation test that is very useful in the development of mold powder.
- 2) According to the slag film simulation test results, the crystal layer formation rate was increased significantly for mold powder with a basicity ≥ 1.55 .

- 2) スラグフィルムシミュレーション試験の結果、塩基度1.55以上においてスラグフィルムの初期結晶層成長速度が速くなることがわかった。
- 3) 上記知見等をもとに得られた開発品はメニスカス近傍では高塩基度化で結晶層成長速度を速めて緩冷却化を達成し、かつモールド下部では結晶化温度を適切に設定することで凝固シェル厚み形成に必要な適正抜熱量を確保できる。開発品は結晶成長速度と結晶化温度を独立して調整することが可能であり、その効果は実機試験結果で実証された。
- 4) 実機試験において、開発品の適用により鋳片割れ抑制を達成した。さらに高速鑄造条件においても鋳片表面品質の改善に有効であった。
- 3) The newly developed high basicity mold powder yielded softer heat removal in meniscus area by increasing the crystal layer formation rate through higher basicity. Additionally, in the lower part of the mold, sufficient heat removal was maintained to form adequate solidified shell thickness by means of crystallization temperature control. The newly developed mold powder can control the crystal layer formation rate and crystallization temperature separately.
- 4) When trialed, the newly developed high basicity mold powder has reduced surface cracks on the strand surface. In addition, it was also more effective in improving steel surface quality in high-speed casting applications.

References

- 1) Y. Sugitani and M. Nakamura : Tetsu-to-Hagané, **65** [1] 42-51 (1979).
- 2) T. Kanazawa, S. Hirai, M. Kawamoto, K. Nakai, K. Hanazaki and T. Murakami : Tetsu-to-Hagané, **83** [11] 701-706 (1997).
- 3) T. Chikano, K. Ichikawa and O. Nomura : Shinagawa Technical Report, [31] 75-84 (1988).
- 4) T. J. H. Billany, A.S. Normanton, K.C. Mills and P. Grievenson : Ironmaking and Steelmaking, **18** [6] 403-410 (1991).
- 5) K. Ichikawa, A. Morita and Y. Kawabe : Shinagawa Technical Report, [36] 99-108 (1993).
- 6) S. Ogibayashi and T. Mizoguchi : CAMP-ISIJ, **7** [4] 1154 (1994).
- 7) K. Watanabe, S. Suzuki, K. Murakami, H. Kondo, A. Miyamoto and T. Shiomi : Tetsu-To-Hagané, **83** [2] 115-120 (1997).
- 8) H. Shibata, K. Kondo, M. Suzuki and T. Emi : ISIJ International, **36** S179-S182 (1996).
- 9) E. Nakatani, H. Ogata, T. Suzuki, S. Takeuchi, Y. Hoshiyama and S. Takanaga : Taikabutsu, **67**, [8] 388-391 (2015).
- 10) M. Hanao, M. Kawamoto and T. Watanabe : ISIJ International, **44**, [5] 827-835 (2004).
- 11) M. Hanao, M. Kawamoto, M. Hara, T. Murakami, H. Kikuchi and K. Hanazaki : Tetsu-to-Hagané, **88** [1] 23-28 (2002).
- 12) A. Morita, T. Omoto, M. Shinkai, H. Amano and T. Kashima : Shinagawa Technical Report, [41] 53-64 (1998).
- 13) T. Omoto, H. Ogata and J. Ito : Shinagawa Technical Report, [49] 73-76 (2006).
- 14) S. Ohmiya, K. H. Tacke and K. Schwerdtfeger : Ironmaking and Steelmaking, **10** [1] 24-30 (1983).
- 15) A. Yamauchi, K. Sorimachi, T. Sakuraya and T. Fujii : Tetsu-to-Hagané, **79** [2] 167-174 (1993).