

論 文

UDC 621.746.047 : 620.191.33 : 621.744.079

連铸铸片の縦割れの発生におよぼす
铸型内溶融パウダープールの影響中野 武人*・藤 雅雄*・永野 恭一*
溝口 庄三*²・山本 利樹*³・浅野 敬輔*⁴Influence of the Molten Powder Pool on the Longitudinal Surface
Cracks in Continuously Cast Steel SlabsTaketo NAKANO, Masao FUJI, Kyōichi NAGANO,
Syōzō MIZOGUCHI, Toshiki YAMAMOTO, and Keisuke ASANO

Synopsis :

The thickness of the molten powder pool on the molten steel in a mold and its formation process have been investigated from a viewpoint of the prevention of the longitudinal surface cracks in continuously cast steel slabs.

The results obtained are summarized as follows :

- (1) It is important to control the thickness of the molten powder pool in the optimum range in order to prevent the longitudinal surface cracks in continuously cast slabs.
- (2) The necessary minimum pool thickness is decided by the oscillation conditions of the mold and the surface rippling characteristics of the molten steel in the mold, which correspond to casting conditions.
- (3) There is a characteristic incubation period of the mold powder before the heat flux starts to increase from the surface of powder layer which is formed on the molten steel. This incubation period can be used to evaluate the ability of the mold powder to form the pool.

1. 緒 言

パウダーキャストは、今日の鋼の連続铸造の主
流を占めるものである。したがって、パウダー技術の良
否は、連铸片の品質・生産性等に大きな影響をおよぼす
といつても過言ではない。現今における重要な技術課題
である铸片の直送加熱・直送圧延の可否の鍵をにぎる
铸片の表面品質、なかでも縦割れを主体とした表面割れに
関しては、多くの研究^{1)~4)}が行われているが、この縦割
れの発生には、パウダーの特性・挙動が強く影響するた
め、これに関する研究も多くなされている^{5)~12)}。特に、
铸片縦割れ部を調査した結果によれば、縦割れ部は正常
部と比較して、凝固シエルの発達が局部的に遅れてい

る。この凝固遅れを、伝熱モデルによる計算と対比させ
た結果は、铸型・铸片間の隙間にガスギャップが存在す
るか、またはパウダーフィルムの厚さが局部的に約 4 倍
のムラを有すると、このような凝固遅れが生ずるとして
いる⁸⁾。また、縦割れを多発させるパウダーを使用した
場合、メニスカス近傍の铸型温度変動が大きいことが確
認されている⁹⁾。

以上のことから、铸片の表面縦割れを防止するため
には、溶融パウダーのメニスカスへの均一流入の実現が重
要であると考えられる。そのためには、まず、铸型内の
溶鋼面上に供給されたパウダーが溶融して、溶融パウ
ダープールを形成し、メニスカスへの流入を保証してやる
ことが必要である。

昭和 55 年 11 月 28 日受付 (Received Nov. 28, 1980)

* 新日本製鉄(株)製品技術研究所 (Products R & D Laboratories, Nippon Steel Corp., 5-10-1 Fuchinobe Sagamihara 229)

*² 新日本製鉄(株)大分製鉄所 Ph. D (Oita Works, Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)大分製鉄所 (Oita Works, Nippon Steel Corp.)

*⁴ 新日本製鉄(株)設備技術本部 (Plant Engineering & Technology Bureau, Nippon Steel Corp.)

Table 1. Casting conditions and properties of mold powder.

Casting conditions			Properties of mold powder	
Steel	Slab size (mm)	Casting speed (m/min)	Viscosity (poise, at 1500°C)	Melt down temp. (°C)
Medium carbon Al-Si killed steel	250 × 1500 ~1600	1.2~1.5	~0.5	1100~1150

本報では、以上の観点から、溶融パウダープールに着目して、鑄片の表面縦割れ防止のための条件、ならびに、パウダーの溶融によるプールの形成について検討を行ったので、以下に報告する。

2. 実験方法

本研究に用いた鋼種・鑄造条件・供試パウダーの主な特性を、Table 1 に示す。

鑄造中、鑄型内の溶鋼面上の溶融パウダープール厚、鑄型温度、ならびにパウダー消費量の測定を行った。

溶融パウダープール厚の測定は、軟鋼を芯線とし、表面に銅めつきをした 1.2 mmφ の溶接用マイクロワイヤを使用して行った。すなわち、パウダー層を貫通させて、ほぼ垂直にワイヤを差し込み、ワイヤ先端部が溶鋼に浸漬した状態で 5 s 間保持した後、素早く引き上げる。引き上げたワイヤの先端部分には溶融状態にあつたと考えられるパウダーが凝固した状態で付着してくる。この付着した凝固パウダーの長さをもつて溶融パウダープール厚とする。なお、本測定法の再現精度は、±1.5 mm 以内であつた。

鑄型測温方法は溝口・三隅らの方法¹³⁾と同じとし、鑄型内面より 7.5 mm の位置に熱電対を 60 点埋込んで行った。

鑄造後の鑄片について、表面観察を行い、縦割れの有無を調査した。

3. 実験結果

縦割れが発生した鑄片について、鑄造長を逆算して、縦割れ部が鑄型内を通過しているときの鑄型温度を測温データベースより引き出して調査した。その一例を Fig. 1 に示す。すなわち、Fig. 1 において、縦割れが発生した場合のデータは、1550 mm 幅の鑄型の中心から 490 mm 離れた熱電対の直下を縦割れが通過した際の鑄型温度から、鑄型の中心から 642 mm 離れた位置の鑄型温度を差し引いたものである。また、縦割れが発生していない場合のデータは、同一チャージにおける、上述した測温位置と同じ位置同志の鑄型温度の差である。測温結果の値は 1 s 間隔で 4 min 間測温した結果を平均したものである。Fig. 1 より、鑄型温度の局部低下と、

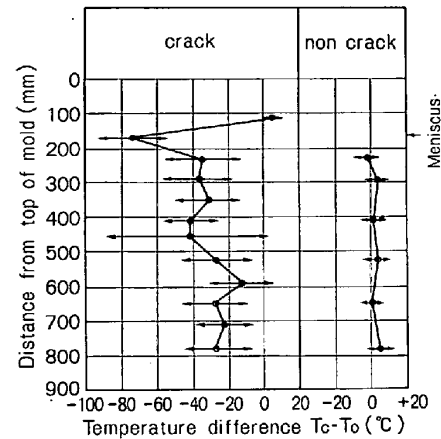


Fig. 1. Mold temperature profiles of crack occurrence position of slab.

T_C or T_O shows mold temperature corresponding to cracking or non cracking position of slab, respectively.

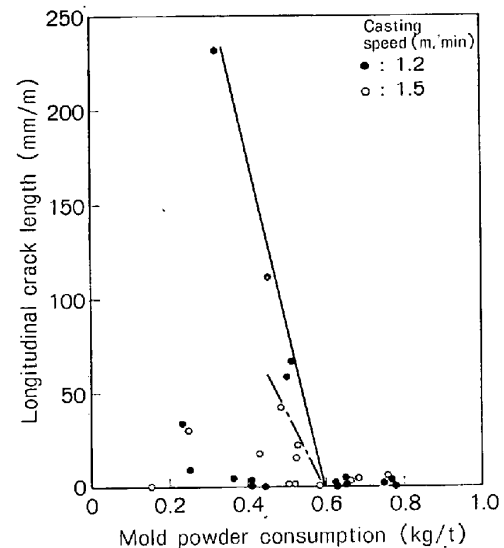


Fig. 2. Relationship between mold powder consumption and longitudinal crack length of slab.

鑄片の局所的な縦割れ発生とはよい対応を示していることがわかる。この結果は宮坂ら⁸⁾の報告と合致している。

つぎに、種々の溶融特性を有するパウダーを用いて、パウダーの消費量および溶融パウダープール厚と鑄片の表面縦割れとの関係を調べた。

まず、パウダーの消費量と鑄片の表面縦割れとの関係を調査した結果を、Fig. 2 に示す。パウダーの消費原単位が少ないと、鑄片の表面縦割れが多発している。これより、パウダーの消費不足、すなわちメニスカスへの溶融パウダーの流入不良が縦割れを惹起していることが示唆される。

次に、溶融パウダープール厚と鑄片の表面縦割れ発生

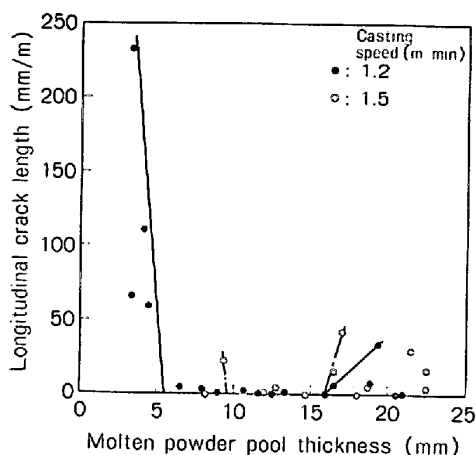


Fig. 3. Effect of molten powder pool thickness on longitudinal crack of slab.

との関係を Fig. 3 に示す。同図におけるプール厚の測定位置は、鋳型内の厚方向は中央、幅方向は 1/4 の場所である。また、測定値は、パウダー投入後から 15 s 間隔で 2 min 間測定した結果の平均値である。Fig. 3 より溶融パウダープール厚がある値より小さいと、鋳片の縦割れが多発することがわかる。この限界プール厚は、鋳造速度が 1.2 m/min の場合、約 6 mm、鋳造速度が 1.5 m/min の場合、約 10 mm である。

一方、溶融パウダープール厚が確保されていても、場合によっては、若干ながら縦割れが発生している。鋳造中、浸漬ノズル内部に堆積したアルミナ系堆積物が大量に流出したものは、このケースに該当した。

4. 考 察

4.1 鋳片の縦割れ発生におよぼすパウダー挙動の影響に関する現象論的検討

前項で述べたように、鋳片の縦割れの発生は、溶融パウダープール厚、およびパウダーの消費挙動と関係が深い。本項では、この点について、今一度整理して検討する。

Fig. 2, および Fig. 3 のデータをもとに、溶融パウダープール厚、ならびにパウダー消費量と鋳片縦割れとの関係をまとめて、Fig. 4 に示す。同図により、これらの間の関係はつぎの 3 つの特徴的な領域に分類して論じることができる。

領域 I : 溶融パウダープール厚は不足しており、パウダーの消費量も少ない。鋳片縦割れが多発している。

領域 II : 溶融パウダープール厚は確保されており、消費量も多い。鋳片縦割れの発生はほとんどない。

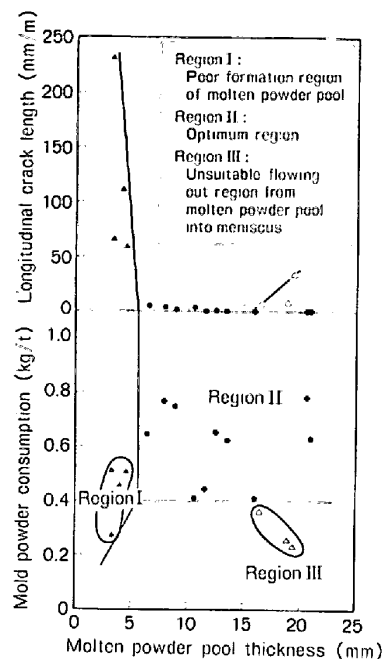


Fig. 4. Longitudinal crack occurrence conditions depending on mold powder behavior. (Casting speed 1.2 m/min)

領域 III : 溶融パウダープール厚は大きい、パウダーの消費量は少ない。鋳片縦割れは若干発生している。

すなわち、領域 I は溶融パウダープール厚が不足していることが、溶融パウダーのメニスカスへの流入不良につながり、鋳片の縦割れをひき起している領域と考えられる。すなわちパウダーの溶融不足が鋳片の縦割れ発生につながっている領域ということが出来る。

次に、領域 III について述べる。この領域は、溶融パウダープール厚が確保されているにもかかわらず、メニスカスへの溶融パウダーのスムーズな流入が何らかの原因で阻害され、パウダーの消費量も少なく、鋳片の縦割れにつながっている領域である。この原因としては次のことが考えられる。

まず第 1 は、固体ないしは半溶融状の塊による物理的外乱である。前項で述べたアルミナ系の生成堆積物の流出はこの一例であると考えられる。また、溶鋼面レベルがほぼ一定で、プール厚が過大となり、粉体層の相対的な減少にもとづく保温不良によるデッケル・ベアなどの発生もこの場合に含まれる。これらの塊がメニスカス部における溶融パウダーのスムーズな流入を阻害する現象は、現場で経験されている。さらに、これらの塊の除去作業も外乱の一因となり得る。

つぎに考えられることは、溶鋼面レベルが通常位置より下がり、プール厚が大となつた場合である。この場合

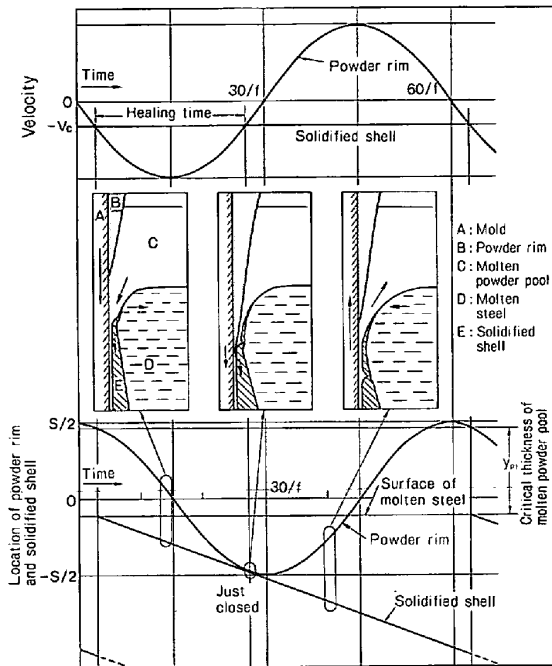


Fig. 5. Schematic drawing of phenomena of closing molten powder flow.

は、相対的に、ノズル吐出口の位置が溶鋼面に接近し、吐出噴流による溶鋼面の乱れが大きくなる。後述するように、この乱れが大きくなることは、パウダーの均一な流入を阻害する原因となる。

以上、領域Ⅰ、およびⅢに関して概念的に述べた。領域Ⅰに関しては次項で詳細に検討するが、領域Ⅲについての詳細な検討は今後の問題であろう。

4.2 必要パウダープール厚の検討

前述したように、鑄片の表面縦割れを防止するためには、確保しなければならない溶融パウダープール厚が存在する。本項では、この必要プール厚について考察する。

基本的な考え方は以下のとおりである。

実操業においては、通常、メニスカス上部の鑄型内壁に、Fig. 5に示すような、ベア、ないしはパウダーリムと称される固着物が観察される。この固着物がメニスカスの溶融パウダーの流路を、部分的にせよ、閉塞すると流入阻害を引き起こす。溶融パウダープール厚が大であれば、この固着物と鋼の凝固シェルとの間隙、すなわち溶融パウダーの流路は広く確保されやすくなると考えられ、したがって、流路を確保するための最小プール厚が存在する。これが既述の領域Ⅰと領域Ⅱの境界を決める最小プール厚に相当する。この臨界条件は、鑄型オシレーション、および溶鋼吐出流による溶鋼面の波立ちによつて影響を受けるものと考えられるので、以下にはこれらを考慮して、流路確保に必要な最小プール厚について

考察する。

鑄型に固定された定点と溶鋼面レベルの相対的距離の時間変化 y は次式で示される。

$$y = S/2 \cdot \cos(2\pi ft/60) + \alpha \cos(2\pi ut/\lambda) \dots\dots\dots (1)$$

S : 鑄型オシレーションストローク (mm)

f : 鑄型振動数 (cycle/min)

t : 時間 (s)

α : 溶鋼面の波動の振幅 (mm)

u : 溶鋼面の波動の伝播速度 (cm/s)

λ : 溶鋼面の波動の波長 (cm)

(1)式の第1項は鑄型オシレーションの項であり、第2項は溶鋼面の波動の項である。

まず、(1)式の第1項について考察する。溶融パウダーの流路閉塞は、鑄型下降期間に、固着物が鋼の凝固シェル上部のある部分と接触することにより起ると考えられる。この部分を E_b 部と呼ぶことにする。その状況を、Fig. 5に模式的に示す。既述の固着物は鑄型オシレーションにともなつて、まず下方へ移動し、次いで上方へ移動する。溶鋼の凝固は溶鋼面レベルで起こり、凝固シェルの E_b 部は、鑄造速度で、下方に移動する。Fig. 5の下段に、両者の時間の経過に対する位置の軌跡を示す。固着物の位置の経時変化は、同図における余弦曲線で示され、また凝固シェルの E_b 部の位置は直線で示される。固着物と凝固シェルの E_b 部の接触が生ずる必要十分な臨界条件は、同図に示したように、直線が余弦曲線に下方で接することである。

この際に重要なことは、凝固シェルの E_b 部の移動直線の起点を決めることである。言いかえれば、オシレーションの1周期の間で、メニスカス上部において凝固シェルの E_b 部が発生する時点の決定である。この問題はオシレーションマークの生成機構と関連していると考えられるが、ここでは、メニスカスがもつとも鑄型に近づく時点で凝固シェルの E_b 部がメニスカス上部で発生すると考える。Fig. 5の上段に、鑄型のオシレーション速度と鑄片の移動速度の経時変化を示す。鑄型速度が鑄造速度より相対的に大きくなる期間はヒーリングタイム、またはネガティブスリップ期間と呼ばれる。一方、メニスカスと鑄型との距離は、Fig. 5の中段に示すように、鑄片と鑄型の相対速度により変化すると考える。すなわち、鑄型の下降速度が鑄片の下降速度より速い場合には、溶融パウダーが鑄型・鑄片間に引き込まれることにより、メニスカスは鑄型から遠ざかり、逆の場合には、近づくことになる。この動きは、オシレーションマークの生成機構の考察より、明らかにされている¹²⁾。したがって、もつともメニスカスが鑄型に近づく時点はネ

ガティブストリップ期間の開始時点となり、凝固シエルの E_b 部の移動直線の起点はネガティブストリップ期間の開始時点と推定することができる。

最小プール厚を定量的に求めるため固着物の下部と凝固シエルの E_b 部との間の距離の経時変化を考える。固着物の下部の位置を y_r 、および凝固シエルの E_b 部の位置を y_m とすると、溶融パウダーの流入路の開口度合 $Y(t)$ は、 $y_r - y_m$ で表される。

$$Y(t) = y_r - y_m = S/2 \cdot \cos(2\pi ft/60) - (-1000 V_c t/60 + y_0) \dots\dots\dots (2)$$

V_c : 鋳造速度 (m/min)

y_0 : 凝固シエルの E_b 部の移動直線の $t=0$ における数式上の y 切片 (mm)

(2)式が最大、および最小となる条件は、(2)式を微分して、

$$dY(t)/dt = -\pi Sf/60 \cdot \sin(2\pi ft/60) + 1000 V_c/60 = 0 \dots\dots\dots (3)$$

となる。

(3)式は、とりもなおさず鋳型下降速度が鋳造速度に一致する条件、すなわちネガティブストリップ期間の開始、および終了条件を示している。(3)式の解は2個存在し、それぞれ次式で示される。

$$t_1 = 60/(2\pi f) \cdot \sin^{-1}\{1000 V_c/(\pi Sf)\} \dots\dots\dots (4)$$

$$t_2 = 60/(2f) - 60/(2\pi f) \cdot \sin^{-1}\{1000 V_c/(\pi Sf)\} \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 t_1 、および t_2 は、それぞれネガティブストリップ期間の開始、および終了時間であり、溶融パウダーの流路の開口度 $Y(t)$ に $t=t_1$ で最大となり、 $t=t_2$ で最小となる。

確保すべき最小プール厚 y_{p1} は、 $t=t_2$ において $Y(t_2)=0$ となるときの $t=t_1$ における $Y(t_1)$ の値として求めることができる。したがって y_{p1} は(2)式よりつぎのように示される。

$$y_{p1} = S/2 \cdot \{\cos(2\pi ft_1/60) - \cos(2\pi ft_2/60)\} - 1000 V_c(t_2 - t_1)/60 \dots\dots\dots (6)$$

ここで、(6)式をネガティブストリップ率 N で表示する。ネガティブストリップ率をヒーリングタイムのオンレーションの半周期に対する比率で定義すると、次式で示される。

$$N = (t_2 - t_1)/(60/2f) \dots\dots\dots (7)$$

(7)式を用いて、(6)式を書き直すと、次式となる。

$$y_{p1} = S \cdot \sin(\pi N/2) - 500 N V_c/f \dots\dots\dots (8)$$

さらに、(4)式、(5)式、および(7)式より、 N は次式で示される。

$$N = 1 - 2/\pi \cdot \sin^{-1}\{1000 V_c/(\pi Sf)\} \dots\dots\dots (9)$$

以上の考察より、鋳型オンレーション条件に対応する y_{p1} は、(9)式および(8)式によつて与えられることがわかる。

つぎに、(1)式の第2項について考察する。浸漬ノズルからの溶鋼吐出流により、溶鋼面に波立ちが発生する。この表面波の伝播速度 u と波長 λ との間には、次式で示される関係がある¹⁴⁾。

$$u^2 = g\lambda/2\pi + 2\pi\gamma/(\rho_m\lambda) \dots\dots\dots (10)$$

g : 重力加速度 (cm/s²)

γ : 溶鋼の表面張力 (dyne/cm)

ρ_m : 溶鋼の密度 (g/cm³)

この関係より、波動が発生する臨界速度 u_0 が存在し、次式で示される¹⁴⁾。

$$u_0 = (4g\gamma/\rho_m)^{1/4} \dots\dots\dots (11)$$

また、このときの波長 λ_0 は、次式で示される。

$$\lambda_0 = 2\pi(\gamma/g\rho_m)^{1/2} \dots\dots\dots (12)$$

u_0 以上で溶鋼表面が移動すると波立ちが発生する。溶鋼の場合、 $\gamma=1500$ dyne/cm、 $\rho_m=7.2$ g/cm³ を用いて、(10)式の関係を図示すると Fig. 6 となり、 u_0 および λ_0 は、それぞれ 30 cm/s、2.9 cm となる。

つぎに、この u_0 を与える鋳造速度を推定する。溶鋼吐出流は、吐出口から減速しつつ、広がりながら短片に達する。本実験条件では、吐出流が短片位置において、 u_0 を超えるまえに、溶鋼面を波立たせる可能性¹⁵⁾は少なく、したがって、波動を生じさせる臨界流速 u_0 と、短片位置における吐出流の流速 u_n を等しいと仮定して、溶鋼面に波立ちが生じる鋳造速度を推定することとした。水モデル実験の結果によると、 u_n は次式で求めることができる¹⁵⁾。

$$u_n = 2.0(a/2d)^{-2/3} u_{cal} \dots\dots\dots (13)$$

$$u_{cal} = 100 ab V_c / (2 \cdot 60 s) \dots\dots\dots (14)$$

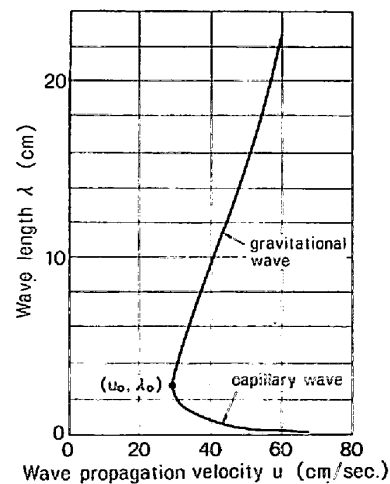


Fig. 6. Wave propagation on molten steel surface.

a, b : 鑄型幅, および厚 (cm)
 d : 浸漬ノズル吐出口の代表長さ (cm)
 s : 浸漬ノズル吐出口の断面積 (cm²)
 u_{cal} : 浸漬ノズル吐出口における溶鋼の流速 (cm/s)
 $u_n = u_0 = 30$ cm/s として, 本実験条件である $a = 160$ cm, $b = 25$ cm, $d = 8.39$ cm, $s = 55.25$ cm² を用いると,

(13)式, および(14)式より溶鋼面に波立ちが生じる鑄造速度は約 1.1 m/min となる. この鑄造速度以上で, 熔融パウダーの流路を確保するための必要最小プール厚 y_p は, (8) 式の y_{p1} に波動の振幅 α を加えた値となり, 次式で示される.

$$y_p = S \cdot \sin(\pi N/2) - 500 NV_c / f + \alpha \quad \dots\dots\dots (15)$$

ただし, V_c が約 1.1 m/min 未満では $\alpha = 0$

ところで, 波動の振幅は理論的には求められないので, 水モデル実験の結果¹⁶⁾を用いて推定する. 水モデル実験は, 鑄型形状, 浸漬ノズル形状を実機と同一に行つた. 鑄造速度は 0.8~1.2 m/min の範囲であつた. 波動の振幅の測定は写真撮影によつて行つた. 水モデル実験によつて求めた波動の振幅を鑄造速度に対応させて, Fig. 7 に示す. 同図における曲線の立ち上がり位置は, 波動が発生する臨界鑄造速度を示している. 一方, 本実験における溶鋼の鑄造に用いた浸漬ノズルは水平ノズルであり, また波動が発生する臨界鑄造速度は既述のように, 1.1 m/min であつた. 以上のことから, 溶鋼の場合の波動の振幅は, Fig. 7 における水平ノズルを用いた水モデル実験の結果を鑄造速度 1.1 m/min の位置にスライドさせて, 破線のように推定することとした. この推定の妥当性はつぎのように考えられる. 表面張力を考慮した自由表面の波動の基礎方程式が, 二つの波動について同一であるためには, 次元解析より, フルド数 $F_r(u^2/gL)$, およびウェーバ数 $W_e(\rho u^2 L/\gamma)$ が同一であ

る必要がある. したがつて, 水および溶鋼の波動が力学的に相似であるためには, 次の関係式が成り立つ必要がある. 水の表面張力を 73 dyne/cm, 密度を 1 g/cm³ とすると,

$$L_m = 1.69 L_w \quad \dots\dots\dots (16)$$

$$u_m = 1.30 u_w \quad \dots\dots\dots (17)$$

L_m, L_w : 実機および水モデルの代表長さ (cm)
 u_m, u_w : 実機および水モデルにおける流速 (cm/s)

水モデルにおいて実測された波立ちが生じる臨界鑄造速度, 約 0.85 m/min (Fig. 7) に相当する実機における臨界鑄造速度は, (17)式より 1.1 m/min と計算され, (11)式, (13)式および(14)式より求めた臨界鑄造速度 1.1 m/min と一致している. したがつて, 水モデル実験の結果を鑄造速度 1.1 m/min までスライドさせることは妥当であると推測される. しかし, 本実験条件では, 水モデルの実験装置の寸法は実機大であり, (16)式の関係性を満足しておらず, 振幅の推定値には誤差を含んでいると考えられる. この誤差の推定は今後の問題であるが, 実操業では, 溶鋼吐出流の他に, 波動の振幅に影響をおよぼすと考えられる溶鋼面上のパウダー層, あるいはノズルからのアルゴン吹込みなどの未検討の要因も存在しており, ひとまず, 水モデル実験の結果を用いて, 近似的に, 波動の振幅の推定を行うことは妥当であろうと推測される.

Fig. 8 に, オシレーションストローク 10 mm の場合について, ネガティブストリップ率および鑄造速度に対応する必要最小プール厚の計算結果を示す. 計算結果は実測結果とよい一致を示す.

ところで, 前述したように, 溶鋼面上にはパウダー層が存在しており, これは溶鋼面の波動の振幅を減少させる方向に働く. 一方, ノズルからのアルゴン吹き込み等

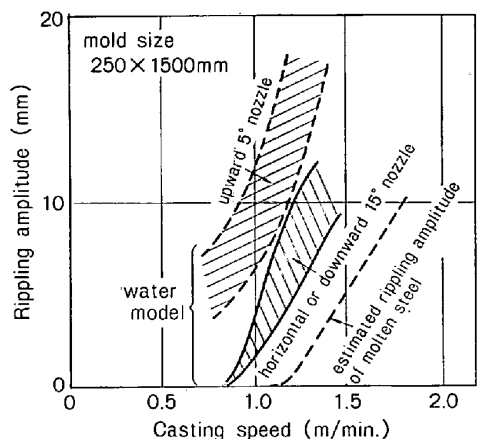


Fig. 7. Estimation of rippling amplitude of molten steel surface.

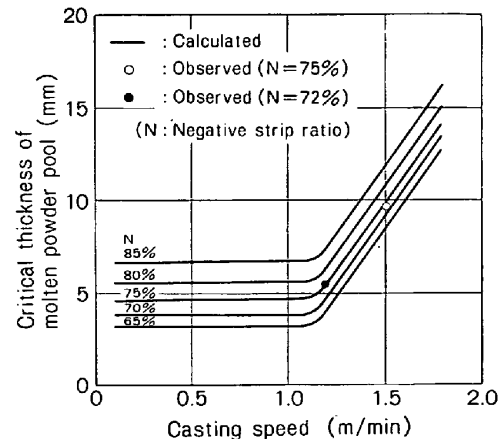


Fig. 8. Critical thickness of molten powder pool. (Oscillation stroke : 10 mm)

の作業も行われることが多く、これらは波動の振幅を増す方向に働く。Fig. 8の結果は、これらの影響について考慮していないが、実測結果と計算結果とが比較的良好一致を示していることから、これらの両要因はお互いに相殺する結果となつた可能性がある。

これまで、溶鋼面の変動原因として、溶鋼面の波動を考えてきたが、いわゆる溶鋼面レベルの変動もパウダ-流入を阻害する原因となり得ると考えられる。この変動の影響は、変動速度および変動振幅により異なると推測される。すなわち、溶鋼面レベルが上昇する場合、変動速度が表面波動と同程度であれば、パウダ-の流入阻害を引き起こす原因となる可能性がある。一方、前述した固着物が溶融し、パウダ-の流路が確保されるために必要な時間を保証し得る、遅い変動速度であれば、問題とならないと考えられる。溶鋼面レベルが下降する場合には、その変動振幅が問題になると推測される。この変動振幅が大きいと、溶鋼面レベルがノズルの吐出口に接近し、吐出流が短片に達する前に、溶鋼面に衝突する可能性が生じる。すなわち、場合によっては、溶鋼面の波動の振幅は実質的に、より速い鑄造速度の値に相当することになり、溶鋼面の波立ちが助長され、溶鋼面レベルの変動はパウダ-の流入阻害につながると推定される。本実験においては、溶鋼面レベルの変動速度は、表面波動と較べ、非常に遅く、また、振幅もノズル浸漬深さと較べ小さな値であつたことから、溶鋼面レベルの変動の影響は小さかつたと推測される。

以上の議論は、操業条件に対応したプール厚に関するものであつたが、逆に、以上の検討結果を基にして、適正プール厚を安定に確保するための適正な操業条件、たとえば、オシレーション条件の設定なども可能である。

4.3 パウダ-の溶融ならびに溶融パウダ-プールの形成

4.2項で、詳細に検討したように、鑄片の縦割れ防止のためには、一定厚以上の溶融パウダ-プールの確保が重要である。本項では、このプール厚を決定する重要な要因の一つであるパウダ-の溶融挙動について考察する。

まず、パウダ-の溶融過程を把握するために、加熱されたパウダ-のマイクロ観察を行つた。すなわち、溶融処理された基材粒子を造粒した顆粒型パウダ-の層を、1530°Cに保持した電気炉を用い、7min間、一方向加熱状態に置いた。常温まで放冷後、パウダ-層の中心をとる縦断面に切断して、鋳物薄片を作製し、縦方向の各層のパウダ-のマイクロ組織を観察した。その結果、パウダ-の溶融過程はFig. 9に示す各段階に分けて取り扱えることがわかつた。

- 第I段階：パウダ-が加熱され、温度が上昇する。原パウダ-組織はほぼ残されている。
- 第II段階：昇温がさらに進み、骨材のカーボンの燃焼、および基材同士の部分的な接触による焼結反応が開始する。
- 第III段階：昇温および骨材の燃焼がさらに進み、基材

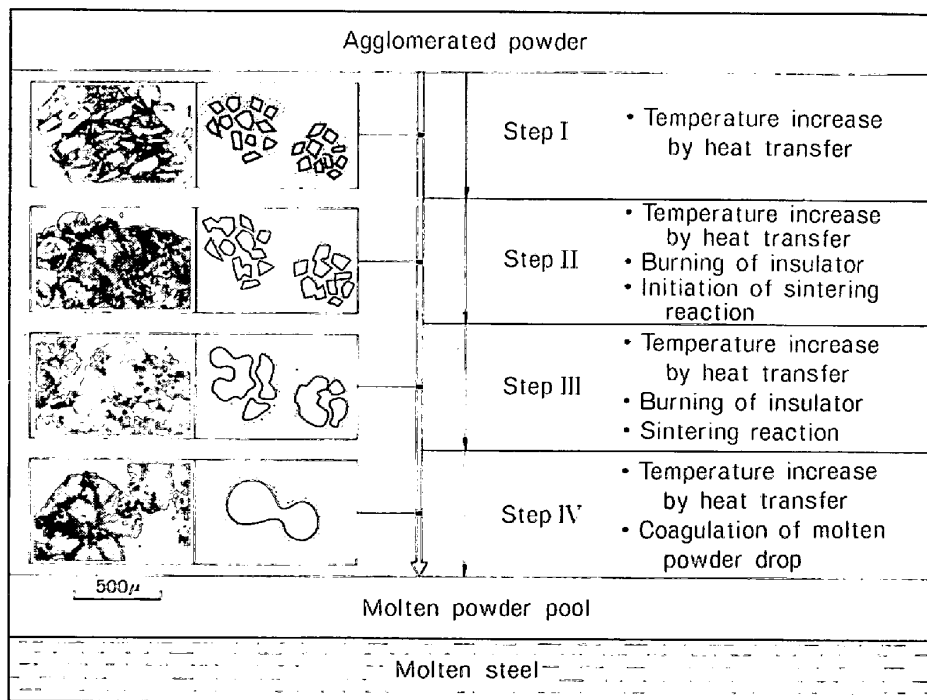


Fig. 9. Schematic model of melting process of agglomerated mold powder.

の焼結反応が進行する。

第Ⅳ段階：昇温がさらに進み、基材は溶融状態となる。
溶融したパウダー粒子の凝集体が進む。

第Ⅴ段階：溶融パウダープールを形成する。

上述した溶融過程を前提とし、さらに以下の仮定を置いて、パウダーの溶融挙動の数値シミュレーションを行った。

- ① パウダーの溶融は、伝熱過程と焼結凝集反応過程により律速される。
- ② 溶融過程は各層の空隙率の変化で定義される。
- ③ パウダー層内の伝熱は一次元伝導伝熱とする。
- ④ パウダー上面よりの放熱は幅射、および対流伝熱とする。
- ⑤ パウダー基材の熱伝導度は一定とする。
- ⑥ パウダー層の熱伝導度は空隙率に依存し、粉体層では空気連続、焼結層では基材連続であるとし、RUSSELL¹⁷⁾の關係にしたがう。
- ⑦ パウダー基材、および空気の比熱は温度に依存する。
- ⑧ パウダー基材の密度は一定とする。
- ⑨ パウダー基材の焼結反応は焼結開始温度 θ_{is} で開始し、その速度は JANDER¹⁸⁾の式に従う。

伝熱の基本式は、パウダー層厚方向を x 軸にとると、

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left(\frac{\kappa}{\rho c_p} \frac{\partial \theta}{\partial x} \right) \dots \dots \dots (18)$$

で示される。

初期条件、および境界条件を次のように与える。

$$t=0, 0 \leq x \leq l \text{ で } \theta = \theta_{in} \dots \dots \dots (19)$$

$$t > 0, x=0 \text{ で } \theta = \theta_m \dots \dots \dots (20)$$

$$t > 0, x=l \text{ で } \kappa \frac{\partial \theta}{\partial x} = \epsilon \cdot \sigma \{ (\theta_s + 273)^4 - (\theta_a + 273)^4 \} + h(\theta_s - \theta_a) \dots \dots \dots (21)$$

t : 時間 (s), x : パウダー層内位置 (cm)
 θ : パウダー層内温度 (°C), θ_{in} : 初期温度 (°C)
 θ_m : 溶鋼温度 (°C), θ_s : パウダー層表面の温度 (°C)

θ_a : 雰囲気温度 (°C), κ : パウダー層の熱伝導度 (cal/s·cm·°C)

ρ : パウダー層の密度 (g/cm³), C_p : パウダー層の比熱 (cal/g·°C)

l : パウダー層厚 (cm), ϵ : 放射率 (-)

α : ステファンボルツマン定数 (cal/s·cm²·°K⁴)

h : パウダー層上面の境膜伝熱係数 (cal/s·cm²·°C)

パウダー層表面からの放熱量の経時変化を求めるために、(18)式を数値計算した。計算は、(18)式を差分化し含熱量の変化を計算することにより実行した。計算を行

うにあたって必要とする各種の熱特性は、以下に示すように数式化して用いた。

基材の熱伝導度と空気の熱伝導度の比は、荻野¹⁹⁾および理科年表²⁰⁾の値より、約 10 倍となるので、パウダー層の熱伝導度は RUSSELL の曲線群¹⁷⁾ からそれに該当する曲線を選び、次式で近似した。

$$\text{粉体層で, } R_i = \kappa_0 \exp(-2.34 \beta_i) \dots \dots \dots (22)$$

$$\text{焼結層で, } R_i = \kappa_0 (1 - \beta_i) \dots \dots \dots (23)$$

R_i : 分割パウダー層の熱伝導度 (cal/s·cm·°C)

κ_0 : パウダー基材の熱伝導度 (cal/s·cm·°C)

β_i : 分割パウダー層の空隙率 (-)

ここで、粉体層、焼結層、溶融パウダー層の区別は空隙率 β_i を用いて、 $\beta_i = \beta_0$ のとき粉体層、 $0 < \beta_i < \beta_0$ のとき焼結層 $\beta_i = 0$ のとき溶融パウダー層と定義した。

分割パウダー層の熱容量は次式で示される。

$$C_i = c_{ps} X_i (1 - \beta_i) \rho_s + 28.8 c_{pa} X_i \beta_i / 1.98 (\theta_i + 273) \dots \dots \dots (24)$$

C_i : 分割パウダー層の熱容量 (cal/°C)

c_{ps}, c_{pa} : 基材、および空気の比熱 (cal/g·°C)

X_i : 分割パウダー層厚 (cm)

θ_i : 分割パウダー層の温度 (°C)

ρ_s : パウダー基材の密度 (g/cm³)

基材の比熱は、測定データがないので、「溶鉄・溶滓の物性値便覧²¹⁾」に掲載されている高炉スラグのデータを次式で近似して用いた。

$$c_{ps} = 0.109 + 1.04 \times 10^{-4} \theta_K + 5.81 \times 10^{-8} \theta_K^{-2} \dots \dots \dots (25)$$

θ_K : 絶対温度 (°K)

空気の比熱を次式に示す²²⁾。

$$c_{pa} = 0.255 + 3.52 \times 10^{-5} \theta_K - 1.39 \times 10^{-8} \theta_K^{-2} \dots \dots \dots (26)$$

境膜伝熱係数は、自然対流がパウダー層上面で生ずるとし、次式で表す²³⁾。

$$h = 2 \times 10^{-4} (\theta_s - \theta_a)^{0.25} \dots \dots \dots (27)$$

パウダーの焼結反応速度式は JANDER¹⁸⁾の式を用い、次の式で表す。反応率を $1 - \beta_i / \beta_0$ で定義すると、

$$\beta_i = \beta_0 (1 - Kt^{0.5})^3 \dots \dots \dots (28)$$

となる。

β_0 : パウダー層の初期空隙率 (-)

K : 焼結反応速度定数 (s^{-0.5})

パウダー層表面からの放熱量 Q (cal/s·cm²) は(21)式より計算することができる。

$\kappa_0 = 2 \times 10^{-3}$ cal/s·cm, $\sigma = 1.355 \times 10^{-12}$ cal/s·cm²·°K⁴, $\epsilon = 1$ を使用して、 $\theta_{in} = 30^\circ\text{C}$, $\theta_a = 30^\circ\text{C}$, $\theta_m = 1530^\circ\text{C}$, $\rho_s = 2.8$ g/cm³, $\beta_0 = 0.643$, $l = 3$ cm とした場合

合の放熱量 Q の経時変化を Fig. 10 に示す. いずれの場合も, 一定時間を経た後に, はじめてパウダー層の表面から放熱を開始するという特徴ある傾向を示しており, この立ち上がりまでの時間は, θ_{is} , および K によつて影響されることがわかる. この立ち上がりまでの時間を, 臨界放熱時間 T_{HC} と呼ぶことにする.

つぎに, パウダーの溶融挙動を実測し, 計算結果との対比を試みた. パウダー層表面からの放熱量の測定方法は Fig. 11 に示すように, パウダー層上面に熱流計を設置して行つた.

測定結果の一例を Fig. 12 に示す. この結果は計算結果とよい一致を示しており, モデルの正しいことを示唆している. さらに, Fig. 12 の実測結果から, 前述した臨界放熱時間 T_{HC} は実際のパウダーにおいても存在することがわかる. この T_{HC} は, パウダーの溶融過程を支配している焼結開始温度, および焼結反応速度定数などに依存しており, パウダーの溶融特性を評価し得る値であると考えられる.

T_{HC} と, 铸造速度 1.2 m/min で铸造を行つた場合の溶融パウダー層厚との関係を Fig. 13 に示す. 同図 (a) に示されるように, T_{HC} とプール厚との間にはよ

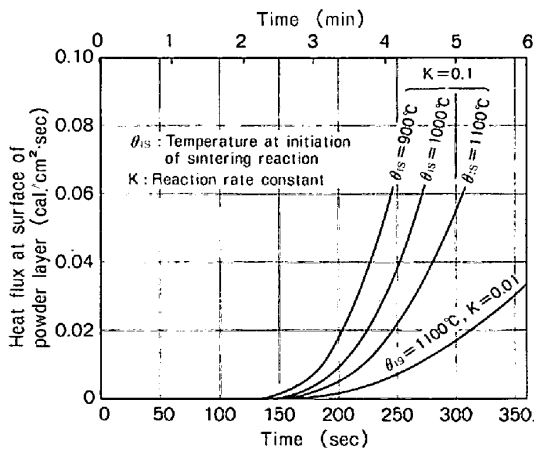


Fig. 10. Calculated change in heat flux at surface of powder layer.

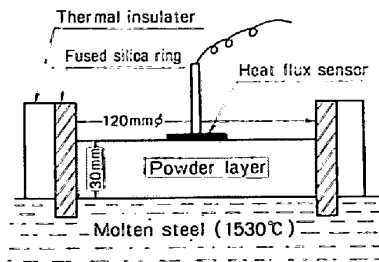


Fig. 11. Schematic drawing of heat flux measurement.

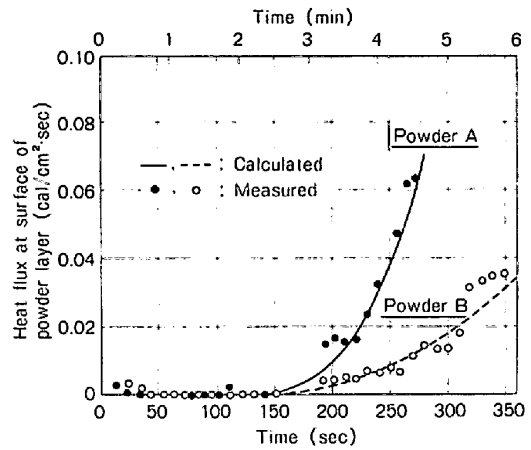


Fig. 12. Change in heat flux measured on surface of powder layer.

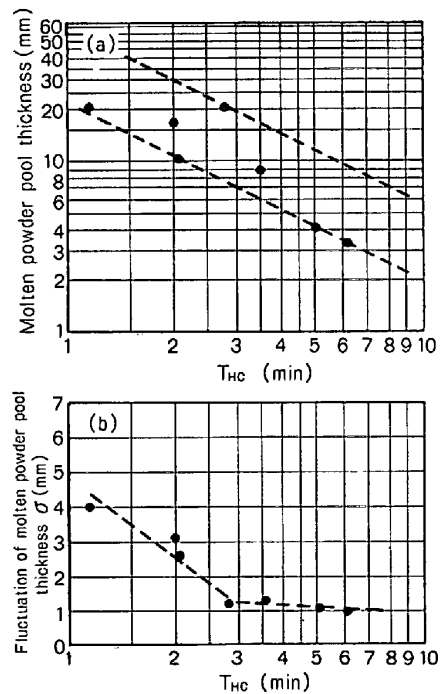


Fig. 13. Effect of T_{HC} on molten powder pool formation. (Casting speed 1.2 m/min)

い相関が認められ, T_{HC} が小さいと, プール厚は大となる. Fig. 3 に示したように, 縦割れ防止に必要なプール厚は, 铸造速度 1.2 m/min の場合約 6 mm である. このプール厚を確保するためには, T_{HC} が 3 min 以下である溶融特性を具備したパウダーを使用する必要があると推定される.

一方, Fig. 13 (b) でわかるように, T_{HC} が小さいと, プール厚の変動は大となる. すなわち, T_{HC} が過小であると, プールを安定に保持できなくなる恐れがある.

以上述べたように, T_{HC} の値は, 溶融過程の差異に

より影響を受け、 T_{HC} を測定することにより、パウダーの溶融特性、すなわち、溶融パウダープール形成性能を評価することが可能であると考えられる。

5. 結 言

鑄片の表面縦割れ防止の観点から、パウダーの消費量、溶融パウダープール厚、ならびにパウダーの溶融挙動について検討を行い、以下の結果を得た。

(1) 鑄片の縦割れは、パウダーの消費量が少なく発生しやすい。

(2) 縦割れ防止のためには、溶融パウダープール厚を適正範囲に保つことが重要である。

(3) 適正プール厚の下限値、すなわち確保しなければならない最小プール厚は、鑄型内壁に付着した固着物によるメニスカス部の溶融パウダー流入路の閉塞を防止する条件として説明し得る。これより、操業条件に対応した必要プール厚の推定および適正操業条件の設定が可能となる。

(4) パウダーの溶融過程を説明し得る基本モデルを作成し、溶融パウダープールの形成能を評価し得る指標として、臨界放熱時間が有効であることを見出した。

研究を遂行するにあたり、御指導・御援助をいただいた新日本製鉄(株)の河野拓夫氏・浅野鋼一氏ならびに実験遂行に御協力をいただいた三隅秀幸・常岡 聡・斎藤助の各氏および有益な御助言をいただいた大橋徹郎・藤井博務・塗 嘉夫の各氏に深く感謝致します。

文 献

- 1) J. K. BRIMACOMBE, F. WEINBERG, and E. B. HAWBOLT: *Met. Trans. B*, 10B (1979), p. 279
- 2) L. I. MOROZENSKII, O. A. MITENEV, and V. K. KRUTIKOV: *Stal in Eng.* (1965) 4, p. 272
- 3) A. GRILL and J. K. BRIMACOMBE: *Ironmaking and Steelmaking*, 3 (1976), p. 76
- 4) R. J. GRAY, A. PERKINS, and B. WALKER: *Solidification and Casting of Metals*, Proc. of

- an International Conference on Solidification, Sheffield, (1979), p. 300 [The Metals Society]
- 5) 江見俊彦, 中戸 参, 鈴木康治, 飯田義治, 上田典弘: *鉄と鋼*, 60 (1974), p. 981
- 6) 中戸 参, 江見俊彦, 橋 林三, 江本寛治, 馬田一, 守脇広治: 同上, 61 (1975), S 481
- 7) 島田道彦, 佐伯 毅, 柳沢 健, 立川正彬, 脇元博文: 同上, 61 (1975), S 482
- 8) 宮坂直樹, 平岡照祥, 北村 修, 大野唯義, 安藤貞一, 大橋徹郎: 同上, 64 (1978), S 663
- 9) T. EMI, H. NAKATO, Y. IIDA, K. EMOTO, R. TACHIBANA, T. IMAI, and H. BADA: *Steelmaking Proc.*, 61 (1978), p. 350
- 10) 反町健一, 上田典弘, 越川隆雄, 垣生泰弘, 糸山啓司: *鉄と鋼*, 65 (1979), S 118
- 11) 桜谷敏和, 江見俊彦, 児玉正範, 中井一吉, 森脇三郎, 越川隆雄, 今井卓雄: 同上, 65 (1979), S 238
- 12) T. KITAGAWA, H. MIZUKAMI, T. KAWAWA, and M. ISHIGURO: *Trans. ISIJ*, 20 (1980), B 173
- 13) 溝口庄三, 三隅秀幸, 山本利樹, 常岡 聡, 佐伯毅, 松宮 徹: 学振 19 委凝固現象協議会資料, (1980), 19 委 10283, 凝固 286
- 14) 谷 一郎: *流れ学*, (1969), p. 50 [岩波書店]
- 15) 荻林成章: 私信
- 16) 高浜秀行: 私信
- 17) H. W. RUSSELL: *J. Amer. Ceram. Soc.*, 18 (1935), p. 1
- 18) W. JANDER: *Z. Anorg. Allg. Chem.*, 163 (1927), p. 1
- 19) 荻野和巳, 西脇 醇, 山本恭嗣: *鉄と鋼*, 65 (1979), S 683
- 20) 東京天文台: *理科年表*, (1973), 物 p. 66 [丸善]
- 21) 不破 祐, 萬谷志郎: *溶鉄・溶滓の物性値便覧*, (1972), p. 184 [日本鉄鋼協会]
- 22) O. KUBASCHEWSKI, E. L. EVANS, and C. B. ALCOCK: *金属熱化学* (丹羽貴知蔵, 横川敏雄, 中村義男共訳), (1969), p. 328 [産業図書株式会社]
- 23) *化学工学便覧* (化学工学協会編), (1978), p. 307 [丸善]