

# 高速連続铸造铸型内のフラックスフィルム

花尾 方史\*・川本 正幸\*

Flux Film in the Mold of High Speed Continuous Casting

Masahito HANAŌ and Masayuki KAWAMOTO

**Synopsis** : The film, which is formed by mold flux in the continuous casting mold, plays very important roles in terms of lubrication or heat transfer. But, thickness or structure of it has not been adequately clarified.

In this study, it was tried to take the sample of actual flux film from the continuous casting mold just after the cast, keeping its position as it was during the cast. Thanks to this trial, thickness of the flux film at the meniscus in the mold could be clarified. According to the observation on the flux film section by microscope, the structure of the flux film was discussed, in terms of its crystallization.

Furthermore, based on the results of the observation mentioned above, the heat transfer phenomenon through the flux film in the mold was discussed.

As a result of the discussions, the following conclusions were obtained.

- 1) The mold flux film can be considered to be about 1 mm. Glassy layer, which has been considered to be molten flux on the top of molten steel during the cast and covered the film just after the cast, can be supposed to make up the film during the cast.
- 2) The liquid layer in the film is as thick as that is estimated on the basis of mold flux consumption during the cast.
- 3) In the case that the film at the meniscus in the mold is about 1 mm thick, total thermal resistance of radiation and conduction is equivalent to interfacial thermal resistance between the film and the mold.
- 4) The reported values of interfacial thermal resistance can be considered to be larger than that in the actual mold during the casting. The reason seems to be that they were measured in the condition without any pressure by the molten steel, like that in the mold. In the actual mold, the interfacial thermal resistance seems to be smaller.

**Key words** : continuous casting; mold flux; film; crystallization; meniscus; interfacial thermal resistance; consumption.

## 1. 緒言

連続铸造の铸型内メニスカス部においてモールドフラックスが形成するフィルムは、铸型内の潤滑あるいは熱伝達において、重要な役割を担う。本研究では、そのフィルムの厚みならびに熱伝達挙動に関して考察した。

フィルムの厚みに関しては、従来から様々な値が報告されている。1980年頃以降、連続铸造の高速化とともに、铸型内の潤滑あるいは流入に関する数値計算によるシミュレーションが盛んに行われる様になり、計算に必要なフィルムの厚みが考慮された<sup>1-3)</sup>。その際、フィルムの厚みは、実際の铸造におけるモールドフラックスの消費量から算出され、0.05~0.2 mm程度と考慮された。ただし、ここでは、溶融したモールドフラックスがフィルムの厚み全体を構成すると仮定して算出されており、固相の存在が無視されているという問題が残った。

その後、铸型内の抜熱にヒステリシス的な挙動が存在し、フィルム中 cuspidine ( $\text{Ca}_4\text{Si}_2\text{O}_7\text{F}_2$ ) の結晶化あるいはその再溶解が関与しているという知見が報告され<sup>4)</sup>、フィルムの

熱伝達媒体としての機能が着目されるようになった。その報告では、メニスカス部のフィルムを铸造中の铸型内から採取されることが試みられ、その厚みが2 mmであり、そのうち铸型内壁側に0.6 mm程度の厚みで铸型内に停滞している固着層の存在していることが明らかにされた。

更に、上述したフィルム中 cuspidine の結晶化を促進して铸型内の初期凝固殻を緩冷却することが、亜包晶鋼スラブの表面縦割れを防止することに対して有効であると認められ<sup>5)</sup>、铸型内のフィルムを介した熱伝達挙動について種々の解析が報告される様になった<sup>6-8)</sup>。ただし、これらの報告の中では、フィルムの厚みは0.2~0.4 mmの程度と、比較的小さく考慮されている。

この様に、フィルムの厚みは、铸型内の各現象を考察する際の重要な因子であるにもかかわらず、従来に報告された値は様々である。

著者らは、既報<sup>9)</sup>の中厚スラブの試験連続铸造機を用いた亜包晶鋼の铸造試験において、モールドフラックスの結晶化による緩冷却効果を利用してスラブ表面の縦割れを防止し、铸造速度5.0 m/minの高速化を可能にした。その際、

Table 1. Composition of molten steel for the cast (unit: mass%).

C	Si	Mn	P	S	Al
0.09/0.12	0.05/0.25	0.30/1.45	<0.015	<0.005	0.03/0.07

Table 2. Specifications of mold flux.

Mold flux	Basicity of T.CaO/SiO <sub>2</sub>	Solidification temperature	Viscosity at 1573K
B	1.5	1496 K	0.06 Pa·s
C	1.8	1509 K	0.04 Pa·s

鋳型内のメニスカス部におけるフィルムを採取して、その結晶化挙動に及ぼすモールドフラックス組成の影響について考察したが、本研究では、そのフィルムの性状についてより詳細に検証するとともに、その結果を基にして、フィルムを介した熱伝達挙動について考察した。

## 2. 調査方法

### 2.1 鋳造条件

本研究に用いた試験連続鋳造機は鹿嶋製鉄所に設置された中厚スラブの垂直曲げ型連続鋳造機であり<sup>10)</sup>、その垂直部長さは1.5m、曲げ半径は3.5m、機長は12.8mである。また、鋳型断面の形状は幅1000mm、厚み90mmである。

鋳造には80tonの溶鋼を供した。溶鋼の組成をTable 1に示す。炭素濃度を0.09~0.12mass%の亜包晶領域とした。

鋳造には2種類のモールドフラックスを供した。これらは既報<sup>9)</sup>に記載した3種類のうち、BおよびCの2種類である。Bの組成は亜包晶鋼用の従来における一般的な組成であり、Cはcuspidineの初晶範囲内にあり、Bと比較してcuspidineに近い組成である<sup>9,11)</sup>。その主な仕様をTable 2に示す。塩基度(T.CaO/SiO<sub>2</sub>の質量濃度比)は1.5~1.8であり、凝固点は1496~1509K、1573Kにおける粘度は0.04~0.06Pa·sの範囲であった。

### 2.2 モールドフラックスの消費量

鋳造中におけるモールドフラックスの消費量を評価した。鋳造速度が一定の定常状態において、鋳片表面の単位面積当たりのモールドフラックス供給量を消費量とした。

### 2.3 フィルムの採取

鋳型内メニスカス部におけるフィルムの採取方法をFig. 1およびFig. 2に示す。鋳造の開始前、ステンレス製ワイヤを鋳型内壁に沿ってメニスカスの位置に配置した。鋳造の開始とともに鋳型内に供給された溶鋼表面がその位置付近まで上昇した時点でモールドフラックスを供給し、スラグリムを上記ワイヤに固着する様に形成させた。鋳造の終了後、ワイヤとともに鋳型内に残留したスラグリムを引き上げた。鋳造中に鉄線を浸漬させて測定した溶鋼表面の位置と比較して、採取したスラグリムにおけるメニスカスの

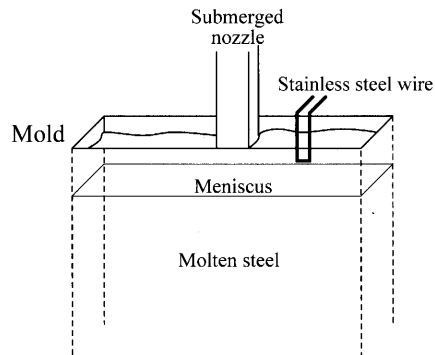


Fig. 1. Schematic view of the sampling method of flux film at the meniscus.

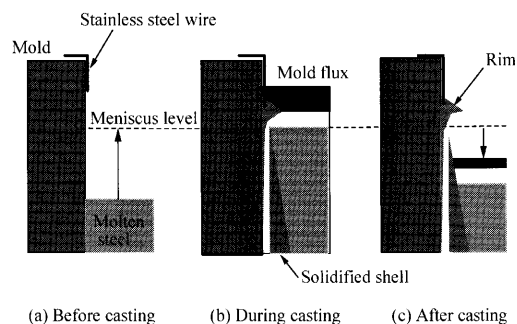


Fig. 2. Schematic view of the sampling method of flux film at the meniscus.

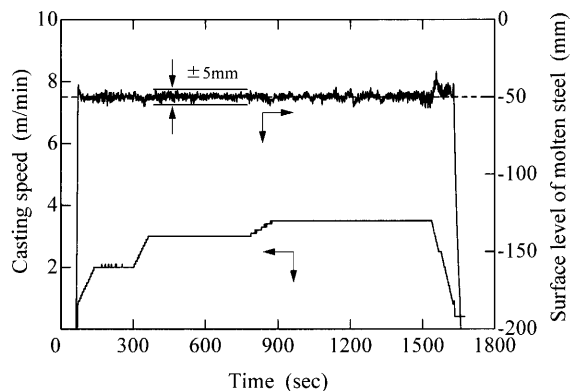


Fig. 3. Casting speed and surface level fluctuation during the casting.

位置を特定した。

採取したスラグリムを有機樹脂に埋めた後、切断した鉛直断面を無水研磨して、光学顕微鏡により観察した。

## 3. 結果

### 3.1 鋳造の概況

鋳造の概況をFig. 3に示す。これは、モールドフラックスCを使用した鋳造の一例である。鋳造速度を鋳造開始直後に2.0m/minとした後、3.0m/min、更に3.5m/minへ上昇させ、各鋳造速度で一定状態を保持した。その間、鋳型内溶鋼の湯面レベルは安定に制御し、その変動幅は±5mm

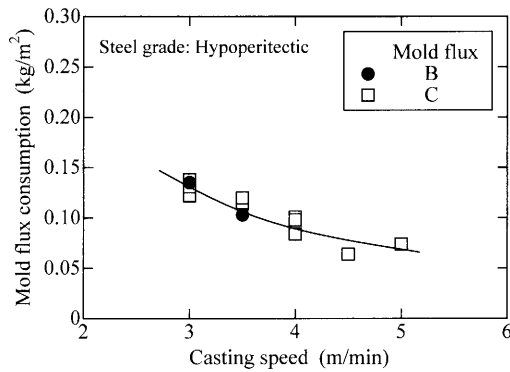


Fig. 4. Relation between casting speed and mold flux consumption.

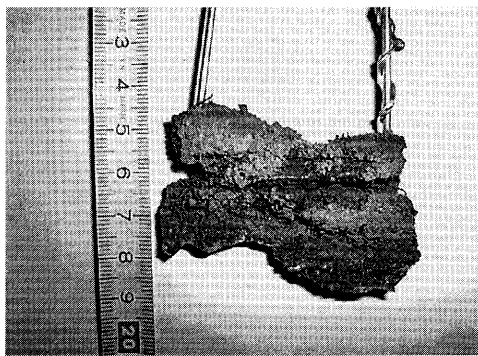


Fig. 5. Flux film at the meniscus taken after casting (mold flux C).

以内であった。

鋳造の終了時、鋳造速度を低下させて0.3 m/minとした時点で溶鋼の供給を停止し、その速度で鋳片を引き抜いた。これに対して、供給停止直後の湯面の下降速度は0.6 m/minに相当した。

### 3.2 モールドフラックス消費量

鋳造速度とモールドフラックス消費量との関係をFig. 4に示す。鋳造速度の上昇とともに、モールドフラックス消費量は減少した。モールドフラックス消費量は、その種類によらず同等であった。

### 3.3 フィルムの断面組織

3.1項に一例を示した鋳造の終了後、ステンレス製ワイヤとともに鋳型内に残留したフィルム（モールドフラックスC）の外観をFig. 5に示す。図はフィルムの凝固殻側表面を示しており、モールドフラックスの焼結体あるいは溶融滴が付着していた。これらは鋳造終了後に付着したものである。

Fig. 5に示したフィルムの鉛直方向の断面をFig. 6に示す。鋳造中に別途測定した溶鋼表面の高さとの比較により、図中の点線を表示した位置をメニスカスの位置と特定した。Fig. 3に示した様に、溶鋼表面は鋳造中に絶えず変動しており、ここで特定した位置は、変動幅の中の最高位置と考えられる。

Fig. 6に示した2箇所の枠は、上述したメニスカスから8

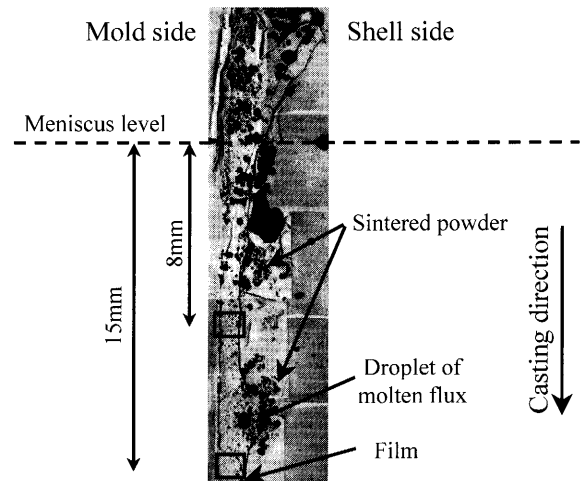


Fig. 6. Section of flux film taken from the meniscus (mold flux C).

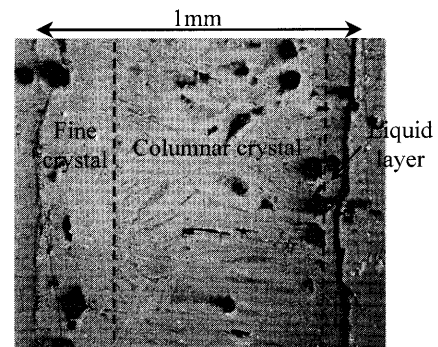


Fig. 7. Section of flux film 8 mm below meniscus (mold flux C).

mmまたは15 mm下方に位置している。メニスカス下15 mmの枠の右上方において、フィルムは部分的に凝固殻側へ膨らんでいるが、これは、鋳造後に付着したモールドフラックスの溶融滴である。

メニスカス下8 mmの位置における断面を拡大してFig. 7に示す。鋳型側に厚さ0.2~0.3 mm程度の緻密な結晶相、その内側（凝固殻側）に柱状の結晶相が存在した。また、柱状の結晶相の更に内側には、細かい粒状で、後述の様に鋳造中は液相であったと考えられる組織が50 μmの厚さで存在した。

この位置より下方においても、フィルム断面はFig. 7と同様の構成が連続していた。

メニスカス下15 mmの位置における断面を拡大してFig. 8に示す。図中に示した点線の左側は、Fig. 7と同様の組織であった。点線の右側には、細かな粒状の組織が存在しており、鋳造後に付着した溶融滴へ同様の組織が繋がっていた。

モールドフラックスBについて、メニスカス下8 mmの位置におけるフィルムの断面組織をFig. 9に示す。モールドフラックスCの場合と同様に、鋳型側に厚さ0.2~0.3 mmの緻密な結晶相が存在した。その内側には、ガラ

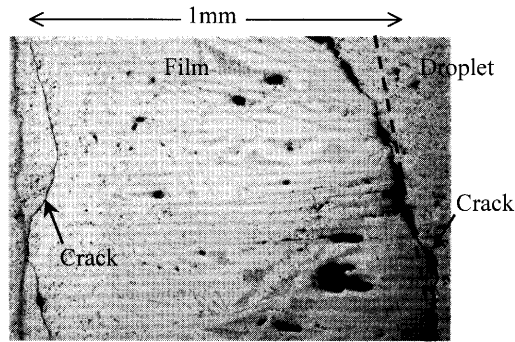


Fig. 8. Section of flux film 15 mm below meniscus (mold flux C).

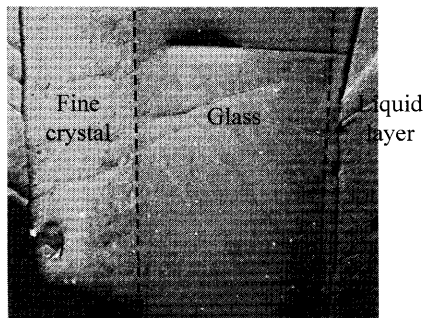


Fig. 9. Section of flux film 8 mm below meniscus (mold flux B).

ス相が存在した。更にその内側には、ガラス相とは異なり、液相と考えられる厚さ 50 μm 程度の組織が存在した。

## 4. 考察

### 4.1 casting中におけるフィルムの厚み

上述した結果を考察して、 casting中におけるフィルムの構成および厚みについての推定を試みる。

#### 4.1.1 液相の厚み

Fig. 4に示したモールドフラックス消費量は、 casting速度 3.0~3.5 m/minにおいて、0.10~0.15 mkg/m<sup>2</sup>であった。モールドフラックスの密度を 2.5×10<sup>3</sup> kg/m<sup>3</sup>として、消費量から換算される液相の厚みは 40~60 μm であり、従来の報告値の範囲内である。

Fig. 8では、 castingの終了後に付着したモールドフラックスの溶融滴が細かな粒状の組織を呈していたことから、この細かな粒状の組織は、 casting中に液相であった部分であると考えられる。ちなみに、この部分がガラス化しなかったことは、モールドフラックスが特に結晶化しやすく設計された組成であることによると考えられる。

そこで、Fig. 7に示したメニスカス下 8 mm の位置において、柱状の結晶相の内側にある、細かな粒状の組織に着目すると、その厚みは 50 μm 程度であり、消費量から換算される上述の液相厚みとほぼ一致する。

従って、フィルム中液相の厚みについては、モールドフ

ラックス消費量から換算することで妥当な見積もりが得られると考えられる。

Fig. 4に示す様に、モールドフラックス消費量は casting速度の上昇とともに減少する。本研究で実施した castingは速度 3.0~5.0 m/min の高速 castingであり、速度 1.0~3.0 m/min 程度の一般的な連続 castingを含めると、フィルム中液相の厚みは、従来から考慮されている様に<sup>1-3)</sup>、50~200 μm 程度と考えられる。

#### 4.1.2 フィルム全体の厚み

Fig. 7に示したモールドフラックス C のフィルムにおいて、上述の液相より外側（ casting側）にある、緻密な結晶相層と柱状の結晶相とを合わせた領域は、いわゆる固着層<sup>4)</sup>と呼ばれる部分であり、 casting中は casting内壁に固着して定常的に存在していると考えられる。従って、液相（液層）と固着層とを合わせたフィルム全体の厚みは、メニスカス部において 1 mm 程度であると考えられる。

また、Fig. 9に示すモールドフラックス B のフィルムにおいても、最も内側に、厚さ 50 μm 程度の薄い層が存在した。モールドフラックス C の場合から類推すると、 casting中はこの部分が液相であったと考えられる。

この場合、緻密な結晶相と、この液相との間に存在するガラス相は、 casting終了後に溶融フラックスが付着して形成したもの<sup>8)</sup>ではなく、緻密な結晶相とともに固着層を形成し、定常的に存在していたと考えるべきである。

今回のフィルム断面は、 castingが終了して冷却された後に観察されたものであり、 casting中の直接的な観察ではない。従って、温度あるいは時間の経過による断面組織の変化あるいは相違について、検討の余地を残すものの、上述の考察から、厚みにおいては、大きな変化が無いものと考えられる。

### 4.2 フィルムを介した熱伝達

#### 4.2.1 フィルム中の伝熱抵抗

モールドフラックスのフィルムを介した熱伝達現象を模式的にFig.10に示す。フィルムの関わる伝熱抵抗としては、フィルム中の輻射伝熱および伝導伝熱に対する抵抗と、 casting型に接する表面の粗度に起因した界面熱抵抗とが主体と考えられており、その関係は(1)式で表される。

$$R_{total} = R_{film} + R_{int} = d_{film} / K_{eff} + R_{int} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 $R_{total}$  は伝熱抵抗の合計、 $R_{film}$  はフィルム中の伝熱抵抗、 $R_{int}$  は界面熱抵抗、 $d_{film}$  はフィルムの厚み、 $K_{eff}$  はフィルム中における見かけの熱伝達係数である。

これまでに報告された  $R_{film}$  および  $R_{int}$  の値<sup>6,7,12-14)</sup>をフィルムの厚みに対してFig.11に示す。何れの報告においても、メニスカス部におけるフィルムの厚みは 0.2~0.3 mm 程度と考えられており、 $R_{film}$  よりも  $R_{int}$  の方が大きく、 $R_{total}$  において支配的とされている<sup>7)</sup>。

ただし、前項に述べた様に、メニスカス部におけるフィ

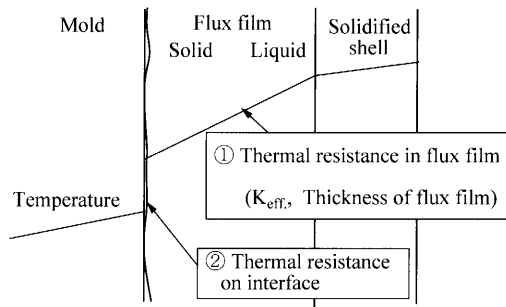


Fig. 10. Thermal resistance of mold flux film in the mold.

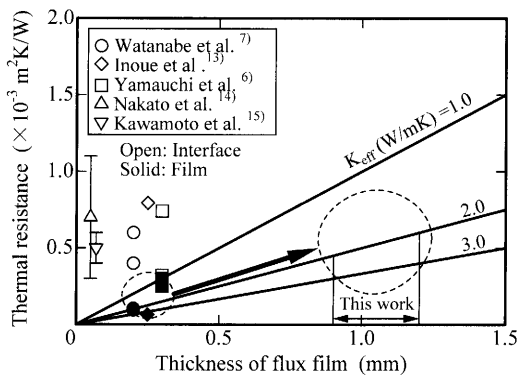


Fig. 11. Comparison of  $R_{film}$  with  $R_{int}$ .

ルムが1mm程度の厚みを持つ場合、 $R_{film}$ は従来に考えられていた値よりも大きいということになり、界面熱抵抗に対して同等になり得る。

4.2.2 界面熱抵抗

鋳型銅板表面からフィルム表面までの温度範囲を500~800K<sup>7)</sup>として、その温度範囲における空気<sup>15)</sup>の熱伝導度を用いて、Fig.11に示した従来の界面熱抵抗の値を、連続で様なエアギャップの厚みに換算すると、20~70  $\mu\text{m}$ 程度になる。鋳型内メニスカス部のフィルムは溶鋼からの静圧を受けた状態にあり、この様な厚みのエアギャップが連続して存在するとは必ずしも考えられない。

そこで、ここでは、鋳型内の局所熱流束<sup>9)</sup>について一次元を仮定した伝熱計算を行い、鋳造試験による実験値<sup>9)</sup>に基づいた界面熱抵抗値の評価を試みる。

フィルムを介した一次元の伝熱をFig.12に示す。フィルムを通過する熱流束を $q$ 、フィルムの凝固殻と接する表面の温度を $T_1$ 、鋳型内壁の表面温度を $T_2$ とすると、これらの間には(2)式が成り立つ。

$$q \times (R_{film} + R_{int}) = T_1 - T_2 \dots \dots \dots (2)$$

(2)式を $R_{int}$ について解きなおすと(3)式になる。

$$R_{int} = (T_1 - T_2) / q - R_{film} = (T_1 - T_2) / q - d_{film} / K_{eff} \dots \dots \dots (3)$$

従って、 $T_1$ 、 $T_2$ 、 $q$ 、および $K_{eff}$ の各値が既知であれば、

(3)式は、 $R_{int}$ と $d_{film}$ との一次的な関係式になる。

$T_1$ は、凝固界面の温度 $T_0$ 、凝固殻の厚み $d_{shell}$ 、凝固係数

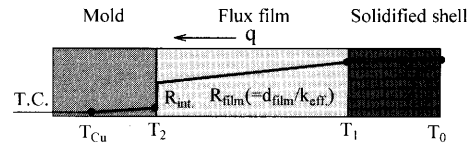


Fig. 12. Thermal transfer through the mold flux film.

Table 3. A list of the reported values about  $K_{eff}$ .

Author	$K_{eff}$ (W/mK)	$d_{film}$ (mm)
Watanabe et al. <sup>18)</sup>	1.0 ~ 1.2	0.3
Yamauchi et al. <sup>19)</sup>	2.2 ~ 2.4	0.2
Kawamoto et al. <sup>20)</sup>	2.2 ~ 2.4	1.0 ~ 1.8
Cho et al. <sup>21)</sup>	1.8 ~ 2.2	0.7 ~ 1.6
Cho et al. <sup>22)</sup>	1.4 ~ 3.0	0.2 ~ 2.0

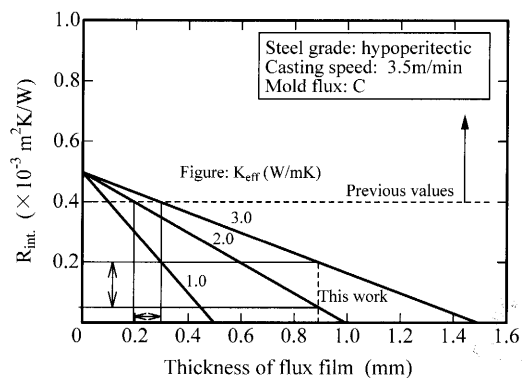


Fig. 13. Relation between thickness of flux film and  $R_{int}$ .

$k$ 、メニスカスから鋳型銅板中熱電対までの鋳造方向における距離を $l_{Cu}$ 、および凝固殻の熱伝導度 $\lambda_{shell}$ を用いて、(4)式の様に表せる。

$$T_1 = T_0 - q \times (d_{shell} / \lambda_{shell}) = T_0 - q \times \{k \times (l_{Cu} / V_C)^{0.5} / \lambda_{shell}\} \dots \dots \dots (4)$$

また、 $T_2$ は、鋳型銅板中熱電対の温度 $T_{Cu}$ 、鋳型銅板表面から熱電対までの距離 $d_{Cu}$ 、および銅板の熱伝導度 $\lambda_{Cu}$ を用いて(5)式の様に表せる。

$$T_2 = T_{Cu} + q \times (d_{Cu} / \lambda_{Cu}) \dots \dots \dots (5)$$

(4)式および(5)式中に必要な各値を代入して、 $T_1$ および $T_2$ を決定した。ここで、 $\lambda_{shell}$ は33 W/mK<sup>16)</sup>、 $\lambda_{Cu}$ は385 W/mK<sup>17)</sup>とし、 $l_{Cu}$ は0.045m、 $d_{Cu}$ は0.013m、 $V_C$ は3.5 m/minとした他、 $q$ および $k$ は既報<sup>9)</sup>で示したデータを用いた。また、その他の値には、鋳造中に得られたデータを用いた。

$K_{eff}$ について、従来の報告値<sup>17~21)</sup>をTable 3に示す。

評価方法は様々であるが、これらの値を参考に、ここでは2~3 W/mKとした。

(3)式で表される、 $d_{film}$ と $R_{int}$ との関係をFig.13に示す。従来の $R_{int}$ は $0.4 \times 10^{-3} \text{ m}^2\text{K/W}$ 以上の範囲であるが、本研究において検討された様に、フィルムが1mm程度の厚み

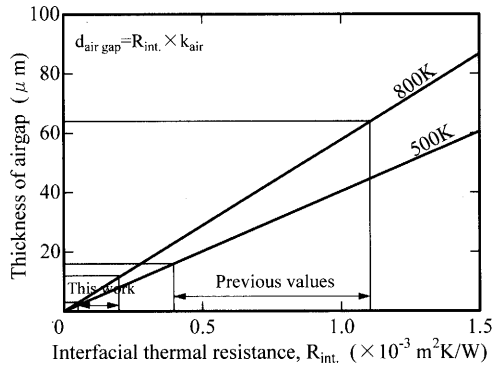


Fig. 14. Relation between  $R_{int}$  and thickness of air gap.

を持つ場合には、その値は $0.1\sim 0.2\text{ m}^2\text{ K/W}$ 程度になる。

従来の報告値は、平行平板法による測定等<sup>6,17)</sup>、冷却ブロック（鋳型）との接触界面に圧力を受けない状態でフィルムが凝固するという条件下で評価されたものが多い。その場合、冷却されたフィルム表面の凝固あるいは結晶化により、冷却ブロックとフィルム表面との間において、自由に空隙の生じる可能性がある。従って、連続鋳造鋳型内のメナスカス部の様に、溶鋼の静圧を受ける状態を必ずしも再現できていないと考えられる。

このことを考慮すると、本研究の検討結果は、むしろ、妥当であると考えられる。

#### 4.3 フィルム表面の粗度

前項の $R_{int}$ に関する考察の結果を踏まえて、それと密接に関係しているフィルム表面の粗度について考察する。

上述の温度範囲 $500\sim 800\text{ K}$ における空気熱伝導度<sup>15)</sup>を用いて、Fig.13で示した $R_{int}$ をエアギャップの厚みに換算した。その結果をFig.14に示す。本研究で検討された $R_{int}$ は、 $10\ \mu\text{m}$ 程度の厚みのエアギャップに相当する。

既報<sup>9)</sup>において、メナスカス部におけるフィルムの鋳型側表面の粗度（凹凸の変動幅）が平均 $30\ \mu\text{m}$ であることを示したが、これは上述の結果に矛盾しない。従って、実際の鋳型内における $R_{int}$ ならびにフィルム表面粗度の値としては、この程度が妥当と考えられる。

また、フィルムの粗度について研究された従来の報告<sup>7,23,24)</sup>を参考にすると、フィルム表面の粗度は $1\sim 150\ \mu\text{m}$ の範囲と考えられる。これらを総合すると、ガラス状のフィルム表面が結晶化することにより増大する粗度は高々 $40\ \mu\text{m}$ 程度であるが、フィルム表面自体の起伏により、 $100\ \mu\text{m}$ 以上の粗度が生じる、ということが考えられる。

この $100\ \mu\text{m}$ 以上の大きな粗度は、平行平板法等の、溶鋼静圧のかからない状態において生じるものであり、鋳型内における平均的な粗度としては、大きすぎるものと考えられる。

## 5. 結言

中厚スラブの高速連続鋳造において、鋳型内のメナスカス部から採取したモールドフラックスのフィルムについて考察した結果、下記の事項が推定された。

(1) 鋳造中のフィルムは $1\text{ mm}$ 程度の厚みを持つ。特に、結晶相だけでなく、ガラス相も、鋳造中の固着層を構成している。

(2) フィルムにおいて鋳造中は液相であったと考えられる部分の厚みは、モールドフラックス消費量から換算される値とほぼ一致した。

(3) フィルムの厚みが $1\text{ mm}$ である場合、輻射および伝導を合わせたフィルム中の伝熱抵抗は、フィルムと鋳型との界面熱抵抗と同等になりうる。

(4) 従来から報告されている界面熱抵抗は、実際の鋳型内に生じる抵抗よりも大きい。従来の界面熱抵抗は、鋳型と接触するフィルムの界面に圧力の加わらない状態で評価されたが、実際の鋳型内においては溶鋼の静圧が加わり、界面熱抵抗はより小さい状態になる。

## 文 献

- 1) E.Takeuchi and J.K.Brimacombe: *Metall. Trans. B*, **15B** (1984), 493.
- 2) E.Anzai, T.Ando, T.Shigezumi, M.Ikeda and T.Nakano: *Seitetsu-Kenkyu*, **324** (1987), 30.
- 3) H.Nakato, T.Nozaki, H.Nishikawa and K.Sorimachi: *Tetsu-to-Hagané*, **74** (1988), 1266.
- 4) Y.Mimura, F.Yamaguchi, R.Takahashi, N.Ogibayashi, K.Yamaguchi and K.Koyama: *Tetsu-to-Hagané*, **80** (1984), S146.
- 5) T.Chikano, K.Ichikawa and O.Nomura: *Shinagawa Tech. Rep.*, **31** (1988), 75.
- 6) A.Yamauchi, K.Sorimachi, T.Sakuraya and T.Fujii: *ISIJ Int.*, **33** (1993), 140.
- 7) K.Watanabe, M.Suzuki, K.Murakami, H.Kondo, A.Miyamoto and T.Shiomi: *Tetsu-to-Hagané*, **83** (1997), 115.
- 8) A.Yamauchi, T.Emi and S.Seetharaman: *ISIJ Int.*, **42** (2002), 1084.
- 9) M.Hanao, M.Kawamoto, M.Hara, T.Murakami, K.Hanazaki and H.Kikuchi: *Tetsu-to-Hagané*, **88** (2002), 23.
- 10) K.Nakai, T.Kanazawa, K.Nakajima, T.Yamada, K.Marukawa, K.Yoshida, T.Tanaka and Y.Inoue: *CAMP-ISIJ*, **4** (1991), 1283.
- 11) M.Hanao, M.Kawamoto and T.Watanabe: *ISIJ Int.*, **44** (2004), 827.
- 12) T.Inoue, K.Noro, Y.Akita and I.Katano: *Seitetsu-Kenkyu*, **293** (1978), 12412.
- 13) H.Nakato, M.Ozawa, K.Kinoshita, Y.Habu and T.Emi: *Tetsu-to-Hagané*, **67** (1981), 1200.
- 14) M.Kawamoto, K.Hakari and T.Watanabe: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 890.
- 15) J.P.Holman: *Heat Transfer*, ed. by McGraw-Hill, Maruzen, Tokyo, (1982.3.3), 263.
- 16) W.Kurz and D.J.Fisher: *Fundamentals of Solidification* Forth Revised Edition, Trans Tech Publications Ltd., Zuerich, (1998), 293.
- 17) S.Ohmiya, K.H.Tacke and K.Schwerdtfeger: *Ironmaking Steelmaking*, **10** (1983), 24.
- 18) K.Watanabe, H.Okamoto, H.Kondo, A.Miyamoto, K.Kawashima and T.Shiomi: *CAMP-ISIJ*, **8** (1995), 1008.
- 19) A.Yamauchi and K.Sorimachi: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 892.
- 20) M.Kawamoto, K.Hakari and T.Watanabe: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 890.
- 21) J.Cho, H.Shibata, T.Emi and M.Suzuki: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 440.
- 22) J.Cho, T.Emi, H.Shibata and M.Suzuki: *ISIJ Int.*, **38** (1998), 834.
- 23) K.Tsutsumi, T.Nagasaka and M.Hino: *ISIJ Int.*, **39** (1999), 1150.
- 24) J.Cho, H.Shibata, T.Emi and M.Suzuki: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 891.