

- 26 (1955), p. 373
- 11) D. W. MORGAN and J. KITCHENER: Trans. Faraday. Soc., 50 (1954), p. 51
- 12) E. S. MACHLIN: Trans. AIME 218 (1960), p. 314
- 13) H. KNÜPPEL and F. OETERS: Arch. Eisenhüttenw., 33 (1960), p. 729
- 14) 電気化学便覧: 丸善
- 15) 小坂, 菱輪: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 1432
- 16) R. W. POWELL: Phil. Mag., 44 (1953), p. 772
- 17) 北村: 電気試験所研究報告, 昭 35, 第 588 号
- 18) 森, 佐野, 川合: 学振資料, 19 委, 第 3 分科会 8478
- 19) 井上, 長: 鉄と鋼, 49 (1963), p. 416
- 20) F. A. HALDEN and W. D. KINGERY: J. Phys. Chem., 59 (1955), p. 557
- 21) P. KOZAKEVITCH and G. URBAIN: Mém. Scient., Rev. Mét., 58 (1961), p. 931
- 22) 門間, 須藤: 日本金属学会誌, 24 (1960), p. 163
- 23) V. I. YAVOISKII: Surface Phenomena in Metallurgical Process., 1965, p. 17
- 24) 外島: 基礎電気化学, 朝倉書店, 昭 41
- 25) 渡辺, 上田: 電気化学, 20 (1952), p. 247, 308, 358, 419
- 26) P. KOZAKEVITCH and G. URBAIN: Mém. Scient., Rev. Mét., 58 (1961), p. 517

大型キルド鋼塊の凝固過程に生ずる残溶鋼中の 諸現象について*

中 川 義 隆**・百 瀬 昭 次***

Several Phenomena Taking Place in Remaining Molten Steel in Large Killed Steel Ingots during Solidification Process

Dr. Yoshitaka NAKAGAWA and Akitsugu MOMOSE

Synopsis:

Several phenomena which take place in remaining molten steel in large killed steel ingots during solidification process have a great influence on those internal quality. Thus, it is essential in making sound steel ingots, to bring light on this problem.

In this report, floatation of segregated molten steel and settling phenomenon of crystals was studied to which especial importance have been attached among those phenomena.

The obtained results are as follows:

i) During the solidification process of steel ingots, the comparatively fast movement of solutes in remaining molten steel is behaved, and the concentration gradient toward the top is formed in it.

Such a phenomenon cannot be explained unless it is supposed that the segregated molten steel moves with some mass.

As a mechanism of floatation, various things are thought. According to the result of authors' model experiment; it was shown that the floatation of segregated molten steel is acted even in static steel bath at velocity or the order of $10^{-2} \sim 10^{-1}$ cm/sec which is able to explain various phenomena taking place in practical steel ingots.

ii) It is assumed that the inertia flowing of molten steel taking place in pouring process has a great influence on the movement of solutes in remaining molten steel at the beginning of solidification process.

iii) The theory that natural convection (thermal convection and solute convection) will take place in remaining molten steel during solidification process has been strongly supported. But it is still unknown how far it will mainly act.

iv) So far the theory (gravity theory and convection one) that crystal particles are formed in remaining molten steel during solidification process, and that they settle down to form the negative segregation zone (settling crystal zone) is strongly supported. However according to the results of authors' experiments,

* 昭和 41 年 4 月, 10 月本会講演大会にて発表 昭和 42 年 6 月 5 日受付

** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 理博 *** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所

such a conclusion was obtained that this theory has many problems, and it is rather unreasonable to explain various phenomena taking place during solidification process.

(Received 5, June 1967)

1. 緒 言

大型キルド鋼塊内部に発現する溶質成分、介在物、砂疵などの偏析の問題は健全鋼塊製造上最も重要な問題の1つとして古くから関心がもたれ、また学問的にもかなり興味ある現象として多くの研究が行なわれてきた。しかし今日に至るもいまだにその生成機構は十分解明されていない。この理由としてはこの種の問題を支配する影響因子が余りにも多く、また個々の因子についての基礎的研究が不足しているために、現象の解析が困難なことが考えられるが、その中でも特に大きな盲点となつてゐるのは凝固過程で生ずる諸現象の動力学的研究の不足である。その代表的なものを列記してみると、

(1) 鋳込終了後、鋳込時の溶鋼の情性がどの位持続され、それが凝固過程においてどのような影響をおよぼすかについてはまだ十分よく知られていない。

(2) 鋼塊の凝固過程では、いわゆる濃化現象により凝固界面近傍に溶質元素の濃化層が形成されるが、この溶質元素は時間とともに bulk に移動し、その濃度を増しめると同時にその内部に下方から上方に向かう濃度勾配を形成せしめることが認められている。しかしながら溶質元素の移動がいかなるメカニズムで行なわれるかについては定量的な確証に乏しく、したがつてこの移動が凝固過程で生ずる諸現象にいかなる影響をおよぼすかについても明らかでない。

(3) bulk内における溶質元素の上方への移動とは逆に、凝固過程中 bulk 内に生成される結晶は bulk に比べ比重が大となるために bulk 内を沈降し、底部に沈殿するといういわゆる沈殿晶説が古くから支持され^{1)~14)}、大型鋼塊負偏析部の生成機構やこの部分に多量に発現する酸化物系大型介在物の成因を説明づけるための大きな論拠となつてゐる。しかしこのような現象が実際に起こつてゐるかどうかについては確固たる証拠はなく、またもし起こつてゐると仮定した場合でも速度論的にみてどのような状況を呈しているかについては不明な点が多い。

(4) 凝固過程中残溶鋼内で自然対流が発生するかどうかという問題が古くから論の対象になつてゐるが、最近では発生するとの報告が多い^{15)~16)}。しかしながら定量的には不明な点が多く、したがつてその(1)(2)(3)の現象や介在物の浮揚現象におよぼす影響度については明らかでない。

などがあげられるが、これらの問題についての定量的な

究明は健全鋼塊製造上いずれも不可欠なことと考える。

本研究は上記の諸問題を究明するための一環として、各種偏析の生成に特に関係のある濃化溶鋼の浮揚機構の究明と結晶の沈殿現象を確認することを目的として行なつたものである。

次にそれらの結果に基づき両者の関連をはじめ、鋼塊凝固過程で生ずる他の諸現象について考察を加えたものを取りまとめて報告する。

2. 濃化溶鋼の浮揚について

鋼塊の凝固過程では、一般に固液間の溶解度の差異に基づいて残溶鋼中への溶質元素の排出が行なわれるので、残溶鋼の成分濃度は凝固の進行とともに漸次増加してゆき、その内部に下方から上方に向かう濃度勾配を形成する現象がみられるが、このことは凝固界面近傍に排出された溶質元素が何らかの輸送現象により移動していたことを示すものである。

残溶鋼中における溶質の濃度分布ならびにその時間的変動のいかんは凝固後の偏析に直接影響をおよぼすものであり、また輸送作用のいかんは凝固のメカニズムにも著しい関連を有しているので、溶質元素の輸送がいかなるメカニズムで行なわれるかを究明することは、鋼塊の凝固を論ずる上に最も重要な課題の1つといえよう。

この問題についての直接的な研究は少なく、わずかに小野寺¹⁷⁾らによる凝固過程の各時期にパーティストを行ない、その際バーに付着していた地金を分析して調べた報告や著者ら^{18)~20)}による凝固過程の各時期に試料採取を行なつて調べた報告があるにすぎない。これらの研究結果から凝固界面近傍に排出された溶質元素は、拡散速度では説明できないオーダーのはやい速度で上方に向かい移動していることが明らかにされた。しかしそのような比較的是やい移動がどのようなメカニズムで行なわれるかについての定量的な究明はなされなかつた。

そこで著者らは溶質元素の比較的是やい移動のメカニズムとして次のものを仮想し、これらについての検討を試みた。

(1) 凝固界面近傍の溶鋼が mass を伴い静止溶中を組成的な比重差に起因した浮力のみで浮揚する。

(2) 浮力のみによる浮揚が主体であるが、これに鋳込時に生ずる鋳込流の情性、(1)により生ずる組成的対流や熱的対流などによる攪拌作用がある程度影響をおよぼす。

(3) 鑄込流の惰性などによる攪拌作用が支配的である。

2.1 濃化溶鋼の静止溶における浮揚について

上に述べた3つのメカニズムのうち、まず最も基本となる静止溶内での浮揚について検討を行なうことにし、浮揚速度をモデル実験から求めてみた。

2.1.1 実験上の基礎理論

現段階では実際溶鋼を用い bulk 中における濃化溶鋼の浮揚速度を求めることは不可能であるため、常温液体を用いたいわゆるモデル実験により一般式を確立し、これに実際溶鋼の場合の諸条件を適用して求めることにした。

一般に静止母液体中を、それに可溶性で比重の小さな別の液体(濃化液体に相当)が浮揚する際にその浮揚速度 v (cm/sec) に影響をおよぼす主要因子としては次のものが考えられる。

- i) 母液体の密度 ρ_A (g/cm³)
- ii) 化液濃体の密度 ρ_B (g/cm³)
- iii) 母液体の粘性係数 μ_A (g·cm/sec)
- iv) 濃化液体の粘性係数 μ_B (g·cm/sec)
- v) 重力加速度 g (cm/sec²)

このほか因子としては母液体および濃化液体の表面張力、濃化液体の母液体への拡散係数などが考えられるがこれらはいずれも浮力および浮揚速度に比べきわめて小であるため無視した。

上記諸因子と浮揚速度との間の函数関係は、次元解析を用いて次のようにして求められる。

いま $V = K \rho_A^\alpha \rho_B^\beta \mu_A^\gamma \mu_B^\delta g^\epsilon$ (K : 定数)
 とおくと次元関係は

$$[LT^{-1}] = [(ML^{-3})^\alpha (ML^{-3})^\beta (MLT^{-1})^\gamma (MLT^{-1})^\delta (LT^{-2})^\epsilon]$$

となるから次元均一の原理を適用して上式の両辺の指数を等しくおくと、

[L]につき $1 = -3\alpha - 3\beta + \gamma + \delta + \epsilon$
 [T]につき $-1 = -\gamma - \delta - 2\epsilon$
 [M]につき $0 = \alpha + \beta + \gamma + \delta$
 よつて

$$\alpha = -\frac{1}{7} - \beta$$

$$\gamma = \frac{1}{7} - \delta$$

$$\epsilon = \frac{3}{7}$$

したがつて

$$V = K (\mu_A g^3 / \rho_A)^{1/7} (\rho_B / \rho_A)^{-1/\beta} (\mu_B / \mu_A)^{-1/\delta}$$

$$= K (\mu_A g^3 / \rho_A)^{1/7} f(\rho_B / \rho_A, \mu_B / \mu_A)$$

$$= (\mu_A g^3 / \rho_A)^{1/7} \sum_m \sum_n k_{mn} (\rho_B / \rho_A)^m (\mu_B / \mu_A)^n$$

となる。ただし指数 m, n および係数 k_{mn} は任意の値をとることができる。しかし後述するごとく V の対数値と $(\mu_A / \rho_A)^{1/7}$ の対数値との差に対する $(1 - \rho_B / \rho_A)$, (μ_B / μ_A) の各対数値の関係が直線関係 (Fig. 4, Fig. 5 参照) にあることから、 V に対する関係式は、

$$V = k (\mu_A g^3 / \rho_A)^{1/7} (1 - \rho_B / \rho_A)^m (\mu_B / \mu_A)^n \dots\dots\dots (1)$$

の形になることが予想される。したがつて V に対する精度の高い一般式を得るためには、 (ρ_B / ρ_A) , (μ_B / μ_A) の各値をできるだけ多く選定し、より高い精度で m, n, k の各値を決定すればよい。すなわち (1) 式において両辺の対数をとると、

$$\log V = \log k + 3/7 \log g + 1/7 \log (\mu_A / \rho_A) + m \log (1 - \rho_B / \rho_A) + n \log (\mu_B / \mu_A)$$

となる。上式において $\log k, \log g$ は一定であるのでもし $\mu_B / \mu_A = \text{一定}$ とすれば、 $n \log (\mu_B / \mu_A)$ は一定になり次式を得る。

$$\log V - 1/7 \log (\mu_A / \rho_A) = m \log (1 - \rho_B / \rho_A) + k'$$

ここで $k' = \log k + 3/7 \log g + n \log (\mu_B / \mu_A)$ (一定)

したがつて、 $(\mu_B / \mu_A) = \text{一定}$ の条件下で (ρ_B / ρ_A) を種々変え V を測定すれば、 (μ_A / ρ_A) は各測定に対して与えられるので $\{\log V - 1/7 \log (\mu_A / \rho_A)\}$ と $\log (1 - \rho_B / \rho_A)$ の関係が求められ、その勾配から m が求められる。

同様にして、 $(\rho_B / \rho_A) = \text{一定}$ の条件下で (μ_B / μ_A) を種々変え V を測定すれば、次式から $\{\log V - 1/7 \log (\mu_A / \rho_A)\}$ と $\log (\mu_B / \mu_A)$ の関係が求められ、その勾配から n が求められる。

$$\log V - 1/7 \log (\mu_A / \rho_A) = n \log (\mu_B / \mu_A) + k'' \dots\dots\dots (3)$$

ここで $k'' = \log K + 3/7 \log g + m \log (\rho_B / \rho_A)$ (一定)
 m, n が決定すれば (1) 式から係数 k が求められるので、一般式 (1) が導出される。

2.1.2 実験装置

実験装置の概要は Fig. 1 のとおりであつて、内径10 cm, 高さ 65 cm 円筒形のプラスチック製透明容器①の中に静止母液Aが 40 cm の高さまではいつている。透明容器は二重になつていて、循環式恒温装置により恒温槽②が形成され、①の内部の液体は実験中一定温度に保持されている。ガラス管③の中には濃化液Bがはいつており、コック④を通じ出口⑤から母液A中に放たれる。本実験では出口の内径を 0.5 mm とした。容器の背面には目盛がつけられており、他方前面には目盛と平行に印

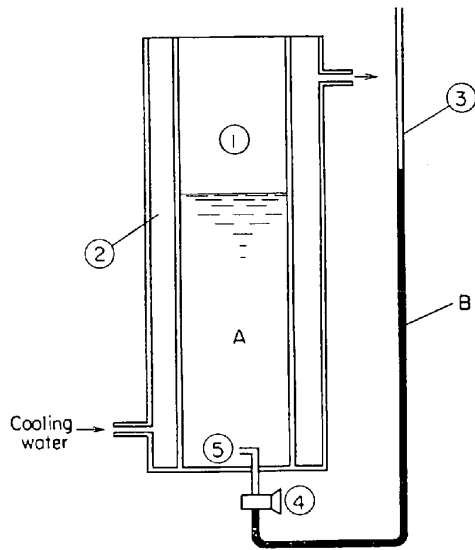


Fig. 1. Experimental apparatus.

Table 1. Combination of liquid A and liquid B in case of changing ρ_B/ρ_A as $\mu_B/\mu_A = 1.169$ (constant).

Liquid A (Glycerin solution) wt %	Liquid B (Ethyl alcohol solution) wt %	ρ_B/ρ_A	μ_B/μ_A
12.5	90	0.793	0.0121
19.5	80	0.805	0.0145
37.0	70	0.824	0.0148
25.0	50	0.857	0.0171
25.5	40	0.870	0.0174
29.0	35	0.881	0.0195
23.0	30	0.905	0.0161
21.0	20	0.923	0.0152

Table 2. Combination of liquid A and liquid B in case of changing μ_B/μ_A as $\rho_B/\rho_A = 0.84$ (constant).

Liquid A (Glycerin solution) wt %	Liquid B (Ethyl alcohol solution) wt %	μ_B/μ_A	μ_A/ρ_A
53	30	0.375	0.0522
40	40	0.772	0.0290
34	50	0.970	0.0232
24	60	1.351	0.0166
13	70	1.643	0.0122
1	80	1.940	0.0091

がつけられていて、B液の位置は常に両者の重なる位置でチェックされる。A液、B液としては Table 1, 2 に示されるものを用いた。すなわちA液として各種重量%のグリセリン水溶液、B液として各種重量%のエチルアルコール水溶液をそれぞれ使用した。Table 1は (μ_B/μ_A) = 1.169 (一定) として (ρ_B/ρ_A) を種々変えた場合のA液、B液の各種組合わせを示している。なおこれら

の溶液の密度および粘性係の測定数は、それぞれ比重壺キャノン・フェンスケ粘度計を用いて行なつた。

2.1.3 実験方法

まず容器①内に各種所定濃度のA液を40cmの高さまで満たした後、所定温度(本実験では25°Cとした)の水を②に送りA液を一定温度に到達せしめる。次にメチレンブルーで着色した各種所定濃度のB液を③内に入れA液と圧力的に平衡する高さになるように調整する。次いでA液が十分静止し、一定温度になるのを見計らいコック④を開きB液を放出させる。

最初B液はA液よりも多少高い圧力下で放出されるので、A液中を比較的に早い速度で浮揚するが、徐々にその速度を減じ約5~10min後に速度的に定常状態が形成される。この状態は約30min続くがそれ以後になると浮揚速度は急激に遅くなる。測定はこの定常状態の範囲で行なつた。

B液は一般に Fig. 2 のように節を連ねて浮揚する場合と線状に浮揚する場合の両方が観察されたので、(a)の場合は節の1つを追跡することにより、一方(b)の場合はB液の出口①につながっているガラス管に軽い衝撃を与え線状の一部に(a)のような節を作りそれを追跡す

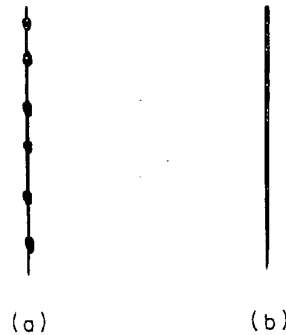


Fig. 2. Condition at floatation of liquid B.

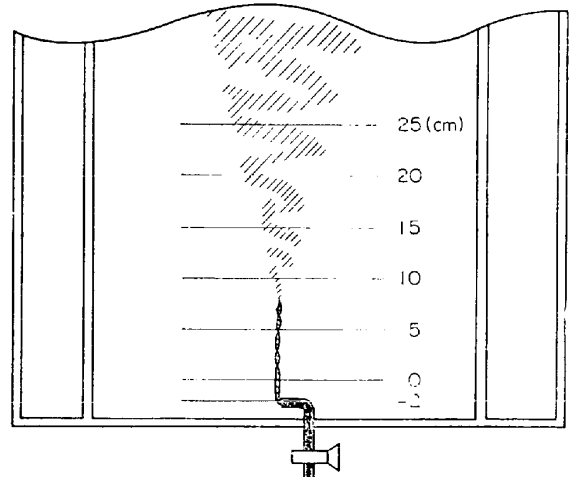


Fig. 3. Measuring range and floating condition.

ることにより測定した。

測定は肉眼的に行ない、Fig. 3 に示すように B液が出口①の上方 2cm の位置から 0~5cm, 5~10cm, 10~15cm の各範囲を浮揚するに要した時間をストップウォッチで測定した。その際 10 回の測定の平均値とした。この結果から各範囲における平均浮揚速度が求められる。

また B液の浮揚状況は Fig. 3 のごとくで、最初出口の直上を真直浮揚するが(いわゆる層流状態)、ある位置に達すると浮揚にともなう運動の影響により輪状に変形し、以後輪を拡げながら同時に乱れを増しつつ浮揚する。

2.1.4 実験結果ならびに考察

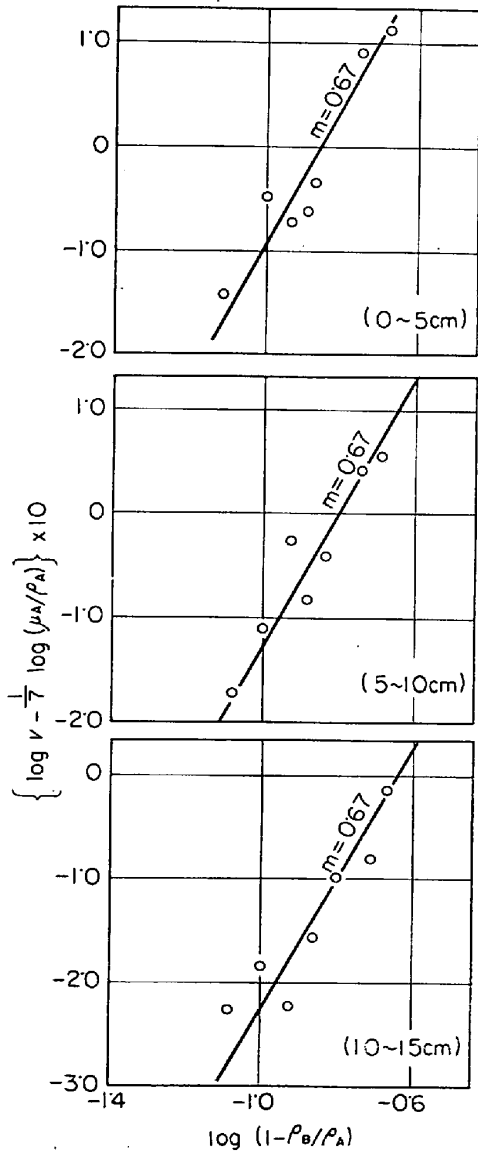


Fig. 4. Relation between $\log(1 - \rho_B/\rho_A)$ and $\{\log v - 1/7 \log(\mu_A/\rho_A)\}$ in each range of 0~5 cm, 5~10cm and 10~15cm ($\mu_B/\mu_A = 1:169$):

実験結果から 0~5cm, 5~10cm, 10~15cm の各範囲における $\{\log V - 1/7 \log(\mu_A/\rho_A)\}$ と $\log(1 - \rho_B/\rho_A)$, $\log(\mu_B/\mu_A)$ の各相互関係をプロットすると Fig. 4, Fig. 5 のごとくである。

各図からわかるようにこれらはいずれも直線関係を示している。直線の勾配から各範囲における m, n の値が求められ、共通の値として次の値を得た。

$$\left. \begin{matrix} m = 0.67 \\ n = 0.50 \end{matrix} \right\} \dots\dots\dots (4)$$

次に (4) の値を (1) 式に代入し各範囲における係数 k を求めると、

$$k = \left. \begin{matrix} 0.191(0\sim 5\text{cm の範囲}) \\ 0.176(5\sim 10\text{cm の範囲}) \\ 0.140(10\sim 15\text{cm の範囲}) \end{matrix} \right\} \dots\dots\dots (5)$$

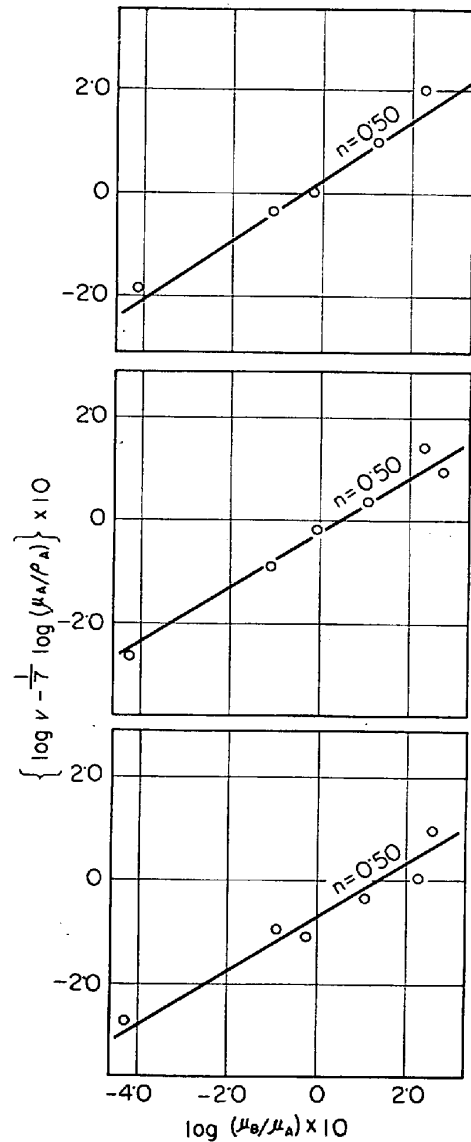


Fig. 5. Relation between $\log(\mu_B/\mu_A)$ and $\{\log v - 1/7 \log(\mu_A/\rho_A)\}$ in each range of 0~5 cm, 5~10cm, 10~15cm ($\rho_B/\rho_A = 0.84$).

となり、(4)、(5)から V に関する一般式(1)は各範囲について次のごとく決定された。

$$\left. \begin{aligned} V_1 &= 0.191(\mu_A g^3 / \rho_A)^{0.14} (\mu_B / \mu_A)^{0.50} \\ &\quad (1 - \rho_B / \rho_A)^{0.67} \quad (0 \sim 5 \text{ cm の範囲}) \\ V_2 &= 0.921 V_1 \quad (5 \sim 10 \text{ cm の範囲}) \\ V_3 &= 0.733 V_1 \quad (10 \sim 15 \text{ cm の範囲}) \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (6)$$

これらの式から浮揚速度は、 ρ_A 、 μ_B が大なるほど、また ρ_B 、 μ_A が小なるほど増大することが示される。

次に(6)式を実際溶鋼の場合に適用してみる。溶鋼の密度および粘性係数に関する一連の測定値は、鉄-炭素2元系の場合のみしか得られておらず、またいずれも炭素により最も大きく影響されると考えられるのでこれを用いた。

いま1例として bulk が、炭素量 0.2%、温度 1530°C で均一な状態にあると仮定すると、密度 $\rho_b^{21)}$ および粘性係数 $\mu_b^{22)}$ の値はそれぞれ

$$\left. \begin{aligned} \rho_b &= 7.09 \text{ g/cm}^3 \\ \mu_b &= 0.068 \text{ poise} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (7)$$

で与えられる。

一方凝固界面近傍の濃化溶鋼については測定値がないため、次のように仮定した。すなわち温度は、浮揚する濃化溶鋼の容積が bulk の容積に比べきわめて小であるので、浮揚開始後まもなく bulk と等しくなるものとして最初の 0~5cm の範囲では 0.2% 炭素鋼の凝固点約 1510°C と 1530°C の中間 1520°C、他の範囲では bulk に等しく 1530°C とした。また炭素量は濃化溶鋼中で均一とし、過去に行なわれた濃化溶鋼に関する試料採取結果¹⁹⁾を参考に、0.3%、0.5%、1.0%、2.0%の各場合を想定し、各々について求めた。ただしこの場合の密度 $\rho_c^{21)}$ および粘性係数 $\rho_c^{22)}$ の値としてはそれぞれ次のものを用いた。

a) 1520°C の場合

$$\left. \begin{aligned} \rho_c &= 7.04 \text{ g/cm}^3 \quad (0.3\% \text{ C の場合}) \\ &= 7.01 \quad (0.5\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \\ &= 6.94 \quad (1.0\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \\ &= 6.82 \quad (2.0\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \\ \mu_c &= 0.069 \text{ poise} \quad (0.3\% \text{ C の場合}) \\ &= 0.067 \quad (0.5\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \\ &= 0.066 \quad (1.0\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \\ &= 0.066 \quad (2.0\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (8)$$

b) 1530°C の場合

$$\left. \begin{aligned} \rho_c &= 7.02 \text{ g/cm}^3 \quad (0.3\% \text{ C の場合}) \\ &= 6.99 \quad (0.5\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \\ &= 6.92 \quad (1.0\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \\ &= 6.80 \quad (2.0\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \end{aligned} \right\}$$

$$\left. \begin{aligned} \mu_c &= 0.068 \text{ poise} \quad (0.3\% \text{ C の場合}) \\ &= 0.066 \quad (0.5\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \\ &= 0.065 \quad (1.0\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \\ &= 0.065 \quad (2.0\% \text{ C } \quad \text{ " } \quad \text{)} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (9)$$

(7)~(9)の値を(6)式に代入し、各範囲における V を算出してプロットすると Fig. 6 のとおりである。これによれば浮揚速度は最初の層流状態の間(本結果では約 7cm まで)はそれほど差はみられないが、乱れが生じ始めるとともに次第に速度は低下していくことが示される。また濃化溶鋼の浮揚速度のオーダーは、 $10^{-2} \sim 10^{-1} \text{ cm/sec}$ すなわち $10^{-1} \sim 10^0 \text{ cm/min}$ であることが算出される。この値は実際溶鋼の凝固過程にみられる bulk の濃化状況を説明するのに窮しないものといえよう。

しかし本実験はあくまでもモデル実験であるので、実際溶鋼が凝固する際の状況と比較した場合、おのずと次に示すような多くの相違点が存在する。

(1) 本実験ではほんの1点に存在する濃化液体が浮揚する場合について測定したが、実際溶鋼の場合には濃化溶鋼は凝固界面近傍に沿い層状に広がっていると考えられ、浮揚流の乱れの状態に差異が予想される。

(2) 本実験では凝固先端部の構造やその近傍の温度勾配などについての考慮がなされていない。

(3) 実際溶鋼の場合には凝固の進行に伴い pasty zone (固液共存領域) が形成され、その範囲が拡大されていくが、本実験では完全液体状態下の溶鋼中を浮揚する場合のみを扱い、pasty state による影響を粘性の増大という見地からのみ補正している。

したがって実際にはこれらの影響を受けて凝固過程の各時期における濃化溶鋼の浮揚状況は本実験結果の場合とは当然異なり、浮揚速度もある程度異なつた値を示す

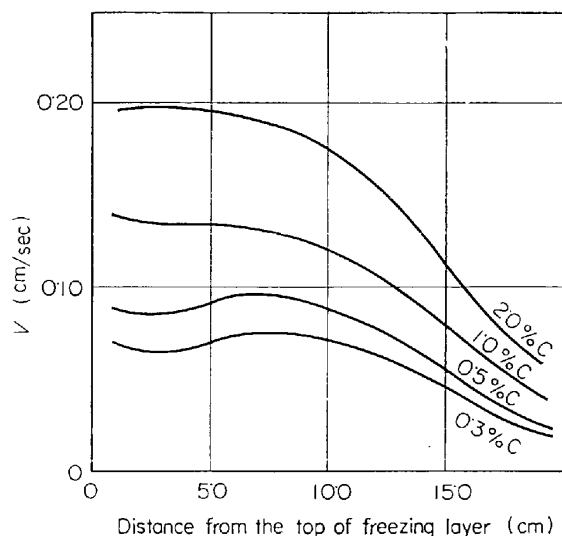


Fig. 6. Floating velocity of segregated molten steel.

ものと思われる。しかしながら著者らが 3 t 砂型鋼塊を用いて行なつた凝固過程における試料採取結果¹⁹⁾によれば、溶質元素の移動は単なる溶質元素の拡散のみでは説明できない速度で行なわれることが認められている。また萩原ら²⁰⁾は Au-Cu 2 元合金を用いた研究結果から非対流(熱的な)下のデンドライトが比較的発達した固液共存状態下においても、それらの間隙に存在する濃化融液は比較的容易に流動し、重力偏析の誘因となることを指摘しているが、これと同様の現象は鋼塊の凝固過程においても当然生じていることが考えられる。これらのことからいづれにしても鋼塊の凝固過程で生ずる濃化溶鋼の移動は mass をともなつて行なわれると考えるのが妥当であろう。またこのように考えると、本実験結果から推定し、濃化溶鋼が単に組成的な比重差に基づいた浮力のみを受けて浮揚すると考えた場合でもこのような作用は実際鋼塊の凝固過程で認められるような bulk の濃化に對しかなり効果的に行なわれていることが予想される。

また濃化溶鋼の浮揚がもし本結果のオーダーの速度で行なわれるとすれば、浮揚に伴う作用が凝固先端部(主として底面からの凝固に対して)の結晶生成におよぼす影響は無視できないであろう。したがつて本結果は、従来から論議されている沈殿晶の有無や、さらには沈殿晶部に多量に検出される酸化物系大型介在物や砂疵の発生機構を追究する際の手掛りともなるであろう。

2.2 濃化溶鋼の浮揚におよぼす対流その他の影響

上述のごとく濃化溶鋼の浮揚は静止溶中においても比較的是やい速度で行なわれ、残溶鋼内での濃度勾配の形成に効果的に作用していることが推測されたが、もし残溶鋼内で対流などの湯動きが行なわれているとすればその影響も当然考慮されねばならない。

湯動きとしては一応鑄込み時に生ずる溶鋼の惰性、自然対流すなわち温度勾配に起因した thermal convection、濃度勾配に起因した solute convection (または constitutional convection) などが考えられる。この種の現象についてはあまりつき進んだ研究は行なわれていないが、ある程度は行なわれているのでそれらについて 2, 3 述べてみる。

2.2.1 鑄込み時における溶鋼の惰性流動

鑄込み時に生ずる溶鋼の惰性については飯島ら²⁴⁾によるモデル実験から求めた結果が報告されている。それによれば惰性による流動の継続時間は一般にノズルの径にはあまり関係なく上注ぎの場合は次式

$$T \approx 129 \frac{1}{\nu} (V/S)^{1.21} \dots \dots \dots (10)$$

下注ぎの場合は次式

$$T \approx 40.4 \frac{1}{\nu} (V/S)^{1.21} \log V_n \dots \dots \dots (11)$$

で近似できると報告されている。ここで ν (centi-stokes) は動粘性係数、 V (cm³) は流体の容積、 S (cm²) は流体と容器の接触面積、 V_n (cm/sec) は注入ノズルにおける流速をそれぞれ示している。この実験式を用い 65 cm × 65 cm × 200 cm の鑄型に溶鋼が鑄込まれた場合の流動継続時間を算出すると、実際溶鋼の場合に生ずる凝固による影響、凝固界面での摩擦などの種々の影響因子を考慮に入れても、そのオーダーは 10 数 min ないしは 20~30 mm であるとの結果を得ている。このほか PHELPS²⁵⁾ により簡単なモデルに基づいて算出された結果によれば、工業的規模の鋼塊の場合鑄込み時のエネルギー (turbulence) の 1% は鑄込み後 20 min においてもなお残存しているとの報告がなされている。

これらの報告はいずれも実際溶鋼について直接得られたものではないので、実際溶鋼の場合にどの程度あてはまるかは疑問の余地も多い。

しかしながら、鑄込み時における介在物の浮揚におよぼす顕著な効果に関する実験結果^{26)~28)}から推定しても、溶鋼の惰性流動は鋼塊凝固過程の初期における溶質の移動にはある程度影響をおよぼすと考えるのが妥当であろう。したがつて鋼塊表層部の溶質成分の濃度分布や介在物の分布などについて論ずる際には、この点を十分考慮して行なうことが必要と思われる。

2.2.2 自然対流について

溶鋼内部に温度差ならびに濃度差が生ずると密度差が生じ、浮力のために対流が発生する。

BENEDICKS⁷⁾ は凝固界面に垂直な残溶鋼の中心部に向かう方向に温度勾配が存在し、その結果凝固界面に沿つて下降する自然対流が発生するとの説を最初に唱えた。REYNOLDS¹²⁾ および GRAY⁶⁾ はステアリンサンワックスその他の流体を用いてモデル実験を行ない、BENEDICKS の説を是認する結果を報告した。また同様の見解は BOLOTOW¹³⁾、JEFIMOV¹⁴⁾ によつても報告されている。しかし実際溶鋼について直接この種の現象を確認するための実験は、実験上の困難からなかなか行なわれなかつた。

しかしながら近年になつてラジオアイソトープの利用度が高まるにつれ、これをトレーサーとしてこの種の現象を再確認するための実験が各所で行なわれるようになった。

KOSMIDER⁸⁾ は 1.6 t の下注ぎ鋼塊の鑄込み中鑄型トップから約 20 cm の湯面に Fe⁵⁵S を投入し、凝固後オートラジオグラフ法により鋼塊縦断面の ⁵⁵S の分布を観察した。

また SBROWSKI¹⁹⁾ は 7 t 鋼塊について鑄込み終了

後約 0 min, 10 min, 20 min の各時期に頭部から ^{59}Fe を投入し、凝固後鋼塊内部の ^{59}Fe の分布を調べた。

また KOHN ら¹⁵⁾は ^{199}Au ならびに ^{192}Ir をトレーサーに用い同様の実験を行なった。

一方森ら¹⁰⁾はこれらの研究者の実験上の問題点をチェックしながら、1 t 以下の各種サイズの低炭素鋼塊を対象に、 ^{198}Au , ^{140}La をトレーサーとして同様の実験を行ないそれらの挙動を詳細に調査した。

これらの研究者はそれぞれの実験結果に基づいた考察から、いずれも次のような現象を指摘し、

(1) トレーサーとして用いた R I はいずれも鋼塊底部まで達しており、しかも R I 投入時の残溶鋼全体に分布している。

(2) 鋼塊側面のほぼ R I 投入時に相当する凝固界面付近の R I 濃度が内部のそれに比べて高く、明りような輪郭が認められる。

鋼塊凝固過程の残溶鋼中では Fig. 7 に示されるような湯動きが行なわれるとの結論を導いている。またその誘因としては BENEDICKS, GRAY らにより提起された熱的対流を上げている。

他方 COLE ら¹¹⁾は Sn を用いて凝固過程中鋼塊内部の各位置について連続測温を行ない、その結果から上述したと同様の対流現象を指摘した。またその結果に基づいて詳細にわたり理論的考察を行なっている。

また熱的対流とは別に WAGNER¹⁶⁾ は凝固界面近傍における溶質の濃化に着目し、熱的対流とは反対に凝固界面に沿って上昇流として作用する組成的対流の存在を理論的に導出した。

このように鋼塊の凝固過程での残溶鋼中の湯動きについては多くの実験結果や理論的考察結果が報告され、自然対流が行なわれているとの説が強い。しかしそれが凝固過程で生ずる溶質の移動その他の現象に対してどの程度支配的に作用しているかについては、残念ながらまだ不明な点が多く今後の研究に待たざるを得ない。

なおこの問題に対する著者らの見解については、次に述べる結晶の沈殿作用とも関連があるのでその際触れることにする。

3. 結晶の沈殿現象について

従来鋼塊の凝固過程では残溶鋼中に結晶の晶出が行なわれ、それが活発な沈殿作用をもたらすとの説が強く支持され、大型鋼塊負偏析部の生成機構やこの部分に多量に発現する酸化物系介在物や砂疵の成因を説明づける大きな論拠となつていた。

このようないわゆる沈殿晶説は、英国鉄鋼協会の Heterogeneity COMMITTEE¹⁷⁾²⁾により最初に提唱された。その後 NORTHCOTT³⁾, 英国鉄鋼協会 MELTING and METALLURGICAL COMMITTEE⁴⁾, WEST⁵⁾, GRAY⁶⁾らにより水平鋼塊の内部組織に関する調査研究が行なわれ、結晶の沈殿現象を肯定するような結論が導かれている。これらはいずれも「溶湯内部に晶出した結晶核はある程度のサイズに成長すると、周囲の溶湯よりも比重が大なために静止溶中でも下方に向かい沈降する」といういわゆる gravity theory である。

一方 BENEDICKS⁷⁾, GRAY⁶⁾, KOSMIDER⁸⁾, SBROWSKI⁹⁾ら、森¹⁰⁾ら、COLE¹¹⁾らは先に述べたごとく、鋼塊の側面からの凝固に着目し、モデル実験やラジオアイソトープを用いた実験その他から、鋼塊の凝固過程では凝固界面と中心部を結ぶ水平方向の温度勾配に起因した thermal convection が発生し、凝固界面近傍ではそれが下降流として作用するので、その部分に晶出した結晶粒子や下降流により破砕されたデンドライト分岐が流れとともに下降するといういわゆる convection theory を導き、いずれも結晶の沈殿現象を肯定している。

しかしながらこのような沈殿晶説に対して否定的な報告もなされている。たとえば MARBURG²⁹⁾ は多くの鋼塊についてその内部を詳細に調査し、沈殿晶の存在を否定した結果を報告している。また著者らは先に 3 t 砂型鋼塊に関する一連の試験^{20)~30)31)}について報告し、沈殿晶説では説明できないいくつかの現象を指適した。

そこで著者らは最も基本的な立場から沈殿晶説 (gravity theory ならびに convection theory) に対して再検討を試みてみた。

3.1 gravity theory

元来 gravity theory は、凝固過程での直接的な調査結果に基づいて提起されたものではなく、凝固後の鋼塊についての調査結果から間接的に推論されたものであり、その大きな裏付けとなつていのは水平凝固 (horizontal solidification) に関する実験結果である。すなわち一般に水平鋼塊の内部組織は熱的条件が同一な場合 dendritic な柱状晶 (以下柱状晶と略称) の長さは頭部から凝固した場合の方が底部からものよりも長い、

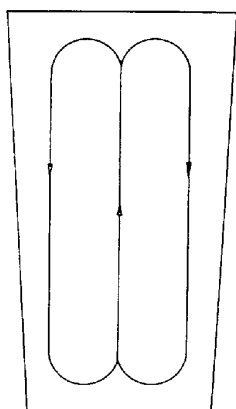


Fig. 7. Flow's direction in solidifying steel.

gravity theory ではその理由として、頭部では凝固界面近傍で生成された結晶粒子が沈降するので依然として柱状晶の成長が dendritic に行なわれ、一方底部では上方から沈殿してきた結晶粒子が凝固界面近傍に推積し柱状晶の成長を阻止することをあげている。

そこで著者らは最も基本的な見地から、このような現

象が果して起こっているかどうかについて検討してみた。

3.1.1 実験方法ならびに調査要領

20 t 塩基性電気炉で溶製した中炭素鋼 (取鍋下成分値 (%): C 0.25, Si 0.37, Mn 0.69, P 0.017, S 0.019) を Fig. 8 に示す. 垂直, 水平ならびに 45° 傾斜させた 3 t の同一形状のスラブ状砂型 (鋼塊重量はいずれも 85 kg) に 1525°C で同時に鑄込み, そのまま自然凝固させた。

なお, 鑄型造型の際には芯金などによる冷却効果の影響がないよう十分留意した。

凝固終了後鋼塊を Fig. 9 に示す切断要領で切断し, 断面の S プリントマクロ組織を調べた. また各断面につき図中に示す line に沿って炭素, 燐, 硫黄のチェック分析を行なった。

3.1.2 実験結果ならびに考察

各鋼塊縦断面の S プリント, マクロ組織は Photo. 1~Photo. 3, 化学成分チェック分析結果は Fig. 10~Fig. 12, また内部組織の概要は Fig. 13 に示すとおりである。

(1) 垂直鋼塊の場合

Photo. 1 に示す S プリント, マクロ組織ならびに Fig. 13(a) に示す内部組織の概要からわかるように, 内部組織は中心線に関してほぼ対称となっている。

またチル晶部から幾分入った位置に Δ 状に短い脈状の偏析線が多数発現している. これは通常縦型鋼塊にみられる Δ 偏析に相当するものと考えられ, 内部組織はおおむね通常の縦型鋼塊に類似している。

ただし上部収縮孔近傍を除き, 側面ならびに底面からの柱状晶が短く, 大部分が等軸晶部 (equi-axial crystal zone) で固められている. これは本鋼塊が小型であることに起因すると考えられる。

すなわち Fig. 14 は柱状晶 (dendritic なものも含む) から等軸晶へ移行する際の熱的条件を示しているが, TILLER³²⁾ らにより与えられている凝固の進行にともなう過冷却値 ΔT_s に関する式

$$\Delta T_s = \Delta T_f ((1 - e^{-RXD}) - GX) \dots (12)$$

ここで

ΔT_f : freezing range (= $m Co(1-K)/K$)

m : 液相線の勾配

K : 平衡分配係数

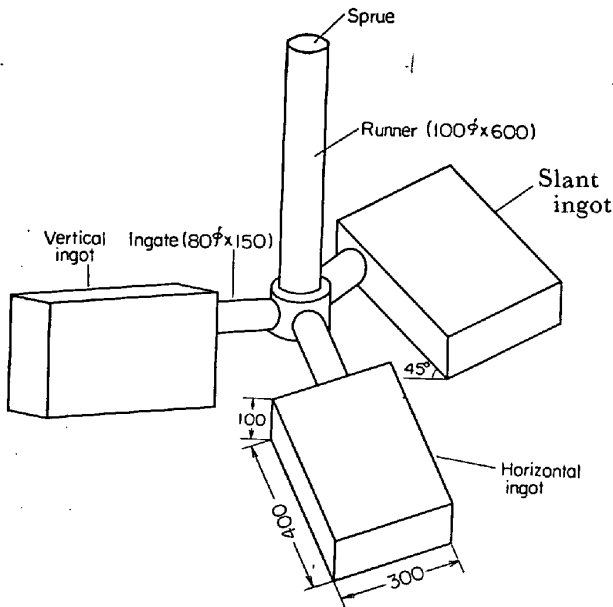


Fig. 8. Shape of experimental ingot and design of sand mold.

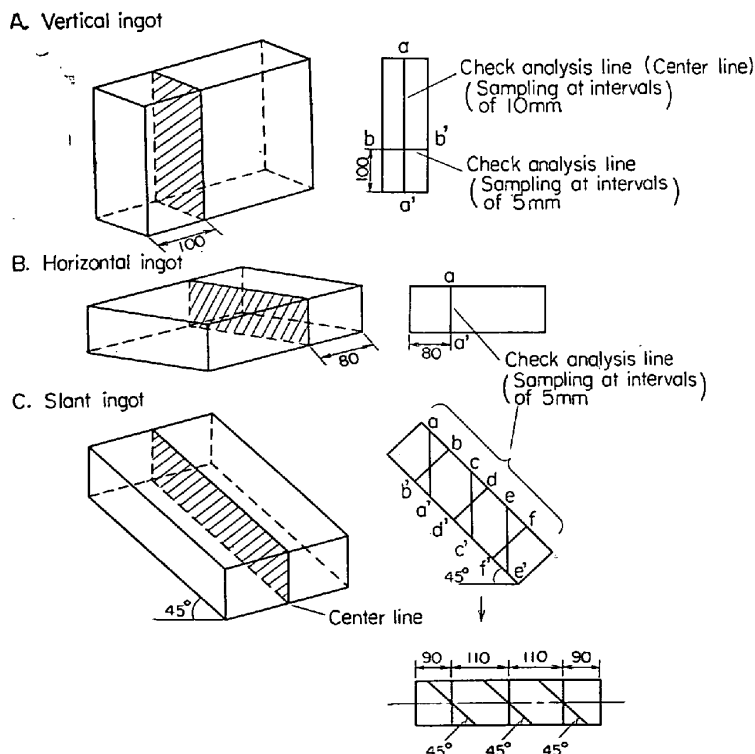


Fig. 9. Cutting places of steel ingots and check analysis positions of chemical elements.

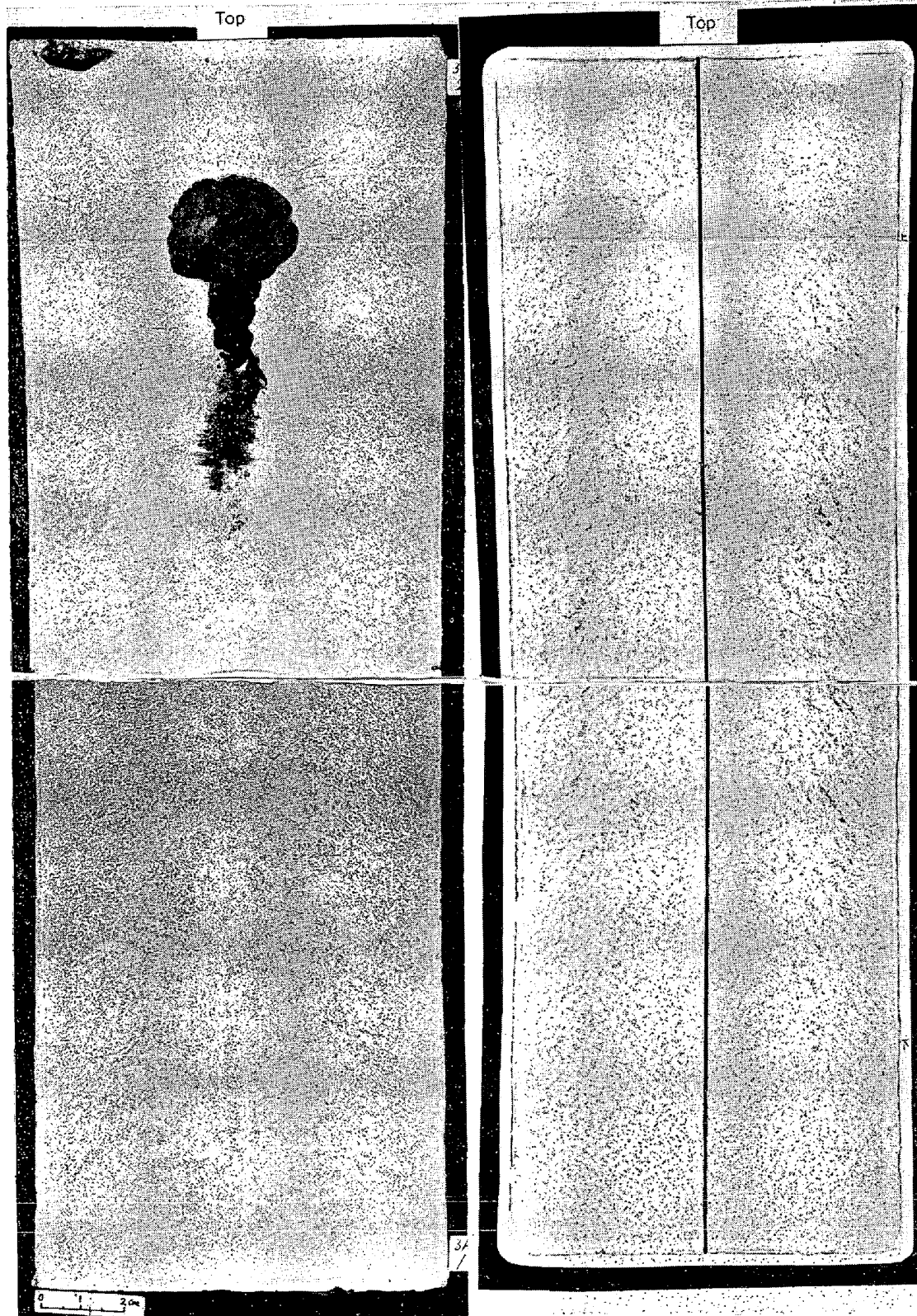


Photo. 1. Macro-structure (left) and sulphur print (right) in longitudinal section of vertical ingot. Check analysis of chemical elements was done along straight line shown in Photo. (3/5).

Co : 融液の初期濃度
 R : 凝固速度
 D : 溶質の拡散係数

X : 凝固界面から溶湯中への垂直距離
 G : 凝固界面近傍の溶湯中の温度勾配
 から $d(\Delta T_s)/dX = 0$ に相当する ΔT_s の極大値 ΔT_s^m を

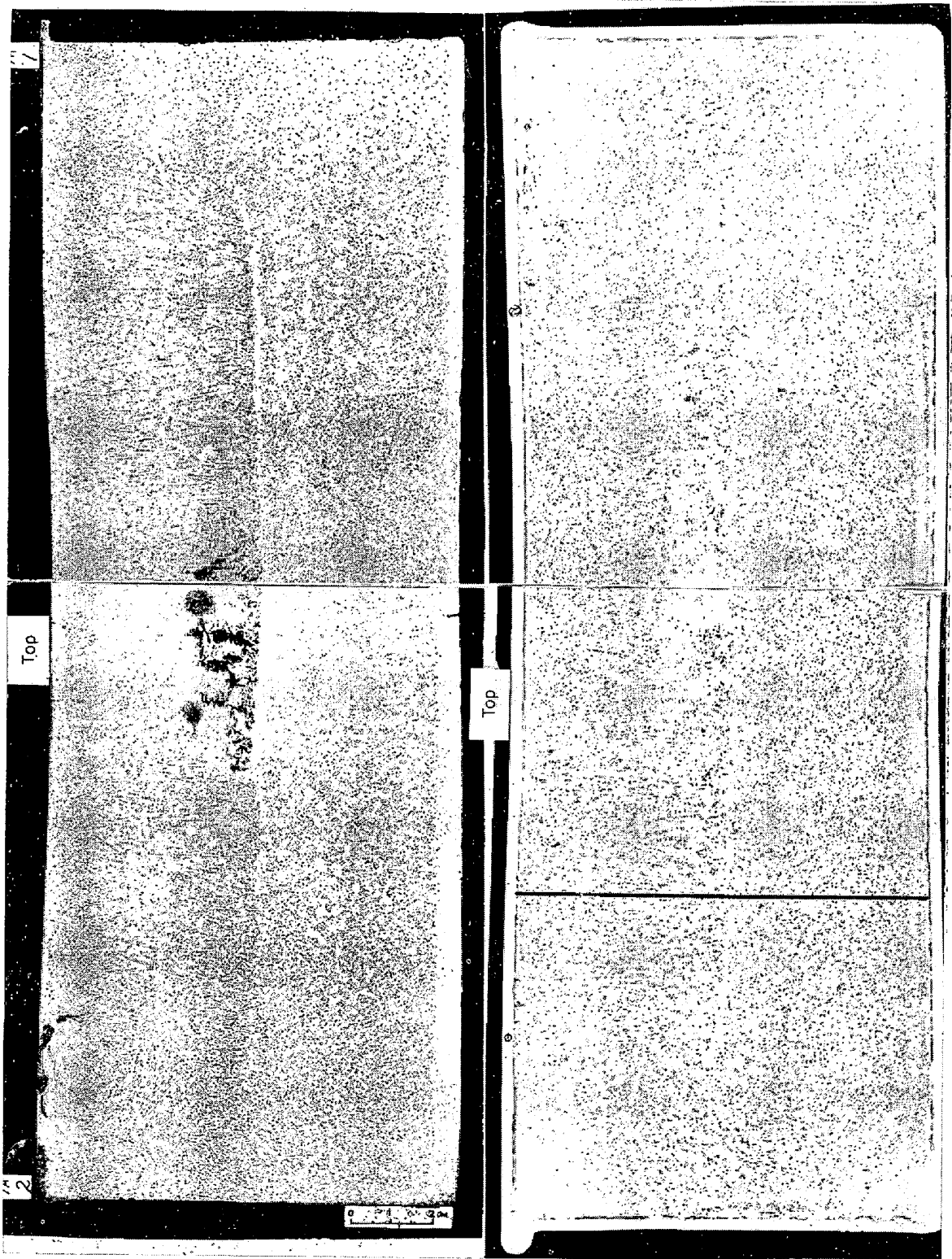


Photo. 2. Macro-structure (left) and Sulphur print (right) in longitudinal section of horizontal ingot. Check analysis of chemical elemical elements was done along straight line shown in Photo. (3/5).

求めると、次式のごとくなる

$$\Delta T_{\text{P}}^{\text{B}} = \Delta T_{\text{f}} (1 - \exp \ln D \cdot G / \Delta T_{\text{f}} \cdot R) + D \cdot G / R \ln D \cdot G / \Delta T_{\text{f}} \cdot R \dots\dots\dots (13)$$

柱状晶から等軸晶(粒状晶)への移行は $\Delta T_{\text{P}}^{\text{B}}$ が核発生のために要する臨界過冷却値 ΔT_{c} よりも大なるときに可能である. Fig. 15 は (13) 式と ΔT_{c} との関係を図

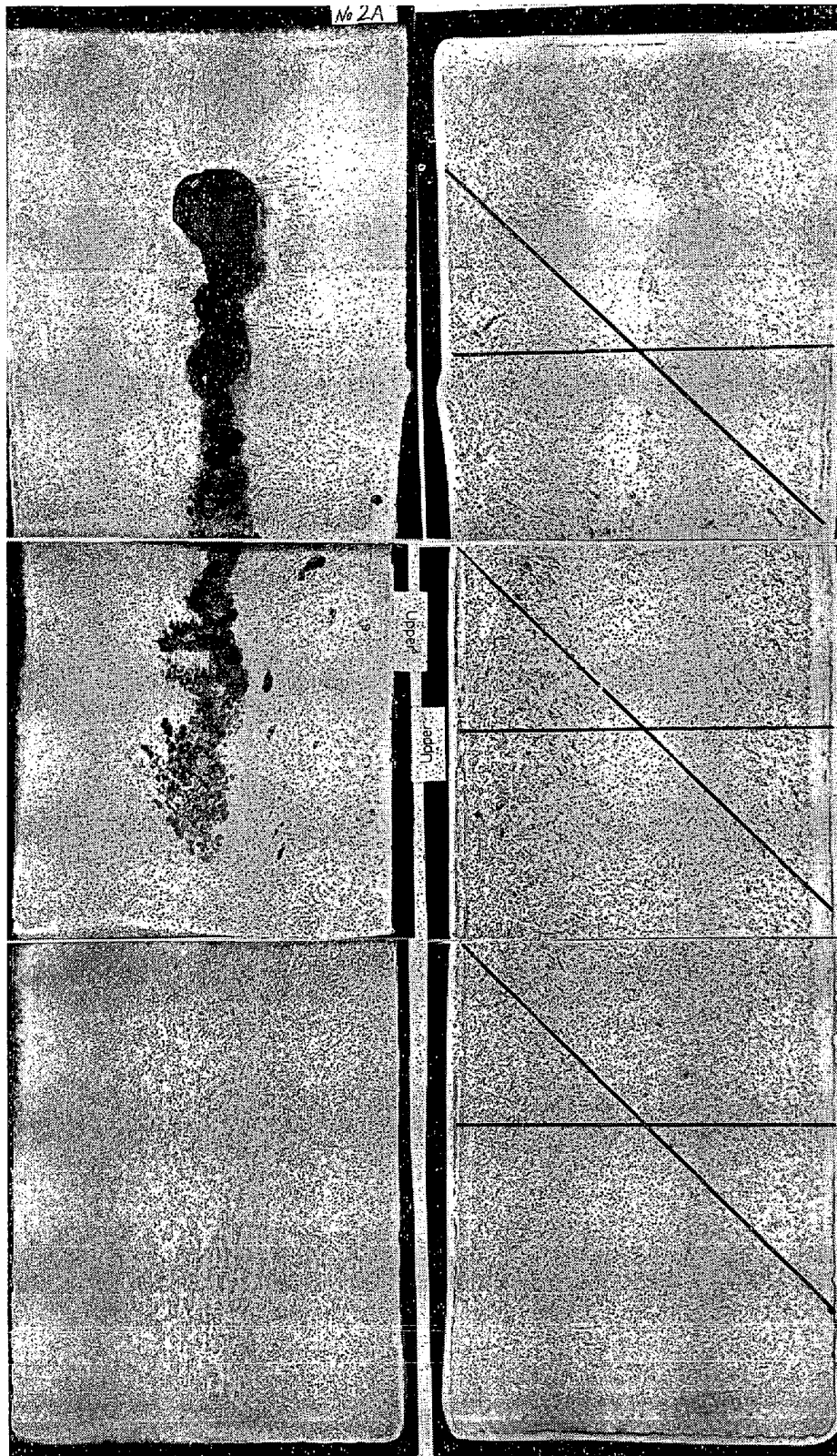


Photo. 3. Macro-structure (left) and sulphur print (right) in longitudinal section of slant ingot. Check analysis of chemical elements was done along straight lines shown in Photo. (1/2).

示したものである。

しかるに本鋼塊のように小型の場合にはRは比較的大となり（全体が凝固を終了するまでに要する時間は20

min程度である）、またそれに関連して溶鋼の温度降下もはやいので、濃化溶鋼が累積される上面からの凝固界面近傍を除き、凝固界面近傍溶鋼中の温度勾配Gは鑄込

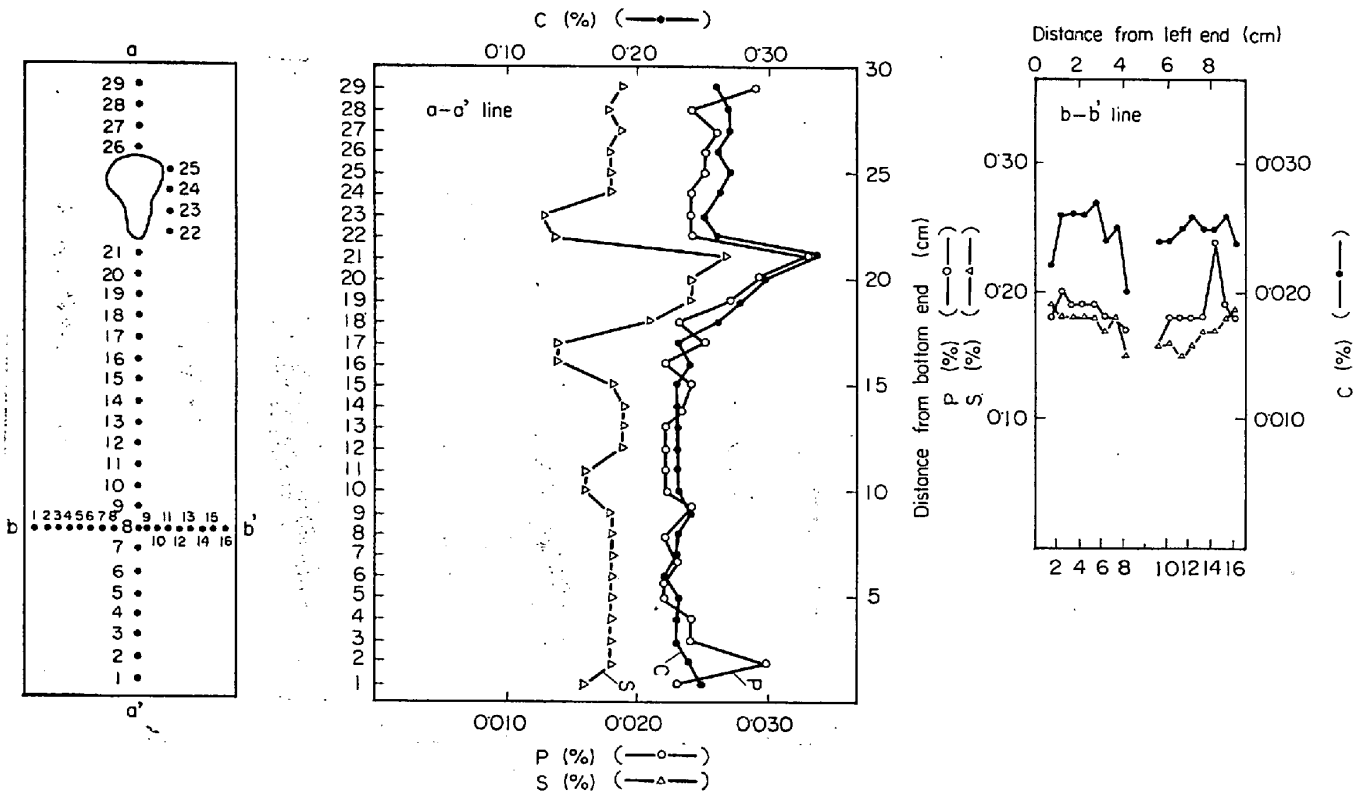


Fig. 10. Distribution of various elements along a-a' and b-b' lines in longitudinal section from vertical ingot.

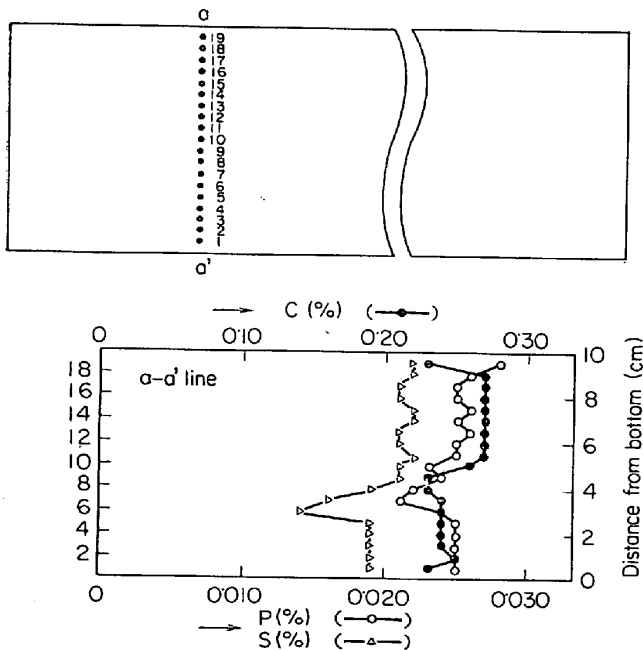


Fig. 11. Distribution of various elements along a-a' line in longitudinal section from horizontal ingot.

み終了後の比較的はやい時期に小となることが推定される。

その結果、柱状晶があまり生じられない中に $G/R < (G/R)_c$ の条件、すなわち等軸晶が生成されるための条件

を満足する状態が形成されるものと考えられる。なお、この点については水平鋼塊のところで詳細に述べる。

次に化学成分に着目してみると、Fig. 10 に示されるように炭素、硫黄、磷はほぼ同様の傾向を示している。いま炭素について偏析状況をみると、Fig. 16 に示すように偏析線発現部、上部柱状晶部および引け巣下最終凝固部で正偏析を示し、最終凝固部では特に著しい。一方負偏析部は中心線を中心に鋼塊下半部に発現している。負偏析部が中心線に沿い、通常鋼塊にみられるよりも長く発現し、しかもほぼ一定値を示しているのは、鋼塊の形状上側面からの凝固による影響が大なためと考えられる。すなわち鋼塊が小型であるため、側面からの凝固の影響を受けて熱的にはほぼ同等の条件にある領域が比較的広範囲に存在し、これに凝固の遅滞が関連してこのような結果をもたらしたと考えるのが妥当であろう。もし沈殿晶説により負偏析部が形成されるとすれば、凝固の進行とともに bulk ならびに沈殿晶の生成源である凝固界面近傍での濃化が促進されるので、沈殿晶の組成も上部程当然高くならねばならない。したがって上述のような化学成分の様な領域が広範囲に存在する結果とは矛盾するように思われる。

(2) 水平鋼塊の場合

鋼塊縦断面のSプリント、マクロ組織ならびに内部組

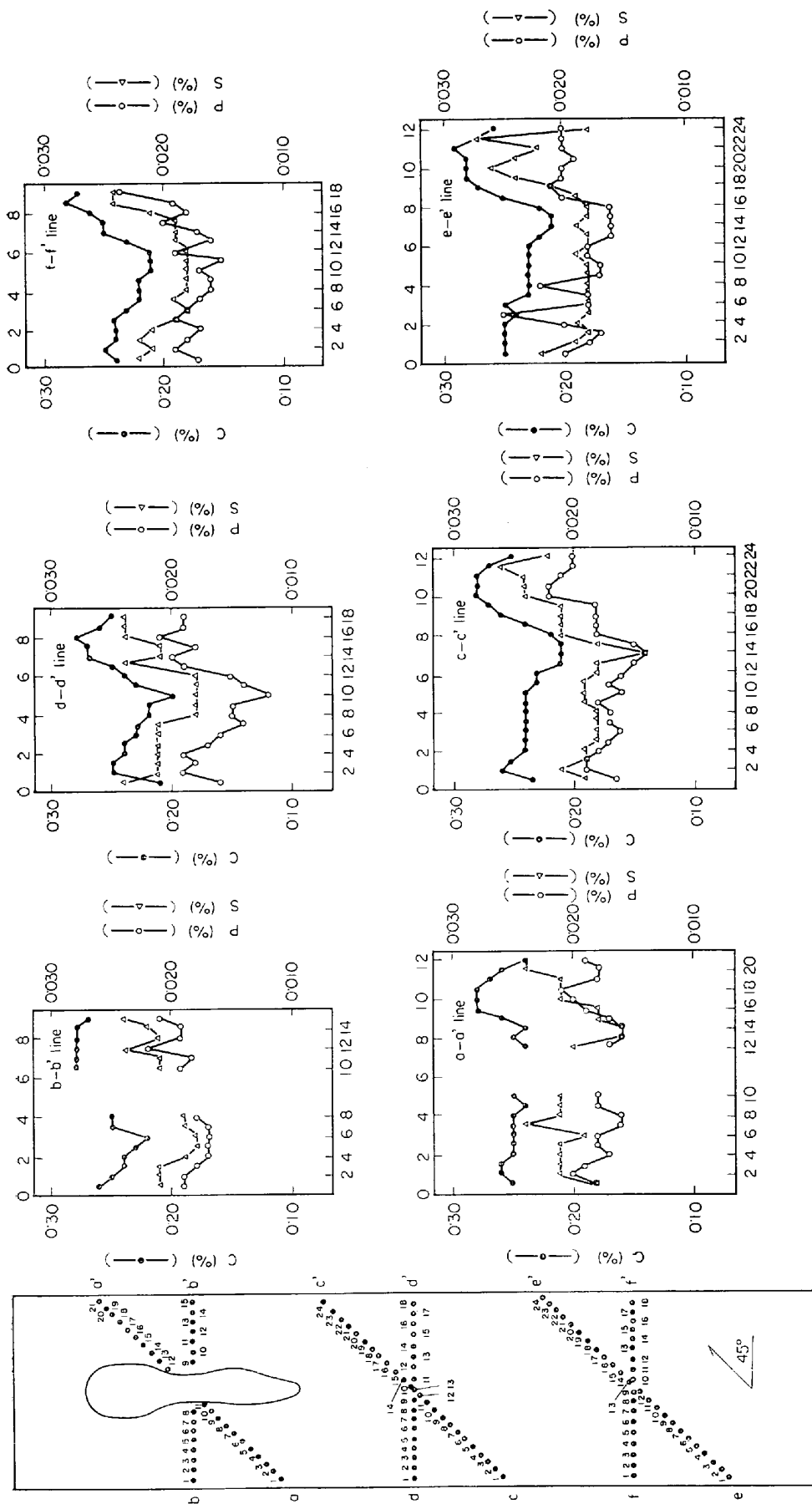


Fig. 12. Distribution of various elements along a-a', b-b', c-c', d-d', e-e', and f-f' lines in longitudinal section from slant ingot.

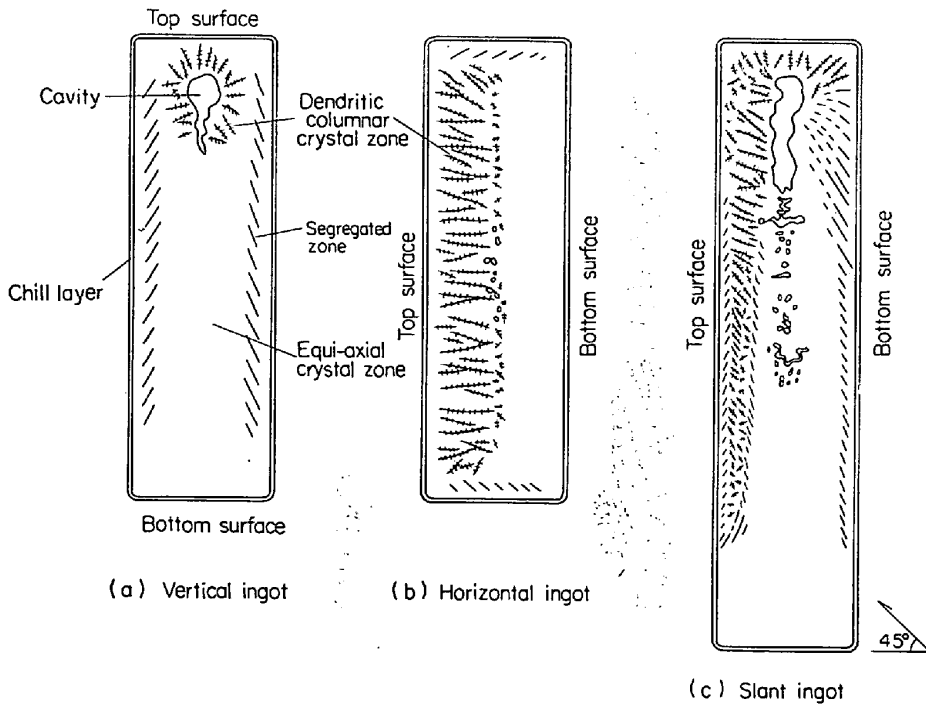


Fig. 13. Schema of macro-structure of longitudinal section from experimental ingots.

が凝固界面近傍に推積するために柱状晶の成長が阻止されると説明されている。

しかしながら、このような考え方からすれば、本試験結果において次のような問題点が生じることになる。

柱状晶部の凝固速度は、その凝固界面近傍溶鋼中に生成される結晶微粒子の凝固速度と同程度と考えられるので、この結晶微粒子の組成は柱状晶部に近いはずである。また凝固の進行とともに柱状晶部凝固界面近傍での溶質成分の濃化は促進され、さらに下方から浮揚してきた濃化溶鋼もこれに加わる。これらのことから結晶微粒子の組成は逐次増加していくはずである。したがつても、下半部の等軸晶部がこれらの結晶微粒子

の沈殿により形成されるとすれば、等軸晶部での組成は中心に向かうにしたがい増加しなければならない。しかるに、Fig. 11 に示すように本結果によれば、下半部等軸晶部の組成は柱状晶部に比べ低値を示し、しかも中心に向かうほど低値となる傾向がみられ、また Fig. 16 に示すように負偏析になつており矛盾した結果を示している。(この点については垂直鋼塊のところでも指摘した)

次にあえて沈殿晶説を支持することにし、沈降した結晶微粒子が沈殿して直接凝固層の成長によると考えるよりもむしろ徐々に沈降した結晶微粒子が下半部溶鋼中に suspend した状態で存在し、結晶の成長を促進させる作用を優先すると考えると、中心に向かうほど凝固速度はおそくなるので、成長した結晶の組成は中心に向かうに

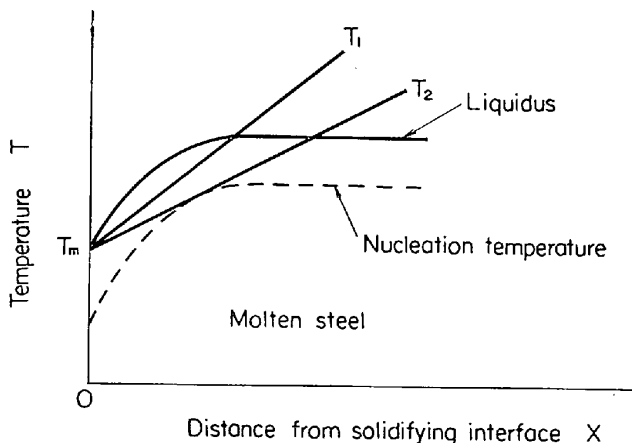


Fig. 14. Thermal condition in case of change from dendritic columnar crystal to equi-axial crystal.

織の概要をそれぞれ Photo. 2, Fig. 13(b) に示す。これらにも示されるように、水平鋼塊においては、上半部に柱状晶部、下半部に等軸晶部を形成することが大きな特長となつているが、その理由としては従来沈殿晶説が強く支持されてきた。またこのような現象が、大型鋼塊負偏析部の生成機構を説明づけている沈殿晶説の大きな根拠ともなつている。すなわち上述したごとく沈殿晶説によれば、上半部では凝固界面近傍の溶湯中に生成された結晶微粒子が比重差により下方に沈降するため、凝固界面での柱状晶の成長を阻止することなく継続せしめる。しかし下半部では上方から沈殿してきた結晶微粒子

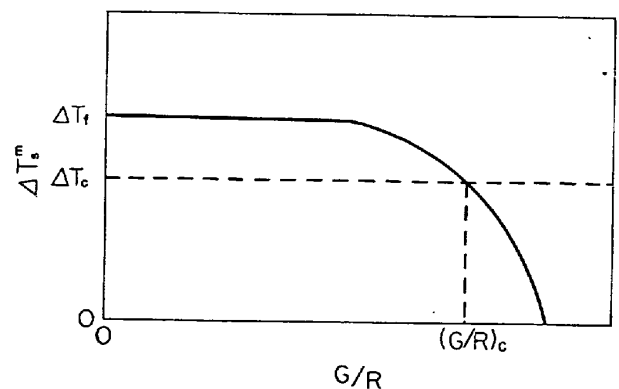


Fig. 15. Forming conditions of dendritic columnar crystal and equi-axial crystal.

ともない低値を示すことも予想されうる。しかしこのように考えた場合、もしその効果が顕著であるとすれば、底面からの熱放散にともない生成される結晶微粒子の成長も当然考えられるので、上面からの凝固に比べ、底面からの凝固はかなりはやいことが推定される。しかるに最終凝固部と考えられる収縮孔の発生位置（あるいはSプリントの濃い部分）はほぼ中心部となっており、そのような形跡は認められない。もし上方から沈殿してきた結晶微粒子が存在したとしても下半部等軸晶部の形成に対してはそれほど効果的な作用をおよぼさないと考えるほうが妥当と思われる。

また沈殿晶説によれば、上半部における柱状晶部の生成条件として凝固界面近傍に形成された結晶微粒子が柱状晶と結合せずに沈降することを指摘している。しかしこのように考えると、底面から柱状晶が生成される場合、その凝固界面近傍に生成された結晶微粒子は、上方から沈降してくるまでもなく、ただちに沈殿し柱状晶と結合するので柱状晶の成長はほとんど阻止されることになり、通常鋼塊底部にしばしばみられる比較的発達した柱状晶部の生成を説明することが困難になる。

このほか結晶微粒子の沈降現象自体においても次の諸点で問題を含んでいるように思われる。

イ) 凝固界面近傍高粘性部の通過は容易に行なわれるかどうか。

ロ) 比較的高温な中心部を通過する際に再溶解などの問題が生じないかどうか。

ハ) 溶鋼間の「濡れ」はそれほど問題にならないかどうか。

ニ) 下方からの濃化溶鋼の浮揚流による影響はないかどうか。

このように沈殿晶説による説明では不十分な点が多い。そこで著者らはこの種の現象に対し次のような説明を試みた。

まず柱状晶と等軸晶の生成条件に着目してみる。先に柱状晶と等軸晶の生成条件として G/R の値に臨界値 $(G/R)_c$ が存在し、 $G/R > (G/R)_c$ のとき柱状晶が生成され、 $G/R < (G/R)_c$ のとき等軸晶が生成されることを述べた。しかるに上面からの凝固の場合には凝固界面近傍に濃化した溶鋼は浮揚できずにそのまま累積されるので凝固の進行とともに濃化は著しくなっていく。また Fig. 11, および Fig. 16 からわかるように下方から

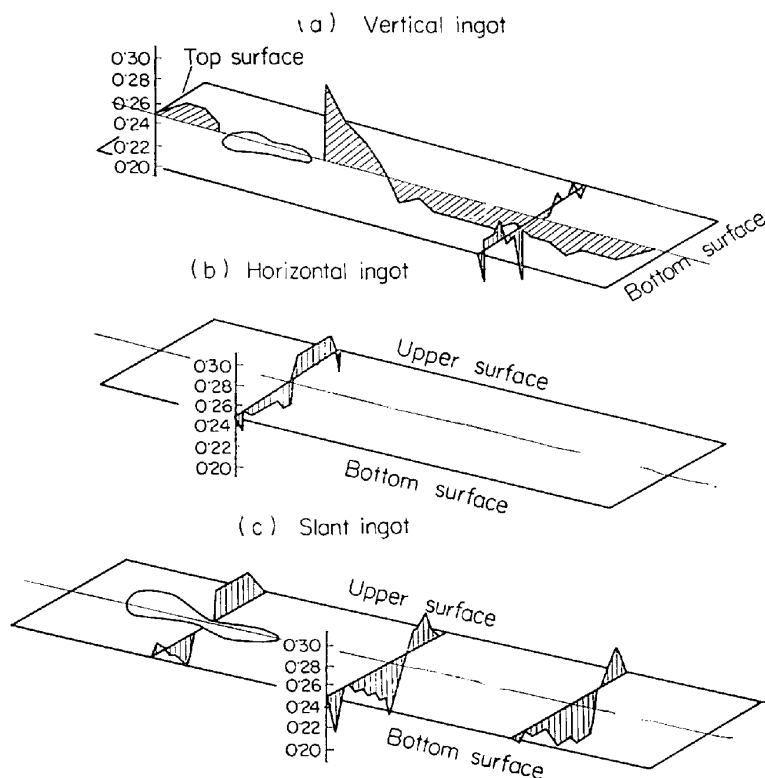


Fig. 16. Segregation condition of carbon in longitudinal sections of each steel ingots.

浮揚した濃化溶鋼もこれに加味される。一方底面からの凝固の場合には凝固界面近傍に濃化した溶鋼は上方に比較的是やい速度で浮揚を行なうので、界面近傍における濃化はそれほど大とはならない。その結果凝固の初期の段階では両面からの凝固界面近傍における温度勾配は上面の方が大となり、それぞれ Fig. 17 の (a), (b) に示すような状態を保持しながら凝固を継続する時期が存在することが考えられる。しかし凝固がある程度進行し、下方から浮揚してくる濃化溶鋼の量が増加すると、上半部の溶鋼の濃度は増大し、同時にまた凝固界面近傍の溶鋼中の濃度勾配も徐々に減少し、あわせて濃化領域も中心部に向かい広がっていく。一方、温度勾配は徐々に減少していく。その結果、上半部では Fig. 17 の (a)' に示すような状態が形成されて依然柱状晶の成長が継続され、他方下半部では Fig. 4(b)' に示すような状態が形成され等軸晶の生成ならびに成長が行なわれるものと思われる。通常鋼塊押湯部によく発達した柱状晶がみられるのは、この Fig. 17 の (a)' のような状態が形成されることによるものと考えられる。

このようにして両面からの凝固は柱状晶部、等軸晶部をそれぞれ拡大していくが、ある時期に達すると、凝固速度の影響を受け温度勾配の減少が濃度勾配の減少に打勝つために、柱状晶凝固界面近傍の状態も Fig. 17 の (b)' のような状態が形成されるに至る。その結果、柱状晶の成長は阻止されて等軸晶の生成が行なわれ、下半部

の等軸晶部と結合したところで鋼塊全体の凝固が終了するものと推定される。

この他、下半部において柱状晶の成長が阻止される理由としては、前述した底面からの凝固界面近傍に生成される結晶微粒子の重力作用、ならびにこの凝固界面近傍から浮揚する濃化溶鋼の流体力学的作用などが考えられるが、詳細は今後の研究に待たざるをえない。

(3) 傾斜鋼塊の場合

Photo. 3 に示す鋼塊縦断面の S プリント、マクロ組織および Fig. 13 (c) に示す内部組織の概要からわかるように、鋼塊の中心線から上側では水平鋼塊の上半部にみられる柱状晶部に相当する部分が存在する。しかし底端から 2/3 以下の部分では、水平鋼塊にみられるようにデンドライトの方向は一様でなく、初期段階では鉛直方向に成長しているが、方向は徐々に乱れ分断される傾向がみられ、かつ中心部近傍まで達していない。一方 2/3 以上の部分では上端ならびに中心線から上側の部分では柱状晶がよく発達し、中心線近傍まで達している。また柱状晶部内側に上向きに偏析した部分が存在している。このような現象ならびに上半部に柱状晶部が発現していることを除けば、組織はおおむね垂直鋼塊に類似している。

上半部に柱状晶部が発現しているのは水平鋼塊におけると同様の理由によると考えられ、成長の方向が鉛直方向になつているのは傾斜上面に垂直な方向に成長した柱状晶が重力の作用により鉛直方向に転換したものとと思われる。また、柱状晶の方向が乱れ、分断され、かつ中心部まで達していない理由としては、下方から浮揚してきた濃化溶鋼が柱状晶の凝固界面近傍に沿い上方に移動する際の流体力学的作用が考えられる。このような作用は柱状晶部の内側に発現している上向きに偏析部の形成機構を考えた際におのずと予想されうる。すなわち下方から濃化溶鋼は、柱状晶部が形成される過程中凝固界面に沿って上昇する。その結果、柱状晶の方向性は徐々に失われていく。しかし溶鋼の温度が次第に低下し、溶鋼中に等軸晶の生成が開始される時期に達すると、凝固界面に沿って上昇していた濃化溶鋼は周囲に比べ凝固点が高いためにいわゆる“bridging 現象”を引惹き、柱状晶部と等軸晶部との間に捕捉される。したがって、凝固後の偏析部は上述のごとく上向きに短い偏析線の集合した状態を呈している。またこのように考えると、結晶の生成ならびに成長は比重差により生じる自然対流程度の流

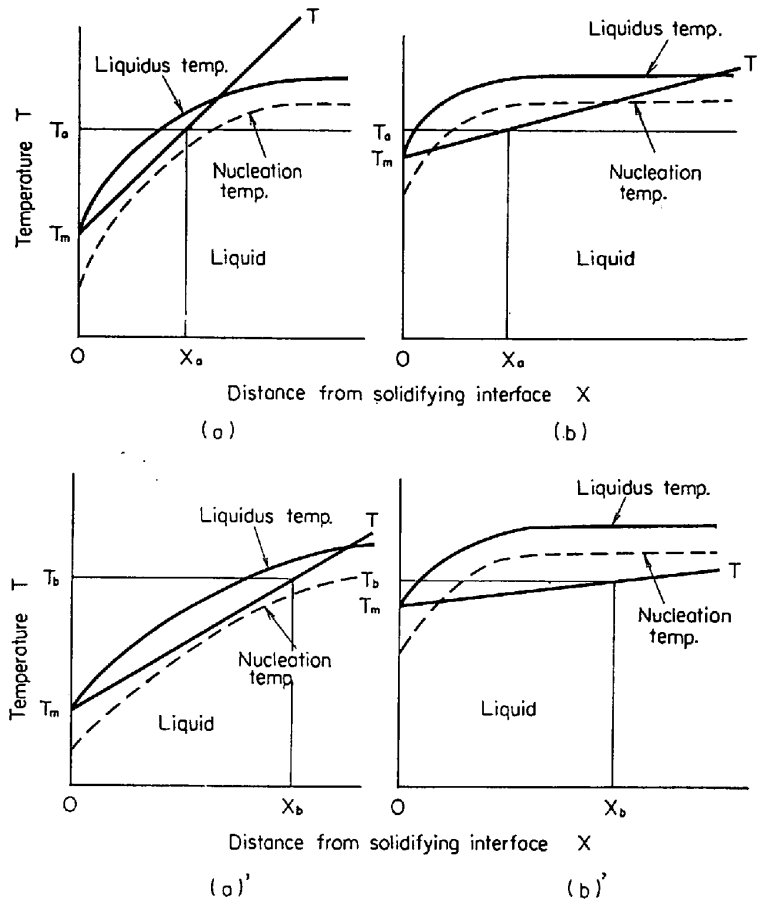


Fig. 17. Interrelation among segregation condition, thermal condition and crystal growth in liquid adjacent to advancing solid-liquid interface.

体の運動によつても影響されることが推定される。

一方もし bridging 現象が起きていたと考えると、偏析部の内側の部分の等軸晶は結晶の沈殿により生成されたと考えるよりも、むしろ前述の等軸晶の生成条件が満たされて生成されたと考える方が妥当であろう。

以上のように、従来沈殿説の大きな裏付けとなつてきた水平凝固試験結果に対する見解も、それを詳細に調べてみると、むしろ沈殿説的に考えるよりも濃化溶鋼の浮揚を主体に考えた方が矛盾なく説明できるように思われる。

3.2 convection theory

次に convection theory であるが、この説にも問題点が多い。まず第 1 に結晶の沈殿現象に与る対流作用は主として柱状晶の成長時期に行なわれるとされているが、柱状晶の成長途上はたして凝固界面近傍において新しい結晶粒子の生成をもたらすような過冷却状態が形成されうるかという大きな問題が生ずる。しかし柱状晶、等軸晶の生成機構に関する現在の理論からはその可能性の少ないことが導かれる。すなわち組成的過冷を中心とした現在の理論によれば、一般に柱状晶から等軸晶へ転

移する際にはいわゆる分岐柱状晶が形成され、しかる後にはじめて等軸晶の形成が開始されると考えられている。したがってこれが発現している位置までは新しい結晶粒子の生成は行なわれなかつたことになる。しかるに分岐柱状晶が実際に発現している位置は、凝固の時期からすると丁度対流が停止し Λ ゴーストの形成が開始される時期に相当している。これらのことからたとえば柱状晶の成長過程において対流が行なわれたとしても結晶の沈殿現象とは無関係であることが推察される。

第2にもし結晶粒子が対流により沈殿されるとした場合、負偏析部(沈殿晶部)の形成をもたらすだけ十分多量の結晶粒子の沈殿がはたして行なわれうるかという点、はなはだ疑問である。

第3に負偏析部の生成の主因が結晶の沈殿作用であるとする、一般に柱状晶部の組成がほぼ均一であることから、負偏析部の中心ほど組成が低いという現象の説明がつかないことになる。

このように convection theory の場合にも結晶の沈殿現象を考え、またそれが鋼塊凝固過程において活発に行なわれると考えると、説明困難な問題が多くみられる。したがってこのような現象が仮りに生じうるとしても鋼塊の凝固機構を左右するほど顕著なものではないと考えるのが妥当であろう。

4. 結 言

鋼塊の凝固過程で生ずる諸現象について著者らの実験結果を中心に2, 3検討を行なつた。それらの結果を要約すると次のようになる。

i) 鋼塊凝固過程では、残溶鋼中で比較的はやい溶質の移動が行なわれ、下方から上方に向かう濃度勾配の形成が行なわれるが、このような現象は濃化溶鋼の mass をもつた状態での浮揚を想定しないと説明がつかない。浮揚のメカニズムとしては種々考えられるが、著者らのモデル実験結果によれば、静止浴中でも濃化溶鋼の浮揚は実際鋼塊で生ずる現象を説明する速度 ($10^{-2} \sim 10^{-1}$ cm/sec のオーダー) で行なわれることが示された。

ii) 鋼塊の凝固初期における残溶鋼中での溶質の移動に対しては、鋳込み時に生ずる溶鋼の惰性流動がかなり影響をおよぼすことが推察される。

iii) 鋼塊の凝固過程では残溶鋼中に自然対流 (thermal convection) ならびに溶質対流 (solute convection) が起こっているとの説が強いが、それが溶質の移動に対しどの程度支配的に作用しているかについては明らかでない。

iv) 従来鋼塊の凝固過程では残溶鋼中に結晶粒子の生成が行なわれ、それが下方に沈殿し負偏析部(沈殿晶

部)を形成するとの説 (gravity theory ならびに convection theory) が強く支持されてきたが、この説には問題点が多く、凝固過程で生ずる諸現象を説明するにはむしろ不適當であるとの結論を得た。

終りにこの論文の発表を許可された株式会社日本製鋼所常務取締役室蘭製作所長鍵和田暢男氏、同所取締役副所長館野万吉氏、ならびにご指導を賜つた同所研究所長下田秀夫博士、同所研究所副所長前川静弥博士に敬意を表するとともに、実験に協力された同所研究所谷口晃造 畔越喜代治、乾 勝の諸君に感謝の意を表する。

文 献

- 1) Reports on the Heterogeneity of Steel Ingots: J. Iron Steel Inst., 113 (1926), p. 39
- 2) Report on the Heterogeneity of Steel Ingots: J. Iron Steel Inst., (1937), p. 363
- 3) L. NORTHCOTT: J. Iron Steel Inst., (1937), p. 363
- 4) First Report of the Melting and Metallurgical Committee, B. I. S. R. A.: J. Iron Steel Inst., 162 (1949), p. 437
- 5) D. R. F. WEST: J. Iron Steel Inst., 164 (1950), p. 182
- 6) B. GRAY: J. Iron Steel Inst., 182 (1956), p. 366
- 7) C. BENECICKS: J. Iron Steel Inst., (1937), p. 363
- 8) H. KOSMIDER et al.: Stahl u. Eisen, 77 (1957), p. 133
- 9) A. A. SBOROWSKI: Stal', 17 (1957), p. 24
- 10) 森, 松尾, 谷沢, 山手: 鉄と鋼, 52 (1966) 3, p. 419
- 11) G. S. COLE and W. C. WINEGARD: J. Inst. Metals, 93 (1964~65), p. 153
- 12) J. A. REYNOLDS and A. PREECE: Institute of British Foundrymen, Annual Meeting, London, 20th~24th June (1955), Paper No. 1123, Part I
- 13) I. E. BOLOTOW et al.: Sawodskaja Laboratorija, 22 (1956), p. 682
- 14) L. M. JEFIMOW and M. T. BULSKI et al.: Stal', 15 (1955), p. 1090
- 15) A. KOHN and J. ARROULT: Rev. Metall., 203 (1965), p. 311
- 16) C. WAGNER: Trans. AIME, 200 (1954), p. 513
- 17) 守川, 小野寺, 荒木田: 鉄と鋼, 44 (1958) 8, p. 872
- 18) 前川, 中川: 鉄と鋼, 44 (1958) 6, p. 650
- 19) 中川, 古沢: 鑄物, 36 (1964), p. 989
- 20) 中川, 百瀬: 鉄と鋼, 52 (1966) 3, p. 431
- 21) C. BENEDICKS, N. ERICSSON and G. ERISON: Arch. Eisenhüttenw., 3 (1930), p. 473

-
- 22) R. N. BARFIELD and J. A. KITCHENER: J. Iron Steel Inst., 180 (1955), p. 324
- 23) 萩原, 高橋: 日本金属学会誌, 29 (1965) 6, p. 631
- 24) 飯島, 稲本, 鉄と鋼: 52 (1966) 3, p. 425
- 25) J. K. MCCAULEY, and F. C. LANGENBERG: J. Metals, (1965), p. 318
- 26) 宮下, 西川: 鉄と鋼, 52 (1966) 4, p. 552
- 27) E. PLÖCKINGER: Clean Steel, Spe. 77, J. Iron Steel Inst., (1962), p. 51
- 28) 中川, 古沢: 学振資料, 19 委, 7511 (1964)
- 29) E. MARBURG: J. Metals, 5 (1953), p. 152
- 30) 中川, 百瀬: 鉄と鋼, 52 (1966) 3, p. 428
- 31) 中川, 百瀬: 鉄と鋼, 52 (1966) 3, p. 434
- 32) W. A. TILLER, K. A. JACKSON, J. W. RUTTER and B. CHALMERS: Acta Met., 1 (1953), p. 428
-