

## 論 文

UDC 621.746.27.047 : 532.5 : 536.421.4

連続鋳造におけるクレーター内溶鋼の  
流動および混合状態の解析\*

藤井 徹也\*\*・松野 淳一\*\*・大井 浩\*\*\*

An Analysis of Fluid Flow and Mixing Phenomena  
in Liquid Pool of a Continuous Casting

Tetsuya FUJII, Jun-ichi MATSUNO, and Hiroshi OOI

## Synopsis:

In order to make clear the fluid flow and mixing phenomena of the liquid pool in a continuous casting process, experimental studies were done by casting successively two melts which were different in the composition. The fluid flow and the mixing intensity of the molten steel were obtained based on the measured values of concentration changes at the jointed part of the two heats. Furthermore, the solidification rate of the molten steel was calculated considering the mixing effect on the heat transfer.

The results obtained are as follows.

- (1) Molten steel in the mould region is observed to be perfectly mixed.
- (2) It can be considered that the curvature of the continuous casting machine has no effect on the mixing phenomena of molten steel.
- (3) The mixing phenomena of molten steel can be well simulated by the diffusion model which is known to be often satisfactory for the evaluation of the dispersion in mixing experiments on the assumption that the process takes place by eddy diffusion. The distribution of the back mixing coefficient in liquid pool is evaluated based on this model.
- (4) The effect of the pouring temperature on the thickness of mushy zone is calculated considering the mixing effect of molten steel on heat transfer. The relation between the pouring temperature and the solidified structure of a cast slab is discussed.
- (5) A good agreement is found between the calculated solidification rate of solidus line and the experimental one. It is found, however, that there is a significant difference between the calculated and experimental solidification rates of the liquidus line. The reason of this difference is discussed.

(Received Nov. 19, 1973)

## 1. 緒 言

連続鋳造におけるクレーター内の未凝固溶鋼は注入流や熱対流の影響によつて流動、混合されている。これらの流動、混合状況はクレーターの形状や浸漬注入管の形状および浸漬位置などの操業条件に依存する。

連続鋳造時のクレーター内の介在物の上浮性や鋳片内の介在物の分布を検討するためには、クレーター内の未凝固溶鋼の流動、混合状況に関する知見が必要となる。

さらに、未凝固溶鋼の流動、混合状況は、すでに SZEKELY<sup>1)</sup> が指摘しているように、鋳片の液相線凝固速度に影響を及ぼし、鋳片のマクロ偏析や凝固組織と密接な関係

があるものと考えられる。

以上のように、連続鋳造における溶鋼の流動、混合状況は連続鋳造機の操業技術の上で重要な因子であるが、従来これらに関する研究は数少なく、TARMANN<sup>2)</sup> や BACKER<sup>3)</sup>、および、森ら<sup>4)</sup> は Fig. 1 に示すような流動の存在することを報告している。荒木ら<sup>5)</sup> は異鋼種間の連続-連続鋳造時の鋳片内の濃度変化状況を測定し、クレーター上部に 2.5m の長さの完全混合領域を考慮すれ

\* 昭和48年4月本会講演大会にて発表

昭和48年11月19日受付

\*\* 川崎製鉄(株)技術研究所

\*\*\* 川崎製鉄(株)技術研究所 工博

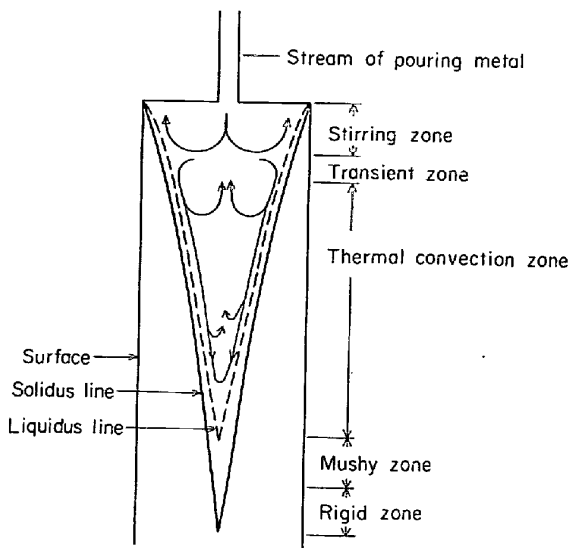


Fig. 1. Model of liquid metal flow in continuous casting<sup>4)</sup>.

ば鑄片中心部の濃度変化状況が説明できることから、クレーター上部には2.5m程度の完全混合領域が存在すると報告している。また、介在物の浮上性の観点から、浸漬注入管近傍の流動に関するモデル実験が水を使用して数多く行なわれ<sup>6)</sup>、大型介在物の鑄片内への巻き込み量を最少にするための最適浸漬注入管形状を求める努力がなされているが、クレーター全体の流動と比較してきわめて局所的な流動のみが対象とされている。

未凝固溶鋼の流動、混合状況を求める方法は、1)水系によるモデル実験、2)実装置におけるトレーサー実験、および、3)流体力学に基づく計算などの方法がある。水系によるモデル実験は直接観察できる利点があり、クレーター上部のみを対象とするならば実装置とモデル間の流体力学的相似条件を満たすことが可能である。しかし、水系のモデル実験では、凝固の進行状況のモデル化が不可能であるために、凝固殻がかなりの厚さに成長しているクレーター下部にゆくに従って流速が増大する結果となり、実装置とモデル間の相似条件を満足させることは不可能である。さらに、クレーター中部以下の領域における溶鋼の流動に影響する熱対流に関するモデル実験は水系では不可能である。一方、Navier Stokesの式を差分方程式近似し、連鑄機の操業条件に基づいて数値計算を行なう流体力学的な計算は、可能であれば一番信頼性が高いものと考えられるが、クレーター内のようにRe数の大きい乱流領域に関する計算は困難で、SZEKELY<sup>7)</sup>がモールド領域に対する計算例を報告しているのみである。

以上の観点から、実装置において直接測定することと

し、スラブ連鑄機における異鋼種間の連続-連続鑄造時のスラブ内成分濃度の変化状況の測定結果に基づいてクレーター内の未凝固溶鋼の流動、混合状況を求めた。また、流動、混合状況に関する測定結果に基づいて鑄片の凝固時の伝熱計算を行ない、溶鋼の混合が凝固速度に及ぼす影響について検討した。

## 2. クレーター内の溶鋼の流動、混合

### 2.1 実験

#### 2.1.1 実験方法

前鍋と後鍋間で成分濃度の異なる異鋼種間の連続-連続鑄造(以後、連々鑄と略記する)時には、前鍋と後鍋の交換時に相当する位置の鑄片内に鑄造方向と厚さ方向に濃度変化が生じる。鑄片内のこれらの濃度変化はクレーター内の未凝固溶鋼の流動、混合状況の特性によつて決まるものであつて、濃度変化状況を解析すれば溶鋼の流動、混合状況が求まる。そのために、成分濃度の異なる異鋼種間の連々鑄を行ない、取鍋交換時に相当する位置の鑄片内の成分濃度変化状況をできるだけ詳細に測定した。

実験に使用した連鑄機は住友重機-Concast製の湾曲型スラブ連鑄機(湾曲半径10.5m)であり、連々鑄時の取鍋成分分析値をTable 1に、連鑄機の操業条件をTable 2に示す。引抜速度は注入開始時を除いて全注入時間中0.7 m/minとほぼ一定であつたが、前鍋と後鍋の交換時の約1 min間は0.5 m/minであつた。先鍋と後鍋の交換が行なわれ、後鍋溶鋼がタンディッシュに注入を開始される瞬間(このときにメニスカス位置であつた鑄片位置を鑄片の継目と定義する)を中心に前後15 minにわたつてタンディッシュとモールドから分析試料の採取と測温を行ない、同時に、試料採取時間に対応するスラブ位置を記録した。濃度分布の測定に使用したスラブサンプルの採取位置をFig. 2に示す。

なお、実験に使用した浸漬ノズルは逆Y型ノズルであり、その下向き角度は25°である。

#### 2.1.2 実験結果と考察

前鍋と後鍋間で濃度差が一番大きいMnを例に、タンディッシュ、モールド、スラブ表面、および、スラブ中心の濃度変化状況をFig. 3に示す。タンディッシュ、モールド、および、スラブ表面濃度は後鍋の注入開始と同時に変化し始め、8~10mの位置で変化が終了し後鍋濃度となる。一方、スラブ中心では濃度変化の開始が約4m早く、クレーター内における前鍋と後鍋間の溶鋼の混合効果の大きなことを示唆している。また、タンディッシュとモールド間にはその濃度変化状況に1~2mの

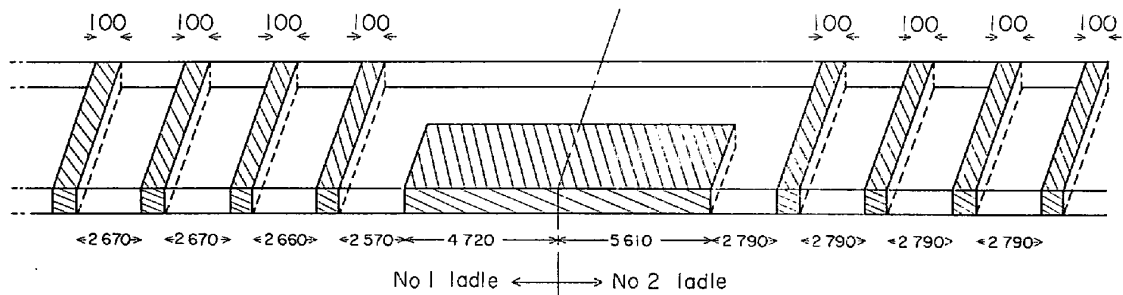


Fig. 2. Sampling position for chemical analysis.

Table 1. Chemical compositions of molten steel in No 1 and No 2 ladle.

	C	Si	Mn	P	S	Al	Ni
No 1 ladle	0.13	0.39	1.19	0.020	0.011	0.028	0.09
No 2 ladle	0.12	0.20	0.68	0.021	0.019	0.002	0.01

Table 2. Operational conditions of continuous casting machine.

Mould size	200 × 1700 mm
Drawing rate	0.7* m/min

\* Drawing rate was altered to 0.5 m/min during one minute while ladle was changed from No 1 to No 2.

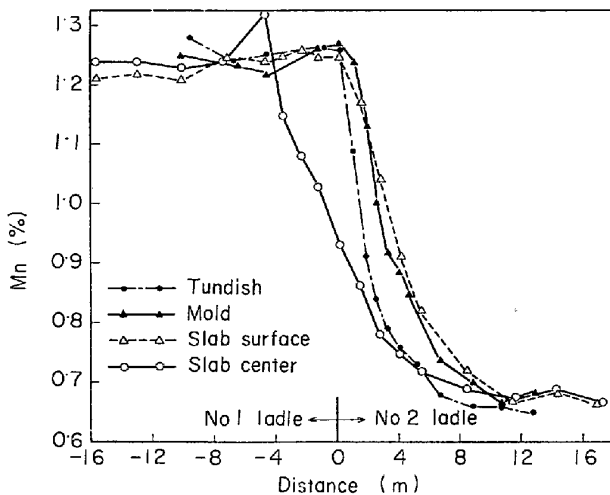


Fig. 3. Concentration change of Mn in the casting direction of the jointed part of two heats.

遅れが存在するが、これは、クレーター上部のモールド内溶鋼の混合効果によるものである。また、モールドとスラブ表面濃度間にはわずかな濃度差が存在するが、これらの濃度差は、上述のタンディッシュとモールド間やスラブ表面と中心間の濃度差と比較すれば非常に小で、両者の濃度はほぼ等しいものと考えられ、モールド内溶鋼は完全混合状態に近いものと推察される。

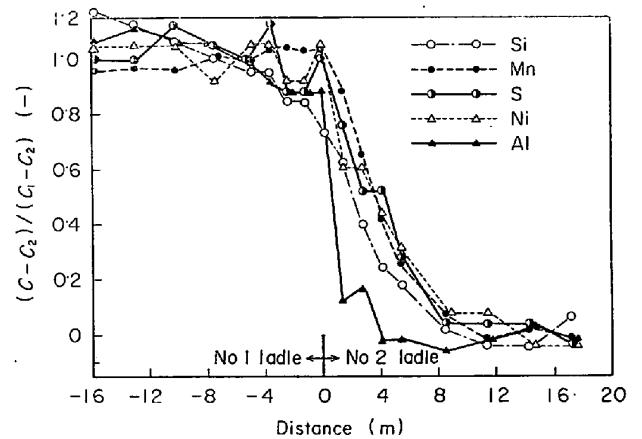


Fig. 4. Concentration changes of Si, Mn, S, Ni and Al in the casting direction of slab surface.

$C_1, C_2$ ; concentration in No 1 and No 2 ladle

スラブ表面と中心について、Si, Mn, S, Ni, Al の濃度変化状況を Fig. 4, 5 に示す。図中の縦軸は先鍋と後鍋の溶鋼濃度  $C_1, C_2$  で無次元化した濃度で示してあり、1 のときには先鍋濃度、0 のときには後鍋濃度となる。各成分間には若干のバラツキがあるが、各成分ともにスラブ表面では 0~8 m の位置で、また、スラブ中心では -6~4 m の位置で先鍋濃度から後鍋濃度への濃度変化が生じている。Fig. 4, 5 における各成分の濃度は上述のような無次元濃度で表わされているために、反応や成分偏析が生じないならば各成分濃度は分析精度の範囲内で同一挙動を示すべきものである。図から明らかなように、Si, Mn, Ni はほぼ同一挙動を示しているが Al と S 濃度の変化挙動は他の成分と異なる。スラブ中心において S 濃度の変化挙動がほかの成分と異なる理由はスラブ

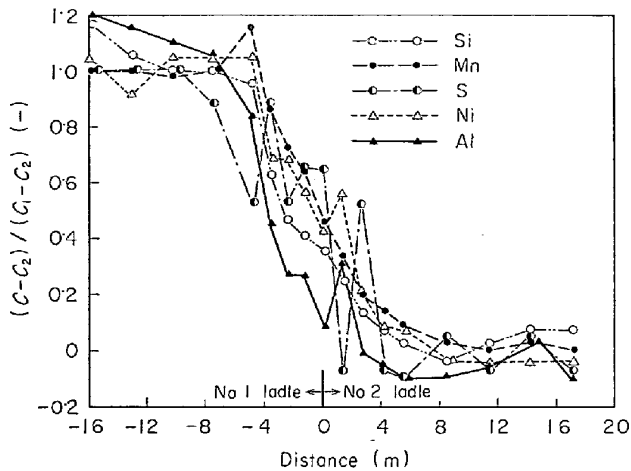


Fig. 5. Concentration changes of Si, Mn, S, Ni and Al in the casting direction of slab center.  
 $C_1, C_2$ ; concentration in No 1 and No 2 ladle

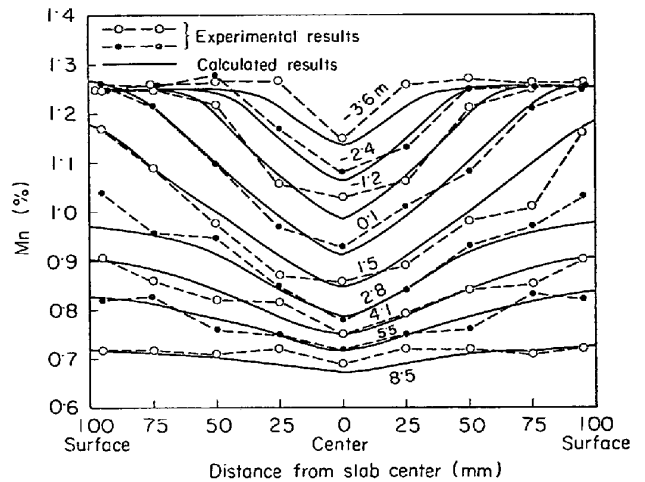


Fig. 6. Concentration change of Mn in the thickness direction of cross section of slab. (Parameter: Distance from the jointed part of two heats)

における中心偏析によるものと考えられる。また、Al濃度の変化挙動がほかの成分と異なる理由を以下に述べる。すなわち、後鍋ではAl濃度が低いために脱酸生成物は $\text{SiO}_2\text{-MnO}$ 系の組成の介在物が大部分であり、これらの組成の脱酸生成物を含む後鍋溶鋼とAl濃度の高い先鍋溶鋼がタンディッシュやクレーター内で混合される過程において、Alによる $\text{SiO}_2\text{-MnO}$ 系介在物の還元反応や溶解酸素とAlとの脱酸反応が進行し、生成された $\text{Al}_2\text{O}_3$ 系介在物が浮上することによるものと考えられる。

以上のことから、溶鋼の流動、混合状況が濃度変化状況に直接反映されている成分は、偏析と反応の影響が小さいSi, Mn, Niであることがわかった。また、これらの成分のうちで、先鍋と後鍋の濃度差が大きく分析精度の高いMnについて、さらに詳細に濃度変化状況を測定し、流動、混合の解析の資料とした。

Fig. 6には、スラブ横断面における厚さ方向のMn濃度変化を示す。図中のパラメータは先鍋と後鍋の継目からの距離を示す。図から明らかのように、最初は横断面全体が先鍋濃度であるが、 $-3.6\text{m}$ 近傍で中心部の濃度が低下し、ついで、継目点近くで濃度変化は最大となり、表面以外の全域に濃度変化が生じる。その後、表面濃度が低下しはじめ、 $8\sim 10\text{m}$ の位置で横断面全体が一様な後鍋濃度となる。

継目から $1.5\text{m}$ の位置におけるスラブ横断面の濃度分布をFig. 7に示す。スラブ短辺からの凝固の影響のおよぶ範囲をのぞけば、スラブ表面から等距離にあり同一時刻に凝固した位置のMn濃度は連铸機の湾曲の上面と下面の区別なくほぼ等しい。これらの事実は、連铸機の

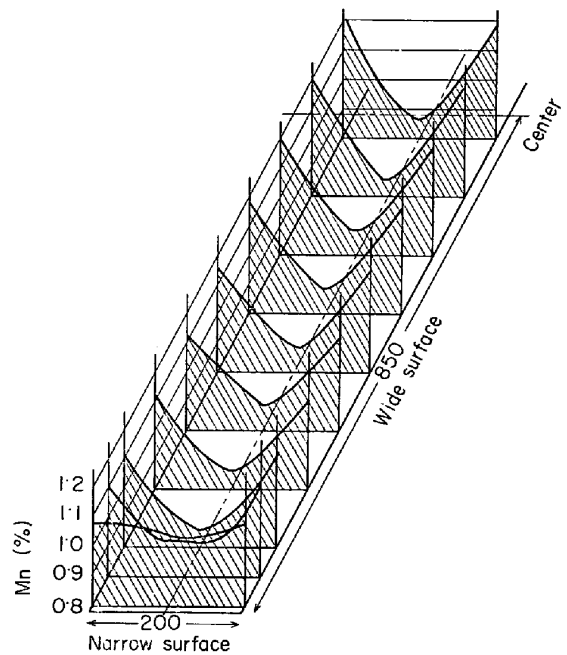


Fig. 7. Distribution of Mn concentration on cross section of slab. ( $1.5\text{m}$  away from the jointed part of two heats)

湾曲が溶鋼の流動、混合に及ぼす影響の比較的小さいことを示唆している。また、クレーター内に注入される溶鋼の成分にかなりの濃度変化のある場合においても、クレーター横断面内の溶鋼の成分濃度はほぼ均一に保たれるものと考えられる。

### 2.2 溶鋼の流動、混合の解析

前節において述べた異鋼種間の連々铸時の継目近傍のスラブ内成分濃度変化の測定値、および、測定値から定性的に推察されるクレーター内の溶鋼の流動、混合に関

する知見に基づいて、クレーター内の溶鋼の流動、混合状態の定量的表示を行なう。

2.2.1 計算モデルの概要

継目近傍のスラブ内成分濃度変化状況を考慮に入れると、クレーター内の溶鋼の流動、混合状況は完全混合あるいはピストン流れの両極端の場合ではなく、不完全混合状態にあるものとして解析する必要がある。流通式装置内の流体の不完全混合状態の定量的表示方法として従来から種々のモデルが提出されているが<sup>8)</sup>、拡散モデルが代表的である。凝固の進行に伴う溶鋼の固相側への移行は溶鋼のクレーターからの流出とみなせば、連続鋳造におけるクレーターは一種の流通式装置と考えられる。そこで、クレーター内の溶鋼の流動、混合状態の解析に拡散モデルを用い、溶鋼の流動、混合の強さの指標としてクレーター各位置の混合拡散係数を求めることとする。また、Fig. 7からも明らかなように、スラブ短辺からの凝固のおよぶ範囲をのぞけば表面から等距離にあつて同一時刻に凝固したと考えられる位置のMn濃度はほぼ等しく、クレーター横断面内の濃度分布はほぼ均一であるので、濃度分布は鋳造方向のみを考慮する。

拡散モデルに基づいてメニスカスからZの位置で物質収支を行なうと(1)式を得る。

$$\frac{\partial C}{\partial t} = E_z \frac{\partial^2 C}{\partial Z^2} + \left\{ \frac{E_z}{S} \frac{dS}{dZ} + \frac{dE_z}{dZ} - u_l \right\} \frac{\partial C}{\partial Z} \dots (1)$$

- C : 着目成分濃度
- $E_z$  : 軸方向混合拡散係数
- S : クレーター厚さ
- t : 時間
- $u_l$  : 引き抜き速度
- Z : メニスカスからの距離

クレーター上部では注入流の影響によつて溶鋼の流動、混合は激しく、また逆に、クレーター下部は静止状態に近いものと考えられる。それゆえに、(1)式の導出の際には、軸方向混合拡散係数  $E_z$  はメニスカスからの距離Zの関数とした。なお、 $E_z$  をZの関数として解析することの意義については2.2.4節において述べる。

ところで、軸方向混合拡散係数  $E_z$  はその物理的意味から考えて(2)、(3)式を満足する必要がある。

$$0 < Z < Z_f \text{ において } dE_z/dZ < 0 \dots (2)$$

$$Z = Z_f \text{ において } E_z = 0 \dots (3)$$

$Z_f$  : 凝固完了点

(2)、(3)式を満足する関数は種々考えられるが比較的簡単な(4)式で表わすこととする。

$$\frac{E_z}{E_z^0} = 1 - (m+1) \left( \frac{S_0 - S}{S_0} \right)^m + m \left( \frac{S_0 - S}{S_0} \right)^{m+1} \dots (4)$$

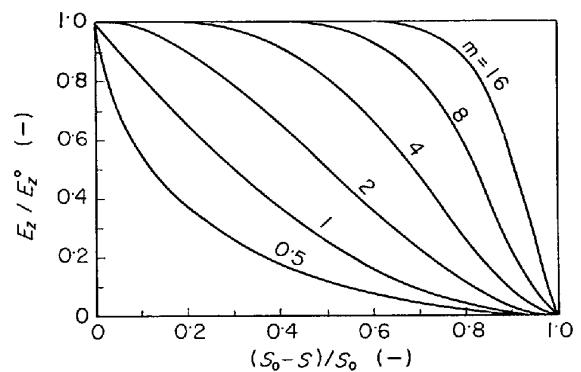


Fig. 8. Change of distribution of back-mixing coefficient in liquid pool of continuous casting by the change of parameter m.

$E_z^0$  : メニスカス位置における  $E_z$

m : 定数

$S_0$  : メニスカス位置におけるクレーター厚さ

(4)式によれば、クレーター内の溶鋼の混合の強さを示す軸方向混合拡散係数  $E_z$  のクレーター内の分布はパラメータmの値に応じて決定されることとなり、これらの様子をFig. 8に示す。図から明らかなように、 $E_z$  のクレーター内の分布状況はmの値に応じて大きく変化する。(4)式で示す  $E_z$  の関数型が妥当なものと考えられる。

以上から前節において述べた濃度変化の測定値に基づいてパラメータm、 $E_z^0$ の値を決定すればクレーター各位置の混合拡散係数  $E_z$  が求まる。

(1)式および(4)式中に用いられているクレーター厚さSについては以下に示す方法で決定した。すなわち、クレーター厚さSはスラブ厚さと凝固厚さの関係から(5)式で求まる。

$$S = 2(A - \delta) \dots (5)$$

A : スラブ厚さの1/2

$\delta$  : 凝固厚さ

ここで、凝固厚さ $\delta$ には、クレーター厚さSの物理的意味から考えて、固相線凝固面よりもむしろ溶鋼流動が生じがなくなる固液共存相内の一定の固相率の面が採用されるべきであり、このような凝固厚さ $\delta$ としては溶鋼排出法による測定値が適当である。以上の観点から、(5)式中の $\delta$ はブレイクアウト時の凝固殻厚さの測定結果に基づいて(6)、(7)式で表わす。

$$0 \leq Z < Z_m \text{ で } \delta = 21.1\sqrt{Z/u_l} - 2.24 \dots (6)$$

$$Z_m \leq Z \leq Z_f \text{ で } \delta = 24.8\sqrt{Z/u_l} - 5.81 \dots (7)$$

$Z_m$  : モールド下端位置

なお、(6)、(7)式で表わされる凝固速度式はメニスカスから4mの範囲の凝固殻の厚さの測定結果に基づくも

のであり、デンドライト2次アーム間隔の測定結果や凝固の伝熱計算に基づいて推定されているスラブ中央部の凝固の加速現象は考慮されていない。このために生じる誤差については後述する。

(1)式の初期および境界条件は

$$t=0, 0 \leq Z \leq Z_f \text{ で } C=C_1 \dots\dots\dots(8)$$

$$t>0, Z=0 \text{ で } C=C_b(t) \dots\dots\dots(9)$$

$$t \geq 0, Z=Z_f \text{ で } \partial C/\partial Z=0 \dots\dots\dots(10)$$

$C_1$ : 前鍋濃度

$C_b(t)$ : モールド濃度

$C_b(t)$  の値にはモールド内から採取された試料の分析値を用いる。

2.2.2 数値計算方法

(8)~(10)式の条件のもとで(1)式の解析解を求めることは不可能である。そこで、(1)式を差分方程式に近似し、電子計算機 (UNIVAC-494) によつて数値計算を行なつた。

(1)式を差分方程式に近似すると、

$$C_{i,j+1} = C_{i,j} + \Delta t \left[ (E_z)_i \frac{C_{i+1,j} - 2C_{i,j} + C_{i-1,j}}{\Delta Z_{i-1} \Delta Z_i} - \left\{ u_i - \left( \frac{E_z}{S} \frac{dS}{dZ} \right)_i - \left( \frac{dE_z}{dZ} \right)_i \right\} \times \left\{ \frac{C_{i+1,j} - C_{i-1,j}}{\Delta Z_{i-1} + \Delta Z_i} \right\} \right] \dots\dots\dots(11)$$

$\Delta Z, \Delta t$ :  $Z$  方向,  $t$  方向の差分間隔

添字  $i, j$ :  $Z$  方向,  $t$  方向の  $i$  番目,  $j$  番目の差分格子点を表す。

(11)式は数値計算上かなり不安定であり、時間方向の差分間隔  $\Delta t$  を非常に小としないと解が発散して数値計算が不可能となる。そこで、(12)式に示すように  $Z$  方向の差分間隔を決めることとする。

$$(E_z)_i (\Delta Z_{i-1} + \Delta Z_i) \left/ \left[ \Delta Z_{i-1} \Delta Z_i \left\{ u_i - \left( \frac{E_z}{S} \frac{dS}{dZ} \right)_i - \left( \frac{dE_z}{dZ} \right)_i \right\} \right] \right. = A_z/2 \dots\dots\dots(12)$$

$A_z$ : 定数

(12)式によれば、 $A_z$  の値を適当に定めると  $\Delta Z_{i-1}$  と  $\Delta Z_i$  の関係が求まり、 $\Delta Z_i$  を決めると  $Z$  方向の差分間隔はすべて決定される。

(12)式を用いると(11)式は(13)式のように簡単化される。

$$C_{i,j+1} = C_{i,j} + \Delta t A_z \left\{ u_i - \left( \frac{E_z}{S} \frac{dS}{dZ} \right)_i - \left( \frac{dE_z}{dZ} \right)_i \right\} (C_{i-1,j} - C_{i,j}) \dots\dots\dots(13)$$

(8)~(10)式の条件のもとで(13)式の逐次計算を行な

うとクレーター各位置の濃度の経時変化が求まる。これらの値が求めれば、(5)式に基づいてクレーター位置を鍍片位置に換算することで鍍片内の濃度の経時変化が得られる。

2.2.3 パラメータ  $m, E_z^0$  の決定

以上の解析によつて、パラメータ  $m, E_z^0$  の値を決定すればスラブ内成分濃度変化が算出可能となつた。そこで、Fig. 6 に示すスラブ横断面内の Mn 濃度変化の測定値に基づいてパラメータ  $m, E_z^0$  の値を決定する。この際に、濃度変化の計算結果は数値解としてのみ得られるために解析的な最小自乗法は不可能である。そこで数値的な最小自乗法によつて  $m, E_z^0$  の値を求める。まず、種々の  $m$  と  $E_z^0$  の値に対して(1)式の数値計算を行ない、測定値と計算値の残差の2乗和を求め Fig. 9 を得た。Fig. 9 において、測定値と計算値間の残差の2乗和

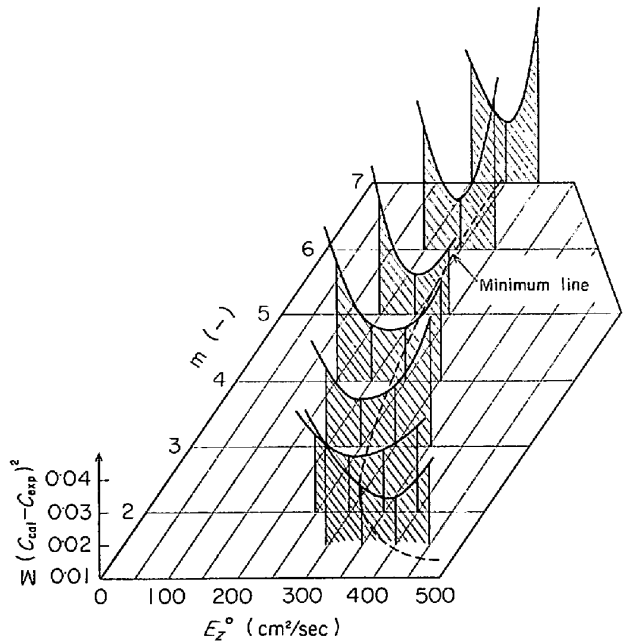


Fig. 9. Sum of squares of residuals between experiments and calculations.

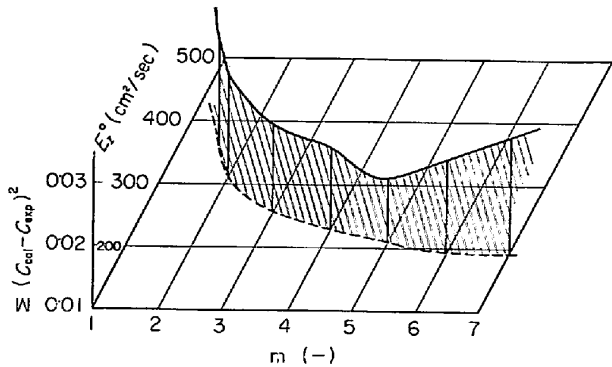


Fig. 10. Sum of squares of residuals between experiments and calculations.

の最小位置を放物線近似によつて求めると図中に示す破線が得られる。この線上の  $E_z^2$ 、 $m$  の組合せがパラメータの最適値となる。このようにして求めたパラメータ  $m$ 、 $E_z^2$  の組合せを Fig. 10 に示す。図から明らかのように、 $m=5, 6, 7$  の範囲に残差の2乗和の最小値が存在し、この3点について再び放物線近似による残差の2乗和の最小位置を決定した。その結果、

$$m = 4.9 (-), \quad E_z^2 = 2.1 \times 10^2 \text{ (cm}^2/\text{sec)}$$

なる値が得られた。

#### 2.2.4 計算結果と測定結果との比較

以上のように決定されたパラメータ  $m$ 、 $E_z^2$  の値を使用してスラブ中心における鋳造方向の濃度変化を算出し、測定値との比較を行なった。結果を Fig. 11 に示す。図から明らかのように、計算値と測定値間にはよい一致が得られ、パラメータ  $m$ 、 $E_z^2$  の値が  $m=4.9$ 、 $E_z^2 = 2.1 \times 10^2 \text{ cm}^2/\text{sec}$  の場合にクレーター内の濃度変化状況は拡散モデルによつて精度よく表わされることがわかった。

スラブ横断面における厚さ方向の計算値と測定値の比較を Fig. 6 に示す。この図においても、計算値と測定値間にはほぼ満足すべき一致が得られた。

ところで、Fig. 11 に示すような、スラブ表面濃度(または、モールド浴濃度)とスラブ中心濃度間の関係のみを論じるためのモデルであれば本報告で述べたような複雑なモデルは必要ではない。このような場合には、すでに報告されているように<sup>5)</sup>、クレーター上部に完全混合槽の存在を考慮し、この完全混合槽の大きさを適当に選ぶことでクレーター全体の混合を完全混合槽で代表させれば十分である。しかし、このような解析では、クレーター各部の混合の強さを求めることは不可能で、クレーター全体の混合強さがわかるのみである。クレーター各

部の混合の強さを求めるためには、スラブ表面(または、モールド浴濃度)とスラブ中心間の濃度関係に基づくのみでは不十分で、Fig. 6 に示すようなスラブ横断面における厚さ方向の濃度分布とスラブ表面濃度(または、モールド浴濃度)との関係に基づいて決定する必要がある。以上のような理由によつて本解析では軸方向混合拡散係数  $E_z$  を  $Z$  の関数として取り扱った。

#### 2.2.5 クレーター内溶鋼の軸方向混合拡散係数

パラメータ  $m$ 、 $E_z^2$  が  $m=4.9$ 、 $E_z^2 = 2.1 \times 10^2 \text{ cm}^2/\text{sec}$  のときに、クレーター内の濃度分布の計算値と測定値間により一致が得られることがわかつたので、これらの値を使用して、(4)、(6)、および、(7)式に基づいて軸方向混合拡散係数  $E_z$  のクレーター内の分布を求めた。結果を Fig. 12 に示す。図によれば、溶鋼の流動、混合の強さはメニスカスからの距離に応じてほぼ直線的に減少し、 $E_z$  の値はモールド内で 210、クレーター深さの  $1/2$  点で 120、また、クレーター下部では  $10 \text{ cm}^2/\text{sec}$  以下の値となる。

冶金装置における混合拡散係数の従来の測定値との比

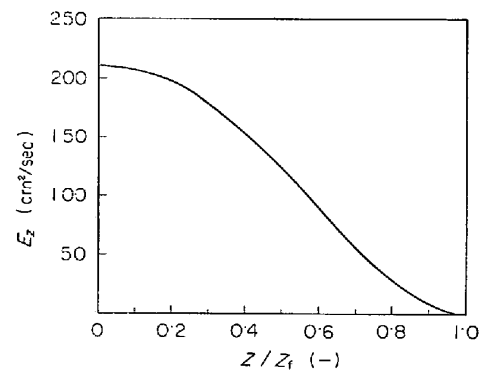


Fig. 12. Distribution of back-mixing coefficient in liquid pool of continuous casting.

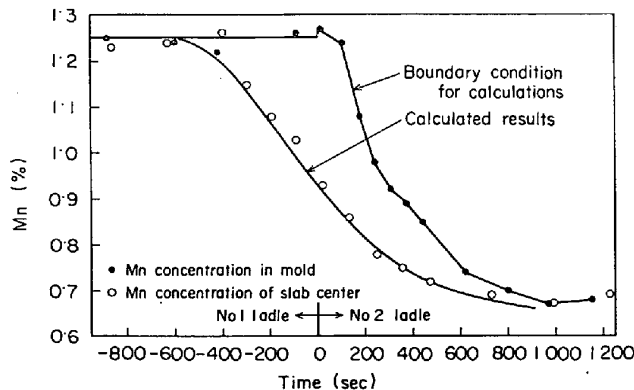


Fig. 11. Comparison of concentration change of Mn in the casting direction between calculations and experiments.

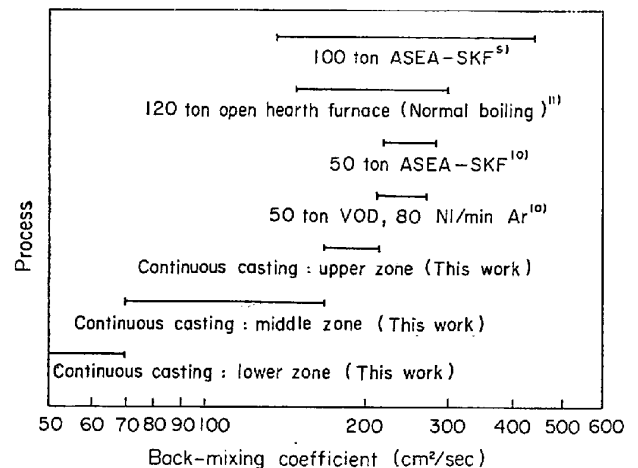


Fig. 13. Comparison of back-mixing coefficient among various processes.

較を Fig. 13 に示す. 電磁誘導攪拌されている ASEA-SKF 方式の 100 t 取鍋精錬炉で  $140 \sim 500 \text{ cm}^2/\text{sec}^9$ , 50 t 取鍋精錬炉で  $220 \sim 280 \text{ cm}^2/\text{sec}^{10}$  であり, 80 Nl/min の Ar ガスがポーラスレンガを通じて吹き込まれている 50 t V. O. D で  $210 \sim 270 \text{ cm}^2/\text{sec}^{10}$  である. また, 通常の CO ボイリング時の 120 t 平炉にて  $200 \sim 300 \text{ cm}^2/\text{sec}^{11}$  なる値が報告されている.

これら冶金装置内の溶鋼の混合拡散係数の測定値と比較すると, 連铸機のクレーター内の溶鋼はかなり激しく混合されていることが理解できる.

なお, 2.2.1 節において述べたように, (6), (7) 式の凝固速度式では鑄片中央部の凝固速度の加速現象が考慮されていない. その結果, 混合拡散係数の算出の際には実際の値よりも大きめのクレーター深さの値が採用されているために, Fig. 12 に示した混合拡散係数  $E_z$  の分布には若干の誤差を含むこととなる. しかし, 混合拡散係数  $E_z$  が零であれば液相として計算しても固相として計算しても結果は同一となるべきものである. Fig. 12 からも明らかのように, クレーター下部の  $E_z$  はかなり小さくなっているために, 固相として計算すべき場所を液相として計算したことによつて生じるこれらの誤差は小さいものと考えられる.

### 3. クレーター内溶鋼の混合効果を加味した凝固速度の計算

#### 3.1 溶鋼の混合効果を加味した凝固速度の計算の意義

連続鑄造時の凝固速度に関する研究は従来から数多く行なわれていて, 種々の方法による測定結果や計算方法が報告され, 計算値と測定値間には比較的よい一致が得られている<sup>12)</sup>. 連続鑄造のように急速に凝固が進行する場合には, 鑄片中心をのぞくほぼ全域に対して凝固厚さと時間の平方根間に直線関係が成り立つことから明らかのように, 凝固過程の律速段階は凝固殻内の伝導伝熱速度にあるものと考えられる. そのために, 凝固殻内の伝導伝熱速度が正確に評価されていれば, 境界条件や溶鋼側の伝熱速度の評価に多少の誤差が含まれていても固相線凝固速度は比較的精度よく算出可能である.

以上の理由から, 固相線凝固速度の算出の際には, 溶鋼側の伝熱状況を正確に評価する必要はなく, 従来の計算では溶鋼側の伝熱状況に関する検討はなされていない. ところで, 連続鑄造された鑄片内の凝固組織や成分偏析は, 固相線凝固速度に影響されるのみならず, 液相線凝固速度に依存するものと考えられる. たとえば, 注入温度のわずかな差によつて鑄片内の柱状晶と等軸晶の存在比が大きな変化を受け, 成分偏析挙動が異なる現象

は, 注入温度の固相線凝固速度への影響のみでは説明が不可能であり, これらの現象の説明には固液共存相の存在を考慮する必要がある.

液相線凝固速度は, 固相線凝固速度と同様に凝固殻内の伝熱速度に依存するが, その他, 固液共存相の熱的性質や液相内の伝熱速度に依存し, すでに SZEKELY<sup>13)</sup> が論じているように, 溶鋼の混合状況に影響される. そのため, 液相線凝固速度を求める際には, 固相線凝固速度の計算とは異なり, 溶鋼の混合状況に関する定量的な資料が必要となる.

従来報告されている計算方法では, 溶鋼の流動, 混合による伝熱量は無視されたり非常に単純化されていて,

i) 完全な静止浴とみなし, 物性値は異なるが伝熱挙動は固体と同一とする.

ii) 溶鋼内は熱的に完全混合状態にあり, 注入温度と凝固温度で決まる一定値を保つ.

iii) 液相内における伝導伝熱は考慮せず, 液相線凝固面において熱伝達を考慮し, 適当な伝熱係数を採用する. などの方法で計算されている. また, MIZIKAR<sup>12)</sup> は溶鋼の流動, 混合による伝熱量の評価のために溶鋼の熱伝導度の約 10 倍の値を有効熱伝導度として採用している.

以上の観点から, 連続鑄造のクレーター内の固液共存相の厚さを求めることを目的として溶鋼の混合効果を加味した伝熱計算を行ない, 液相線と固相線凝固速度を求めた.

#### 3.2 計算方法

基礎式の導出に当たり, つぎの仮定を置く.

- i) スラブ幅方向の伝熱は無視する.
  - ii) 凝固潜熱は比熱に繰り入れて考慮する.
  - iii) 鋼の密度は温度によつて変化しない.
  - iv) 溶鋼の混合による伝熱は混合拡散係数から求まる有効熱伝導度によつて考慮する.
  - v) 固相共存相内の固相率と温度の間には直線関係が成り立ち, 固相率は固相温度で 1, 液相温度で 0 とする.
- 以上の仮定のもとで鑄片内の熱収支を行なうと定常状態で(14)式を得る.

$$\rho C u \frac{\partial \theta}{\partial z} = \frac{\partial}{\partial x} \left( K_x \frac{\partial \theta}{\partial x} \right) + \frac{\partial}{\partial z} \left( K_z \frac{\partial \theta}{\partial z} \right) \dots (14)$$

$C$ : 比熱(凝固潜熱を含む)

$K_x, K_z$ :  $x, z$  方向の熱伝導度

$u$ : 引き抜き速度

$x, z$ : スラブ厚さ方向, 鑄造方向への距離

$\theta$ : 温度

$\rho$ : 密度



連鋳鋳片に関する従来の伝熱計算では、鋳片厚さ方向と比較して鋳造方向の熱流は小であるために、鋳造方向の伝熱は無視されている。本計算では、溶鋼の混合効果を考慮するために、(14)式中の右辺第2項においてこれらの伝熱をも考慮した。

$x, z$  方向の熱伝導度  $K_x, K_z$  については以下のように取り扱う。すなわち、溶鋼温度が液相線温度以上の場合には、溶鋼の熱伝導度に加えて溶鋼の混合効果に基づく有効熱伝導度を使用する。また、完全凝固領域では、混合効果を考慮する必要はなく、固体鋼の熱伝導度を用いればよい。固相線と液相線の中の温度範囲である固液共存相の領域では、前述の溶鋼中の有効熱伝導度と固体鋼の熱伝導度との間を固相率に応じて直線的に変化するものとする。

以上から

$$\left. \begin{aligned} \theta \geq \theta_l \text{ で, } & K_z = K_{z,ed} + K(\theta), \\ & K_x = K_{x,ed} + K(\theta) \\ \theta_l > \theta > \theta_s \text{ で, } & K_z = \frac{\theta - \theta_s}{\theta_l - \theta_s} K_{z,ed} + K(\theta), \\ & K_x = \frac{\theta - \theta_s}{\theta_l - \theta_s} K_{x,ed} + K(\theta) \end{aligned} \right\} \dots (15)$$

$$\theta_s \geq \theta \text{ で, } K_z = K_x = K(\theta)$$

$\theta_s, \theta_l$ : 固相線, 液相線温度

$K(\theta)$ : 鋼の熱伝導度

$K_{z,ed}, K_{x,ed}$ : 鋼の混合効果に基づく  $z, x$  方向の熱伝導度

溶鋼の混合効果に基づく  $Z$  方向の熱伝導度  $K_{z,ed}$  は、2.2.5 節において求めた軸方向混合拡散係数  $E_z$  の値に基づいて物質移動と熱移動とのアナロジーから(16)式で求める<sup>1)</sup>。

$$K_{z,ed} = C_p \rho E_z \dots (16)$$

$C_p$ : 鋼の比熱(凝固潜熱は含まない)

ただし、

$$E_z = 2.1 \times 10^2 \left\{ 1 - 5.9 \left( \frac{S_0 - S}{S_0} \right)^{4.9} + 4.9 \left( \frac{S_0 - S}{S_0} \right)^{5.9} \right\} \dots (17)$$

一方、溶鋼の混合効果に基づく  $x$  方向の熱伝導度  $K_{x,ed}$  は、 $x$  方向の混合拡散係数  $E_x$  が未知のために算出が不可能である。そこで、溶鋼の  $z$  方向の混合の強さを示す  $E_z$  が便宜的に  $x$  方向の混合の強さをも表わすものと考え、 $K_{z,ed} = K_{x,ed}$  として解析を進める。なお、2章において得られた実験結果から推察すると、 $E_z < E_x$  と考えられ、上述の仮定は  $K_{x,ed}$  を小さめに評価したこととなる。

以上から、熱伝導度  $K_z, K_x$ (以後、 $K_z = K_x \equiv K$  とす

る)は次式で表わされる。

$$K = f(\theta) + g(\theta)h(z)$$

ただし、 $f(\theta) = K(\theta)$  であり、 $g(\theta), h(z)$  は各温度範囲に応じて(19)式で表わされる。

$$\left. \begin{aligned} \theta \geq \theta_l \text{ で, } & g(\theta) = 1, \quad h(z) = K_{z,ed} \\ \theta_l > \theta \geq \theta_s \text{ で, } & g(\theta) = (\theta - \theta_s) / (\theta_l - \theta_s), \quad h(z) = K_{z,ed} \\ \theta_s > \theta \text{ で, } & g(\theta) = 0, \quad h(z) = 0 \end{aligned} \right\} \dots (19)$$

(18)式を(14)式に代入すると、

$$C_p \rho u \frac{\partial \theta}{\partial z} = K \left( \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 \theta}{\partial z^2} \right) + \left\{ \frac{df(\theta)}{d\theta} + \frac{dg(\theta)}{d\theta} h(z) \right\} \times \left\{ \left( \frac{\partial \theta}{\partial x} \right)^2 + \left( \frac{\partial \theta}{\partial z} \right)^2 \right\} + g(\theta) \frac{dh(z)}{dz} \left( \frac{\partial \theta}{\partial z} \right) \dots (20)$$

(20)式の境界条件は、

$$\left. \begin{aligned} x=0 \text{ で } & \partial \theta / \partial x = 0 \\ x=x_1 \text{ で } & -K(\partial \theta / \partial x) = q(z) \\ z=z_b \text{ で } & \partial \theta / \partial z = 0 \\ z=0 \text{ で } & \theta = \theta^0 \end{aligned} \right\} \dots (21)$$

ここで、 $x=0$  は鋳片厚さ方向の中心を表わし、 $x=x_1$  は鋳片表面を表わす。また、 $z_b$  はクレーター先端の凝固完了点以後で  $\partial \theta / \partial z = 0$  なる条件が満足される点である。(20)式を差分方程式化し、反復法によつて数値計算を行なった。この際に、鋳片表面からの熱流束  $q(z)$ 、および、各格子点の初期の仮定値には前報<sup>13)</sup>にて求めた値を使用した。また、温度変化の急激な固液共存相近傍での数値計算が不安定なために、反復法の加速係数は  $0.5 \sim 0.75$  の値を使用し、反復回数 120 回後の各格子点(8000点)の平均誤差は  $0.5^\circ\text{C}$  以下であつた。

### 3.3 計算結果と考察

(16)式に基づく有効熱伝導度を使用した場合の計算結果を Fig. 14 に示す。この場合の計算条件は、引き抜き速度が  $0.7 \text{ m/min}$  で、鋳片厚さが  $200 \text{ mm}$  である。そのほかの操作条件は前報<sup>13)</sup>に示した基準操作条件であ

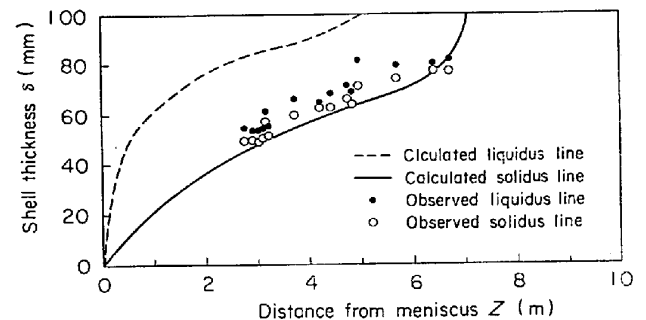


Fig. 14. Comparison of solidification rate of liquidus and solidus line between calculations and experiments.

る。図に示す鋳打ち法による固相線、液相線凝固位置の測定値<sup>14)</sup> (本測定はブルーム連铸機に関して行なわれたもので、スラブ連铸機の場合との直接の比較は困難であるが、凝固末期をのぞいて、一方向凝固条件が成立している範囲に関しては比較できるものと考えられる) と比較すると、固相線凝固面に関してはよい一致が得られている。しかし、液相線凝固面に関しては、計算値のほうが凝固が速く、計算値と測定値間にはかなりの相違が認められる。鋳打ち法では、鋳打ち込み時の衝撃によつて比較的固相率の低い範囲の固液共存相が破壊されるものと考えられ、液相線凝固速度を過小評価する恐れがある。すなわち、鋳打ち法によつて測定された固液共存相は、一定値以上の固相率を有する領域で、この領域内の液相はもはやマクロな流動は不可能であり、また、この領域内の固相はすべてすでに凝固が完了した固相本体につながっているような領域である。以上の理由によつて、固液共存相厚さの計算値が鋳打ち法による測定値と比較してかなり大きな結果となつたものと考えられるが、伝熱計算上の問題点(これらについては後述する)も無視できない。

Fig. 15 には、注入温度が凝固速度に及ぼす影響を示す。従来から報告されているように、注入温度の固相線凝固速度に及ぼす影響は小である。一方、注入温度の液相線凝固速度への影響は大きく、過熱度が 1°C の場合には、クレーター内のほぼ全域が固液共存領域となる。なお、この場合の注入温度とは、モールド浴表面近傍の温度であり、タンディッシュ内溶鋼温度とは異なるが、すでに報告されているように<sup>15)</sup>、タンディッシュ内溶鋼温度と直接的な関係にある。

ところで、連铸スラブの横断面における等軸晶の占める面積率(等軸晶率)は注入温度に依存し、注入温度が低いほど等軸晶率が大きくなることが報告されているが<sup>15)</sup>、これらの現象は Fig. 15 に基づいて説明できる。

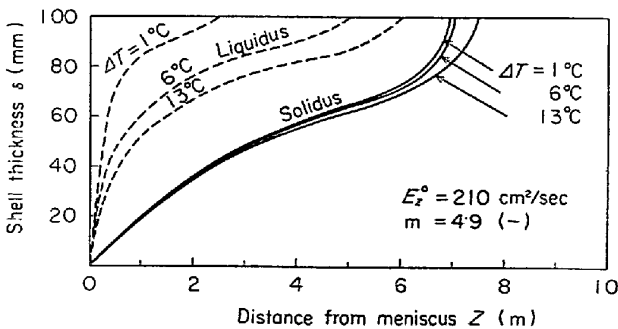


Fig. 15. Effect of superheat of molten steel on solidification rate of liquidus and solidus line.

すなわち、注入温度の低い場合には、クレーター内の固液共存領域が著しく大きくなる。その結果、浴表面や固液界面から溶断されたりして生成された溶鋼中の浮遊デンドライト小片は再溶解される機会が小となり、Fig. 15 に示すような広い範囲の固液共存相内で安定に存在できる。そのために、側壁からの柱状晶デンドライトの生長が止められ、等軸晶率が大となる。一方、注入温度の高い場合には、固液共存領域が小であるために浮遊デンドライト小片の再溶解の機会が多く、このために側壁からの柱状晶デンドライトの生長が優先的に進むこととなり、その結果、等軸晶率が小となる。

固液共存内の平均冷却速度  $R$  (°C/min) とデンドライト 2 次アーム間隔  $S_{II}$  ( $\mu$ ) 間にはよく知られているように  $S_{II} = AR^{-B}$  ( $A, B$ : 鋼の成分によつて決まる定数) なる関係が成り立つ。そこで、上述の伝熱計算から求まる  $R$  に基づいてデンドライト 2 次アーム間隔  $S_{II}$  を求め、鑄片のマイクロ組織観察から得られるデンドライト 2 次アーム間隔  $S_{II}$  の測定値との比較を行なつた。結果を Fig. 16 に示す。なお、 $S_{II}$  と  $R$  の関係式には鈴木ら<sup>16)</sup>が炭素鋼に対して求めた  $S_{II} = 710R^{-0.31}$  なる式を用いた。測定値と計算値間では、その傾向はほぼ一致しているが、鑄片中心部に近づくにつれて両者の値の差は大となる。このような差の生じた理由については、固液共存相内の熱的性質に関する仮定、および、スラブ厚さ方向と鑄造方向の有効熱伝導度として同一値を採用したことの妥当性など、伝熱計算上の問題点があげられる。さらに、実

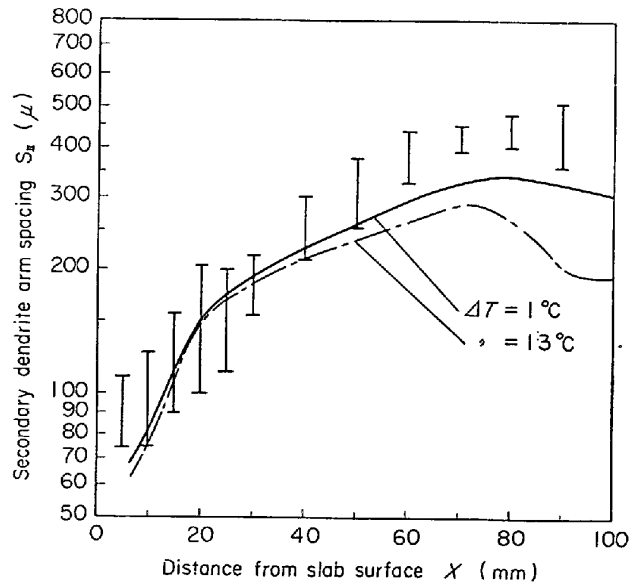


Fig. 16. Comparison of secondary dendrite arm spacing observed with calculated one which obtained from applying the empirical relation between secondary dendrite arm spacing and average cooling rate.

験室的規模の鋼塊についての測定結果から求められた  $S_{II}$  と  $R$  の関係式の実用規模の鋼塊への適用性の問題など、種々の理由が考えられ、これらの点に関しては、今後の検討が必要である。

#### 4. 結 言

連続鑄造におけるクレーター内の溶鋼の流動、混合状態を求めるために、成分の異なる異鋼種間の連続-連続鑄造実験を行ない以下の結果を得た。

(1) モールド領域の溶鋼はほぼ完全混合状態である。

(2) クレーター全体の溶鋼の流動、混合に及ぼす連鑄機湾曲の影響はほとんど無視できる。

(3) クレーター内の溶鋼の混合状況は拡散モデルによつて精度よく近似でき、その結果、鑄造方向の混合拡散係数として次式を得た。

$$E_z = 2.1 \times 10^2 \left\{ 1 - 5.9 \left( \frac{S_0 - S}{S_0} \right)^{4.9} + 4.9 \left( \frac{S_0 - S}{S_0} \right)^{5.9} \right\}$$

(4) クレーター上部の溶鋼の混合強さは、電磁誘導や Ar ガス吹き込みによる溶鋼攪拌と同程度である。

(5) クレーター内の溶鋼の混合強さは、その上端から下端までほぼ直線的に減少する。

さらに、溶鋼の混合状況に関する測定結果に基づいて混合の効果を加味した凝固速度の伝熱計算を行ない、つぎの結果を得た。

(6) 注入温度の固相線凝固速度に及ぼす影響は小であるが液相線凝固速度への影響は大で、注入温度が小の場合にはほぼクレーター全域が固液共存相となることを示し、注入温度と鑄片の凝固組織との関係について論じた。

(7) 伝熱計算結果と鋳打ち法による測定値間の比較を行ない、伝熱計算から求まる固液共存相と鋳打ち法によつて測定される固液共存相との違いについて論じた。

#### 文 献

- 1) J. SZEKELY and V. STANEK: Met. Trans., 1 (1970), p. 119
- 2) B. TARMANN and H. VONBANK: AIME Elec. Furn. Steel Conf. Proc., 24(1966), p. 30
- 3) L. BACKER and P. GOSSELIN: J. Metals, 23 (1971), p. 16
- 4) 森, 田中, 佐藤, 平居: 鉄と鋼, 57(1971), p. 263
- 5) 荒木, 青木, 池田: 鉄と鋼, 57(1971), S 680
- 6) たとえば, N. T. MILLS and L. F. BARNHARDT: J. Metals, 23(1971), p. 37
- 7) J. SZEKELY and R. T. YADOYA: Met. Trans., 4(1973), p. 1379
- 8) O. LEVENSPIEL: Chemical Reaction Engineering, (1972), p. 242 [John Willy]
- 9) 藤井, 松野, 大井: 川崎製鉄技報, 4(1972), p. 1
- 10) K. NAKANISHI, T. FUJII, H. OOI, Y. MIHARA and S. IWAOKA: Proceedings of 4th ICVM, to be published
- 11) J. SZEKELY: J. Iron Steel Inst., 202(1964), p. 505
- 12) たとえば, E. A. MIZIKAR: Trans. Met. Soc. AIME., 239(1964), p. 1747
- 13) 松野, 中戸, 大井: 鉄と鋼, 投稿中
- 14) 野崎, 大井: 未発表
- 15) 川和, 永岡, 根本: 鉄と鋼, 56(1970), S 268
- 16) 鈴木, 鈴木, 長岡, 岩田: 日本金属学会誌, 32 (1968), p. 1301