



初期凝固における鋳型表面と溶鋼間の ガスギャップ形成のシミュレーション

宮崎 雅文*・宮原 広郁*²

Simulation of Gas Gap Formation between Substrate Surface and Molten Steel During Initial Solidification

Masafumi MIYAZAKI and Hirofumi MIYAHARA

Synopsis : In order to evaluate the motion of molten steel just before its solidification, contact conditions between the molten steel and the mold surface at a time when the molten steel contacts the mold surface were analyzed. Conditions of gas-gap formation on the interface between the molten steel and the mold were simulated by preparing a simplified dynamic model in which physical-property values, such as, depths of unevenness of the mold surface, gas absorptions into the molten steel, heat flux, and various other conditions were systematically varied. The time needed for the molten steel to penetrate to the bottom of a depression 100 μm deep in the mold surface was estimated to be 0.03 s. It was also estimated that the molten-steel penetration time is significantly influenced by the depth of depressions in the mold surface, gas absorptions into the molten steel, and heat fluxes, whereas the effects of viscosity and surface tension of the molten steel are insignificant.

Key words: solidification; heat transfer; simulation; interface; stainless steel.

1. 緒言

鋳型表面での伝熱を制御して初期凝固を均一化することは、凝固プロセスにおいて均一な鋳片組織を得るために重要な課題であり、これまで鋳型表面での凝固・伝熱現象に対する鋳型表面の粗度の影響が報告されている。筆者ら¹⁾は表面に凹凸の付いた鋳型上にステンレス鋼の溶鋼を滴下する実験を行い、鋳型表面の凸突起部が凝固核生成起点を与えること、および鋳型表面の凸突出部の尖り度が大きく凸部が先鋭なほど、溶鋼が凹部底に進入し接触するまでの時間が短くなり、鋳型と溶鋼間のガスギャップが速やかに減少して熱流束が増加することを示した。Biratら²⁾やGrosjeanら³⁾は鋳型表面粗度の調節によって熱流束が変化し、凝固シェル厚が均一化され鋳片表面の皺や割れなどが軽減されることを示した。水上ら⁴⁾はステンレス鋼を、またTodorokiら⁵⁾は鉄あるいはNiを溶融させ鋳型表面に射出滴下して凝固させ、鋳型に開けた小孔から凝固直前後の金属の表面温度を測定し、あるいは熱電対により鋳型の温度を測定し、溶融金属の温度や鋳型表面への接触圧力、また鋳型の材質や表面粗度の影響について評価し、鋳型表面での溶融金属の凝固冷却速度を $10^3 \sim 10^4 \text{ K/s}$ と報告した。一方、長汐⁶⁾はSiウエハー上に溶融Si液滴を落下させ赤外線高速カメラで急凝固過程を撮影し、接触後およそ1 ms前後という極めて短時間で凝固が開始する様子を捉えた。

さらに、鋳型表面での熱流束の時間変化から溶融金属との接触状態を推定する試みがなされており、Loulouら^{7,8)}はNi冷却盤上で凝固するSnやZnの凝固界面熱抵抗の時間変化を測定した結果、溶融金属は鋳型表面全面に一度接触した後に鋳型表面の突起頂点周辺でリング状の凝固シェルを形成し、次いで凝固シェルの収縮変形によってガスギャップが形成されると推定した。

これらの報告により、溶融金属が鋳型全面と接触して凝固を開始するまでの時間は数10 ms程度であると考えられるが、極めて短時間であることと、界面を直接観察し難いことから、その現象は明確には解明されていない。長汐⁶⁾の報告からは赤外線高速カメラの分解能不足により接触界面におけるガスギャップ変化を直接評価することは難しく、Loulouら⁸⁾の結果では熱電対の応答時間から判断すると数百 μm 単位の局所的分布の評価と言え難く、実験による接触状態の観察は極めて困難であると考えられる。

一方、数値解析シミュレーションによって溶鋼と鋳型表面の接触状態および初期凝固時の伝熱現象の評価が試みられており、Sharmaら⁹⁾は鋳型表面のV溝へ溶鋼が接触する際の、溶鋼の表面張力や濡れ角および圧力による力の釣り合いから接触界面形状を求め、鋳型表面と溶鋼の接触面積やガスギャップ体積から界面熱伝達係数を推定し、V溝の深さと頂角が熱伝達に影響することを解析的に示した。しかし彼らの解析モデルは定常状態を取り扱っており、初期

平成19年10月3日受付 平成19年11月16日受理 (Received on Oct. 3, 2007; Accepted on Nov. 16, 2007)

* 新日本製鐵(株)技術開発本部 (Technical Development Bureau, Nippon Steel Corporation, 20-1 Shintomi Futtsu Chiba 293-8511)

* 2 九州大学工学研究院材料工学部門 (Faculty of Engineering, Department of Materials Science and Engineering, Kyushu University)

凝固の数10ms間での界面状態の変化を表していると言えない。

そこで本研究では、鋳型表面の凹み深さ、溶鋼へのガス吸収、ガスの熱膨張などの種々の条件に応じて溶鋼と鋳型の界面に形成されるガスギャップの状態を評価する力学的簡易モデルを作成し、凝固直前の溶鋼表面の形状変化を解析した。さらに、溶鋼側あるいは鋳型側の諸条件を系統的に変化させ、両者の接触状態に及ぼす影響を定量的に評価し、凝固開始までの溶鋼の挙動を理解する一助とした。

2. シミュレーション方法

2.1 解析モデル

球冠型の凹みが多数付いた鋳型表面の上方より溶鋼が接触し、両者の界面に雰囲気ガスが閉じ込められてガスギャップが形成される場合を想定した。モデルに用いた鋳型表面の球冠型凹部（以下、凹部と称する）の垂直断面形状を模式的にFig. 1に示す。この場合、溶鋼が最初に接触するのは鋳型表面の尖った突起部分の先端（以下、リッジと称する）であり、次いで凹部の底面に向けて順次接触していくと考えられる。但し実際の接触では、鋳型表面の一部のリッジに溶鋼が接触した時に、別の箇所では既に凹部内部にまで溶鋼が接触しているなど、溶鋼と鋳型表面との不均一な接触によるガスギャップの不均一が生じると考えられ、さらに熱対流などによってガスが移動して、ガスギャップ厚が時間経過に伴って変化することも考えられる。しかし、このような状態変化を系統的に取り扱うのは極めて困難である。そこで本モデルでは現象を簡略化するために以下の仮定を置いた。

まず、溶鋼表面は水平な状態で鋳型表面に鉛直上方より接近し、鋳型表面のリッジに同時に接触すると考えた。この場合、リッジの高さは全て同一であり、リッジの先端は水平面上に揃っているととした。次に、溶鋼はリッジ先端に接触した瞬間にリッジに固着し、雰囲気ガスはFig. 1に示すように球冠殻内に閉じ込められて水平方向に出入りしないと仮定した。これは溶鋼と鋳型表面の接触面積がリッジ間隔より充分広い場合には妥当であると考えられる。続いて、溶鋼の圧力や表面張力および粘性力と球冠殻内のガス内圧との力の釣り合いに応じて、溶鋼が鋳型の球冠殻内に球殻形状で張り出すと考え、Fig. 1に示した球殻先端の溶鋼侵入深さ $h(t)$ 方向の変形を解析した。このとき、ガスギャップ厚は溶鋼表面の形状変化に従うとした。なお、ガスギャップ厚が変化する以上の間は、溶鋼が凝固せず液体状態を保つと仮定した。

2.2 解析式

球冠溶鋼の表面に加わる溶鋼の圧力、表面張力、粘性力およびガス圧力について、式(1)に示す非定常運動方程式によって力の釣り合いを考え、溶鋼表面の変形挙動を解

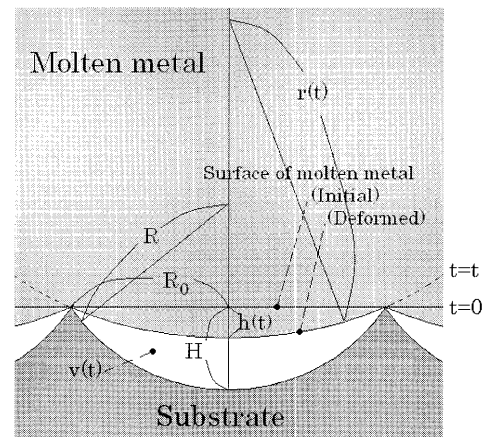


Fig. 1. Schematic representation of interface between substrate and molten metal.

析した。ここで、式(1)の右辺の項は鋳型上の溶鋼の自重による静圧、滴下による溶鋼の動圧、溶鋼進入に対する溶鋼表面張力による抗力、粘性抵抗、およびガス内圧による抗力を表す。

$$\int_0^{R_0} \left(2\pi\rho x h(x,t) \cdot \frac{d^2 h(x,t)}{dt^2} \right) dx \\ = \rho g Z S_0 + \frac{\rho U^2}{2} S_0 + \int_0^{R_0} \left(2\pi \cdot \sigma \cdot \frac{x}{r(t)} \right) dx \\ - 8\pi\mu H \cdot \frac{dh(x=0,t)}{dt} - P(t) \cdot S(t) \dots\dots\dots (1)$$

なお、 ρ は溶鋼の密度、 x は鋳型凹部中心から半径方向の距離、 h は鋳型凹部へ進入した溶鋼進入方向の距離、 t は時間、 R_0 は鋳型凹部の半径、 g は重力加速度、 Z は鋳型上の溶鋼高さ、 S_0 は鋳型凹部の開口面積($=\pi R_0^2$)、 U は溶鋼の滴下速度、 σ は溶鋼の表面張力、 r は溶鋼表面の曲率半径、 μ は溶鋼の粘度、 H は鋳型凹部の深さ、 P はガス圧、 S は球冠殻の溶鋼の表面積を示す。 (t) の添えられた変数は時間の依存を、また (x,t) の添えられた変数は x 方向の距離と時間の依存を示す。粘性抵抗は、開口面積 S 長さ H の円管内に溶鋼が流入する状況と類似すると考えてハーゲンポワズイユの法則を適用し、圧力差に相当する力を粘性抵抗とした。

Fig. 1に示したとおりに溶鋼表面形状を球面と仮定すると、 S および r はそれぞれ式(2)および式(3)で表される。

$$S(t) = 2\pi r(t) h(x=0,t) \dots\dots\dots (2)$$

$$r(t) = \frac{R_0^2 + h(x=0,t)^2}{2h(x=0,t)} \dots\dots\dots (3)$$

同様に、 $h(x,t)$ は式(4)で表される。

$$h(x,t) = \sqrt{(r(t)^2 - x^2)} \dots\dots\dots (4)$$

Table 1. Experimental conditions.

C_0	Initial concentration of nitrogen in molten steel	[mass%]
C_s	Saturated concentration of nitrogen in molten steel	[mass%]
dt	Time step of calculation	[s]
H	Depth of mould dimple	[m]
m	Mass of gap gas	[kg]
q	Heat flux	[W/m ²]
R	Radius of dimple of substrate	[m]
T_0	Initial temperature of gap gas	[K]
U	Velocity of molten steel	[m/s]
Z	Height of molten steel on substrate	[m]

なお、溶鋼がリッジ先端で固着してギャップガスが球冠殻内に閉じ込められるとの仮定により、境界条件はリッジ先端を固定点とした。

以上に基づき、 $t=0$ から $t=2dt$ までの間を $h=0$, $dh/dt=U$, $d^2h/dt^2=g$ として式(1)を用い、また $t=3dt$ 以降は式(1)による前進差分法によって鋳型表面凹部への球冠溶鋼の最大進入深さ $h(x=0, t)$ を逐次計算した。なお、計算にあたり時間刻み dt を 1×10^{-6} sと十分に小さくして収束性を向上させた。また鋳型表面形状に関する値は筆者ら¹⁾の実験に準拠しTable 1に示した値を用いた。溶鋼の自重による静圧と溶鋼滴下速度による動圧は時間経過によらず一定と考えられるので、式(1)の慣性項は $U=0.3$ m/s, $Z=5 \times 10^{-3}$ mとし、さらに、簡略化のため溶鋼の表面張力 $\sigma=1.5$ N/m, 粘性 $\mu=5.0 \times 10^{-3}$ Pa·sとして時間によらず一定とした¹⁰⁾。

2・3 ガス圧力の評価

溶鋼と鋳型間のギャップガスの圧力変化を逐次計算に反映させることは、実際の現象をより正確にシミュレートするために重要である。ガスは溶鋼による加熱により膨張して圧力が増加すると考えられる。また、溶鋼へのガス吸収あるいは溶鋼からのガス排出によるガス圧の変化も考えられる。そこで、まずガスの熱膨張について考慮した。ガスの温度は次式(5)で表される。

$$T(t) = T_0 + \int \frac{q \cdot S}{\rho_g \cdot V(t) \cdot C_p} dt \quad (5)$$

ここで、 T はガス温度、 q は溶鋼からガスへの熱移動量、 ρ_g はガス密度、 $V(t)$ は溶鋼球冠と鋳型表面凹部のギャップ内体積、 C_p はガス定圧比熱を示す。 T_0 は初期のガス温度を示し、常温(300K)とした。 q の値は筆者ら¹⁾による鋳型への溶鋼滴下実験で実測した鋳型表面熱流束定常値(1×10^6 W/m²)の1%とした。ガス密度は比熱などに比べて温度依存性が極めて大きいため、タイムステップ毎の逐次フィードバックが必要と考えられる。ここでは簡単のため0.1 MPaでの窒素のガス密度¹¹⁾の値により ρ_g [g/cm³]を下記の式で近似した。

$$\rho_g = 2.11 - 4 \times \exp\left(\frac{530}{T}\right) \quad (6)$$

また、鋳型凹部への溶鋼侵入時のギャップガス体積 $V(t)$ は次式(7)で計算した。

$$V(t) = \frac{\pi}{3} [H^2(3R - H) - h(t)^2(3r(t) - h(t))] \quad (7)$$

次に、ギャップガスと溶鋼の反応によってギャップガスが溶鋼へ吸収され、圧力が低下する場合について考えた。可溶性ガスとして窒素について考えると、Fe-Cr-Ni鋼への窒素吸収速度は次式で与えられる。

$$\text{Ln}\left(\frac{C_s - C_0}{C_s - C(t)}\right) = \frac{S(t)}{V_N(t)} \cdot k_N \cdot t \quad (8)$$

ここで、 C_s は気相と平衡する溶鋼表面の窒素濃度、 C_0 は初期溶鋼中の窒素濃度、 $C(t)$ は時間 t における溶鋼表面の窒素濃度、 $V_N(t)$ は時間 t における窒素を吸収した溶鋼の体積、 k_N は物質移動係数を示す。Fe-18Cr-8Ni鋼への窒素の固溶量¹²⁾は0.225 mass%である。長ら¹³⁾による1873 KにおけるFe-18Cr-8Ni鋼への窒素吸収速度 k_N は 1.5×10^{-4} m/sである。また、 $V_N(t)/S(t)$ は溶鋼中の窒素の拡散距離に等しいと考え、1873 Kの鉄中での窒素の拡散係数¹⁴⁾ 5×10^{-9} m²/sから次式(9)で計算した。

$$V_N(t)/S(t) = \sqrt{D_N \cdot t} \quad (9)$$

以上により $C_s=0.225$ mass%, $k_N=1.5 \times 10^{-4}$ m/s, $C_0=0.005$ mass%とし、式(8)により逐次計算して $C(t)$ を求めた。また、溶鋼内の窒素濃度の増加によるギャップ内の窒素減少は、時間 t における球殻内の窒素重量を $m(t)$ とする以下の式(10)で表される。

$$m(t) = m(t-dt) - V_N(C(t) - C(t-dt)) \quad (10)$$

よって、上述の式(5)、式(7)、式(10)および次式(11)により、時間 t におけるガス圧力 $P(t)$ を算出した。

$$P(t) = \frac{V}{V(t)} \cdot \frac{m(t)}{m(t=0)} \cdot \frac{T(t)}{T_0} \cdot P(t=0) \quad (11)$$

以上、式(1)から式(11)式によって溶鋼表面の進入量 h を計算した。物性値はTable 2に示した値を用いた。

2・4 実験試料および方法¹⁾

溶鋼滴下実験試料としてはFe-18Cr-8Ni鋼(0.05 mass%C-1.0 mass%Mn-0.6 mass%Si-0.005 mass%S-9.0 mass%Ni-18.5 mass%Cr)を用いた。また、鋳型基盤としては、表面が25 μ mから100 μ mの凹凸深さにショットブラスト加工した銅板を用いた。実験は、まず3gの試料を石英製の試験管内で高周波溶解コイルにより1823 Kまで加熱し溶解させ、次いで試験管内を不活性ガスで0.1 kgf/mm²加圧

Table 2. Physical properties.

C_p	Specific heat of gap gas	1.0×10^3	[J/kg · K]
D_N	Diffusion coefficient of nitrogen in molten steel	5.0×10^{-9}	[m ² /s]
g	Gravity constant	9.8	[m/s ²]
k_N	Mass transfer coefficient of nitrogen in molten steel	1.5×10^{-4}	[m/s]
μ	Viscosity of molten steel	5.0×10^{-3}	[Pa · s]
ρ	Density of molten steel	7.2×10^3	[kg/m ³]
σ	Surface tension of molten steel	1.5	[N/m]

し、試験管底に設けた直径0.5 mmの小孔から溶銅を30 mm下の鋳型上に滴下した。鋳型の表面から深さ1.5 mmと2.5 mmの位置に先端位置を鋳型垂直軸上に一致させて熱電対を埋め込み、1 msのサンプリングレートで温度を計測して熱流束を算出するとともに、鋳型表面性状および凝固試料を検鏡し、組織から換算した凝固冷却速度や、鋳型熱流束を評価した。

3. 解析結果および考察

3・1 溶銅表面に加わる力および溶銅表面の変形挙動

最も単純な仮定として、溶銅へのギャップガスの吸収を考慮しない場合について計算し、球冠殻中心の鋳型凹部への進入について評価し、Fig. 2に示した。式(1)の右辺の慣性項(図中にはGravityと記載)、溶銅表面張力項(Surface tension)、溶銅粘性項(viscosity)およびガス内圧力(gas pressure)の各項について、各時間における各項の大きさの合計を100%として各項の相対的な大きさを規格化し、溶銅がリッジ部に接触した時間($t=0$)からの時間変化を示す。また、深さ100 μm の鋳型凹部への溶銅球冠殻中心の進入深さの時間変化をFig. 3に示す。溶銅が鋳型凹部に進入する駆動力は慣性項であり、一方、進入を阻止する抗力はその他の項である。Fig. 2より、抗力の主たるものは、接触初期ではギャップガスの圧力であったが、溶銅進入駆動力となる慣性力の数%程度と小さく、他の項はさらに小さかった。溶銅が鋳型凹部に沈み込む0.01~0.25 sの中期では、溶銅表面張力が慣性力の2~10%となって大きな抗力を示した。さらに、0.25 s以降の末期では再びギャップガス内圧が大きくなり、慣性項を超えた。これは、接触初期では溶銅がほぼ平坦なため表面張力の効果が生じにくい、鋳型凹部への進入にともなって曲率が小さくなって表面張力が影響して抗力が増し、さらに進入の最終段階ではギャップ体積が急激に減少するため、ガス内圧が著しく上昇することを示すと考えられた。一方、粘性項は進入駆動力すなわち慣性項に対して1/1000以下で極めて小さく、溶銅粘性は溶銅の挙動に大きな影響を与えなかった。また、Fig. 3に示した通り、鋳型凹部への溶銅進入量は溶

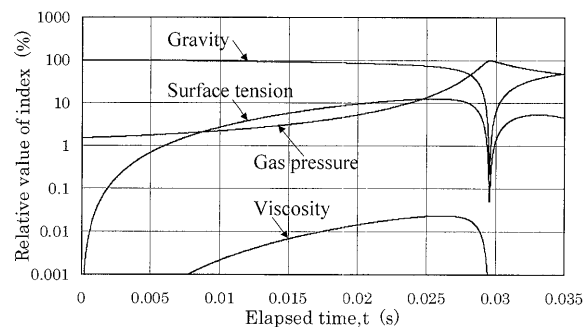


Fig. 2. Change in the relative value of gravity, surface tension, viscosity and gap gas pressure at the molten metal surface without considering the influence of gas absorption.

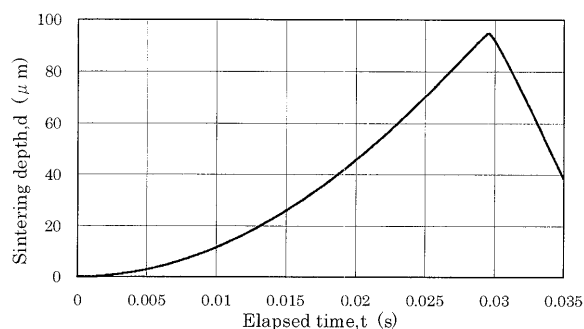


Fig. 3. Change in the sintering depth of the molten metal into the dimple on the substrate without considering the influence of gas absorption.

銅接触開始から0.029 s後に極大値を取り、その後は鋳型側から離れる傾向を示した。Fig. 2において抗力項が慣性項を上回る0.029 s後では溶銅進入に対してガス内圧力項が増加しており、抗力項が慣性項を上回り続けると進入速度が急激に低下し、溶銅が鋳型側から押し戻されるものと考えられた。

以上により、溶銅が鋳型表面のリッジに接触してから0.03 s以内で、溶銅表面の形状変化や溶銅と鋳型の接触状態が決定されたと考えられた。ここで、水上ら²⁾はFe-18Cr-8Ni溶銅を鋳型表面に滴下した場合の過冷度 ΔT [K] と凝固冷却速度 CR [K/s] との間に $\Delta T = 0.006 \cdot CR + 20$ の関係を示したが、溶銅滴下実験¹⁾での CR がおよそ1000 K/sであったことから、過冷度解消までの時間 $\Delta T/CR$ は約0.026 sと見積もられ、この時間量は本解析の結果とほぼ一致しており、その他の従来知見²⁻⁶⁾に示された凝固時間のオーダーにも近い。本解析による鋳型凹部への溶銅の進入時間は妥当と考えられた。ただし、本解析では鋳型凹部の深さは0.1 mmとしたが、溶銅の最大進入量は0.095 mmであり、溶銅は鋳型凹部底には接触しなかった。よってこの条件では溶銅表面が鋳型表面に完全に密着することなく溶銅が凝固すると考えられた。

3・2 溶銅表面変形におよぼすギャップガス吸収の影響

ギャップガスの吸収効果を考慮して解析した式(1)の各項をFig. 4に示す。ここで、粘性項は前記の通り極めて

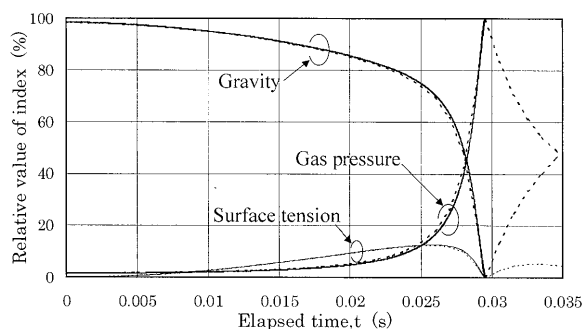


Fig. 4. Change in the relative value of gravity, surface tension and gap gas pressure at the molten metal surface. Solid lines show the result of the calculation that considers the influence of gas absorption. Dotted lines show the result without gas absorption.

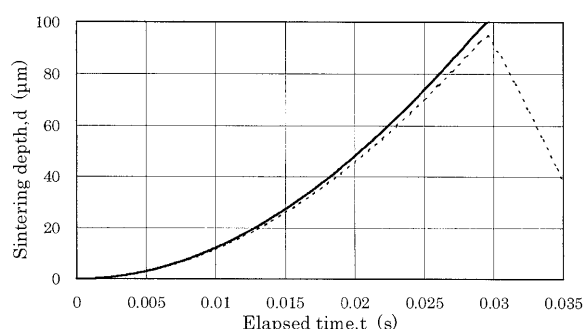


Fig. 5. Change in the sintering depth of the molten metal into the dimple on the substrate. Solid line shows the result of the calculation that considers the influence of gas absorption. Dotted line shows the result without gas absorption.

小さいため表記を割愛した。また溶鋼球冠中心の鋳型凹部への進入深さの解析結果をFig. 5に示す。Fig. 4及びFig. 5には比較のため、ガス吸収を考慮しない解析結果を点線で示した。Fig. 4に示したとおり、ガス吸収のある場合の運動方程式(1)における各項の大きさおよび時間変化は、ガス吸収のない場合と比べ、ガス圧力項が僅かに小さい以外の大きな差は見られなかった。しかし、同一時間での溶鋼進入深さはガス吸収のある場合のほうが大きく、接触開始から約0.029sで溶鋼表面が鋳型凹部の底に到達し、溶鋼が鋳型側から押し戻される結果は得られなかった。そこで、ガス吸収がないと仮定した場合の $t=0$ sにおける圧力を1とし、ガス吸収を考慮した場合のガス圧力項の大きさの比をFig. 6に示した。接触開始以降 $t=0.029$ sまではガス吸収が進むにつれてガス圧力が低下してガス圧力項の割合が小さくなった。これは、溶鋼へのガスの吸収によってガス圧力が低下し、溶鋼進入の制動力が小さくなったためと考えられた。また、0.029s以降でガス圧力の比率が逆転したが、溶鋼が鋳型表面に接近してギャップが極めて小さくなると、ガス圧力が急上昇すると考えられた。なお、著者ら¹⁾が窒素雰囲気下で鋳型表面に径0.5mm深さ0.1mmの球冠形の圧痕を与えた上に溶鋼を滴下したところ、鋳型凹部底まで溶鋼が達して鋳型の球冠形状が鋳片に転写されたが、

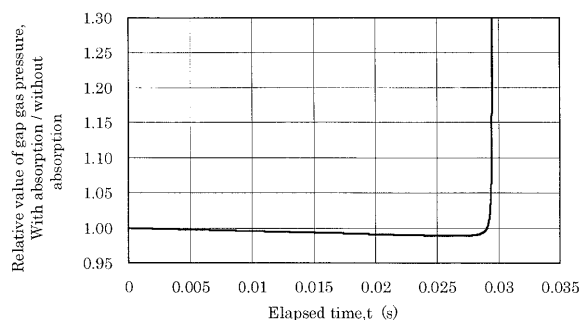


Fig. 6. Change in the ratio of gap gas pressure with/without the influence of gas absorption.

本解析結果はこの結果を再現したと考えられた。よって、溶鋼によるギャップガス吸収量は僅かであるが、溶鋼と鋳型との密着性に対するガス吸収の影響は極めて大きいと推定された。

3・3 溶鋼表面変形におよぼす溶鋼物性の影響

溶鋼表面の侵入挙動に対する溶鋼粘性の効果は0.01%程度であり無視できるほど小さいことがFig. 2に示されたが、一方、溶鋼表面張力項は1%から十数%を占め、ガス内圧力項と同程度であることから、次に溶鋼表面張力が変化した場合について検討した。溶鋼中の酸素や硫黄などの界面活性元素が増加すると表面張力が低下するが、ここではさらに、ガス吸着などによって溶鋼表面張力が半分にまで低下したという極端な仮定の下に解析した。なお、ガス吸収はガス圧力を変化させるので、ガス吸収項も考慮して解析した。結果をFig. 7とFig. 8に示す。比較のため、溶鋼表面張力が変化しない解析結果を点線で示した。Fig. 7より、溶鋼表面張力項が最大値を示すまでの時間は0.0256sであり溶鋼表面張力の差によらず変わらなかったが、溶鋼表面張力による抗力は半減し、それに伴い重力項やガス圧力項の比率が高まった。また、Fig. 8に示すように数msの差ではあるが鋳型凹部への溶鋼進入は若干早まったが、これは溶鋼進入の抗力が低下したためと考えられた。しかし、いずれにしても溶鋼進入の時間および量に対する影響は小さかった。以上より、溶鋼と鋳型の密着挙動に対する溶鋼表面張力の影響は溶鋼粘性と同じく小さいと推定された。

3・4 溶鋼表面変形におよぼす鋳型凹部の深さの影響

溶鋼進入過程に及ぼす鋳型表面粗さの影響を評価するため、鋳型凹部の深さを0.025mmと浅く設定した場合の計算結果をFig. 9およびFig. 10に示す。この場合の計算ではガス吸収を考慮した。鋳型凹部の深さが0.1mmの場合は、ガス内圧力項は0.029sで急上昇し、また表面張力項は1%の抵抗力を示すまでに要する時間は0.006sであり、さらに、粘性項が0.001%の影響を及ぼす時間は0.007sであった。しかし、鋳型凹部の深さが0.025mmの場合は、運動方程式(1)の各項の変化を見ると、ガス内圧項は0.01sで10%に達し、0.014sを過ぎた時点で慣性項を上回った。また、

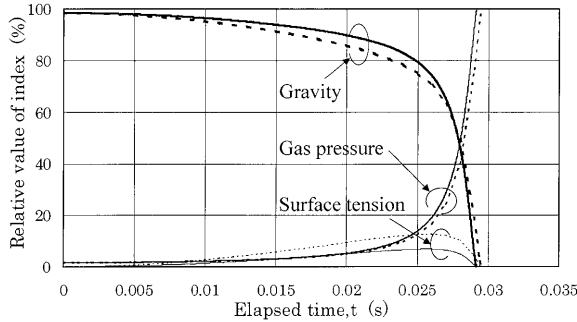


Fig. 7. Change in the relative value of gravity, surface tension and gap gas pressure considering the influence of gas absorption. Solid lines show the result of the calculation that uses half the value of surface tension. Dotted lines show the result using normal value of surface tension.

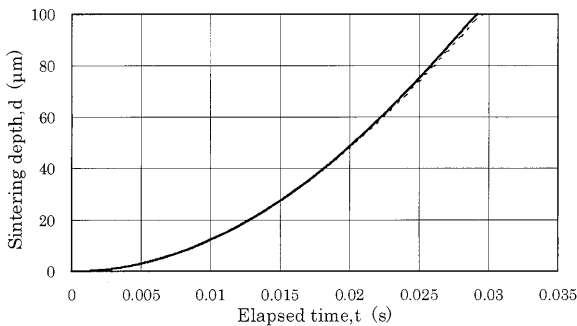


Fig. 8. Change in the sintering depth of the molten metal into the dimple on the substrate considering the influence of gas absorption. Solid line shows the result of the calculation that uses half the value of surface tension. Dotted line shows the result using normal value of surface tension.

表面張力項も1%の抵抗力を示すまでに要する時間は0.003sと早くなった。さらに、 $r(t)$ の変化に伴って粘性項も変化し、いずれの抗力も早い時間で影響を及ぼすように変化した。溶鋼進入量はFig.10に示すように0.015sで極大値を取ったが、0.025mmに達しなかった。このように、鑄型凹部の深さを0.025mmと浅く設定すると、ガス吸収を考慮したにもかかわらず、溶鋼は鑄型凹部底に到達せず、ガス内圧力項が早くかつ大きく影響して溶鋼表面の侵入速度は減少し、0.015sで逆転に転じた。

鑄型凹部の深さが浅い場合に溶鋼が凹部底部まで到達せず、溶鋼と鑄型が密着しなかった理由は次のように考えられる。鑄型凹部の深さが浅いと、鑄型凹部への溶鋼進入深さが同一であっても、鑄型凹部内のギャップガスの体積変化率が大きくなり圧力上昇が大きくなることと、ガスの吸収速度や吸収反応面積は鑄型凹部の深さによらず一定なため、鑄型凹部の深さが浅いと溶鋼は鑄型凹部底に速やかに接近するのでガス吸収速度が間に合わず、ガス内圧がより上昇しやすいことが相乗して、溶鋼進入の抵抗力がより速やかに上昇し、溶鋼進入が阻害されたと考えられる。従って、鑄型表面の凹凸が小さい場合は、溶鋼と鑄型の密着性が損なわれて凝固の均一性が悪化すると推定され、ガス

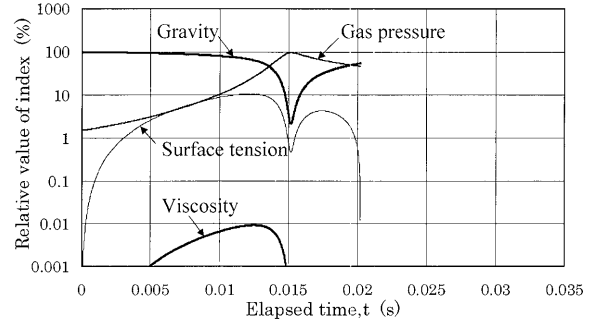


Fig. 9. Change in the relative value of gravity, surface tension, viscosity and gap gas pressure considering the influence of gas absorption when the depth of the dimple on the substrate is 25 μm .

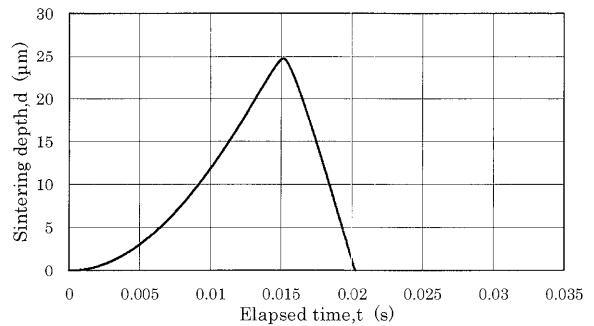


Fig. 10. Change in the sintering depth of the molten metal into the dimple on the substrate considering the influence of gas absorption when the depth of the dimple on the substrate is 25 μm .

ギャップ形成や熱流束への鑄型表面凹部の深さの影響は大きいと考えられる。

3・5 溶鋼表面変形におよぼすギャップガスの熱膨張の影響

これまでの結果からギャップガス圧力項の影響が最も大きいと考えられたが、鑄型表面熱流束が変化すると溶鋼の凝固冷却速度やギャップガスの熱膨張が変化し、溶鋼の進入挙動が変化すると考えられるので、最後に鑄型表面伝熱の影響について評価した。なお本解析モデルでは溶鋼が鑄型に接近ないし接触するまで液体であることを前提としたため、ここでは鑄型表面熱流束の低下によるギャップガスの熱膨張の影響のみ評価した。ギャップガスの熱膨張を十分評価するためガス吸収が無い状態を仮定し、かつギャップガスへの伝熱については前述の式(5)の q 値をTable 1の1/2として検討した。計算結果をFig.11およびFig.12に示す。なお比較のため、 q 値を変化させなかった解析結果を点線で示した。ガスへの熱供給量を1/2とした場合はガス内圧力項の上昇が遅くなり、10%に達する時間が0.027sであった。0.025~0.029s間ではガス内圧が急激に増加して抗力が増加するが、結果的にFig.12に示すように溶鋼表面は鑄型凹部底に到達した。これは、溶鋼進入に伴ってガスは圧縮されて圧力は増加するが、溶鋼からの熱によるガス膨張がより小さいため、溶鋼進入に対する抗力が充分でな

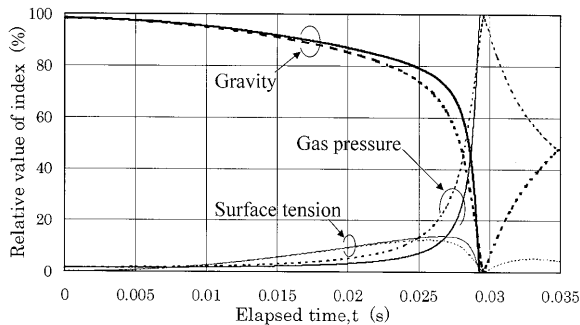


Fig. 11. Change in the relative value of gravity, surface tension and gap gas pressure without considering the influence of gas absorption. Solid lines show the result of the calculation that uses half the value of heat flux to the gap gas. Dotted lines show the result using normal value of heat flux.

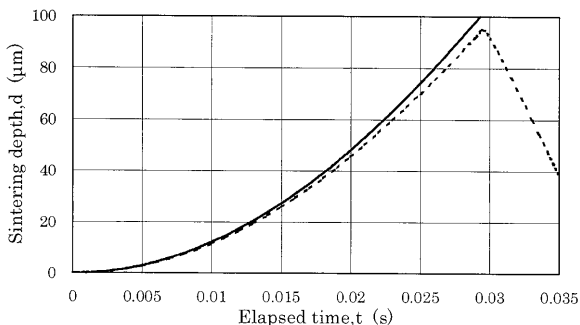


Fig. 12. Change in the sintering depth of the molten metal into the dimple on the substrate without considering the influence of gas absorption. Solid line shows the result of the calculation that uses half the value of heat flux to the gap gas. Dotted line shows the result using normal value of heat flux.

く、結果的に溶鋼進入駆動力が勝って溶鋼表面が鋳型凹部に接触すると考えられた。すなわち、鋳型表面熱流束の低下によりギャップガスの熱膨張が減少すると、溶鋼がガスの熱膨張により押し戻される作用が弱くなり、溶鋼と鋳型が密着しやすくなると考えられ、溶鋼／鋳型間の密着性に及ぼすギャップガスの熱膨張の寄与は大きいと推定された。

4. 結論

鋳型表面の球冠型凹部に溶鋼が進入する挙動を表す簡易

的な力学解析モデルを作り、溶鋼慣性力、溶鋼表面張力、溶鋼粘性およびギャップガス内圧力が及ぼす影響について解析した結果、以下の結論を得た。

(1) 鋳型表面凹部の深さが0.1 mmのとき、溶鋼は約0.029 sで凹部底に接近または接触する。

(2) 慣性力に対する抗力のうち、接触状態の主たる支配要因は、接触初期ではギャップガス内圧力、中期では溶鋼表面張力、後期ではガス内圧力が再び支配的となる。溶鋼へのガス吸収やガスの熱膨張が鋳型と溶鋼間のギャップ形成挙動に及ぼす影響は大きいと考えられる。

(3) 慣性力に対する抗力のうち、溶鋼粘度および溶鋼表面張力の効果はガス内圧力の効果に比べてそれぞれ1%以下および数%程度であり、寄与は小さい。

(4) 鋳型凹凸深さが浅い場合、溶鋼表面張力、溶鋼粘性およびガス内圧力のいずれの抗力も接触開始後比較的早い段階で上昇し、溶鋼と鋳型の密着が生じにくくなる。

なお、本研究にあたりご指導いただいた九州大学大城桂作博士に深く感謝します。

文 献

- 1) M.Miyazaki, H.Yamamura, W.Ohashi and T.Matusmiya: Proc. Asia Steel Int. Conf., ISIJ, (2006), 994.
- 2) J.P.Birat, P.Blin, J.L.Jacquot, P.Riboud and B.Thomas: La Revue de metallurgie-CIT, (1989), 920.
- 3) J.C.Grosjean, J.L.Jacquot, J.M.Damasse, H.Litterscheidt, D.Senk and W.Schmitz: *Iron Steelmaker*, (1993), Aug., 27.
- 4) H.Mizukami, T.Suzuki and T.Umeda: *Tetsu-to-Hagané*, 77 (1991), 1672.
- 5) H.Todoroki, R.Lertarom, T.Suzuki and A.W.Cramb: Ironmaking Conf. Proc., (1997), 731.
- 6) K.Nagashio: *Materia, Jpn.* 45 (2006), No. 4, 294.
- 7) T.Loulou, E.A.Artyukhin and J.P.Bardon: *Int. J. Heat Mass Transfer*, 42 (1999), 2119.
- 8) T.Loulou, E.A.Artyukhin and J.P.Bardon: *Int. J. Heat Mass Transfer*, 42 (1999), 2129.
- 9) D.G.R.Sharma and M.Krishnan: *Trans. Am. Foundrymen. Soc.*, 99, (1991), 429.
- 10) 日本鉄鋼協会編：溶鉄・溶砕の物性値便覧，溶鋼・溶砕部会報告 特別報告書，No. 12
- 11) 日本機化学会編，技術資料「流体の熱物性値集」，(1983)，115.
- 12) ステンレス鋼協会編：第3版ステンレス鋼便覧，日刊工業新聞社，東京，(1995).
- 13) T.Choh, T.Yamada and M.Inoue: *Tetsu-to-Hagané*, 62 (1976), No. 3, 334.
- 14) 日本鉄鋼協会編：第4版鉄鋼便覧，日本鉄鋼協会，(2002).