

SHINAGAWA TECHNICAL REPORT

超高速加熱装置を用いたモールドパウダーの スラグフィルム抜熱特性評価

Evaluation of Slag Film Heat Removal Characteristics of Mold Powder Using Ultra-High Speed Heating Test System

栗 山 智 帆
Chiho KURIYAMA

中 坊 一 也
Kazuya NAKABO

伊 藤 純 哉
Junya ITO



報文／REPORT

超高速加熱装置を用いたモールドパウダーのスラグフィルム抜熱特性評価

Evaluation of Slag Film Heat Removal Characteristics of Mold Powder Using Ultra-High Speed Heating Test System

栗 山 智 帆^{*1}
Chiho KURIYAMA中 坊 一 也^{*2}
Kazuya NAKABO伊 藤 純 哉^{*3}
Junya Ito

要 旨

モールドパウダーは水冷モールド内の溶鋼上に散布される。溶鋼からの加熱により下部が溶融、溶融部が凝固シェルとモールド間に流入しておよそ数百 μm から1 mm厚みのスラグフィルムを形成してモールド下部から排出される。このスラグフィルムはモールドから冷却を受けた時に部分的に結晶化し、結晶生成量の増減により鋳片からモールドへの伝熱量を調整して、表面割れを抑制する機能がある。したがってスラグフィルムの結晶化および熱伝導を測定することは重要である。スラグフィルムは融体層と結晶層が混在している状態であり、その結晶層の厚みはモールド下部に向かって連続的に増大する。そのため、実験室での再現が難しく、伝熱特性を評価するのは困難であった。そこで、岡山セラムックスセンターで開発された上下2枚のカーボンヒーターを使用する超高速加熱装置を活用し、モールド内において融体層と結晶層が共存するスラグフィルムの伝熱特性を評価する方法を開発した。既知の異なる結晶化特性を有するモールドパウダー2種の疑似スラグフィルムを作成し、超高速加熱装置内で上部カーボンヒーターでのみ片側加熱を行いながら測温した。実験の結果、過去報告の実機結果と大小関係に相関のある測定結果が得られたことから、評価方法としての有効性が確認できた。

Abstract

Mold powder is added onto the molten steel surface in the water cooled mold. The mold powder melts from the heat of the molten steel, forming a slag film of several hundred micrometers to 1 mm thick that flows between the solidified shell and the mold. The slag film partially crystallizes when cooled by the mold, regulating the amount of heat transfer from the cast strand shell to the mold by altering the degree of crystal formation. Controlling heat transfer helps to prevent cracking on the steel surface. It is essential to measure the crystallization and heat removal properties of slag films. A slag film is formed when the molten and crystalline layers are intermingled, with the thickness of the crystalline layer progressively increasing towards the bottom of the mold. Therefore, it was difficult to reproduce such a condition in the laboratory, and that means it was difficult to evaluate the real heat transfer characteristics in the mold. A method for evaluating the heat transfer characteristics of slag film, where both molten and crystalline layers coexist in a mold, has been developed. This method utilizes an ultra-high speed heating test system that employs two carbon heaters, which was developed by the Okayama Ceramics Center. Two slag films of mold powder with distinct crystallization characteristics were prepared and assessed using an ultra-high speed heating test system with one-side heating, replicating actual casting conditions. The results of the experiments confirmed the method's effectiveness as an evaluative tool, as the measurements demonstrated a strong correlation with the outcomes from actual casting.

^{*1} 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

^{*2} 技術研究所 第1研究部 第2研究室 主任研究員 Senior Researcher, Basic Study Sec., Research Dept. No.1, Research Center

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

1. 緒言

鋼の連続 casting モールドパウダーはモールド内の溶鋼上に散布され、溶鋼から熱を受けて熔融し、モールドと溶鋼周囲に形成される凝固シェルの間に流入してモールド下部から排出される。凝固シェルとモールドの間隙に流入したモールドパウダーはスラグフィルムと呼ばれ、その厚みは数百 μm から 1 mm 程度である¹⁾。そのプロセスにおいて、①溶鋼の再酸化防止、②溶鋼表面の保温作用、③溶鋼中から浮上してきた脱酸生成物等の吸収、④モールドと凝固シェルの潤滑作用、⑤凝固シェルからモールドへの抜熱制御の役割を果たし、連続 casting の操業安定性と鋼の品質向上に大きく貢献する。

モールドパウダーの役割の一つである抜熱制御は鑄片の表面割れを抑制する重要な特徴である。例えば、中炭素鋼 ($C=0.08-0.20\%$) は凝固過程において δ 相から γ 相への変態を伴い、 δ 相と γ 相の密度差から大きく収縮する。この収縮に誘発される凝固シェルのたわみによって凝固遅れ部が発生し不均一凝固が起こりやすいとされている²⁾。不均一凝固を生じているシェルの凝固遅れ部には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及び表面割れが発生することが多い。凝固を均一に生じさせるためには $\delta-\gamma$ 転位を緩慢に生じさせることが有効であり、そのためためにはスラグフィルム中の結晶相の生成を促進させる事が重要である³⁻¹⁰⁾。結晶生成促進について、多くの結晶は透光性が低いためスラグフィルム内の放射による熱伝達が低下する、結晶と熔融相の界面における輻射光の散乱が総括熱伝達を抑制する、結晶化によってス

1. Introduction

Mold powder for continuous casting of steel is added to the surface of molten steel in the casting mold, where it melts due to the heat from the molten steel. The molten mold powder then flows into gaps between the solidified steel shell formed around the mold and the mold copper plate wall, eventually being discharged from the bottom of the mold. The mold powder that flows into these gaps is referred to as slag film, with a thickness ranging from several hundred micrometers to 1 mm¹⁾. In the process the mold powder provides: ① Protection of the molten steel surface from oxidation, ② Thermal insulation of the molten steel surface, ③ Absorption of non-metallic inclusion that floats to the molten steel surface, ④ Lubrication of the mold and solidified shell, ⑤ Heat removal control between the solidified shell and the mold. Mold powder plays a significant role in enhancing the operational stability and improving steel quality during the casting process.

Heat removal control is an important feature to prevent the surface cracking of the cast steel strand. For example, medium carbon steel ($C=0.08-0.20\%$) undergoes crystal phase transformation from δ to γ phase during the solidification, and it generates high shrinkage due to the density difference between δ and γ phases²⁾. High shrinkage during solidification is believed to cause unevenness in the solidified shell, creating areas of delayed solidification with thinner shell thickness. These areas are prone to stress concentration, which can lead to uneven solidification, depressions on the cast strand surface, formation of deep oscillation marks, and surface cracking.

To prevent surface defects, it is effective to slow the $\delta-\gamma$ transformation, thereby achieving a uniform solidification shell thickness. Promoting the formation of the crystalline layer in the mold powder slag film is crucial for this purpose³⁻¹⁰⁾.

It is generally recognized that crystal formation has several benefits in reducing heat transfer by radiation within a slag film due to the low translucency of most crystals¹⁾. The scattering of radiant energy at the interface between a crystal and a liquid phase also contributes to a decrease in overall heat transfer. Additionally, the uneven surface of a slag film increases overall heat resistance by introducing a gas phase into part of the interface of the slag film, which further reduces heat transfer as a result of crystallization.

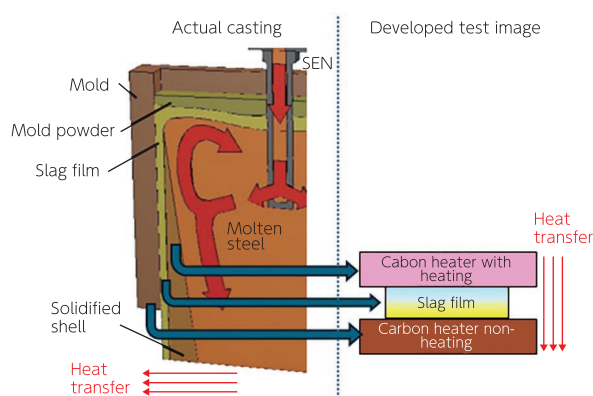


Fig. 1 Schematic image of comparison between the developed test and the actual casting.

ラグフィルム表面に凹凸を形成し、slagフィルム-モールド界面の一部に気相を導入することによって総括接触熱抵抗を増大する、などの効果があることが知られている¹⁾。

slagフィルムは、モールド側から冷却、鑄片側から加熱される極めて特殊な状況下で存在する。そのため、結晶化挙動や熱伝導などの特性を直接的、もしくは模擬的に評価することが難しい。一般的な熱伝導率の測定法としてレーザーフラッシュ法が挙げられる¹¹⁾。しかし、①均質な試料を前提とした測定手法、②サンプルサイズの規定、③溶融状態と結晶の混在期の測定が困難である、などの特徴からモールドパウダーのslagフィルム評価への適用は限定される。そのため、ラボで疑似的なslagフィルムを作成して評価するシミュレーション試験が開発されている。例えば、伊藤らはモールドパウダーを充填した白金のつぼ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方法を報告している^{9,10)}。ただし、このような測定方法においては溶融モールドパウダーの粘度の影響を大きく受けること、結晶生成フィールドが実機と比べて大きく、特性の大きく異なるモールドパウダー間で実機の抜熱速度の比較を反映できない場合があるなど課題が残っている。また、類似の報告¹²⁾もあるが、固相と液相の混在が連続的に変化する実鑄造のslagフィルムの抜熱挙動の測定評価は十分とは言えない部分が存在する。以上のことから、slagフィルムの抜熱特性挙動評価には依然として改良の余地がある。

そこで、新たな評価方法として、岡山セラミックスセンターで開発された超高速加熱装置^{13,14)}の活用を検討した。超高速加熱装置は2枚のカーボンヒーターで薄いslagフィルムを挟み込むことが可能であり、片面のみ加熱および冷却することで、溶融層と結晶層の混在するslagフィルムに近い状態での抜熱特性評価ができると考えた。すなわち、カーボンヒーターの温度を連続的に変化させた状態で間接的に温度測定ができることから、slagフィルムの一軸方向の抜熱挙動が把握できる。試験イメージと実機鑄造との対比をFig.1に示す。本報告では、超高速加熱装置を用いたslagフィルムの抜熱特性の評価方法について検討した。

2. 実験

2.1 超高速加熱装置

超高速加熱装置での測定イメージをFig.2に示す。超高速加熱装置は特殊なカーボン発熱体によって超高温に短

Slag film is formed in a situation where it is cooled from the mold side and heated from the cast strand side. This makes it challenging to directly or simulatively evaluate characteristics such as crystallization behavior and heat conduction. A common method for determining thermal conductivity is the laser flush method¹¹⁾. However, it is not suitable to apply this method to the evaluation of the mold powder because of the features such as ① Measurement technique assuming the sample is homogenous, ② Standard of sample size, ③ Difficulty in measuring the mixed phase of melt state and crystal. Therefore, simulation tests with simulated slag film have been developed in the laboratory. For example, Ito et al. reported a simulation method, in which a platinum crucible filled with a mold powder was heated in an electric furnace, and after melting, a stainless steel pipe with a water-cooled slit inside was submerged into the molten slag to form crystal layer^{9,10)}. However, there still remained some issues in the measurement methods, such as that they are greatly influenced by the viscosity of the molten mold powder, the fact that the crystal generation field is excessively large compared with the actual situation, and that there are some cases where the comparison of the heat removal rate of the actual machine cannot be correlated between the mold powders with greatly different characteristics. Although there are some other reports¹²⁾, it is deemed that the accurate evaluation for the heat removal behavior of a slag film, in which the mixture of a solid phase and a liquid phase continuously changed, has not been developed. From the above points, there is still room for improvement in evaluating technics the heat removal characteristics of the slag film.

The utilization of the ultra-high speed heating test system developed at Okayama Ceramics Center^{13,14)} was examined as a new evaluation method. This system is capable of sandwiching a thin slag film sample between two carbon plate heaters, allowing for heating and cooling on one side to evaluate heat removal characteristics in a state similar to a slag film with mixed molten and crystal layers. This method can measure the uniaxial heat removal behavior of the slag film, as temperature measurements can be indirectly performed while continuously changing the temperature of the carbon heater. Fig. 1 shows the comparison between the developed test and the actual casting. This report considers the evaluation method of the heat removal characteristics of the

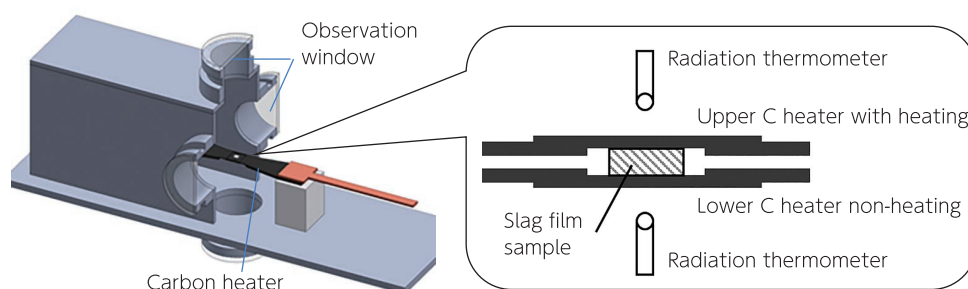


Fig. 2 Image of ultra-high speed heating test system.

Table 1 Compositions and properties of mold powder test samples

	Mold powder A	Mold powder B
Chemical composition / mass%		
SiO ₂	30	32
Al ₂ O ₃	4	12
CaO	44	42
MgO	1	2
R ₂ O (Na ₂ O+Li ₂ O+K ₂ O)	10	3
F	11	10
CaO/SiO ₂ / -	1.5	1.3
Viscosity at 1300 °C / Pa·s	0.1	0.4
Crystallization temperature / °C	1195	1140
Heat removal index / -	1.00	1.18

時間で到達することが可能であり、その最高到達温度は2800℃、最高昇温速度は $1.0 \times 10^5 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$ である。さらに、サンプル設置の自由度が高く、観察窓があるため、温度上昇および下降時の試料の様子を直接観察することも可能である。

2. 2 測定配合

今回測定に使用したモールドパウダーのサンプルMold powder AおよびMold powder Bの主な組成及び特性をTable 1に示した。各サンプルは鋼中カーボンが0.08–0.20%の中炭素鋼用に適用される品質を参考とし、一般的に使用されるモールドパウダー原料を用いて所定の組成になるように配合された。

Mold powder AはMold powder Bと比較して塩基度(CaO/SiO₂)が高く、スラグフィルム中においてCuspidine(3CaO·2SiO₂·CaF₂)が結晶化しやすい組成である。DTA法で測定された結晶化温度は1195℃であった。一般的に結晶化温度が高いと実機モールド内抜熱が低い特徴を示す^{2,4)}。一方、Mold powder Bはやや塩基度が低く、結晶化温度が1150℃とMold powder Aと比較し

slag film using the ultra-high speed heat device.

2. Experiment

2. 1 Ultra-high speed heating test system

The image of an ultra-high speed heating test system is shown in Fig.2. The ultra-high speed heating test system can reach a high temperature in a short time by the developed special carbon heaters. Its maximum temperature is 2800 °C, and its maximum temperature increasing rate is $1.0 \times 10^5 \text{ } ^\circ\text{C} \cdot \text{min}^{-1}$. This method allows flexible sample installation. The system has observation windows enable direct monitoring of the sample during temperature changes.

2. 2 Measured formulation

The compositions and properties of Mold powder A and Mold powder B are shown in Table 1. Each sample was made using standard mold powder raw materials and designed to match commercial medium carbon steel products with 0.08–0.20 % carbon content.

Mold powder A has higher basicity (CaO/SiO₂), and Cuspidine (3CaO·2SiO₂·CaF₂) crystal is formed

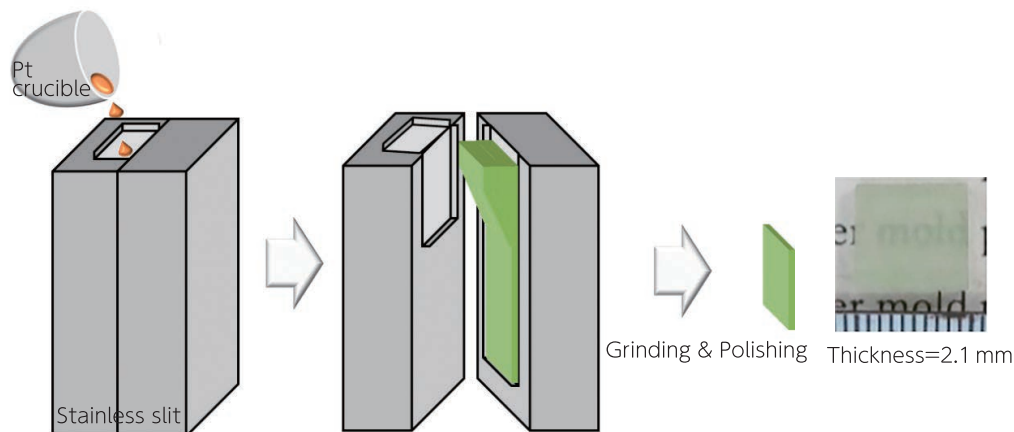


Fig. 3 Image diagram of the Slag film making method.

て低いことから、実機 casting において Mold powder A よりも高い抜熱を示す品質である。Table 1 の抜熱指数は過去の報告⁴⁾の結晶化温度差から算出した抜熱差であり、Mold powder B は A よりも約 18% 高くなると推測される。

2. 3 疑似スラグフィルム作製方法

ステンレス鋼製スリット (以下 SUS スリット, 外側 60×23×23mm, 内側 50×15×3mm) 内に 1300℃ で溶融させた各モールドパウダーサンプルを流し込んでスラグフィルムを作製した。Fig.3 に作成方法のイメージ図を示す。500℃ で保持した縦型環状電気炉内に SUS スリットを予め挿入し、別の電気炉において 1450℃ で溶融させたサンプルを SUS スリットに流し込み、そのまま 500℃ で 30 分間保持することで約 3mm 厚のスラグフィルムを得た。さらに、SUS スリットから取り出したスラグフィルムを 500℃ 電気炉内で 30 分間アニーリングをした後、切り出しおよび研磨加工することにより 2.1mm 厚みの疑似スラグフィルム (10×10×2.1mm) を得た。

2. 4 測定方法

Fig.2 に示すように、超高速加熱装置内のカーボンヒーターの中心にある溝 (20×20×0.5mm) 上にラボ作成のスラグフィルム (10×10×2.1mm) を設置し、上部を別のカーボンヒーターで挟み込み固定した。高純度 Ar ガス雰囲気において、上部カーボンヒーターのみに電圧印加し、スポーリングや溶融サンプルの発泡を防ぐために昇温速度 900℃・min⁻¹ で 900℃ まで加熱し、900℃ 以降の昇温速度は 50℃・min⁻¹ とし、スラグフィルムが完全に液相になる 1400℃ まで上昇させた。1400℃ で 5 分間保持した後、25℃・min⁻¹ で上部カーボンヒーターを降温させた。ここで、スラグフィルムの冷却速度は casting 条件やモールドパウ

in the slag film more easily than Mold powder B. The crystallization temperature in Mold Powder A measured by DTA is 1195℃. Generally, mold powder with a higher crystallization temperature tends to show a lower heat removal in actual casting^{2,4)}. On the other hand, Mold powder B has a lower basicity and a lower crystallization temperature (1150℃) compared to Mold powder A. Thus, mold powder B should exhibit higher heat removal than Mold powder A in actual casting. The heat removal index shown in Table 1 is calculated by crystallization temperature difference and actual heat removal data from casting in a report in the past⁴⁾, and it is estimated that Mold powder B heat removal is approximately 18% higher than A.

2. 3 Slag film sample processing

Slag film samples were prepared by pouring each mold powder samples melted into a stainless-steel slit (hereinafter SUS slit, outside 60×23×23mm, inner size 50×15×3mm). Fig. 3 shows an image diagram of the making method. A SUS slit was preheated into a vertical cylinder electric furnace held at 500℃. A mold powder sample melted at 1450℃ in another electric furnace was poured into the SUS slit, and the sample was held at 500℃ for 30 minutes to obtain a slag film having a thickness of about 3mm. Furthermore, after annealing the slag film taken out from SUS slits in a 500℃ electric furnace for 30 minutes, the samples were cut and polished to obtain a slag film sample with size 10×10×2.1mm.

2. 4 Measurement method

As shown in Fig. 2, slag film sample was installed on a trench (20×20×0.5mm) at the center of a carbon heater in the ultra-high speed heating

ダー特性やスラグフィルムの厚みなどの要因によって、連続的に変化して分布するため特定は困難であることから、今回はおよその平均的な数値を便宜的に用いて評価を行った。昇温から降温の過程において、上部カーボンヒーター中央の上面、および無加熱の下部カーボンヒーターの下面の温度を炉外から観察窓を通して放射温度計で連続的に測温を行った。上部カーボンヒーターの温度が1000℃となった時点で測定終了とした。

3. 実験結果

超高速加熱装置で加熱冷却したMold powder A、およびMold powder Bの炉内状態写真をFig.4に、無加熱の下部カーボンヒーターの温度プロフィールをFig.5に示した。いずれのスラグフィルムも2つの上下のカーボンヒーターによって常に固定され、中心付近に位置していた。昇温ステージ(経過時間0~600秒)において2つのサンプルはほぼ同等の温度プロフィールを示した。温度安定ステージ(経過時間600~900秒)ではMold powder Bにおいて温

test system, and the sample was fixed by another carbon heater from the upper side. In high-purity Ar atmosphere, voltage was applied only to the upper carbon heater, heated to 900 °C at a heating rate 900 °C·min⁻¹ to prevent cracking with spalling and foaming of the slag film samples, and the heating rate after 900 °C was shift to 50 °C·min⁻¹ to increase the slag film temperature to 1400 °C to a completely liquid phase. After holding at 1400 °C for 5 minutes, the upper carbon heater was cooled rate with 25 °C·min⁻¹. Because it's hard to specify the cooling rate of slag film in actual casting due to variables like casting conditions, mold powder characteristics, and slag film thickness, an approximate average speed was used for this test. The temperatures of the upper surface of the upper carbon heater center and the bottom surface of the unheated lower carbon heater were continuously measured with a radiation thermometer through the furnace's observation window. The measurement ended when the upper carbon heater reached 1000 °C.

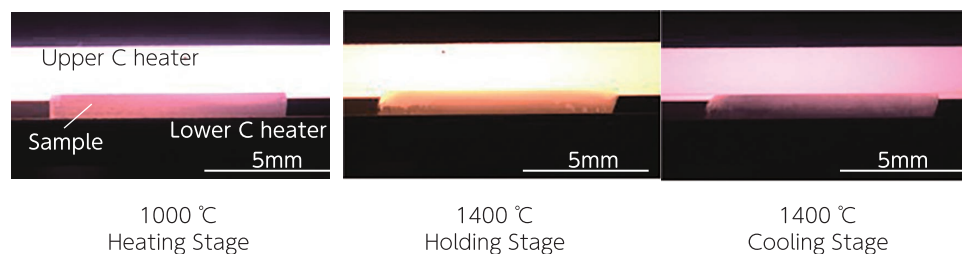


Fig. 4 Photographs of in-furnace conditions(Mold powder A Sample).

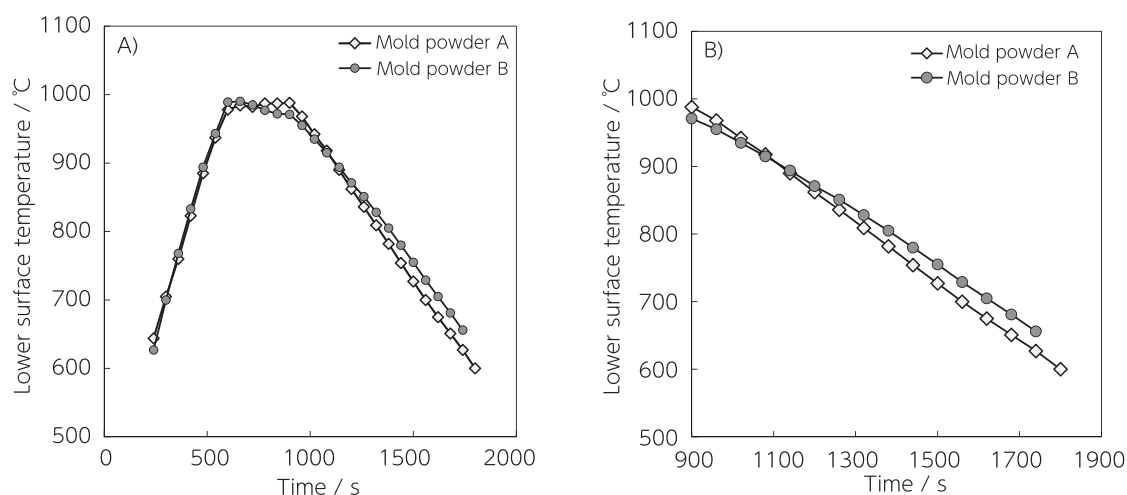


Fig. 5 Temperature profile of the unheated lower carbon heater
A) Whole data, B) Cooling stage data.

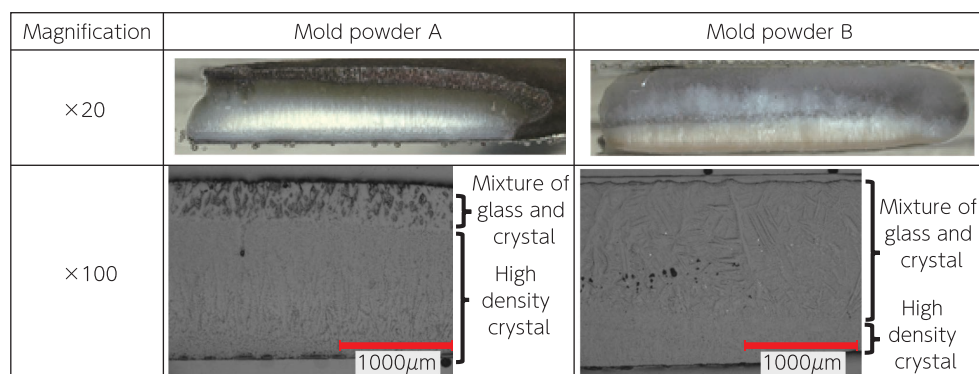


Fig. 6 Cross-section structure photos of each slag film sample after cooling.

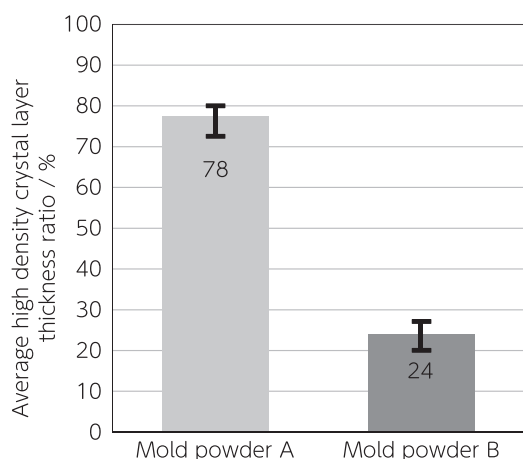


Fig. 7 High-density crystal layer thickness ratio.

度低下が生じたが、Mold powder Aではわずかに上昇した。さらに、降温ステージ(経過時間900秒～)では、Mold powder A, Bで明確に異なる温度低下挙動を示し、Mold powder Aは温度低下の傾きがMold powder Bよりも大きくなり、約1100秒経過時において、下部カーボンヒーターの下面温度920℃付近から温度の高低関係が逆転した。

さらに、冷却後の各スラグフィルムサンプルの断面組織をFig.6に、500μmごとに6点の高密度結晶層厚み割合の平均値比較をFig.7にそれぞれ示した。試料断面の上側がカーボンヒーター加熱面と、下側がカーボンヒーター無加熱面と接触していた方向である。観察結果、いずれのスラグフィルムにおいても結晶生成が認められ、カーボンヒーター無加熱面側には針状の高密度の結晶層、加熱面側には大きな粒径の結晶とガラスの混在層が生成した。各層の割

3. Experimental Results

Photographs of the in-furnace conditions for Mold powder A during heating and cooling are shown in Fig. 4, with temperature profiles of the unheated lower carbon heater in Fig. 5. Slag film, secured by two carbon heaters, was fixed near the center. Both samples had similar temperature profiles during heating (0–600 s). During the stable stage (600–900 s), Mold powder A's temperature increased slightly, while Mold powder B's decreased. In the cooling stage (after 900 s), the samples showed different behaviors: Mold powder A's temperature dropped faster than Mold powder B's, reversing at 920 °C on the bottom surface of the lower carbon heater around 1100 seconds.

The cross-section structure photos of each slag film sample after cooling are shown in Fig. 6. Also, the average of the high-density crystal layer thickness ratio taken at six different points every 500 μm in width is shown in Fig. 7. The upper side in the picture is the part that contacted with the upper carbon heater that heated the sample and the bottom side was the part contacted with the lower carbon heater surface that was not heated. As a result of the observation, the crystal formation was observed in both slag film, and the high density crystal layer that has needle shaped crystals was formed on the lower carbon heater surface side. The mixed layer of crystal and glass was formed on the heating surface side. The ratio of each layers was different between samples, and the ratio of high density crystal layer was about 78 % with Mold powder A, and about 24 % with Mold powder B.

4. Discussion

The heat removal behavior of the slag film was analyzed based on experimental results. It was

合はサンプル間により異なり、高密度の結晶層の生成割合はMold powder Aでは約78%、Mold powder Bは約24%であった。

4. 考察

実験結果より得られたスラグフィルムの見かけの抜熱挙動について、昇温時、サンプル間で差が認められた最高温度1400℃保持時の熔融状態、および降温時に分類してそれぞれを考察し、本試験の有効性を評価した。

1) 昇温時の挙動

サンプル昇温時のカーボンヒーター無加熱面の温度挙動はサンプル間において明確な変化が認められなかった。スラグフィルムは透明性のあるガラス状態で加熱が開始され、熱を受けて結晶化して熔融すると考えられる。一般的に、熱移動には伝導伝熱(格子熱伝導)、輻射伝熱、対流伝熱による3つの現象がある。したがって、今回のサンプル間においては、ガラスのスラグフィルムから結晶化を経て熔融に至るまでの挙動には明確な差が生じなかったと考えられる。

2) 1400℃保持時の熔融状態

上部カーボンヒーター加熱面温度が1400℃に到達し、その後の電流印加による温度保持時の温度挙動に差が生じた。すなわち、Mold Powder Aのカーボンヒーター無加熱面の温度は1400℃に到達した後、やや上昇したのに対し、Mold Powder Bでは徐々に低下した。この変化は熔融スラグの比熱差によるものと考えられ、Mold Powder Aの方がBよりも比熱が小さいことが示唆されるが、詳しい検証は必要である。

3) 降温時の挙動

モールド内において凝固シェルとモールド間に形成するスラグフィルムの熱伝導は熔融部分の熱伝達と結晶部分の熱伝導の総和で決まる。本試験では、降温時のカーボンヒーター無加熱面温度においてサンプル間で低下幅に差が生じ高低順位の逆転が生じた。これは、スラグフィルム内部での結晶生成が影響していると推測できる。Fig.6およびFig.7の結晶生成量からMold powder AはMold powder Bと比較してCuspidine結晶の生成開始温度が高く、かつ成長速度が速いことから結晶層が厚く成長したと推定した。測定結果より導き出されたスラグフィルム中の結晶化のイメージをFig.8に示した。Fig.8より、Mold powder AはMold powder Bと比較してスラグフィルムにおいて比較的モールド内溶鋼表面に近い場所から結晶層

assessed separately during the heating stage, the melting state at 1400 °C (holding stage), and the cooling stage. The effectiveness of the developed test was then evaluated.

1) Heating Stage

There were no noticeable differences in the temperature profile of the lower carbon heater during the heating stage among the mold powder samples. It is understood that the slag film transitions from a transparent glass state to crystallized and molten conditions when heated. Heat transfer typically occurs through three mechanisms: conductive heat transfer (lattice heat conduction), radiant heat transfer, and convective heat transfer. Consequently, it can be inferred that there was no significant difference in the behavior of the transition from glass to molten slag during crystallization among the mold powder samples.

2) Holding State at 1400 °C

When the temperature of the upper carbon heater's heating surface reached 1400 °C, there was a noticeable difference in temperature behavior during the holding phase with current applied to the heater. With Mold powder A, the temperature of the lower carbon heater slightly increased after reaching 1400 °C, whereas with Mold powder B, it gradually decreased. This discrepancy is attributed to the differences in the specific heat of the molten slag. It is suggested that the specific heat of Mold powder A is lower than that of Mold powder B. However, further detailed validations are required.

3) Cooling Stage

The total heat conduction of the slag film formed between the solidified shell and the mold in the casting is determined by the combined heat transfer of the molten mold powder layer and the heat conduction of the crystal layer. In this test, a difference in temperature drop between the samples was observed. Additionally, the temperature measurements reversed between the samples during the cooling stage. It is presumed that crystal formation inside the slag film influenced these results.

As shown in Fig. 6 and Fig. 7, it was estimated that Mold powder A had a higher amount of Cuspidine crystal formation compared to Mold powder B, resulting in a thicker crystal layer. The crystallization patterns in the slag film inferred from the measurement results for each sample are illustrated in Fig. 8. It is considered that Mold powder A forms a Cuspidine crystal layer in the slag film in an area

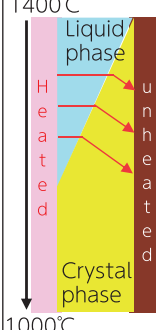
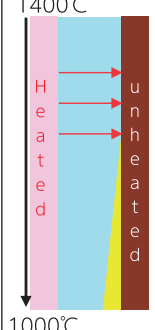
	Mold Powder A	Mold Powder B
Viscosity at 1300°C / Pa·s	0.1	0.4
Crystallization temperature / °C	1195	1140
Heat removal	low	high
Slag film image		

Fig. 8 Image of crystallization patterns in the slag film.

が生成し、その結晶層厚みの成長速度は速いことが推定される。

したがって、より厚い結晶層はカーボンヒーター加熱面からの伝熱における輻射光の散乱や、結晶化により生成する下面カーボンヒーター接触表面の凹凸が熱伝達抑制に影響し、カーボンヒーター無加熱面へ熱が伝わりにくくなったと考えられる。

4) 試験の有効性

超高速加熱装置を用いたモールドパウダーのスラグフィルム抜熱評価では、Fig.8に示すイメージ図のようにスラグフィルムに接するカーボンヒーター温度を一定の速度で変化させることができることから、温度が鑄造方向に低下していく鑄造状況と類似している。また、サンプルの測定結果より、結晶化開始以降は結晶化温度が高く高密度な結晶層が生成するMold powder AがMold powder Bと比較して熱伝達が低下した。これは、Table 1に示す過去報告⁴⁾のモールド内抜熱量と結晶化温度の関係から推定した大小傾向と一致した。ただし、モールドは水冷しているため条件が異なることから、実機抜熱挙動との相関についての精度の高い比較調査は課題であり、現在は熱伝達の大小をサンプル間で相対的に比較判定するのに適用できる程度の精度である。しかし、スラグフィルムの抜熱特性の変化を簡便に測定することが可能であり、比較評価には有効性が高いと考えられる。

5. 結言

実機での凝固シェルからモールドへのモールドパウダーにおける抜熱制御の評価として岡山セラミックスセンター

relatively closer to the molten steel surface in the mold, compared to Mold powder B, with a faster growth rate of the crystal layer thickness.

Therefore, the overall heat transfer to the lower carbon heater was likely reduced due to scattering of radiation from the upper carbon heater and/or interfacial gaps between the lower carbon heater and crystals in the slag film caused by the thicker crystal layer.

4) Effectiveness of the developed test method

In the heat removal evaluation test of mold powder using the ultra-high speed heating test system, the sample can be in a condition similar to actual casting with a continuous temperature decrease in the slag film, as shown in Fig. 8. This is possible because the carbon heater temperature that contacts the slag film can change at a constant speed. Mold powder A, which has a higher crystallization temperature and forms a dense crystalline layer, demonstrated lower heat removal than Mold powder B. This result aligns with the relationship in the heat index estimated from heat transfer data from actual casting and the crystallization temperature suggested in a previous report⁴⁾ (Table 1). However, since actual casting conditions differ in some respects, such as the mold being water-cooled, there is room for improvement in the method to achieve high accuracy in representing the heat removal behavior of actual casting. Consequently, it can only be applied for comparative judgment in heat transfer between samples. Nonetheless, it is possible to conveniently measure changes in the heat removal characteristics of the slag film, making this approach highly effective for comparative evaluation of mold powder.

で新たに開発された特殊なカーボンヒーターによる超高速加熱装置を用いた方法を開発した。

異なる結晶化特性を有するモールドパウダーの疑似スラグフィルムサンプルを測定した結果、抜熱量の大小は実 casting における傾向⁴⁾と同様であった。

開発された測定方法はモールドパウダーの実機抜熱特性の評価に有用な方法であると期待できる。

【謝辞】

本試験の実施にあたり、ご助力頂きました岡山セラミックスセンターに感謝いたします。

5. Conclusion

A new ultra-high speed heating test system using a special carbon heater from the Okayama Ceramics Center was developed to evaluate heat removal control in mold powder during casting. Slag film samples of mold powders with varying crystallization properties were measured, showing similar heat removal behavior to actual casting results⁴⁾. This method is expected to be valuable for predicting the heat removal characteristics of mold powder in real casting scenarios.

[Acknowledgement]

We would like to thank the Okayama Ceramics Center for the support on this study.

References

- 1) S. Takahashi, R. Endo, T. Watanabe, M. Hayashi, M. Susa, Tetsu-to-Hagané, Vol. **106** No.12, 871-882 (2020).
- 2) Y. Sugitani, M. Nakamura: Tetsu-to-Hagané, **65** [1] 42-51 (1979).
- 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) K. Watanabe, S. Suzuki, K. Murakami, H. Kondo, A. Miyamoto and T. Shiomi: Tetsu-To-Hagané, **83** [2] 115-120 (1997).
- 7) H. Shibata, K. Kondo, M. Suzuki and T. Emi: ISIJ International, **36** S179-S182 (1996).
- 8) M. Hanao, M. Kawamoto and T. Watanabe: ISIJ International, **44**, [5] 827-835 (2004).
- 9) J. Ito, S. Yamashita, Y. Iwamoto, D. Katayama: Shinagawa Technical Report, **61** 1-16 (2018).
- 10) D. Katayama, J. Gilmore, J. Ito, S. Yamashita, Y. Iwamoto: AISTech2018 Proceeding, (2018).
- 11) E. Nakatani, H. Ogata, T. Suzuki, S. Takeuchi, Y. Hoshiyama and S. Takanaga: Taikabutsu, **67**, [8] 388-391 (2015).
- 12) A. Yamanaka, K. Sorimachi, T. Sakuraya, T. Fujii: ISIJ International, Vol. 33, No. 1, 140-147 (1993).
- 13) K. Nakabo, T. Maeda, H. Taira, S. Ohashi, N. Mitani: Taikabutsu, **73** [3] 90, (2021).
- 14) K. Nakabo, T. Maeda, H. Taira, S. Ohashi, N. Mitani, N. Tsuda: Taikabutsu, **75** [3] 107, (2023).