

連続铸造铸型内およびストランド内の伝熱現象の解明と制御

Clarification and Control of the Heat Transfer Phenomenon in the Mold and the Strand of Continuous Casting Machine

山 村 英 明* 山 崎 伯 公 梶 谷 敏 之 峰 田 暁
Hideaki YAMAMURA Norimasa YAMASAKI Toshiyuki KAJITANI Satoru MINETA
中 島 潤 二
Junji NAKASIMA

抄 録

铸型内およびストランド内での伝熱現象の解明と制御技術の検討を行った。モールドフラックスフィルムを介した伝熱測定装置により铸型内の伝熱現象を検討するとともに、フラックス流入コールドモデル実験装置やレイノルズ方程式を用いた解析モデルを開発し、铸型内の伝熱や潤滑に大きく影響するモールドフラックスの流入機構を検討した。また、フラックスフィルム中のOH基の含有量を¹H固体NMR装置で分析することにより、水素性ブレイクアウトの発生原因を明らかにし、その防止対策を検討した。さらに、凝固シェルの変形挙動を解析するモデルを開発し、凝固シェルの均一度に及ぼす铸型形状の影響を検討した。ストランド内の2次冷却水の挙動を解析するモデルを粒子法で開発し、分割ロールの軸受け部での垂れ水やロールと铸片の間の溜まり水の影響を検討した。

Abstract

The heat transfer phenomena in the mold and the strand of continuous casting machine were examined and control technologies were considered. The heat transfer phenomenon through the mold flux film in the mold was examined by the heat transfer measurement experimental apparatus. The cold model experiment that simulate the infiltration of mold flux and the numerical analysis model using the Reynolds equation was developed, and the mechanism of the mold flux infiltration that give the great influence to the heat transfer and the lubrication in the mold was considered. In addition, the mechanism of the hydrogen induced break out was clarified by measurement of the content of OH⁻ radical in mold flux by ¹H solid NMR device, and the countermeasures were considered. Furthermore, the FEM model which analyzed the deformation behavior of the solidification shell was developed, and the influence of the mold shape to uniformity of the solidification shell was studied. The numerical analysis model that simulate the behavior of the water in the secondary cooling of strand was developed using a particle method, and the influence of the leak water from the gap between the bearing of sprit roll and the cast slab and the stagnant water in the wedge-shaped space formed by the roll and the slab was examined.

1. 緒 言

高速铸造化に伴い、表面割れや非金属介在物欠陥の発生、湯面レベルの変動やブレイクアウトの発生といった操業不安定の問題が顕著となる。その中でも、高速铸造下で铸片の表面割れやブレイクアウトを防止するには、铸型内やストランド内での伝熱、冷却を制御して均一な凝固シェルを形成させるとともに、適正な潤滑を図ることが重要である。また、ストランド内の凝固末期の凝固シェルの不均

一は中心偏析を悪化させる。これらの課題を解決するためには、铸型内でのモールドフラックスの挙動や抜熱現象を明らかにするとともに、铸型と凝固シェル間のモールドフラックスの流入やフラックスフィルムを介した伝熱を制御する必要がある。さらに、2次冷却でもその抜熱を均一にすることが重要である。

そこで本報では、铸型内およびストランド内での伝熱現象の解明と制御技術の検討を行った。

* プロセス研究開発センター 製鋼研究開発部 主幹研究員 千葉県富津市新富20-1 〒293-8511

2. モールドフラックスの伝熱・流入挙動

2.1 フラックスフィルムを介した伝熱機構¹⁾

これまでにフラックスフィルム内の伝熱や鋳型とフィルム界面の伝熱と、それらに及ぼす凝固フラックスの結晶化の影響が数多く報告されている²⁻⁶⁾。しかしフィルム中の凝固層、液層、鋳型と凝固層界面の影響を分離して、その寄与を評価した例は少ない。そこでフラックスフィルムを介した凝固シェルと鋳型間の伝熱挙動を模擬した実験を行い、これらの影響を定量的に評価するとともに、実機にて採取したフィルム構造と比較することで連続鋳造時の伝熱の支配要因について検討した。

図1に示す実験装置を用いて、1450℃に加熱した鉄製のるつぼの中で塩基度1.1のモールドフラックスを溶融させた。その後、水冷銅ブロックを、鉄製のるつぼと水冷銅ブロック間のフラックスフィルムが所定の厚みとなる位置まで下降させ、そのまま保持させた。鉄製のるつぼ内および水冷銅ブロック内に設置した熱電対にて温度を測定した。さらに、実験時のフィルムの構造を把握するために、実験後のフラックスフィルムを水冷銅ブロックとともに引き上げて急冷、採取し、その断面組織よりフィルムの凝固層および液層の厚みを測定した。測定した温度と各層の厚みから、鉄製のるつぼと水冷銅ブロック間の総括の熱抵抗、凝固層および液層の各層の熱抵抗、鉄製のるつぼとフィルム凝固層の界面での熱抵抗を求めた。

図2にフラックスフィルムの断面を示す。フィルムは液層と結晶を主体とする凝固層の2層から構成されており、凝固層の割合は80~90%とフィルムの大部分を占めている。

図3に各層および鋳型と凝固層との界面の熱抵抗のフィルム厚みによる変化を示す。凝固層および界面の熱抵抗に比べて、液層の熱抵抗は低い。また、フィルム厚の増加に伴って凝固層の熱抵抗は増加するが、界面の熱抵抗はほとんど変化せず、凝固層厚が1.3mm以下では界面の熱抵抗が支配的であるのに対し、1.3mm以上では凝固層の熱抵抗

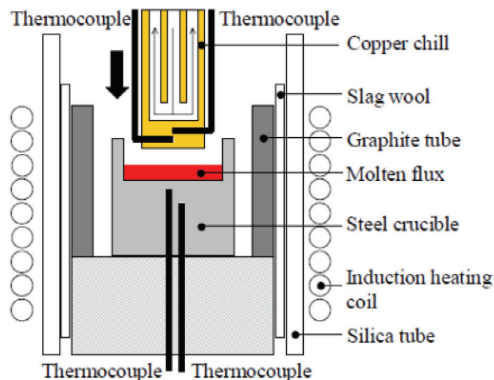


図1 フラックスフィルムを介した伝熱測定装置の模式図
Schematic illustration of experimental apparatus

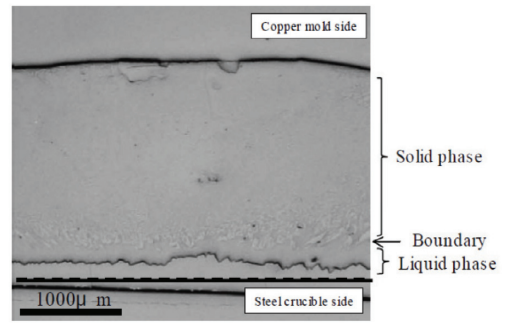


図2 フラックスフィルムの断面組織(フィルム厚み2mm)
Cross section of mold flux film (2mm in thickness)

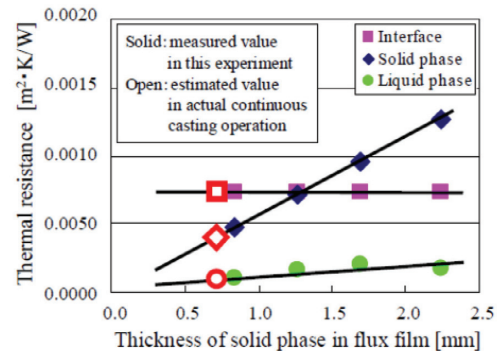


図3 フラックスフィルムの凝固層厚と鋳型と凝固層の界面および凝固層、液層の熱抵抗の関係

Thermal resistance of each phase in the mold flux film as a function of thickness of solid phase in flux film

が支配的となる。連続鋳造機の鋳型内にて採取したフィルムの凝固層厚は0.7mmであり⁷⁾、このとき界面熱抵抗の値が最も高い。したがって実機での凝固シェルと鋳型間の伝熱の支配因子は鋳型とフラックスフィルム間の界面熱抵抗であると推測される。より緩冷却化するにはフラックスの流入を促進してフィルム厚を厚くすることが有効となる。

2.2 フラックスの流入機構⁸⁻¹¹⁾

上述したようにフラックスの流入は、潤滑のみならず鋳型内の伝熱にとっても重要である。フラックスの流入機構に関して、これまでも多くの研究が報告されている^{12,13)}。しかし、溶融フラックスの流入する時期がネガティブストリップタイムであるか、ポジティブストリップタイムであるかも、未だに結論が出ていない。また、鋳型と凝固シェル間への溶融フラックスの流入挙動を取り扱った理論解析¹⁴⁾やモデル実験が報告されているが¹⁵⁾、これらの大部分は鋳型と凝固シェル間の距離を一定として扱っており、実現象を再現しているとは言い難い。

そこで、鋳造中のフラックスフィルム厚は、凝固シェルに作用する溶鋼静圧とフィルム内の圧力とのバランスによって変化し得るという考え方に基づいて、モデル実験および理論解析によってモールドフラックスの流入メカニズムの解明を試みた。

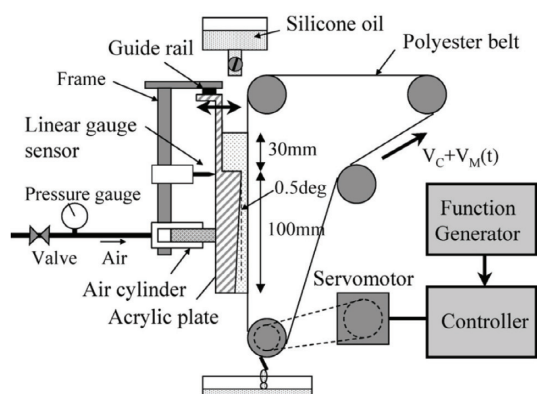


図4 フラックス流入モデル実験装置の模式図
Schematic illustration of cold model experiment

図4に実験装置の模式図を示す。回転するベルトと水平方向に自由に移動できるアクリル板との間にオイルを流入させた。流入にはフラックスの流路が下向きに広がっている必要があるため、アクリル板の表面に鉛直方向に対して0.5度の傾きを与えた。また、鋳型振動を模擬するために、ベルト速度を周期的に変化させた。また、アクリル板の背面はエアシリンダーにより一定の圧力で押されている。これは連続鋳造鋳型内で拘束されていない凝固シェルに溶鋼静圧が作用することを模擬している。接触式の変位計でアクリル板の水平方向の変位を測定した。

ベルト速度の時間変化とオイルのフィルム厚の変化を図5(a)と(b)にそれぞれ示す。ベルト上昇時にフィルム厚が増大し、下降時にフィルム厚が減少するというプロセスを繰り返しながら、オイルは下方に流入した。オイルが下方に流入する時期は、連続鋳造における鋳型振動のポジティブストリップタイムの後半からネガティブストリップタイムの後半に相当している。

フィルム厚より計算したオイルの流入速度を図5(c)に示す。ベルトの振動によりオイルは流入と逆流を繰り返しながら、全体としては流入している。一つの周期に着目すると $V_c + V_M$ が負となる $t_1 \sim t_2$ まではオイルは逆流し、 $V_c + V_M$ が正に転じる t_2 から流路が閉じる t_3 までにオイルは下方に流入している。オイルが流入する時期 ($t_2 \sim t_3$) は、 t_p や t_N ではなく、流路が開いた状態を保ち、かつ $V_c + V_M$ が正となる時期、すなわちポジティブストリップタイムの後半からネガティブストリップタイムの後半に相当している。

フィルム厚より計算したフィルム内の圧力 F を図5(d)に示す。ベルトの上昇速度が大きい時期には F は正の値となり、アクリル板をベルトから遠ざける方向に力が生じている。そのためこの時期にはフィルム厚が急激に増加する。逆にベルトの下降する時期には F は負となりアクリル板をベルトに近づける向きに力が働く。よって、フィルム厚が減少するもしくはゼロの状態が保たれる。

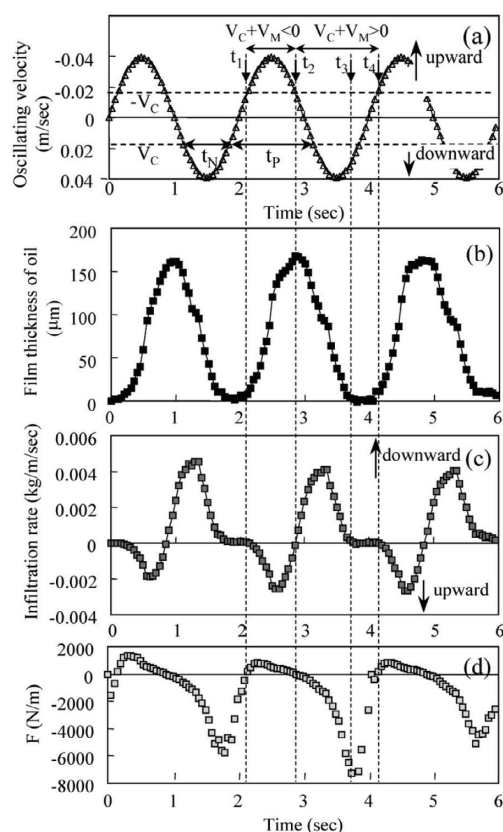


図5 ベルトの速度(a)、流路上端でのオイルのフィルム厚み(b)、流入速度(c)、アクリル板に働く力(d)の時間変化 ($V_c = 1.0$ mm/min, 振動数 = 0.5 Hz, 振幅 = 25 mm, 動粘度 = 500 mm²/s)

Oscillating velocity of the belt (a), film thickness of silicone oil at the channel entrance (b), infiltration rate (c) and force acting on the acrylic plate (d) as a function of time. $V_c = 1.0$ m/min, frequency of oscillation = 0.5 Hz, stroke of oscillation = 25 mm, kinematic viscosity of oil = 500 cs

以上より、オシレーションによるモールドフラックスの流入挙動は以下のように説明される。 t_1 から t_2 の間に鋳型の上昇によってフィルム厚が増加する。その後、鋳型の下降によってフラックスが下方へと一気に流入する。流入によってフラックスフィルム内の圧力が低下し、フィルム厚が減少するので流入速度は急激に低下する。このプロセスの繰り返しによって、モールドフラックスは鋳型と凝固シェル間に供給される。

これらの現象を考慮したフラックス流入モデルを構築した。基礎式は(1)式のレイノルズ方程式と(2)式の凝固シェルの運動方程式で、凝固シェルの水平方向への運動を動的に求めた。

$$\frac{\partial}{\partial x} \left[\frac{\rho h^3}{12\mu} \left(\frac{\partial P}{\partial x} - \rho g \right) \right] = \frac{V_c + V_0}{2} \frac{\partial \rho h}{\partial x} + \rho \frac{\partial h}{\partial t} \quad (1)$$

$$M \frac{d^2 h}{dt^2} + B \frac{dh}{dt} + Kh = \int_0^L p dx \quad (2)$$

ここで、 ρ は密度、 μ は粘度、 h は鋳型・鋳片間距離、 P は圧力、 x は鋳造方向距離、 g は重力加速度、 V_c は鋳造速度、 V_0 は振動速度、 t は時間、 L は溶融フラックス充填領

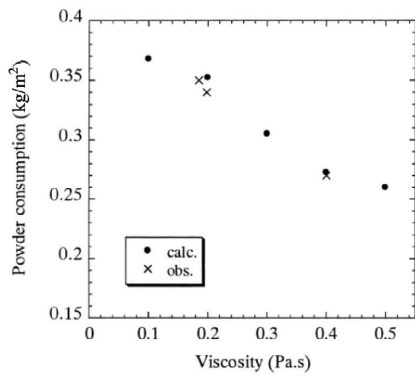


図6 フラックスの粘度とフラックス消費量との関係
Influence of viscosity on powder consumption

域の長さを表す。また、 M, B, K はフィッティングパラメータとして用いた。

このモデルを用いて連続鋳造に於ける各種要因の影響を検討した。その例としてフラックス消費量に及ぼす粘度の影響を計算した結果を図6に示す。フラックス消費量は粘度の上昇とともに減少しており、実機での結果と良く一致することが確認された。

これらより、フラックス流入に及ぼす各種要因の影響を検討した結果、粘度、鋳造速度、振動数の増加によってフラックスの流入量は減少することを確認した。

2.3 水素性ブレイクアウト¹⁶⁾

安定鋳造操作を行う上での最重要課題の1つがブレイクアウト (BO) の防止である。このBOの発生には、季節依存性や鋼種依存性がある。BOの発生頻度が夏季に増加することが経験的に知られ、その要因として大気や耐火物、スラグからの混入による溶鋼中水素の上昇が指摘されている¹⁷⁻¹⁹⁾。また、Si脱酸鋼では水素に起因した拘束性ブレイクアウトの発生頻度が高い。

Al脱酸鋼とSi脱酸鋼の連続鋳造時にモールドフラックスフィルム採取し、その断面を比較して図7に示す¹⁶⁾。Si

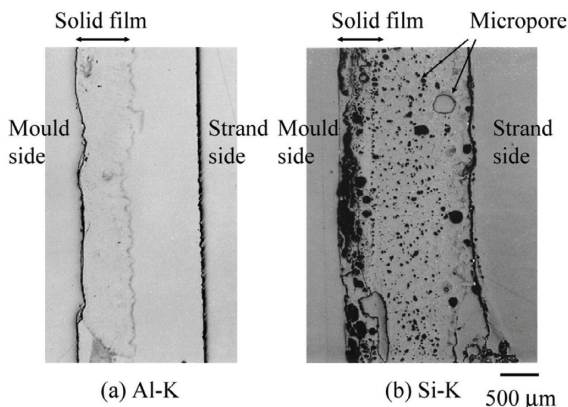


図7 フラックスフィルムの断面組織

Cross-section of a mould flux film detached from mould wall after casting of (a) Al-K and (b) Si-K steels

脱酸鋼のフィルム中には多数の気泡が存在する。この気泡が、鋳型内の伝熱を介して初期凝固さらにはフラックスの流入に影響を与え、BOにつながるものと推測される。

この気泡中には水蒸気等の水素原子を含むガスが含まれており、フラックス中のOH基の含有量を¹⁾H固体NMR装置²⁰⁾で分析した結果を図8に示す。シリコンキルド鋼の熔融スラグでOH基が濃化している。これは、鋳造中に熔融フラックスは大気中の水蒸気と反応してこれをOH⁻として吸収するが、Al脱酸鋼ではスラグと溶鋼中のAlとの反応によって水素となって溶鋼へ移動するので、熔融スラグ中のOH⁻の濃度上昇は少ない。一方、Si脱酸では溶鋼中のAlが少ないため、OH⁻が熔融スラグ中に蓄積され飽和状態となって、鋳型と凝固シェル間に流入した後に温度の低下とともに水蒸気の気泡となって熔融スラグ中に存在すると推測した。

以上のメカニズムから高塩基度、低SiO₂のパウダーによって反応を促進することで、熔融スラグから溶鋼への水素の移動を進行させることが可能であり、図9に示すように高塩基度パウダーではフィルム中のOH⁻が低減し、気泡の発生を抑制して、BOの抑制を可能とした。

また、脱ガス工程を経ない溶鋼は水素濃度が高く¹⁹⁾、鋼の凝固時の溶解水素濃度の低下に伴って排出された水素が

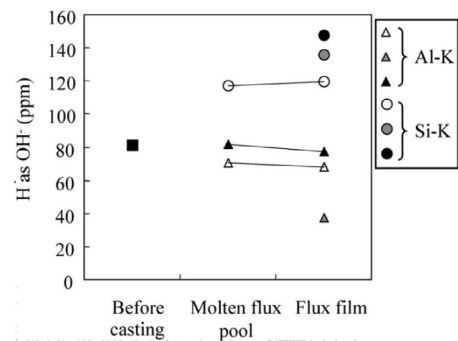


図8 鋳造前のフラックス、熔融フラックスプール、フラックスフィルム中に水酸イオンとして存在する水素量
Change in hydrogen as OH⁻ in mould flux during continuous casting

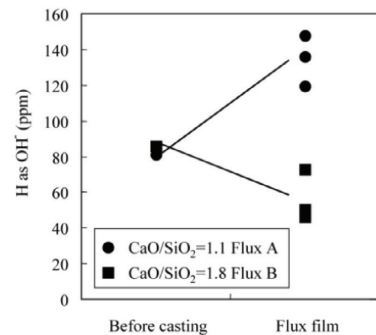


図9 Si脱酸鋼のフラックスフィルム中に水酸イオンとして存在する水素量に及ぼす塩基度の影響
Influence of basicity (CaO/SiO₂) on the change in hydrogen as OH⁻ in mould flux during the casting of Si-K steel

ガスとなって溶融フィルム中に発生する。鋳型内から採取した脱ガス材のフィルムには気泡は観察されないが、非脱ガス材で鋼中水素濃度が6 ppm より高い場合に多数の気泡が観察されている²¹⁾。凝固時の水素ガス放出および水素気孔発生モデル解析からブレイクアウトを起こさないための上限水素濃度と鋳造速度、パウダー粘度の関係を導いた結果、Pontoireら¹⁸⁾が報告しているように、水素濃度8 ppm 以上では鋳造速度とフラックス粘度によってはBOの可能性が顕著に増加することが確認された²¹⁾。

3. 鋳型形状、電磁力による初期凝固制御と2次冷却によるストランド内凝固制御

ブレイクアウト (BO) は大きな生産障害及び設備損害を発生させるとともに、鋳造速度向上による生産性向上の阻害要因になっている。BO後の鋳片を詳細に調査した結果、図10に示すようにコーナー部近傍で凝固シェルが薄くなっていることが分かった (シェル厚B < シェル厚A)。

この例のように凝固の不均一が原因で生じるトラブルの対策として、鋳型形状、電磁力による初期凝固制御が有効である。数値解析モデルや実鋳片の観察等により、メカニズムを解明し、それぞれの対策の効果について検討した。

また、鋳型下のストランドにおける凝固制御も重要であり、鋳片の品質トラブルであるコーナー部横割れ、内部割れ、中心偏析ポロシティを改善するための種々の対策がなされている。ここでは、2次冷却が凝固シェル成長の不均一に及ぼす影響を、特に2次冷却水の挙動を解析することで検討した。

3.1 鋳型形状による初期凝固制御

凝固シェルの成長挙動を把握する従来の凝固シェル構造解析のほとんどは、座標系を鋳片の単位切片に固定した非定常的方法を用いている。この方法は、時間を追って周辺の境界条件を変更しながら温度や応力を計算する方法であるが、鋳造方向の温度勾配や応力勾配を考慮出来ない。こうした問題に対し、粘塑性挙動を考慮し、また圧延解析に用いられる剛塑性解析と同様に、空間固定座標系の下で、速度場で解析する方法が提案された²²⁾。しかしこのモデルは一般化平面歪みを仮定した2次元モデルであり、実際の鋳片に発生する割れ等を表現するには不十分であった。そこで、物質移動・凝固を含む相変態、熱収縮、粘塑性挙動まで考慮した3次元有限要素解析モデルを新たに開発

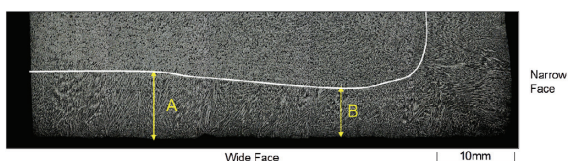


図10 ブレイクアウト直前の鋳片コーナー近傍の凝固組織
Microstructure of shell around the corner just before break out

した。

(1) 凝固計算モデル

凝固計算の方法としては、エンタルピー法、等価比熱法等の種々の方法があるが、ここでは、凝固シェル内の温度分布を2次式で近似できるとして、熱伝導方程式をルンゲクッタ法で解く方法を採用した。

凝固シェル内の非定常熱伝導式を(3)式に示す。この式を、メニスカスから鋳型下端まで計算する。

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \quad (3)$$

ここで、 α は熱伝導率、 T は凝固シェル温度、 x はシェルの厚み方向を表す。ここで、境界条件として、鋳型と凝固シェル間の熱流束(q_0)と、溶鋼と凝固シェル間の熱流束(q_δ)を設定する必要がある。この関係を図11に示す。ここで、 λ は熱伝導率、 L は凝固潜熱、 δ は凝固シェル厚、 T_s は鋼の固相線温度を表す。

(2) FEM粘塑性凝固シェル変形挙動解析モデル

鋳型内において凝固シェル厚は鋳片サイズに比較し十分薄いこと、またシェル厚方向の温度分布も比較的単純な分布形状で表現出来ることに着目し、シェル要素を用いた定式化を行った。計算要素として、4節点の厚肉シェル要素を用いた定式化を行うこととした。図12に本FEM計算で用いたシェル要素を示す。温度分布や塑性変形領域は、要素の厚み方向のいくつかの積分点で考慮した。

この要素を使用したFEM計算により、物質移動、凝固を含む相変態、および高温域の粘塑性挙動までを考慮した3次元解析が可能になった。

FEMの定式化について簡単に述べる。形状関数Nによ

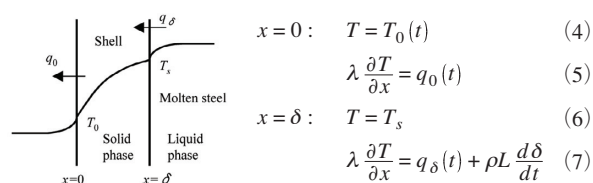


図11 凝固計算に用いた境界条件
Boundary condition for calculation of solidification

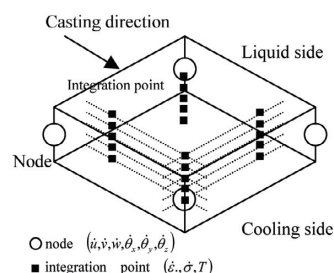


図12 凝固計算で用いたシェル要素モデル
Thermal-mechanical model for solidifying shell

り、要素の変位速度は次式で表現できる。

$$\begin{Bmatrix} \dot{u} \\ \dot{v} \\ \dot{w} \end{Bmatrix} = \sum_{i=1}^4 N_i \begin{Bmatrix} \dot{u}_i \\ \dot{v}_i \\ \dot{w}_i \end{Bmatrix} + \sum_{i=1}^4 N_i z \begin{Bmatrix} \dot{\theta}_{y_i} \\ -\dot{\theta}_{x_i} \\ 0 \end{Bmatrix} \quad (8)$$

ここで、 $\dot{u}_i, \dot{v}_i, \dot{w}_i, \dot{\theta}_{x_i}, \dot{\theta}_{y_i}, \dot{\theta}_{z_i}$ は要素節点で定義された変位速度と回転速度で、 z は凝固シェル厚の厚み方向位置である。仮想仕事の原理を用いると、全体剛性方程式は、以下ようになる。

$$[K] \{\dot{u}\} = \{\dot{L}_t\} + \{\dot{L}_T\} + \{\dot{L}_m\} + \{\dot{L}_{vp}\} \quad (9)$$

ここで、 $[K]$ は剛性マトリクス、 $\{L\}$ は節点力ベクトルを示す。下添え字 t, T, m, vp はそれぞれ、表面力、熱応力、相変態応力、粘塑性応力の増分値である。また、ばね支持を付加することで、鋳型～凝固シェル間の接触、摩擦を考慮している。

実際の計算の手順は、前述の凝固計算で求めた温度分布を、要素内の各積分点（面内4点+シェル厚方向n点）に与え、式(7)を剛性マトリクスは一定に保ったまま、荷重速度ベクトルを変更しながら反復計算し、変位速度が収束するまで繰り返し計算を行う。変位速度が収束し、変形状態が計算出来ると、鋳型と凝固シェル間の接触状態がわかる。ギャップが開いた所では、熱伝達が悪くなり、熱流束が小さくなる。小さくなった熱流束を考慮して、凝固を再計算し、上記の変形解析を繰り返す。この手順を反復して、最終的に温度分布、シェル変形挙動が収束するまで計算する。

開発した凝固シェル変形解析モデルにより、鋳型形状の凝固に及ぼす影響を解析し、鋳型形状、特に鋳型短辺テーパ（傾き）形状の最適化を行った。短辺のテーパ形状により凝固シェルと短辺銅板の間のギャップ（空隙、あるいは流入したパウダーで充填されている）生成の状況が変化する。図13に示すように、右側の1段テーパ短辺では、初期の鋳片熱収縮量がテーパ量より大きくなり、シェルと鋳型の間に大きなギャップが生成する。そのためコーナー部近傍の凝固成長が遅れ、鋳型の下端でのシェル厚が薄くなり、割れやBOが発生しやすくなる。この問題を解決するために、マルチテーパ短辺等が提案され適用されてきた。図13の左側がマルチテーパ短辺で、上部のテーパが下部に対して大きくなっている。このため初期凝固による熱収縮量にテーパ量が近くなり、ギャップの生成が抑制され凝

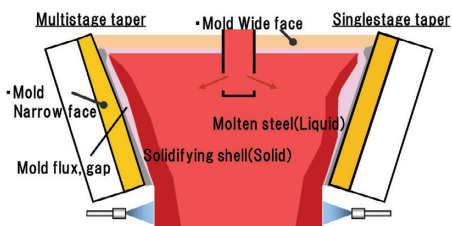


図13 鋳型短辺形状と凝固シェルの変形
Shape of mold narrow face and distortion of solidifying shell

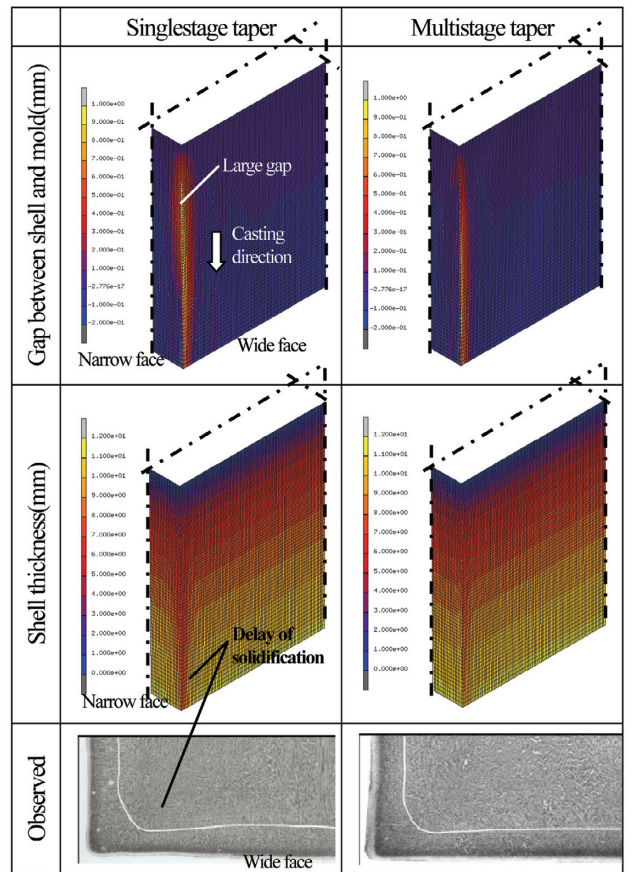


図14 エアギャップおよびシェル厚に及ぼす短辺形状の効果
Evaluation results of multistage taper effect

固遅れしにくくなる。

テーパ形状の凝固シェル成長に及ぼす影響を、開発したモデルで定量評価した例を図14に示す。マルチテーパ適用によりコーナー部近傍のギャップ量が低減して凝固が均一化する現象を計算と実測で確認した。これにより、モデルの有効性を確認、最適なテーパ形状を設計し実機適用した。その結果コーナー部近傍の凝固シェル厚の均一度が1段テーパより増加し、安定・高速鋳造の実現を可能とした。

3.2 電磁力による初期凝固制御²³⁾

厚板・鋼管材は亜包晶凝固するいわゆる中炭素鋼を中心とする製品が多く、初期凝固シェルの不均一が原因となって鋳片表面に縦割れが発生しやすいことが一般的に知られている。鋳片の縦割れ低減に対して、鋳型内の電磁攪拌（EMS）適用による溶鋼流動付与が効果的なことが知られているが、溶鋼流動の凝固シェルに及ぼす影響についてのメカニズムは必ずしも明確になっていない。そこでここでは、EMSが初期凝固シェル均一化に及ぼす影響を検討した。EMS-ON, OFF時の溶鋼温度分布の変化を図15に、凝固シェル厚の変化を図16に示す。

EMS適用により鋳型内溶鋼は浸漬ノズルの吐出流れに依存した非定常な流れから、EMSによる攪拌の安定した

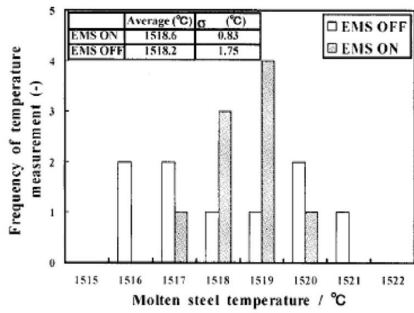


図15 鋳型内容鋼温度

Distribution of molten steel temperature in the mold

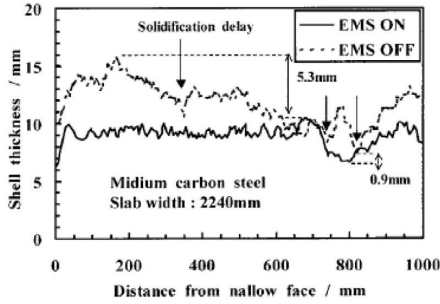


図16 シェル厚の幅方向分布

Distribution of shell thickness in width direction

旋回流となる。それに伴い、鋳型内容鋼の温度の不均一が小さくなり、温度分布が均一化し、モールドフラックスの溶融も安定化し、パウダー流入が均一化されると推測される。その結果として、鋳型の熱流束のばらつきが低減し、初期凝固が安定化したと考えられる。

このメカニズムに関しては、凝固を連成させた電磁流動解析でも確認した。EMSを適用し、凝固界面前面に溶鋼流動を付与することにより、凝固シェル厚みのばらつきが小さくなり初期凝固が均一化する効果があることが分かった。

3.3 2次冷却によるストランド内凝固制御²⁴⁾

ストランド内の2次冷却帯においては、高速鋳造時の薄いシェル厚の鋳片をサポートするために、ロールピッチが縮小され、それに伴い小径ロールが用いられるようになっている。小径ロールは剛性が低く変形しやすいので、幅方向に複数に分割されたロールが一般的に使用されている。しかし、幅方向に複数の軸受を配置する必要があり、鋳片を冷却するスプレー水が軸受部を伝って下流側に不均一に流れていると考えられる。この流れが凝固不均一に及ぼす影響を解析するためには、スプレー水の流動挙動を定量的に把握することが重要である。流動解析が有効であるが、格子(メッシュ)を用いた従来手法では複雑自由表面の取り扱いが難しく、メッシュレス手法である粒子法の適用を考えた。

2次冷却帯の特徴的なロール部に着目し、鋳造方向に5

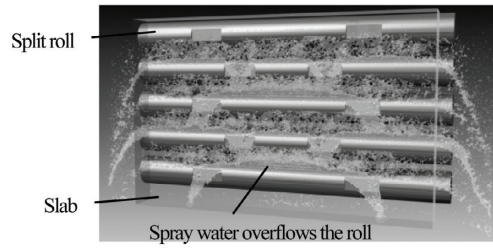


図17 スプレー水の流れの解析結果 (View from slab side)
Calculated result of spray water flow (View from slab side)

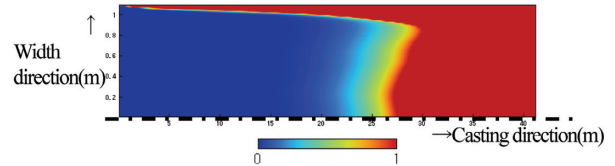


図18 厚み中央の固相率分布
Solid fraction at center of thickness

段のロールと、その間の4段のスプレーをモデル化して冷却水の挙動を解析した。計算には粒子法(MPS)²⁵⁾を適用し、汎用ソフトウェア²⁶⁾に一部機能を追加して解析を行った。その結果、図17に示すようにスプレー水の水量によっては、鋳片に噴射された冷却水が軸受部を通って下流側に不均一に流出(垂れ水)し、その水が下流側ロールと鋳片の間に溜まり背面に溢れ出す場合があることが分かった。モデルの精度については、水モデルにより確認した。軸受部やスラブ端から流出する水の流量を計算と実験と比較し、計算モデルの有用性を確認した。

ストランド内の凝固状態を把握するためには、上述の垂れ水等を考慮した凝固計算が必要である。スプレー単体の熱伝達係数については今まで多くの測定結果があるが、垂れ水やロール上の溜まり水による冷却に関する定量的な研究は少ない。そこで、熱電対を複数設置した鋼板を加熱し、垂れ水や溜まり水を模擬してスプレー冷却による熱伝達係数測定実験を行った。軸受配置による垂れ水挙動を考慮し、鋳造方向、幅方向で熱伝達係数に実験より推定した分布を与えて凝固計算を行った。

その結果、図18に示すようにスラブの幅中心部の冷却が強くなるため、凝固が幅方向で不均一になり、鋳片厚み中心の幅中央部が先に凝固完了することが分かる。この凝固不均一は中心偏析に悪影響を及ぼすとされているがね凝固を助長している可能性が大きい。軸受やスプレーの配置、スプレー流量は、垂れ水の発生に大きく影響するため、高速鋳造等で流量が多い場合は設備・操業条件設計時に考慮が必要である。

4. 結 言

鋳型内およびストランド内での伝熱現象の解明と制御技

術の検討を行い、以下の知見を得た。

- モールドフラックスフィルムを介した伝熱は、フィルム厚が薄い場合には界面抵抗が、厚くなると凝固層の伝熱抵抗が支配的となる。
- モールドフラックスはポジティブストリップタイムの後半からネガティブストリップタイムの後半で流入する。また、粘度、鋳造速度、振動数の低下によってフラックスの流入量は増加する。
- モールドフラックス中のOH⁻量の増加による気泡の発生が水素性のブレイクアウトの原因であり、BO防止にはフラックスの高塩基度化や溶鋼水素濃度の制限が有効である。
- 鋳型形状によってエアギャップ量が変化し、マルチテーパー短辺により凝固シェルの均一度を高められる。
- 鋳型内電磁攪拌により溶鋼温度が均一化し、初期凝固シェルの均一性を高める。
- 軸受間での垂れ水やロールと鋳片の間の溜まり水は凝固シェルの幅方向不均一に影響を与える。

参考文献

- 1) Mineta, S. et al.: CAMP-ISIJ. 23, 985 (2010)
- 2) Yamauchi, A. et al.: Tetsu-to-Hagané. 79, 167 (1993)
- 3) Watanabe, K. et al.: Tetsu-to-Hagané. 83, 115 (1997)
- 4) Cho, J. et al.: ISIJ International. 38, 440 (1998)
- 5) Fukuda, J. et al.: CAMP-ISIJ. 5, 281 (1992)
- 6) Hanao, M. et al.: Tetsu-to-Hagané. 92, 655 (2006)
- 7) Kajitani, T. et al.: ISIJ International. 48, 1215 (2008)
- 8) Kajitani, T. et al.: ISIJ International. 46, 250 (2006)
- 9) Kajitani, T. et al.: ISIJ International. 46, 1432 (2006)
- 10) Okazawa, K. et al.: ISIJ International. 46, 226 (2006)
- 11) Okazawa, K. et al.: ISIJ International. 46, 234 (2006)
- 12) Emi, T. et al.: 61st National Open Hearth Basic Oxygen Steel Conf. Proc. ISS/AIME, Warrendale, PA, 1978, p. 350
- 13) Kitagawa, T. et al.: Trans. Iron Steel Inst. Jpn. B-173 (1980)
- 14) Anzai, E. et al.: Nippon Steel Technical Report. (34), 31 (1987)
- 15) Itoyama, S. et al.: CAMP-ISIJ. 9, 74 (1996)
- 16) Kajitani, T. et al.: ISIJ International. 48, 1215 (2008)
- 17) Zasowski, P. J. et al.: 73rd Steelmaking Conf. Proc. ISS/AIME, Warrendale, PA, 1990, p. 253
- 18) Pontoire, J. N. et al.: Rev. Metall. 36 (2000)
- 19) Mizukami, H. et al.: ISIJ International. 44, 1714 (2004)
- 20) Saito, K. et al.: Annu. Rep. NMR Spectrosc. 44, 23 (2001)
- 21) Ueshima, Y. et al.: Tetsu-to-Hagané. 98, (2012), in press
- 22) 王志剛 ほか: 日本機械学会論文集(A). 53, 1739 (1987)
- 23) Nakashiima, J. et al.: Tetsu-to-Hagané. 93, 565 (2007)
- 24) Yamasaki, N. et al.: CAMP-ISIJ. 25, 264 (2012)
- 25) 越塚誠一: 粒子法. 丸善, 2005
- 26) プロメテック・ソフトウェア(株) Particleworks



山村英明 Hideaki YAMAMURA
プロセス研究開発センター 製鋼研究開発部
主幹研究員
千葉県富津市新富 20-1 〒293-8511



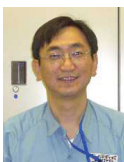
峰田 暁 Satoru MINETA
プロセス研究開発センター 製鋼研究開発部
研究員



山崎伯公 Norimasa YAMASAKI
設備・保全技術センター 機械技術部
グループリーダー



中島潤二 Junji NAKASIMA
プロセス研究開発センター 製鋼研究開発部
主幹研究員 環境科学博士



梶谷敏之 Toshiyuki KAJITANI
技術開発企画部 マネジャー
博士(工学)