

© 1983 ISIJ

## 連铸々片における CO 気孔の生成と抑制

論文

竹内 栄一\*・藤井 博務\*<sup>2</sup>・宮坂 直樹\*<sup>2</sup>大橋 徹郎\*<sup>3</sup>・平岡 照祥\*<sup>2</sup>・山広 実留\*<sup>2</sup>

## CO Blowhole Formation and Suppression in Continuously Cast Slab

Ei-ichi TAKEUCHI, Hiromu FUJII, Naoki MIYASAKA,

Tetsuro OHASHI, Teruyoshi HIRAOKA, and Minoru YAMAHIRO

## Synopsis :

The key factor in continuous casting of rimmed or semi-killed steels is the suppression of CO blowholes on the slab surface.

This report deals with the critical condition of blowhole formation in slabs cast by the bow type machine and the suppression of blowholes.

(1) The critical free oxygen concentration for blowhole formation for hot rolled plate grade of  $C \geq 0.08\%$  is approximately 55 ppm whereas that for cold rolled sheet of  $C \leq 0.06\%$  increases with decreases in C concentration.

(2) Blowholes can be successfully suppressed by causing the molten steel to flow at the vicinity of meniscus at the required flow corresponding to the composition of steel.

(3) The critical values of enriched solute elements and the partial pressure of CO,  $P_{CO}$  at the solid-liquid interface of solidifying steel for blowhole formation are estimated by introducing the mutual reaction model in the multiple components system. The shapes of blowholes estimated from the model agree well with the measured ones.

## 1. 緒 言

鉄凝固時の CO 気泡の発生ならびにその抑制に関しては森, 野村<sup>1)~4)</sup>らの高周波炉を用いた研究をはじめとして, BURNS ら<sup>5)6)</sup>KNÜPPEL ら<sup>7)</sup>, HARKNES ら<sup>8)</sup>, FREDRIKSSON ら<sup>9)</sup>の報告があるが, これらのほとんどは静止凝固時の小規模実験であり, 実機連铸機で製造された铸片を対象にした研究例は無い。

前報<sup>10)</sup>では鉄凝固時の気孔生成と流動による抑制に関するモデル実験結果について示した。本研究は湾曲型スラブ連铸機を用いて製造した铸片における CO 気孔の生成と抑制について調査し, 先のモデル実験<sup>10)</sup>に基づいた解析を行つたものである。

酸素濃淡電池と連铸タンディッシュ内 Al 添加を組み合わせた脱酸微調整法, これらを用いて行つた連铸々片の CO 気孔発生限界の調査, さらには実機ローラーエプロンに設置された電磁攪拌装置を用いた気孔抑制に関する実験結果について述べるとともに, CO 気孔発生とその抑制メカニズムについての考察を加えた。

## 2. タンディッシュ内脱酸調整法

連铸々片における CO 気泡発生限界を調査するためには, 厳密な脱酸調整技術が必須となるが, 本実験においてはタンディッシュ内における酸素濃淡電池と Al 添加法の組み合わせにより溶鋼中自由酸素濃度 (以下  $O_{free}$  と記す) のコントロールを行つた。したがつてそのコントロール精度は, 酸素濃淡電池の測定精度と Al 添加精度に依存する。

酸素濃淡電池の比較的低酸素濃度域への適用に関しては種々の問題が指摘されている。とくに後藤ら<sup>11)</sup>JANKE ら<sup>12)</sup>の指摘する固体電解質を支持する石英管の解離反応や電解質表面へのアルミナの付着による誤差は実用上大きな問題となる。これに対しては, 石英管のコーティング<sup>13)</sup>またはタンマン管型の固体電解質の採用によりほぼ解決の目途が得られている。

一方, 測定値自体の信頼性については PLUSCHKELL<sup>14)</sup>は固体電解質中の電子伝導の補正が必要なことを報告している。すなわち電子伝導に関して補正された溶鋼中の

昭和 55 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 57 年 11 月 25 日受付 (Received Nov. 25, 1982)

\* 新日本製鉄(株)本社 (Nippon Steel Corp.)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp., 1 Fuji-cho Hirohata-ku Himeji 671-11)\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)広畑製鉄所 工博 (Hirohata Works, Nippon Steel Corp.)

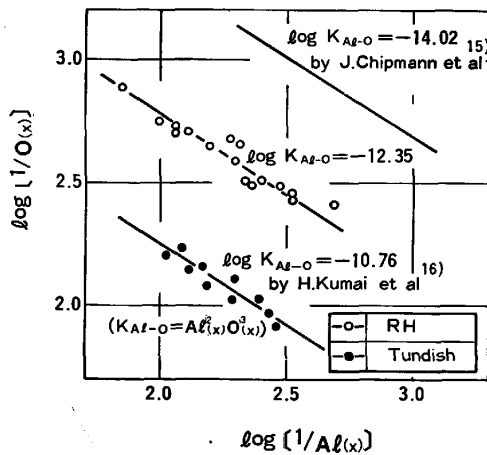


Fig. 1. Relationship between sol. Al content ( $Al_{(x)}$ ) and free oxygen content ( $O_{(x)}$ ).

酸素の活量  $a_o$  は固体電解質の標準物質に Cr と  $Cr_2O_3$  の混合物を使用した場合、次式のように与えられる。

$$a_o = \exp(0.347 + 140099/T) \cdot [\exp(5.149 - 22705/T) + P_e^{1/4}] \cdot \exp(11612E/T - P_e^{1/4})^2 \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 $T$  : 溶鋼温度 (K),  $E$  : 起電力 (V),  $P_e$  :  $O^{2-}$  のイオン伝導度が電子伝導度と等しくなる時の酸素分圧 (atm)

なお、本実験で取り扱う溶鋼中の溶質濃度は低濃度であるため溶質間の相互作用は特に考慮せず自由酸素濃度を(1)式より算出した。

Fig. 1 に真空脱ガス時ならびにタンディッシュにおける溶鋼中の sol. Al 値と  $O_{free}$  値の関係を示す。比較として学振推奨値である CHIPMAN ら<sup>15)</sup>の値および実操業から得られた熊井ら<sup>16)</sup>の値を示したが、酸素分圧の低い真空脱ガス処理時のデータは両者の中間にあり、タンディッシュ内のデータは熊井らのものと良く一致している。なお、後述するごとく添字 (x) は他成分と平衡することを示し、 $Al_{(x)}$  で  $O_{(x)}$  と平衡する Al 濃度を示す。

以上酸素濃淡電池の検討結果について述べたが、低酸素域では、タンディッシュ内の  $O_{free}$  値と凝固後の  $O_{total}$  がほぼ一致することから、測定値は信頼できるものといえる。

次にタンディッシュ内での脱酸微調整のための Al 添加方法であるが、これについては今回ワイヤーフィーダー法を採用するとともに、以下に述べるモデル式に従う添加基準を作成した。

タンディッシュ内の Al の物質収支を計算するにあたり次の仮定を設けた。

- 1) タンディッシュ内は取鍋溶鋼注入域の完全混合域

とそれ以降のピストンフロー域に分けることができる。

- 2) タンディッシュ内に供給される溶鋼成分は一定。物質収支式は次式となる。

$$dc/dt = (u/lD) \{C_o + (1-\alpha)A/u - C(1+\beta)\} \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 $C$  : タンディッシュ内 sol. Al 濃度 (%),  $D$  : タンディッシュ内溶鋼量 (kg),  $u$  : タンディッシュへの溶鋼供給速度 (kg/s),  $l$  : タンディッシュ内溶鋼の混合率,  $C_o$  : 取鍋内 sol. Al 濃度 (%),  $A$  : タンディッシュ内 Al 添加量 (kg/s),  $\alpha$  : Al 添加時に溶鋼表面で酸化消耗する Al の割合,  $\beta$  : タンディッシュ内 Al の酸化率。

(2)式を  $t=t_1$ ,  $C=C_o$  において  $A=A_o$  として解くと次式が得られる。

$$C = \frac{1}{1+\beta} \left\{ \beta C_o - \frac{(1-\alpha)A_o}{u} \right\} \exp\left\{ \frac{(1+\beta)l}{l \cdot D} (t_1 - t) \right\} + \frac{1}{1+\beta} \left\{ C_o + \frac{(1-\alpha)A_o}{u} \right\} \dots\dots\dots (3)$$

計算結果と実測値の対比を Fig. 2 に示した。両者は良く一致しており、本モデルを用いた Al 添加法が脱酸微調整技術として有効であることを示す。なお、(3)式中の係数は実験より求め、それぞれ、 $\alpha=0.13$ ,  $\beta=0.37$  とした。

### 3. 連铸々片における CO 気孔の生成

铸片表層部における CO 気孔発生の臨界組成、および気泡発生状況に及ぼす铸造条件の影響について調査するため、Table 1 に示す組成の溶鋼を湾曲型連铸機を用いて铸造した。脱酸調整は転炉出鋼時の粗調整に加え、先に示したタンディッシュ内 Al 添加により行つた。

冷延材相当の低炭素鋼 (Type I) を铸造した際の铸造長さ方向の溶鋼組成の変化、および铸片表面の CO 気孔発生状況の代表例を Fig. 3 に示す。铸造途中より Al を添加し、それに応じて溶鋼中の sol. Al 濃度が増加し、 $O_{free}$  値は低下して一定値以下になると気孔の発生は停止する。その限界値はこの鋼種では 65 ppm であつた。

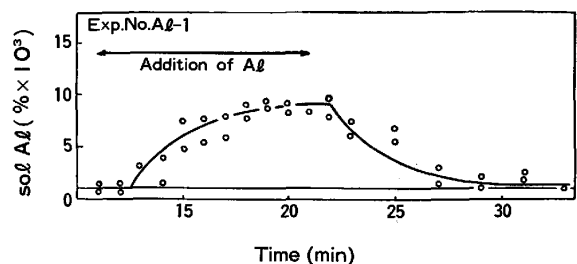


Fig. 2. Change of sol. Al content with time (Exp. No. Al-1).

Table 1. Experimental condition of CO blowhole formation.

Chemical composition (%)		C	Mn	Si	P, S	sol. Al
Steel grade						
I		0.02~0.06	0.10~0.25	≤0.05	≤0.015	≤0.020
II		0.08~0.24	0.40~1.40	0.03~0.15	≤0.015	≤0.010

Oxygen control : Al treatment in the tundish  
 Casting speed : 0.30~0.80 m/min  
 Casting temperature : 1540~1550°C  
 Diameter of immersion nozzle : 105φmm

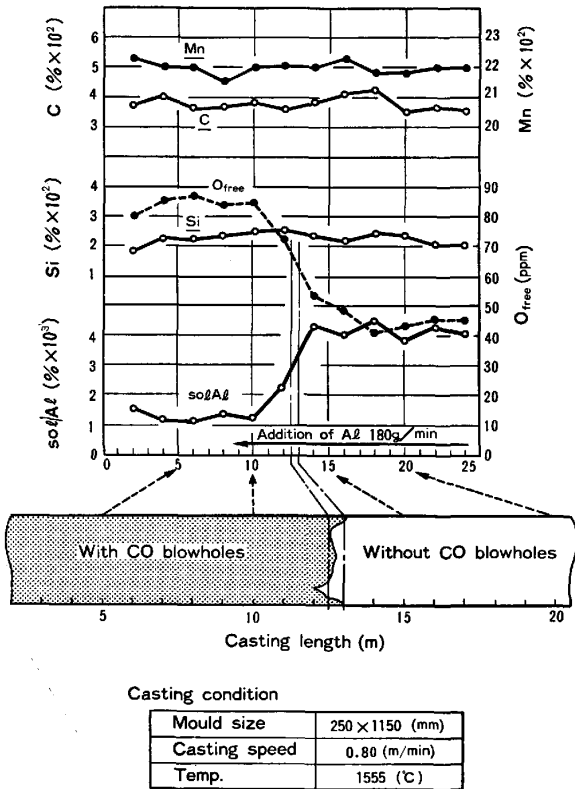


Fig. 3. Changes of the chemical composition of molten steel and the CO blowhole formation in the slab for cold rolled sheet.

Fig. 4 は以上の気泡発生に関する実験を幾つかの溶鋼組成について行い、CO 気孔発生限界を溶鋼中炭素濃度と  $O_{free}$  値とで整理したものである。[C] ≤ 0.06% の低炭素域では気孔発生の限界酸素濃度は炭素濃度の低下とともに急激に増大するのに対し、[C] ≥ 0.08% の高炭素域では気孔発生限界は酸素濃度のみで決まってしまう、その値は約 55 ppm と一定となる。森ら<sup>2)</sup>は高周波炉を用い Fe-C-O 系における CO 気孔発生限界について報告しており、その値も同図中に示したが、本実験結果に比べ限界酸素濃度は低くなっている。これは本実験で用いた溶鋼が Mn, Si, Al を含有しており、後述するように脱酸素元素を含まない溶鋼とは CO 反応に関与する凝固界面での酸素の濃化度に差があることによるものと考えられる。なお、両結果とも高炭素域では

気孔発生条件が酸素濃度のみで決まることについては同傾向となっており、この領域の CO 気孔生成が酸素拡散律速であることを裏付けている。

次に CO 気泡形状におよぼす溶鋼成分の影響について述べる。Fig. 5 に気孔個数、Fig. 6 に気孔径におよ

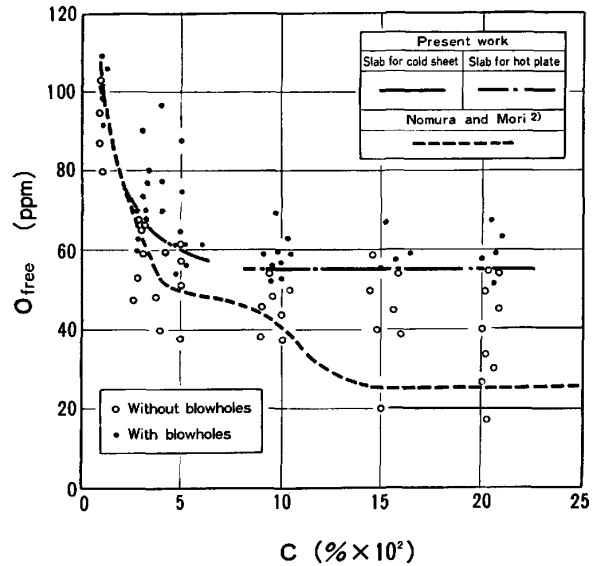


Fig. 4. Critical composition of molten steel for CO blowhole formation on the surface of continuously cast slab.

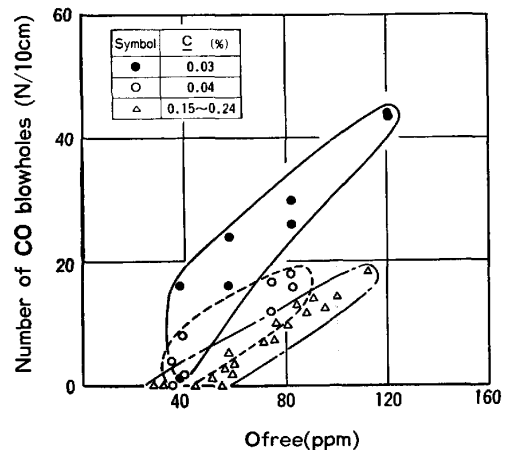


Fig. 5. Effect of free oxygen content on the number of CO blowholes in the slabs.

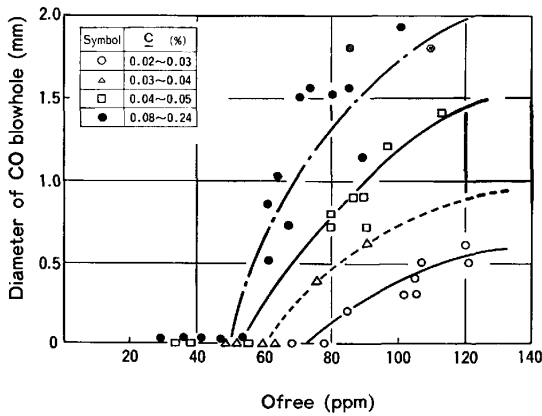


Fig. 6. Effect of free oxygen content on the diameter of CO blowholes in the slabs.

Table 2. Experimental condition of CO blowhole suppression.

C	Mn	Si	P, S	sol. Al	O <sub>free</sub>
0.15~0.20%	0.60%	0.05%	≤0.015%	≤0.003%	≤0.0085%
Oxygen control : Al treatment in the tundish					
Casting speed : 0.40~0.80 m/min					
Casting temperature : 1540~1550°C					
Diameter of immersion nozzle : 105φmm, 180φmm					
Mould size : 250mm×2000mm					

ぼす [C], [O] の影響を示した。気孔の観察は鋳片断面について、長辺中央部 100 mm 幅、鋳片表面より 10 mm までを対象とし、磁粉探傷法にて検出した。気孔個数、径ともに酸素濃度が高くなるにしたがって増加傾向が認められるが、炭素の影響については低炭素鋼ほど明瞭な関係が認められ、炭素の増加につれて気孔の数は減少するものの、気孔自体は太くなるのが知れる。ただし [C] ≥ 0.08% 以上ではもはや炭素濃度の影響は見られず、気孔形状は酸素濃度のみによつて決まる傾向が認められる。

#### 4. 溶鋼流動による CO 気孔の抑制

実機連鋳機の本メニスカス下 4 m 位置に設置された電磁攪拌装置を用いて、CO 気孔発生におよぼす溶鋼流動の影響を調査した。適切な攪拌パターンによりメニスカス近傍に溶鋼流動を生じさせることが可能である。

Table 2 に実験条件を示した。CO 気孔が発生する溶鋼成分での鋳造を行い、溶鋼流動と気孔発生条件との関係を観察した。結果の 1 例を Fig. 7 に示す。これは鋳片表面を 1 mm 程度スクラップし、その面に現れた気孔の個数分布を表したものである。溶鋼流動がメニスカス部で位置 a から c の方向へ生じており、流速の大きい位置 a では気孔は抑制され黒丸で示した浸漬ノズルを過ぎた位置 a より気孔が発生している。図中矢印で示した個

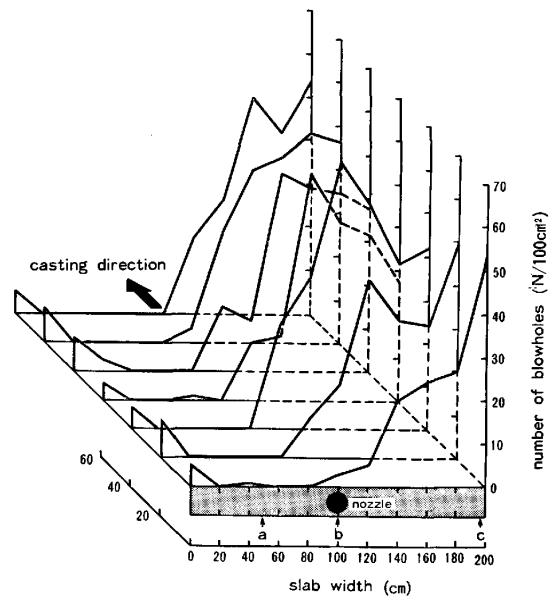


Fig. 7. Distribution of CO blowholes on the slab surface (nozzle diameter : 180 φmm).

所から気孔観察用のサンプルを切り出し、鋳造方向 10 mm 厚の試片に加工した後 X 線透過法による観察を行った。

結果を Photo. 1 に示す。メニスカスに強い流動が現れた (a) の位置では気孔は全く発生していない。他方、溶鋼が鋳型長辺と浸漬ノズルの間を通過する (b) の位置においてはわずかに気孔が発生しており、鋳型短辺部付近 (c) になると気孔個数はさらに多くなつてかつその径も太くなつている。このように同一溶鋼組成でありながら鋳片幅方向で気孔分布が異なっている事実は気孔生成に溶鋼流動が大きく影響していることを示唆するものである。

なお、これらの関係を定量化するに当たつては溶鋼流速を知る必要があるが、これを実測することはきわめて困難であるため、水モデルによる鋳型内流速分布推定を行った。装置は実機の 1/4 スケールとし、電磁攪拌流動は装置内に設けた配管からの水の噴出流にて近似した。流速分布は歪みゲージ流速測定にて行った。実験結果の 1 例を Fig. 8 に示す。電磁攪拌装置により生じた流れはある一点を中心に回転しており、メニスカスに達した流れはノズルを通過後大きく減衰しており、両短辺近傍では淀みを生じている。図中に流速を示したが、これは Froude 数近似により溶鋼流速に換算したものである。O<sub>free</sub> 70 ppm で気孔が抑制されている部位の流速は 0.8 m/s 程度であることが読みとれる。

種々の O<sub>free</sub> 値ならびに電磁攪拌条件での実鋳造結果を水モデルから推定された流速と対比させ、Fig. 9

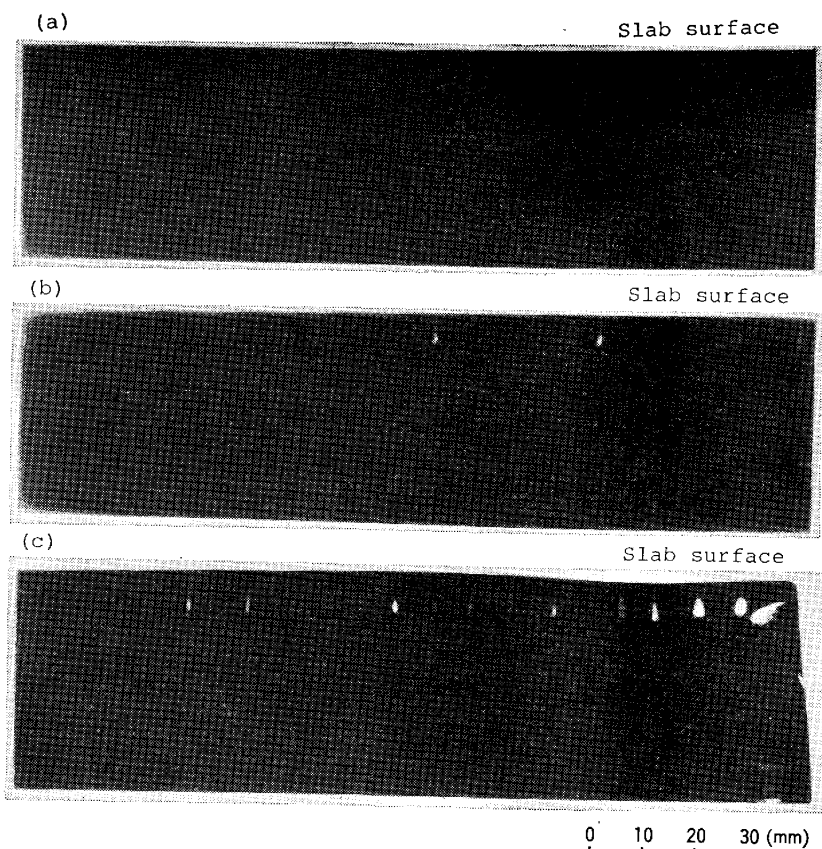


Photo. 1. X-ray photograph of CO blowhole formation on the slab surface.

の結果を得た。溶鋼流動により気孔は抑制され、その限界は  $O_{free}$  値および溶鋼流速に依存していることがわかる。

### 5. 考 察

#### 5.1 凝固界面反応と気孔発生

CO 気孔発生を解析する第一段階として凝固界面の溶質元素の濃化とそれらの相互反応について考察する。

Mn-Si 脱酸系を対象とした解析はすでになされているが<sup>18)19)</sup>ここでは Mn-Si-Al 脱酸系についても解析を進め、凝固界面での  $O_{free}$  値ならびに CO 分圧を推定した。

凝固界面が速度  $f$  で移動する時、界面  $x=X$  での物質収支式は

$$D_i (\partial^2 C_i / \partial x^2)_{x=X} + f (\partial C_i / \partial x) = 0 \quad \dots\dots\dots (4)$$

$x=0$  で  $C_i = C_{i(l)}$ ,  $x=\delta$  で  $C_i = C_{i(l)}$  および

$$D_i (\partial C_i / \partial x)_{x=0} + f (C_{i(l)} - C_{i(s)} - C_{i(o)}) = 0 \quad \dots\dots (5)$$

を境界条件として(4)式を解くと次式が得られる。

$$C_{i(l)} = (C_{i(l)} - C_{i(s)} - C_{i(o)}) \exp(-f\delta/D_i) + C_{i(s)} + C_{i(o)} \quad \dots\dots\dots (6)$$

さらに凝固界面での反応を(7)式で定義する。

$$C_{i(l)} = C_{i(x)} + C_{i(o)} \quad \dots\dots\dots (7)$$

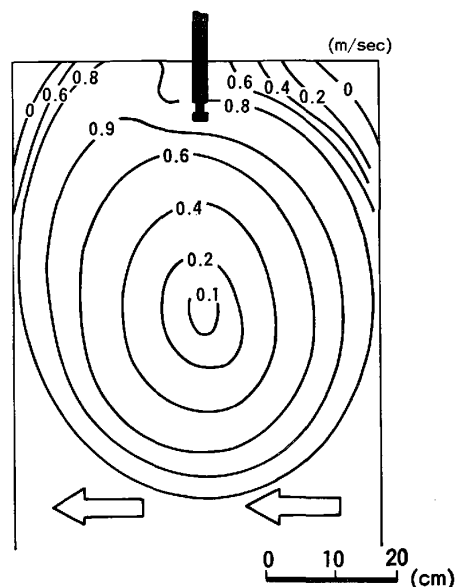


Fig. 8. Velocity distribution of motenflow in the mold (nozzle diameter : 150φmm).

また、固一液分配関係より(8)式が成立する。

$$k_0^i = C_{i(s)} / C_{i(l)} \quad \dots\dots\dots (8)$$

ここで、 $C_i$  :  $i$ 成分の溶質濃度、 $\delta$  : 拡散境界膜厚、 $C_{i(l)}$  : 界面での  $i$ 成分濃度、 $C_{i(l)}$  : 溶鋼バルク中の  $i$ 成分濃度、 $C_{i(s)}$  : 固相中の  $i$ 成分濃度、 $C_{i(o)}$  : 他成分

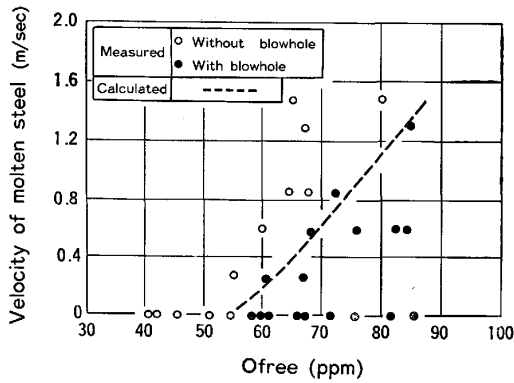
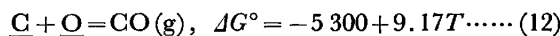
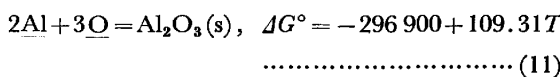
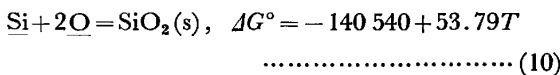
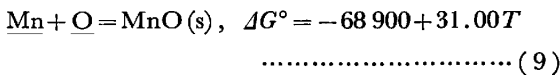


Fig. 9. Relationship between  $O_{free}$  and velocity of molten flow in the mold for suppression of CO blowholes.

と反応する  $i$  成分濃度,  $C_{i(x)}$ : 他成分と平衡する  $i$  成分濃度  $D_i$ :  $i$  成分の拡散係数,  $f$ : 凝固速度.

(6), (7), (8)式は C, Si, Mn, Al, O のそれぞれについて成立する. これに生成酸化物の化学量論的關係式を加えて, 凝固界面における溶質の濃化と反応生成物量を計算する.

なお, 計算に用いる熱力学データとしては, Mn-Si 脱酸系については ABRAHAM ら<sup>17)</sup>の等活量線図, Mn-Si-Al 脱酸系については坂尾ら<sup>20)</sup>による三元系等活量線図を用いた. また, 反応の自由エネルギーのデータとしては, それぞれ次式を用いた<sup>15)</sup>.



また, 平衡分配係数  $k_0^i$ , 拡散係数  $D_i$ , は Table 3 に示す値を用いた. 主な計算結果を以下に示す.

Fig. 10 は Fe-C-Mn-Si-Al-O 系における凝固界面における酸素濃度に関する計算結果である.

溶質元素の界面濃度はその元素の他の元素に対する相対的な量と反応性で決定されており, 溶質に Al を含む鋼種ではその量がきわめて少ない場合, 界面に濃化する

Table 3. Equilibrium distribution and diffusion constant.

$C_i$	$k_0^{i(21)}$	$D_i \times 10^5 (\text{cm}^2/\text{s})$
C	0.20	6.0 <sup>22)</sup>
Si	0.90	3.7 <sup>22)</sup>
Mn	0.83	3.0 <sup>22)</sup>
Al	0.92	20.0 <sup>22)</sup>
O	0.02	3.0 <sup>23)</sup>

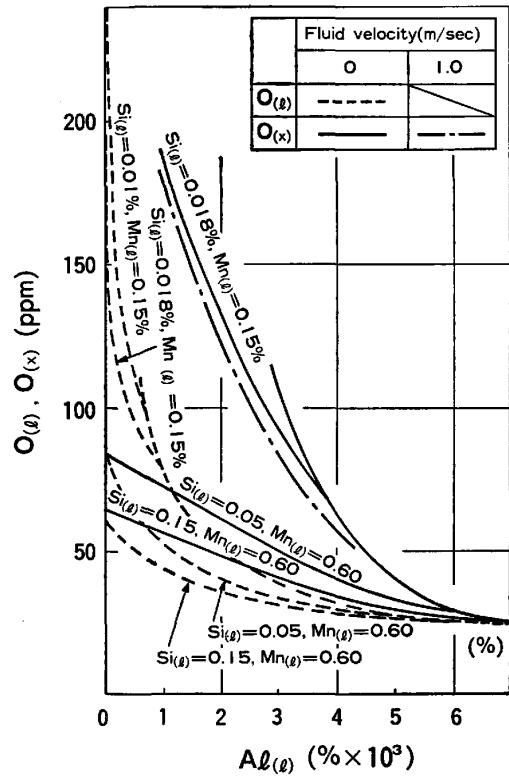


Fig. 10. Relationship between sol. Al ( $Al_{(1)}$ ) and free oxygen content ( $O_{(1)}$ ,  $O_{(x)}$ ) in Fe-C-Mn-Si-Al-O system.

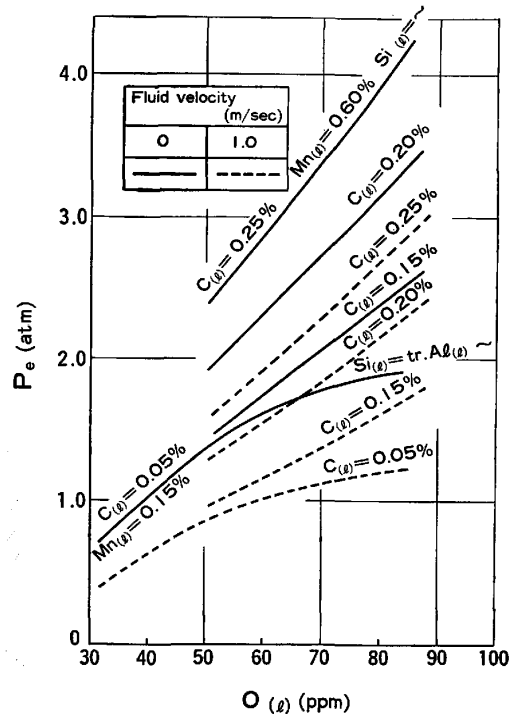


Fig. 11. Effect of chemical composition of steel on the CO pressure at the solidification front.

酸素を消費するための Al の供給が追いつかず, 凝固界面に酸素がかなり濃化することになる.

Fig. 11 は 溶鋼バルク中の  $O_{free}$  に対する凝固界面

の CO 分圧の値を溶鋼成分別に示したものである。先に示した実験結果において、CO 気孔発生の際酸素濃度が低炭材で 65 ppm、高炭材で 55 ppm であることから、凝固界面での CO 分圧はそれぞれ 1.5 atm、2~2.5 atm にも達していることがわかる、これは CO 気泡発生に必要なマクロ的な過飽和圧とみなすことができる。デンドライト樹間での気泡核生成を考える場合、その臨界径  $r$ 、臨界圧  $P_e$  は次式で示される。

$$P_e = 1 + (2\sigma / 1.0133 \times 10^6 \cdot r) \dots\dots\dots (13)$$

ここで  $\sigma$  はガス-溶鋼間の界面張力であり、溶鋼中の  $O_{free}$  値の関数として次式で与えられる<sup>24)</sup>。

$$\sigma = 1790 - 725 \log(1 + 123 O_{free}), \text{ (dyn/cm)} \dots\dots\dots (14)$$

臨界径は一次デンドライトアーム間隔と一致するものとして、低炭材の平均間隔  $120 \mu$ 、高炭材の平均間隔  $70 \mu$  から(13)、(14)式に従って臨界圧を見積るとそれぞれ、1.53 atm、1.92 atm となる。これは先に示した計算 CO 分圧結果とはほぼ一致している。ただし気泡核径の見積り、核生成から成長に移る過程をより定量的に把握するためには、铸片表層部の凝固現象や  $H_2$ 、 $N_2$  などの他のガス成分の挙動を今後より微視的に検討する必要がある。

5.2 CO 気孔の成長モデル

前報の炭酸水によるモデル実験の解析結果を基礎として以下の仮定のもとに CO 気孔成長を推定した。

i) 気孔の成長は溶鋼中の酸素の拡散律速とし、その拡散距離は random walk に従い、有効拡散域内に拡散してきた酸素はすべて CO 気泡生成反応に消費される。

ii) 簡単のため、気孔成長時の凝固速度、溶鋼圧は一定とみなす。

iii) 気孔形状を円筒形に近似し、逐次成長を考える。ある時間メッシュ  $\Delta t = t_i - t_{i-1}$  における diffusion-element  $(V_e)_{i-1}^i$  は(15)式で示される。

$$(V_e)_{i-1}^i = \pi \cdot \Delta l (R_1^2 - R_{i-1}^2) \dots\dots\dots (15)$$

ここで、 $R_1$  は酸素の拡散距離で、気孔半径を  $r_i$  とすると、 $r_i + \sqrt{2D_o t_i}$  で与えられる。 $\Delta l$  は気孔の長さ変化で  $l_i - l_{i-1}$  で与えられ、 $f$  は凝固速度で  $\Delta l / \Delta t$  で近似する。

有効拡散域における CO のモル数は次式のようになる。

$$\Delta n = \sum_{l=l_k}^{l_{n+k}} \frac{(V_e)_{i-1}^i \rho_{Fe} (O_{(x)} - O_{(e)})}{50M_o} \dots\dots\dots (16)$$

ただし、 $l_{n+k} = l_k + L \dots\dots\dots (17)$

一方、生成した CO を理想気体とみなすと

$$\Delta n = P_t \cdot \pi \cdot r_{n+k}^2 \cdot \Delta l / RT \dots\dots\dots (18)$$

(16)(18)式より

$$r_{n+k}^2 = \frac{RT \cdot \rho_{Fe} (O_{(x)} - O_{(e)})}{25P_t \cdot M_o} \sum_{l=l_k}^{l_{n+k}} \left\{ D_o \Delta t + r_{i-1} (\sqrt{2D_o t_i} - \sqrt{2D_o t_{i-1}}) \right\} \dots\dots\dots (19)$$

ただし、

$$O_{(e)} = \{k_o^o + (1 - k_o^o) \exp(-f\delta / D_C)\} / K_{CO} \cdot C_{(e)} \dots\dots\dots (20)$$

ここで、 $R$  : 気体定数、 $T$  : 温度、 $\rho_{Fe}$  : 溶鉄の比重、 $k_o^o$  : 炭素の平衡分配係数、 $K_{CO}$  : CO 反応の平衡定数、 $M_o$  : 酸素の分子量、 $D_o$  : 酸素の拡散係数、 $D_C$  : 炭素の拡散係数、 $P_t$  : 大気圧と溶鋼静圧の和

有効拡散域の厚み  $L$  は  $[C]$  濃度と次式の関係にあると仮定する。  
 $L = \gamma [\%C] \dots\dots\dots (21)$

$P_t = 1.013 \times 10^6$  (dyn/cm<sup>2</sup>)、 $\gamma = 0.4$  の条件における気孔形状の計算結果を、Fig. 12 に示した。気孔半径  $r$  におよぼす炭素、酸素濃度の影響を示したものであり Fig. 6 に示した気泡径の実測値と比較的よく一致している。

5.3 溶鋼流動による CO 気孔の抑制

大橋ら<sup>25)</sup>は凝固界面における流動解析から、流速と拡散境界膜厚との間に一定の関係があることを示した。先に示した界面での反応モデルにこの関係を導入し、溶鋼流速 1.0 m/s の場合の計算を行った。結果を Fig. 10~11 に示した。流動の存在下で、凝固界面の溶質濃化度、ひいては CO 分圧が大きく変化することが知られる。

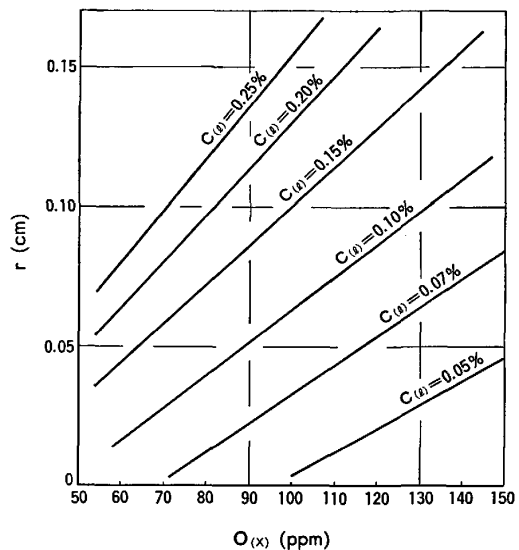


Fig. 12. Effect of  $[C]$  content of steel and free oxygen content at the solidification front on the radius of CO blowhole.

さらに気孔発生と溶鋼流動との関係を示した。Fig. 9 に本モデルによる計算結果も同時に示したが、良い一致を得た。

以上、溶鋼流動による気孔の抑制は前報<sup>10)</sup>のシミュレート実験で示したのと同様に凝固前面の流動により、界面濃化度が低下することによるものとの説明が可能となった。しかし、次報にも示すように、流動による凝固組織、とくにデンドライトアーム間隔の変化も観察されており、気孔抑制に及ぼす凝固組織変化についても今後検討を行つていく必要がある。

## 6. 結 言

連铸々片における CO 気孔生成ならびに溶鋼流動によるその抑制について調査解析を行い以下の結果を得た。

- 1) タンディッシュ内 Al 添加と酸素濃淡電池の組み合わせにより、溶鋼中自由酸素濃度の微調整が可能となり、これにより铸造長さ方向での溶鋼中酸素濃度を变化させ、CO 気孔発生限界を把握した。
- 2) 実機ローラーエプロンに設置した電磁攪拌装置によりメニスカス近傍に流動を与え、CO 気孔抑制のための溶鋼組成と溶鋼流速の関係を見出した。
- 3) 多成分系の凝固界面反応モデルを作成し、気孔発生時の界面成分濃度ならびに  $P_{CO}$  を推定した。さらに気孔成長モデルから気孔形状を推定し、実測値との良い一致を見た。
- 4) 溶鋼流動による気孔抑制の現象は、流動による拡散境界膜厚の変化に伴う界面成分濃度化の低下にて説明しうる事がわかったが、今後凝固組織変化をも加味したより詳細な検討が必要である。

## 文 献

- 1) 森 一美, 下田輝久, 神森章光, 出口幹郎: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 874
- 2) 野村宏之, 森 一美: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1143
- 3) 野村宏之, 森 一美, 中島敏洋: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 583
- 4) 野村宏之, 森 一美, 城阪欣幸: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 591
- 5) D. BURNS and J. BEECH: Ironmaking Steelmaking, 4 (1974), p. 239
- 6) D. BURNS and J. BEECH: Chemical Metallurgy of Iron and steel (1971), p. 229
- 7) H. KNÜPPEL and F. EBERHARD: Arch. Eisenhüttenwes, 34 (1963), p. 325
- 8) B. HARKNESS and A. NICOLSON: JISI, 209 (1971), p. 692
- 9) H. FREDRIKSSON and I. SVENSSON: Metall. Trans. 7B (1976), p. 599
- 10) 竹内栄一, 藤井博務, 大橋徹郎, 四本松雅彦: 鉄と鋼, 69 (1983) 14
- 11) 永田和宏, 後藤和弘: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 1899
- 12) D. JANKE and H. RICHTER: Arch. Eisenhüttenwes, 50 (1979) 3, p. 93
- 13) H. HARTOG and B. SLANGEN: Ironmaking Steelmaking, 3 (1976), p. 64
- 14) W. PLUSCHKELL: Arch. Eisenhüttenwes, 46 (1975), p. 11
- 15) 学振 19 委員会: 製鋼反応の推奨平衡値 (1968) [日刊工業新聞社]
- 16) 熊井 浩, 松永 久, 佐伯 毅, 浅野鋼一: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1310
- 17) K. ABRAHAM, M. DAVIS, and F. RICHARDSON: JISI, 198 (1960), p. 82
- 18) E. TURKDOGAN: Trans. Metall. Soc. AIME, 233 (1965), p. 2100
- 19) P. NILLES: JISI, 202 (1964), p. 601
- 20) 藤沢敏治, 板尾 弘: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1494
- 21) G. DERGE: Basic Open Hearth Steelmaking (1964), p. 644
- 22) 溶鉄溶滓における拡散および界面現象 (溶鋼溶滓部会編) (1967), p. 56 [日本鉄鋼協会]
- 23) R. L. MACCARRON and G. R. BELTON: Trans. Metall. Soc. AIME, 245 (1969), p. 1161
- 24) P. KOZAKEVICH and G. LLRBAIN: Mem. Sci. Rev. Met, 58 (1961), p. 517
- 25) 藤井博務, 大橋徹郎: 鉄と鋼, 64 (1978), S 197