

## 大型鋼塊の凝固に関する研究\*

70578

成田 貴一\*\*・森 隆資\*\*\*

## Study on Solidification of Heavy Steel Ingots

Kiichi NARITA and Takasuke MORI

## Synopsis

Solidification processes of heavy steel ingots are analogized by using computer, and internal structure is discussed in connection with distribution of chemical elements, equi-solidus line, freezing rate (velocity of averaged advancing solidus line) and staying time (staying time between liquidus and solidus temperature). The results are as follows:

- 1) An intimate relation is seen among the internal structures, freezing rate and its distribution.
- 2) Inverse V segregation appeared mainly in the zone with positive acceleration of freezing rate. This means that the segregation take place in granular crystal zone as well as in equi-axial crystal zone.
- 3) The pouring temperature appears to have a great influence on internal structures. In discussing the internal structures, therefore, a good care must be paid on the difference between the pouring temperature of liquid steel and the solidus temperature which is subject to the chemical composition.
- 4) The internal structures along an equi-time solidus line differ in top side and bottom side. There are branched columnar crystals in the top part, equi-axial crystals in the middle part and granular crystals on the bottom parts of 20 t ingot along the 2 hr-solidus line after pouring.
- 5) The last solidifying zone (V segregation zone) shows the gourd-like-shape, which is obviously affected by the electric arc hot-topping, and then fine equi-axial crystals or granular crystals are formed at the bottom.

(Received Mar. 2, 1970)

## 1. 緒 言

鍛造用大型鋳塊の内部には種々の欠陥が発生しやすく、たとえば負偏析域に存在する多量の酸化物系介在物、逆V偏析部に存在する硫化物系介在物のあつまりやマイクロ・キャビティ、鋳塊の top 側や bottom 側に偶発的に発生する“砂きず”、あるいは負偏析、逆V偏析、V偏析などの各種偏析現象がしばしば問題になる。これらの諸欠陥のうち、巨視的な外来的介在物に起因すると考えられる砂きず欠陥をのぞき、負偏析部、逆V偏析部、V偏析部ならびにこれらの部分に介在する諸欠陥は溶鋼の凝固過程において発生するものであり、凝固の進行にもなつておこる残溶鋼中での物質移動ならびに凝固機構と密接な関係をもつていると考えられる。従来よりこれらの諸欠陥の生因に関しては非常に多くの研究がおこなわれ、いろいろな考え方が発表されているが<sup>1)~10)</sup>、いずれも鋳塊の凝固過程における諸現象を客観的な立場から把握し、よく理解された上で提唱されたものであるとはいいがたい。

著者らもこの種の問題に多大の関心をもち、塩基性電弧炉溶製の大型鋳塊、酸性平炉溶製の大型鋳塊および塩基性電弧炉溶製の真空鋳造鋳塊について切断実

験をおこない、断面のマクロ腐食組織、サルファープリント組織の観察、染色浸透試験、磁気探傷試験、オートラジオグラフィ、光学顕微鏡による観察、X線回折、EPMA および化学分析などを適用して各鋳塊の内部性状を調べ、比較検討をおこなつて多大の成果を収めてきた<sup>11)~14)</sup>。しかしながら鋳塊内に認められる各種偏析の生成機構、凝固現象と凝固組織との関連性などについては、斯界における他の多くの研究と同様にまだその大部分が未解決であるといつても過言ではない。

ところが最近における大型電子計算機のめざましい普及により、それを利用して相当複雑な計算も容易におこなうことができるようになり、従来の計算手段ではとうてい不可能とされていた鋳塊の凝固過程の現象を電弧加熱、押湯保温耐火材などによる鋳塊 top 部の加熱や保温などの実際操業に準じた諸条件をいれて数値計算により追跡することができるようになった。そうして鋳塊内における温度分布、凝固終了範囲、凝固速度分布、さらに凝固現象と凝固組織との関連性などについてもかなり適

\* 昭和43年4月本会講演大会にて発表  
昭和45年3月2日発行

\*\* 神戸製鋼所(株)中央研究所 理博、工博

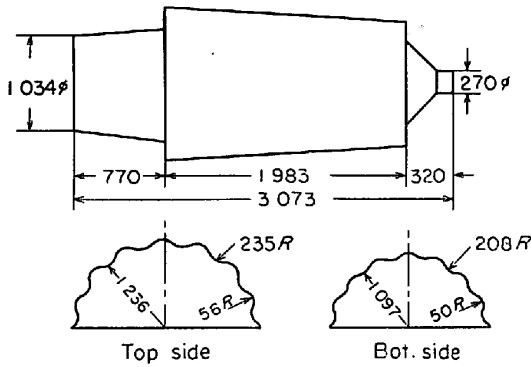
\*\*\* 神戸製鋼所(株)中央研究所 工博

確な解析ができるようになってきた<sup>14)~19)</sup>。そこで本報においてには、このような鑄塊の凝固過程の計算方法とその計算結果にもとづいて鑄塊の凝固速度および加速度と凝固組織との関連性について検討をおこなった結果を紹介する。

## 2. 方 法

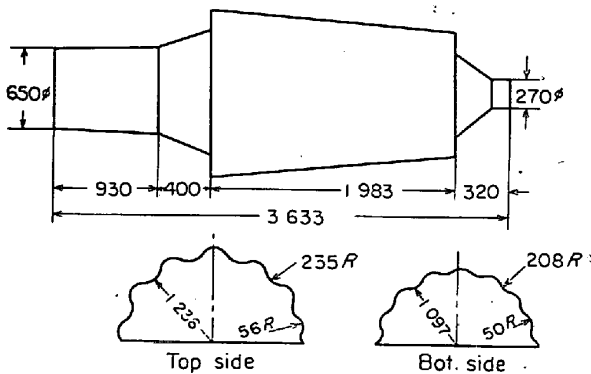
### 2.1 実験試料

本研究には公称 25 t エルー式塩基性電弧炉で溶製し、大気中で鑄造した 20 t 16 角菊型鑄塊 (以下 BEAC 鑄塊と略記する)、同塩基性電弧炉で溶製し、真空中で鑄



Ingot for vacuum cast

Total weight 21.400 t, Body weight 16.467 t  
Feeder weight 4.526 t, Feeder/Body 23.07%  
L/D 1.7, Taper 35/1000



Ingot for air cast

Total weight 21.649 t, Body weight 16.468 t  
Feeder weight 4.174 t, Feeder/Body 21.8%  
L/D 1.7, Taper 35/1000

Fig. 1. Shapes of air and vacuum cast ingot.

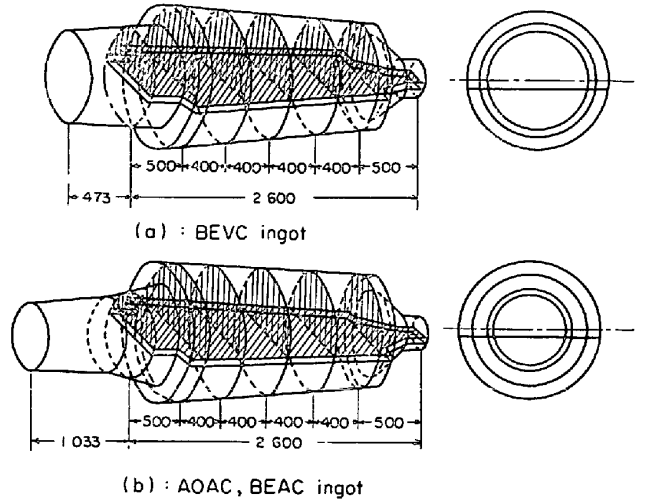


Fig. 2. Schematic diagram of cutting test plate.

造した 20 t 16 角菊型鑄塊 (以下 BEVC 鑄塊と略記する) ならびに公称 60 t メルツ式酸性平炉で溶製し、大気中で鑄造した 20 t 16 角菊型鑄塊 (以下 AOAC 鑄塊と略記する) の 3 種類を実験鑄塊として用いた。

実験鑄塊はいずれも押湯部を切りすてたのち、ほぼ 6 等分し、ついで横方向および中心軸に沿って縦方向から厚さ約 30 mm の板材を切り出して諸実験に供した。実験鑄塊の形状の概略および切断要領を示すと Fig. 1 および 2 のとおりであり、これらの鑄塊の化学組成ならびにおもな造塊条件を示すと Table 1 および 2 のとおりである。

### 2.2 オートラジオグラフィ

物質に熱中性子線を照射すると、物質を構成する各元素は主として (n, γ) 反応によって放射化され、その際生成する放射性同位元素の放射能の強さは (1) 式であらわされる。

$$A = N \cdot f \cdot \sigma (1 - e^{-\lambda t}) \cdot e^{-\lambda t'} \dots \dots \dots (1)$$

ただし  $N = 6.02 \times 10^{23} \times \theta \cdot W/M$ ,  $\lambda = 0.693/T$  であり、

A : 熱中性子線照射後、時間 t' (sec) を経過した時点における生成核種の放射能強度 (dps)

N : ターゲット核種の原子数

f : 原子炉内の中性子線速密度 (n/cm<sup>2</sup>/sec)

σ : ターゲット核種の放射化断面積 (cm<sup>2</sup>)

Table 1. Chemical composition of test ingot.

Ingot	Design	C	Mn	Si	P	S	O	N
BEAC	S 45C	0.47	0.62	0.27	0.048	0.021	0.0067	0.0076
BEVC	S 45C	0.42	0.58	0.29	0.021	0.012	0.0030	0.0060
AOAC	S 45C	0.43	0.62	0.26	0.022	0.019	0.0089	0.0054

BEAC : Basic electric arc furnace, air cast  
BEVA : Basic electric arc furnace, vacuum cast  
AOAC : Acidic open hearth Furnace, air cast

Table 2. Casting condition.

Ingot	Design	Teeming condition	Ingot weight	Tap. temp.	Teeming temp.	Teeming time
BEAC	S 45C	Air	20 t	1 605 C	1524 ~1515° C	15'15''
BEVC	S 45C	Vacuum	20 t	1 642 C	1561 ~1515° C	7'07''
AOAC	S 45C	Air	20 t	1 580 C	1502 ~1490° C	15'12''

Table 3. Physical properties of materials.

Properties	Ingot	Mould	Fire-brick	Others
Thermal conductivity (cal/cm·sec·°C)	0.067 (Liq.)	0.105	0.0032	
Specific heat (cal/g·°C)	0.179	0.160	0.180	
Density (g/cm)	7.4	7.10	2.0	
Standard thermal conductivity (cal/cm·sec·°C)	0.117 (at 0°C)	0.143 (at 0°C)	0.00225 (at 0°C)	
Radition ratio $\epsilon$	0.90	0.85	0.95	
Latent heat $L$ (cal/g)	65			
STEFAN'S const. $\sigma$ (cal/cm·sec·°K)				$1.38 \times 10^{-12}$
Surrounding atm. temperature °C				50

$\lambda$  : ( $n, \gamma$ ) 反応によって生成した核種の壊変定数

$t$  : 熱中性子線照射時間 (sec)

$\theta$  : ターゲット核種の同位存在比

$W$  : 放射化される元素の物質中における存在量 (g)

$M$  : 放射化される元素の原子量

$I$  : 生成核種の半減期である

したがって実験鑄塊より採取した試料中に含まれている各元素の含有率と核的特性値を(1)式に代入すれば試料中で生成される種々の放射性核種によって生ずる放射能強度を算出することができる。Fig. 3はS 45C実験鑄塊の熱中性子線照射によって生ずる核種の生成量とその減衰量を時間の関数としてあらわしたものである。これよりあきらかなように、放射化後 20hr から 70hr までは  $^{64}\text{Cu}$  の放射能がもつとも強く、したがってこの時間内にオートラジオグラフを撮影すれば、試料中の Cu あるいは Cu および Mn の分布状況を知ることができる。さらに固相-液相間におけるこれらの元素の分配係数の相違から、鑄塊内の組織を詳細に観察し、識別することができる。

### 2.3 熱移動による凝固過程の計算方法

#### 2.3.1 鑄塊および鑄型内における熱移動の計算

非定常的な熱流に関する円筒座標系の偏微分方程式は(2)式であらわされる。

$$C \cdot \rho \frac{\partial \theta}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left( K \cdot \frac{\partial \theta}{\partial x} \right) + \frac{K}{x} \cdot \frac{\partial \theta}{\partial x} + \frac{\partial}{\partial y} \left( K \cdot \frac{\partial \theta}{\partial y} \right) \dots \dots \dots (2)$$

ここで、 $\theta$  : 座標 ( $x, y$ ) 点における時間  $t$  での温度,

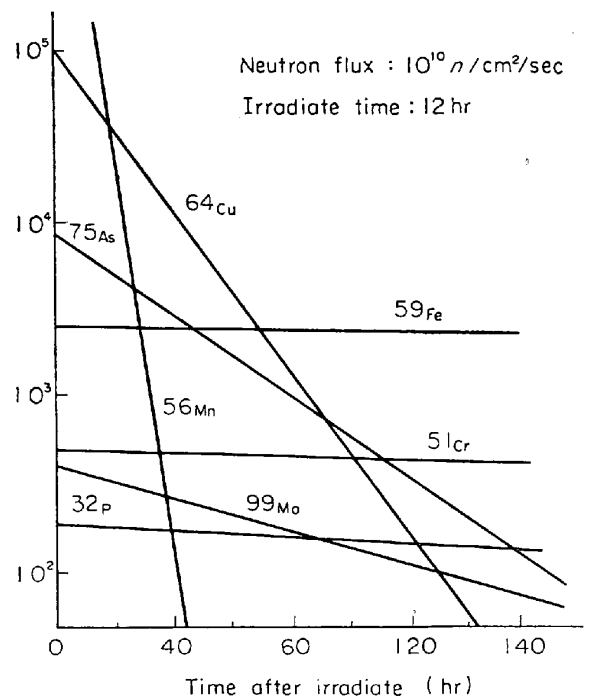


Fig. 3. Radiation decrease of irradiated isotopes.

C : 物質の比熱,  $\rho$  : 密度,  $K$  : 熱伝導度である.

もし温度が若干変わつても, 物質の熱的性質にはほとんど変化がないとすれば, (2) 式は (3) 式であらわされる.

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = K' \cdot \frac{\partial^2 \theta}{\partial x^2} + \frac{K'}{x} \cdot \frac{\partial \theta}{\partial x} + K' \cdot \frac{\partial^2 \theta}{\partial y^2} \dots\dots\dots (3)$$

$$K' = K/c \cdot \rho$$

しかし, 温度によって熱的性質がかなり変化する場合に  
は, (2) 式はそのまま線形の偏微分方程式にはならない.  
そこでつぎのような関数  $\phi$  を導入すると (2) 式は (5)  
のようになる.

$$\phi = \int_{\theta_d}^{\theta} K/K_d \cdot d\theta \dots\dots\dots (4)$$

$K$  : 温度  $\theta$  における熱伝導率

$K_d$  : 任意の基礎温度  $\theta_d$  における熱伝導率

$$\frac{\partial \theta}{\partial t} = K_d(\phi) \cdot \left( \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} + \frac{1}{x} \cdot \frac{\partial \phi}{\partial x} + \frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} \right) \dots\dots\dots (5)$$

また  $H$  : 伝導物質の単位重量あたりの熱含量, とし,

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{\partial H}{\partial \theta} \cdot \frac{\partial \theta}{\partial t}, \quad C = \frac{\partial H}{\partial \theta} \dots\dots\dots (6)$$

(6) 式の関係を用いると (5) 式は (7) 式のよ  
うになる.

$$\frac{\partial H}{\partial t} = \frac{K_d}{\rho} \cdot \left( \frac{\partial^2 \phi}{\partial x^2} + \frac{1}{x} \cdot \frac{\partial \phi}{\partial x} + \frac{\partial^2 \phi}{\partial y^2} \right) \dots\dots\dots (7)$$

鑄塊ならびに鑄型の物理的性質は温度の変化によ  
て変わるのて, これらの物質中における熱の移動は (7)  
式を用いて計算することができるが, そのままの形で数  
値計算することは無理である. そこで SARJANT らの取  
扱<sup>20), 21)</sup>に準じて (7) 式に差分近似をほどこし, 差  
分表示による偏微分方程式におきかえて計算をおこな  
うことにした.

いま時間  $t$  における格子点  $(m, n)$  の含熱量を  $H_{m, n, t}$   
とし,  $dt$  時間後の同格子点の含熱量を  $H_{m, n, t+dt}$   
とすれば, (7) 式は差分表示によって (8) 式のよ  
うになる.

$$H_{m, n, t+dt} = H_{m, n, t} + \{F_{m, n, t(x)} + F_{m, n, t(y)}\} \dots (8)$$

$$F_{m, n, t(x)} = \frac{2K_d \cdot dt}{\rho} \left\{ \frac{(x_2) \cdot \phi_{m-1, n, t} - [(x_1) + (x_2)] \cdot \phi_{m, n, t}}{(x_1) \cdot (x_2) \cdot [(x_1) + (x_2)]} + \frac{(x_1) \cdot \phi_{m+1, n, t} - [(x_1) + (x_2)] \cdot \phi_{m, n, t}}{2r \cdot [(x_1) + (x_2)]} \right\} \dots\dots\dots (8')$$

$$F_{m, n, t(y)} = \frac{2K_d \cdot dt}{\rho} \left\{ \frac{(y_2) \cdot \phi_{m, n-1, t} - [(y_1) + (y_2)] \cdot \phi_{m, n, t}}{(y_1) \cdot (y_2) \cdot [(y_1) + (y_2)]} + \frac{(y_1) \cdot \phi_{m, n+1, t} - [(y_1) + (y_2)] \cdot \phi_{m, n, t}}{2r \cdot [(y_1) + (y_2)]} \right\} \dots\dots\dots (8'')$$

Center

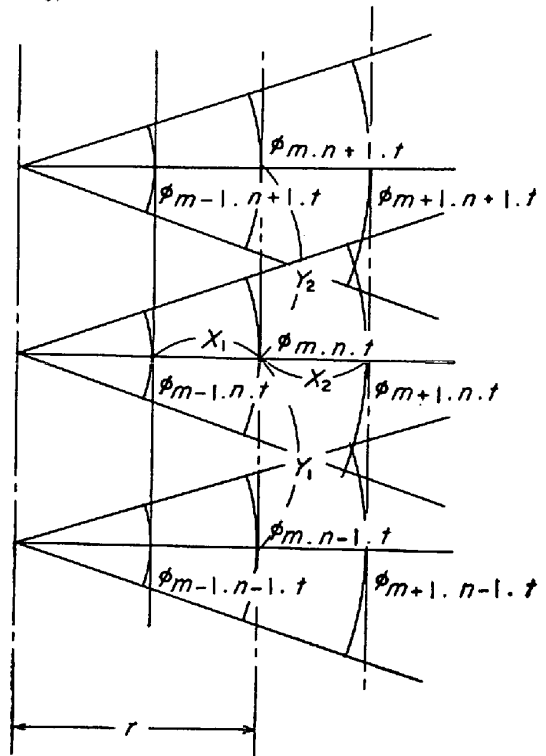


Fig. 4. Relations among the points.

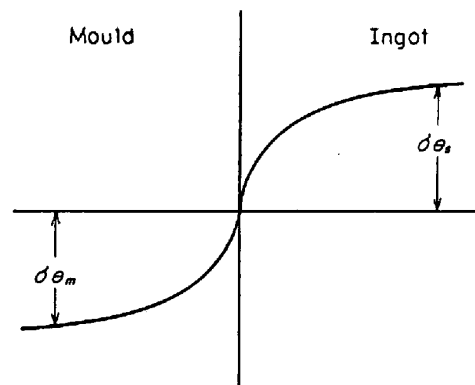


Fig. 5. Temperature distribution between the mould and the ingot.

- ここで,  $m-1, m, m+1$  :  $x$  軸 (半径) 方向の連続した点
- $n-1, n, n+1$  :  $y$  軸 (縦) 方向の連続した点
- $t, t+dt$  : 連続した微小時間
- $r'$  : 中心から点  $(m, n)$  までの距離

であり, これらの座標点の位置関係を図示すると Fig. 4  
のとおりである. (8) 式に示した差分方程式によって  
鑄塊および鑄型内の熱伝導の計算を進めるに際しては,  
まず境界条件として鑄込時の鑄型内溶鋼と鑄型壁の温度  
を求める必要がある. これらの温度は (9) 式によって

求めることができ、その計算結果を示すと Fig. 5 のようになる。


$$\sqrt{\frac{K_M \cdot \tau}{C_M \cdot \rho_M}} \cdot C_M \cdot \rho_M \cdot \delta\theta_M = \sqrt{\frac{K_S \cdot \tau}{C_S \cdot \rho_S}} \cdot \rho_S \cdot (C_S \cdot \delta\theta_S + L) \quad \dots\dots\dots (9)$$

$\delta\theta_M + \delta\theta_S = (\text{鑄込温度}) - (\text{鑄型の初期温度})$

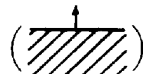
ここで、 $\tau : dt$ に比べて十分に短い時間、 $K_M$  : 鑄型の熱伝導率、 $C_M$  : 鑄型の比熱、 $\rho_M$  : 鑄型の密度、 $K_S$  : 鑄塊の熱伝導率、 $C_S$  : 鑄塊の比熱、 $\rho_S$  : 鑄塊の密度、 $L$  : 溶鋼の潜熱、 $\theta_M$  : 鑄型温度と境界面温度との差、 $\theta_S$  : 鑄込温度と境界面温度との差である。

2.3.2 鑄塊および鑄型表面における放熱ならびに吸熱に関する計算

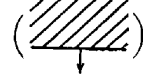
溶鋼の凝固過程を通じ、鑄塊および鑄型の境界面においてにはつねに放熱あるいは吸熱がおこっているわけであるが、この現象は場所ならびに条件によつてかなり異なる。そこで本計算に用いた関係式を列記するとつぎのとおりである。

(1) 半径方向の放熱 

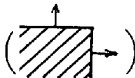
$$H_{m,n,t+dt} = H_{m,n,t} + \frac{2K_d \cdot dt}{\rho} \left[ \left\{ \frac{\phi_{m-1,n,t} - \phi_{m,n,t}}{(x_1)^2} - \frac{W}{K_d} \cdot \left( \frac{1}{x_2} + \frac{1}{2r} \right) \right\} + \left\{ \frac{(y_2) \cdot \phi_{m,n-1,t} - [(y_1) + (y_2)] \cdot \phi_{m,n,t} + (y_1) \cdot \phi_{m,n+1,t}}{(y_1) \cdot (y_2) \cdot [(y_1) + (y_2)]} \right\} \right] \quad \dots\dots\dots (10)$$

(2) 上向きの放熱 

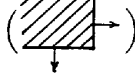
$$H_{m,n,t+dt} = H_{m,n,t} + \frac{2K_d \cdot dt}{\rho} \left[ \left\{ \frac{(x_1) \cdot \phi_{m+1,n,t} - [(x_1) + (x_2)] \cdot \phi_{m,n,t} + (x_2) \cdot \phi_{m-1,n,t}}{(x_1) \cdot (x_2) \cdot [(x_1) + (x_2)]} + \frac{1}{2r} \cdot \frac{\phi_{m+1,n,t} - \phi_{m-1,n,t}}{(x_1) + (x_2)} \right\} + \left\{ \frac{\phi_{m,n-1,t} - \phi_{m,n,t}}{(y_1)^2} - \frac{W}{K_d \cdot (y_1)} \right\} \right] \quad \dots\dots\dots (11)$$

(3) 下向きの放熱 

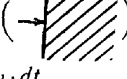
$$H_{m,n,t+dt} = H_{m,n,t} + \frac{2K_d \cdot dt}{\rho} \left[ \left\{ \frac{(x_1) \cdot \phi_{m+1,n,t} - [(x_1) + (x_2)] \cdot \phi_{m,n,t} + (x_2) \cdot \phi_{m-1,n,t}}{(x_1) \cdot (x_2) \cdot [(x_1) + (x_2)]} + \frac{1}{2r} \cdot \frac{\phi_{m+1,n,t} - \phi_{m-1,n,t}}{(x_1) + (x_2)} \right\} + \left\{ \frac{\phi_{m,n+1,t} - \phi_{m,n,t}}{(y_2)^2} - \frac{W}{K_d \cdot (y_2)} \right\} \right] \quad \dots\dots\dots (12)$$

(4) 上方隅部の放熱 


$$H_{m,n,t+dt} = H_{m,n,t} + \frac{2K_d \cdot dt}{\rho} \left[ \left\{ \frac{\phi_{m-1,n,t} - \phi_{m,n,t}}{(x_1)^2} - \frac{W}{K_d \cdot (x_2)} + \frac{1}{2r} \right\} + \left\{ \frac{\phi_{m,n-1,t} - \phi_{m,n,t}}{(y_1)^2} - \frac{W}{K_d \cdot (y_1)} \right\} \right] \quad \dots\dots\dots (13)$$

(5) 下方隅部の放熱 

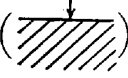
$$H_{m,n,t+dt} = H_{m,n,t} + \frac{2K_d \cdot dt}{\rho} \left[ \left\{ \frac{\phi_{m-1,n,t} - \phi_{m,n,t}}{(x_1)^2} - \frac{W}{K_d \cdot (x_2)} + \frac{1}{2r} \right\} + \left\{ \frac{\phi_{m,m+1,t} - \phi_{m,n,t}}{(y_2)^2} - \frac{W}{K_d \cdot (y_2)} \right\} \right] \quad \dots\dots\dots (14)$$

(6) 半径方向の吸熱 

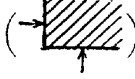
$$H_{m,n,t+dt} = H_{m,n,t} + \frac{2K_d \cdot dt}{\rho} \left[ \left\{ \frac{\phi_{m+1,n,t} - \phi_{m,n,t}}{(x_1)^2} + \frac{W}{K_d \cdot (x_2)} \right\} + \left\{ \frac{(y_2) \cdot \phi_{m,n-1,t} - [(y_1) + (y_2)] \cdot \phi_{m,n,t} + (y_1) \cdot \phi_{m,n+1,t}}{(y_1) \cdot (y_2) \cdot [(y_1) + (y_2)]} \right\} \right] \quad \dots\dots\dots (15)$$

(7) 上向きの吸熱 

$$H_{m,n,t+dt} = H_{m,n,t} + \frac{2K_d \cdot dt}{\rho} \left[ \left\{ \frac{(x_1) \cdot \phi_{m+1,n,t} - [(x_1) + (x_2)] \cdot \phi_{m,n,t} + (x_2) \cdot \phi_{m-1,n,t}}{(x_1) \cdot (x_2) \cdot [(x_1) + (x_2)]} - \frac{1}{2r} \cdot \frac{\phi_{m+1,n,t} - \phi_{m-1,n,t}}{(x_1) + (x_2)} \right\} + \left\{ \frac{\phi_{m+1,n,t} - \phi_{m,n,t}}{(y_2)^2} + \frac{W}{K_d \cdot (y_2)} \right\} \right] \quad \dots\dots\dots (16)$$

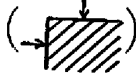
(8) 下向きの吸熱 

$$H_{m,n,t+dt} = H_{m,n,t} + \frac{2K_d \cdot dt}{\rho} \left[ \left\{ \frac{(x_1) \cdot \phi_{m+1,n,t} - [(x_1) + (x_2)] \cdot \phi_{m,n,t} + (x_2) \cdot \phi_{m-1,n,t}}{(x_1) \cdot (x_2) \cdot [(x_1) + (x_2)]} - \frac{1}{2r} \cdot \frac{\phi_{m+1,n,t} - \phi_{m-1,n,t}}{(x_1) + (x_2)} \right\} + \left\{ \frac{\phi_{m,n-1,t} - \phi_{m,n,t}}{(y_1)^2} + \frac{W}{K_d \cdot (y_1)} \right\} \right] \quad \dots\dots\dots (17)$$

(9) 上向き隅部の吸熱 

$$H_{m,n,t+dt} = H_{m,n,t} + \frac{2K_d \cdot dt}{\rho}$$

$$\left[ \left\{ \frac{\phi_{m+1,n,t} - \phi_{m,n,t}}{(x_2)^2} + \frac{W}{K_d} \cdot \left( \frac{1}{x_2} - \frac{1}{2r} \right) \right\} + \left\{ \frac{\phi_{m,n+1,t} - \phi_{m,n,t}}{(y_2)^2} + \frac{W}{K_d \cdot (y_2)} \right\} \right] \dots\dots\dots (18)$$

(10) 下向き隅部の吸熱 

$$H_{m,n,t+dt} = H_{m,n,t} + \frac{2K_d \cdot dt}{\rho}$$

$$\left[ \left\{ \frac{\phi_{m+1,n,t} - \phi_{m,n,t}}{(x_2)^2} + \frac{W}{K_d} \cdot \left( \frac{1}{x_2} - \frac{1}{2r} \right) \right\} + \left\{ \frac{\phi_{m,n-1,t} - \phi_{m,n,t}}{(y_1)^2} + \frac{W}{K_d \cdot (y_1)} \right\} \right] \dots\dots\dots (19)$$

また鑄塊，鑄型および押湯構造物（耐火物）などの表面から雰囲気への熱の放出量  $W$  (Cal/m<sup>2</sup> hr) はつぎのようにして計算することができる<sup>37)</sup>。

(1) 上向き表面からの熱の放出

$$W_i = 2 \cdot 8(\theta_i - \theta_a)^{5/4} + \sigma \cdot E_i \{ (\theta_i + 273)^4 - T_a^4 \} \dots (20)$$

(2) 側面からの熱の放出

$$W_i = 2 \cdot 2(\theta_i - \theta_a)^{5/4} + \sigma \cdot E_i \{ (\theta_i + 273)^4 - T_a^4 \} \dots (21)$$

(3) 下向き表面からの熱の放出

$$W_i = 1 \cdot 5(\theta_i - \theta_a)^{5/4} + \sigma \cdot E_i \{ (\theta_i + 273)^4 - T_a^4 \} \dots (22)$$

ここで、 $\theta_i$ : 鑄塊，鑄型あるいは押湯構造物の表面温度  
 $\theta_a$ : 雰囲気温度， $T_a$ :  $\theta_a + 273$ ， $E_i$ : 鑄塊，鑄型あるいは押湯構造物の表面放射率， $\sigma$ : ステファン定数，である。

2.3.3 溶鋼鑄込後から空隙形成までの期間および空隙形成後における境界面での熱の移動

鑄塊と鑄型あるいは押湯構造物が接触している場合，相互間の境界面においては熱の移動は伝導によっておこなわれるわけであり，したがってつぎのような関係が成立する。ただし添字 S, M および B はそれぞれ鑄塊，鑄型および押湯構造物をあらわす。

$$H_{(S)m,n,t+dt} = H_{(S)m,n,t} + C_{(S)} \cdot (\theta_{m,n,t+dt} - \theta_{m,n,t}) \dots\dots\dots (23)$$

$$H_{(M)m,n,t+dt} = H_{(M)m,n,t} + C_{(M)} \cdot (\theta_{m,n,t+dt} - \theta_{m,n,t}) \dots\dots\dots (24)$$

$$H_{(B)m,n,t+dt} = H_{(B)m,n,t} + C_{(B)} \cdot (\theta_{m,n,t+dt} - \theta_{m,n,t}) \dots\dots\dots (25)$$

2.3.4 空隙の形成および消滅

溶鋼の凝固過程において，熱は鑄塊から鑄型あるいは押湯構造物に，また鑄型の外周部から雰囲気へと移行する。この場合，鑄塊と鑄型あるいは押湯構造物が密着したままで凝固を完了するわけではなく，鑄込後しばらくすると鑄塊の外周凝固層の収縮あるいは鑄型の熱膨脹

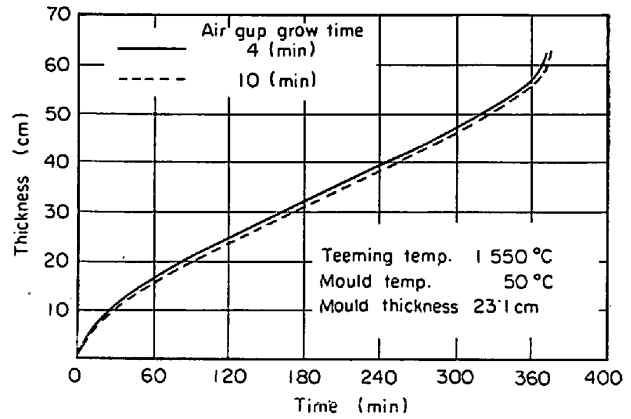


Fig. 6. Influence of air gap grow time on an ingot solidification time.

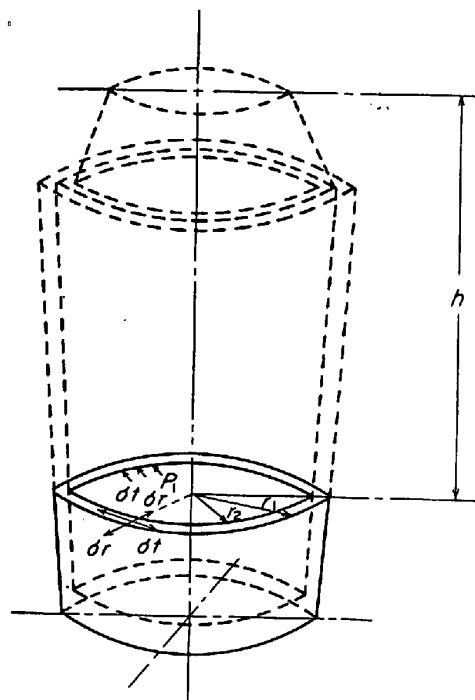


Fig. 7. Stress distribution of the solidifying ingot at the first periods.

などによって，鑄塊と鑄型あるいは押湯構造物との間に大なり小なり空隙が形成される。

鑄塊の凝固におよぼす空隙形成時間の影響の1例を示すと Fig. 6<sup>13)</sup>のとおりであり，その影響はあまり大きくないと考えられるが，凝固完了までに 10 数 hr を要するような大形鑄塊の場合には，数分で空隙が形成される<sup>22)~24)</sup>とはかならずしも考えられない。また実際にはいつたん空隙が形成されても，それ以後における鑄塊表面の温度の再上昇や鑄塊内部の残溶鋼による静圧効果などによってふたたび鑄塊と鑄型が接触し，伝導による熱の移動がおこると考えられる。そこで空隙形成後，鑄塊と鑄型との再接触がおこるのは，鑄塊の外周部凝固層にお

ける最大剪断応力はその部分の降伏応力よりも大きくなつた場合であると考へ<sup>25)</sup>、また凝固層は延性材とほぼ同様な性質をもち、その変形をおこすに必要な最大剪断応力は剪断歪エネルギーによって決まる<sup>26)~29)</sup>とすれば、この現象をつぎのように取り扱うことができる。すなわち鑄込後、鑄塊の外周部が凝固し、空隙が形成された場合、鑄塊の断面の状態はFig. 7に示したように内圧 $P_1$ をうける容器と同様になる。したがって凝固層に生ずる円周方向における応力 $\sigma_t$ および半径方向における応力 $\sigma_r$ はそれぞれ(26)および(27)式によつてあたえられる。

$$\sigma_t = \frac{P_1 \cdot r_1^2}{r_2^2 - r_1^2} \cdot \frac{r_2^2}{r^2} + 1 \dots\dots\dots (26)$$

$$\sigma_r = \frac{P_1 \cdot r_1^2}{r_2^2 - r_1^2} \cdot \frac{r_2^2}{r^2} - 1 \dots\dots\dots (27)$$

一方、降伏現象が剪断歪エネルギー説にしたがうとし、その場合の降伏応力を $\tau_{s0}$ とすれば、真の引張り降伏応力 $\sigma_{s0}$ との間にはつぎのような関係が成立し、(30)式の条件を満足する場合に再接触がおこると考えられる。

$$\tau_{s0}^2 = \sigma_{s0}^2 / 3 \dots\dots\dots (28)$$

$$\sigma_{s0}^2 = (\sigma_{t \max} - \sigma_{r \max})^2 + \sigma_{t \max} + \sigma_{r \max}^2 \dots\dots\dots (29)$$

$$\sigma_{s0} \geq \tau_{s0} / 0.577 \dots\dots\dots (30)$$

ここで、 $\sigma_t$ ：凝固層内に生ずる円周方向の引張応力、 $\sigma_r$ ：凝固層内に生ずる半径方向の引張力、 $t$ ：凝固層の厚さ、 $h$ ：溶鋼深さである。

2.3.5 空隙形成後における熱の移動

鑄塊と鑄塊あるいは押湯構造物との間に空隙が形成されている場合、相互間における熱の授受は輻射によつておこなわれると考へられるので、その場合の熱の流束を $W$ とすれば、相互間における $W$ は(31)~(33)式であたえられる。

$$W_{S \rightarrow M} = q_S - q_M = \sigma \cdot \frac{E_S E_M}{E_S + E_M - E_S E_M} \{ (\theta_S + 273)^4 - (\theta_M + 273)^4 \} \dots\dots\dots (31)$$

$$W_{S \rightarrow B} = q_S - q_B = \sigma \cdot \frac{E_S E_B}{E_S + E_B - E_S E_B} \{ (\theta_S + 273)^4 - (\theta_B + 273)^4 \} \dots\dots\dots (32)$$

$$W_{B \rightarrow M} = q_B - q_M = \sigma \cdot \frac{E_B E_M}{E_B + E_M - E_B E_M} \{ (\theta_B + 273)^4 - (\theta_M + 273)^4 \} \dots\dots\dots (33)$$

以上の諸式を用いて凝固過程の計算をおこなう場合、鑄塊および鑄型の座標間隔は $x$ 軸(半径)方向、 $y$ 軸

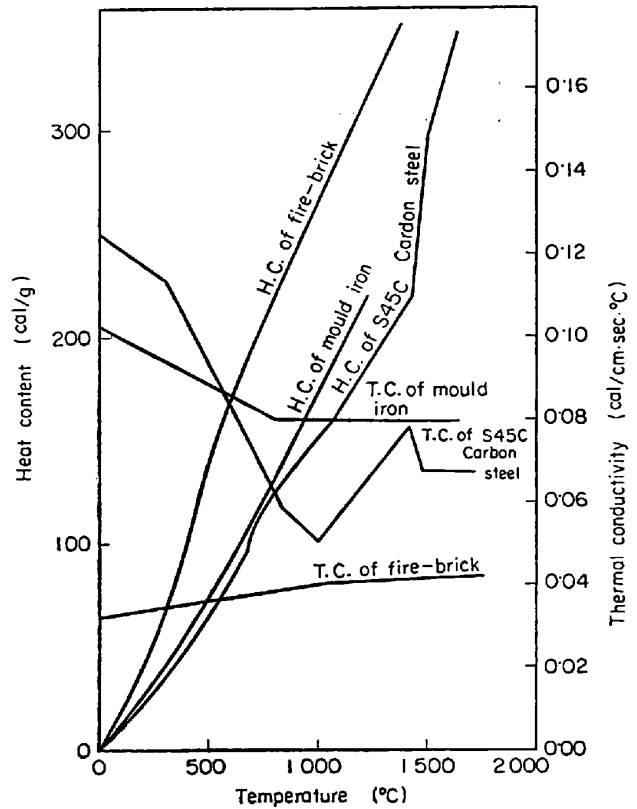


Fig. 8. Heat contents and thermal conductivities of S45C carbon steel, mould iron, and fire-brick.

(縦)方向とも8cmを基準にし時間間隔 $dt$ は2minを基準とした<sup>20)</sup>。また鑄込後、鑄塊内部の残溶鋼の動きについては多くの実験や理論的取扱いが報告されており、その運動は自然対流による考へ方が主流をなしている<sup>30,31,32,33,34)</sup>が、運動の終了する時期については明白でなく、まして押湯部を保温・加熱した場合の影響についてはまったく不明である。そこで本研究においては、各時点における残溶鋼の温度は対流および伝導によりほぼ均一になつていと仮定し<sup>25)</sup>、押湯部の断熱耐火材および電弧加熱による影響を補正し、さらに鑄塊の底面は凝固開始時から終了時にわたり、つねに密着しており、この部分における熱の移動は伝導によつておこなわれるものとして計算をおこなつた。なお鑄塊、鑄型および押湯構造物の含熱量および熱伝導度をFig. 8に示す。

3. 結 果

3.1 大形鑄塊の凝固過程の計算結果

前記の方法により、大形鑄塊の凝固過程の状況を計算によつて解析した結果の1例を示すとFig. 9(a), (b), (c)のとおりである。この図は鑄塊内の代表的な位置に

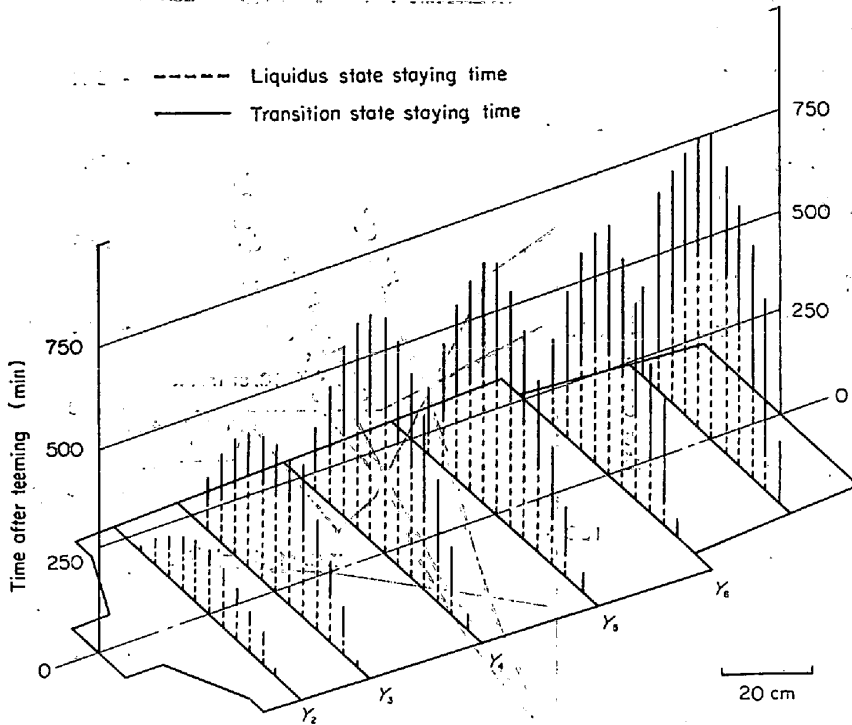


Fig. 9. (a) Staying time of liquidus and solidus of BEVC ingot after teeming.

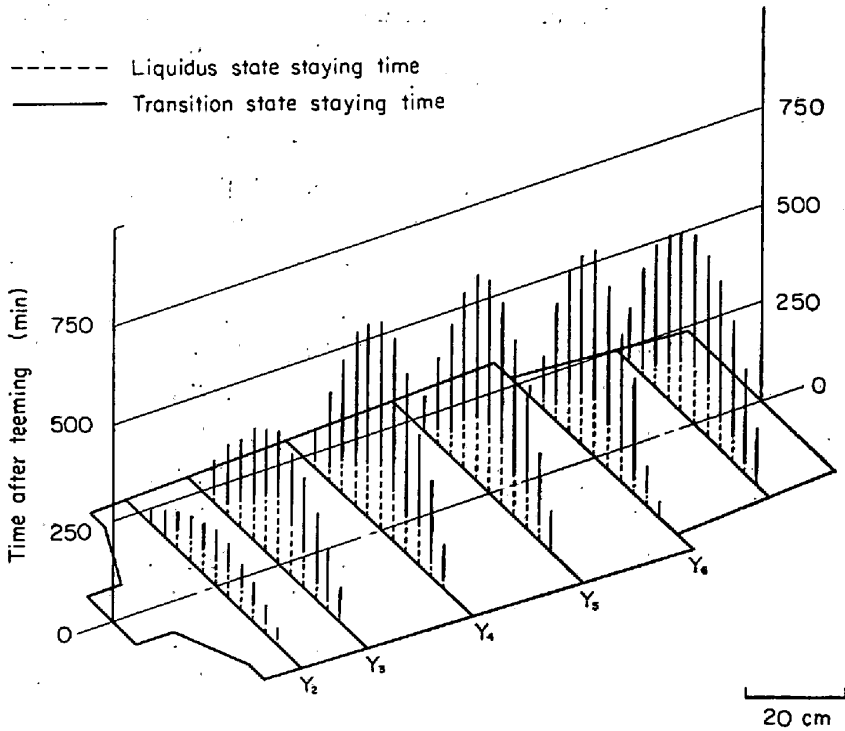


Fig. 9 (b) Staying time of liquidus and solidus of BEAC ingot after teeming.

ついて、鑄込直後から凝固が始まるまでの時間を点線で、また凝固の開始時から終了までの時間を実線で示したものである。これらの結果より鑄塊内の任意の位置におけ

る任意の方向の凝固厚さと凝固時間との関係を容易に知ることができ、またその関係より凝固過程中における凝固面の前進速度すなわち凝固速度、さらに凝固の加速度を求めることができる。

Fig. 10 は BEVC 鑄塊の等時間凝固曲線および半径方向における等凝固速度分布と鑄塊中心軸上の凝固曲線および凝固速度と硫化物の分布状態との関係を比較したものであり、本計算結果と凝固過程中における硫化物の偏析傾向との間には非常に密接な関連性のあることがわかる。

3.2 鑄塊の凝固速度と凝固組織

鑄塊の凝固組織は溶鋼の化学成分組成、出鋼温度、鑄込条件などによってかなり左右されるが、基本的な因子である凝固速度との関係を一例として BEVC 鑄塊について示すと Fig. 11~14 のとおりである。

Fig. 11 は鑄塊 top 部の  $Y_6$  水準すなわち鑄塊の肩部直下の位置における凝固速度と凝固組織との関係を示したものであり、チル晶-柱状晶域は鑄塊の bottom 側に比べてやや薄く、分岐状柱状晶域の組織は熱の流れの方向をよくあらわしている。凝固速度がもつとも小さくなる領域には分岐状柱状晶と等軸晶とが広範囲にわたって混在しており、この組織は鑄込後少なくとも 4 hr 後形成されたものであると考えられる。この領域から鑄塊の中心部にかけてはほぼ完全な等軸晶域であるが、中心部に近づくにつれて凝固速度はふたたび大きくなり、それともなつて組織も細かくなり、最終凝固域である中心部はもつとも細かい組織を呈している。また逆V偏析は分岐状柱状晶-等軸晶混在域と等軸晶域にわたって集中的に現出している。

Fig. 12 は鑄塊 top 側の  $Y_5$  水準付近の組織であり、チル晶柱状晶域の幅は  $Y_6$  水準とあまり変わらないが、分岐状柱状晶域はかなりせまくなつている。等軸晶域は  $Y_6$  水準に比べて比較的鑄塊の外周



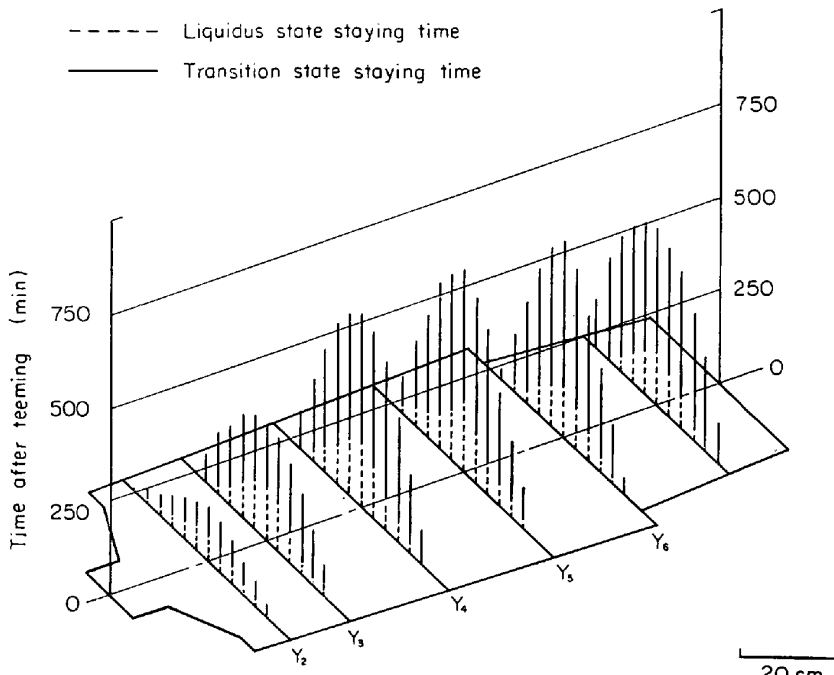


Fig. 9. (c) Staying time of liquidus and solidus of AOAC ingot after teeming.

部寄り、いいかえると凝固速度のまだ比較的 に大きい領域から発生しており、組織も細かい。さらに凝固が進んで半径方向の中央部になると凝固速度は小さくなり、組織は粗くなっている。 鋳塊中心部に近づくにつれて凝固速度はふたたび増大し、それにともなつて等軸晶も細かくなり、中心近くで凝固が急速に進行する付近から粒状晶域を形成している。これは押湯部の電弧加熱が終わり、この部分の温度が急速に低下したためであると考えられる。なお逆V偏析はおもに等軸晶域に現出している。

Fig. 13 は鋳塊 middle 部の  $Y_4$  水準付近の組織を示したものであり、鋳塊の top 側に比べて凝固速度は全般的に大きく、チル晶-柱状晶域の発達状況は  $Y_5$  水準付近と大差ないが、分岐

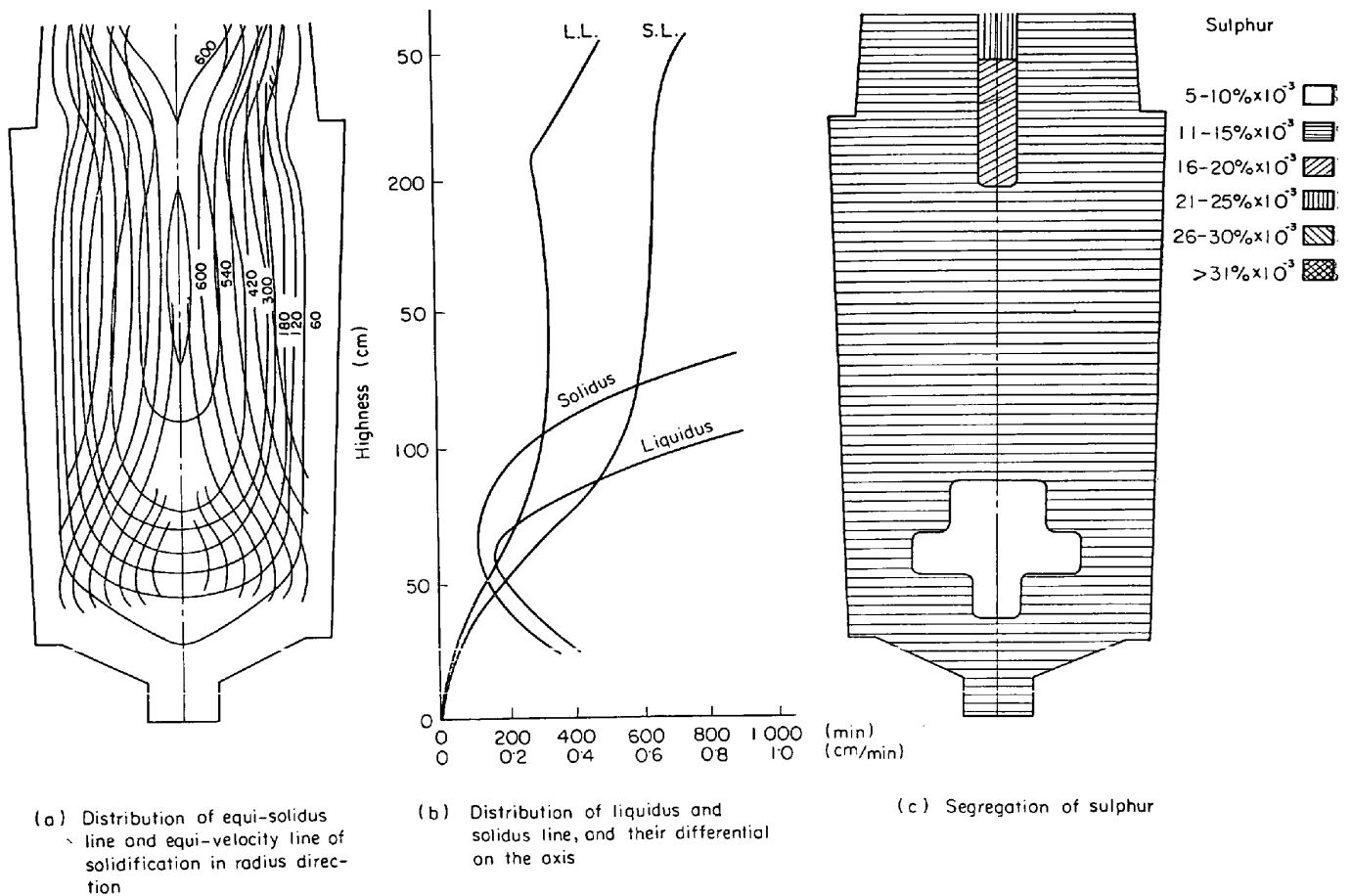


Fig. 10. Segregation and distribution of equi-liquidus and equi-solidus line, and their differentials of heavy steel ingot of BEVC (20 t).

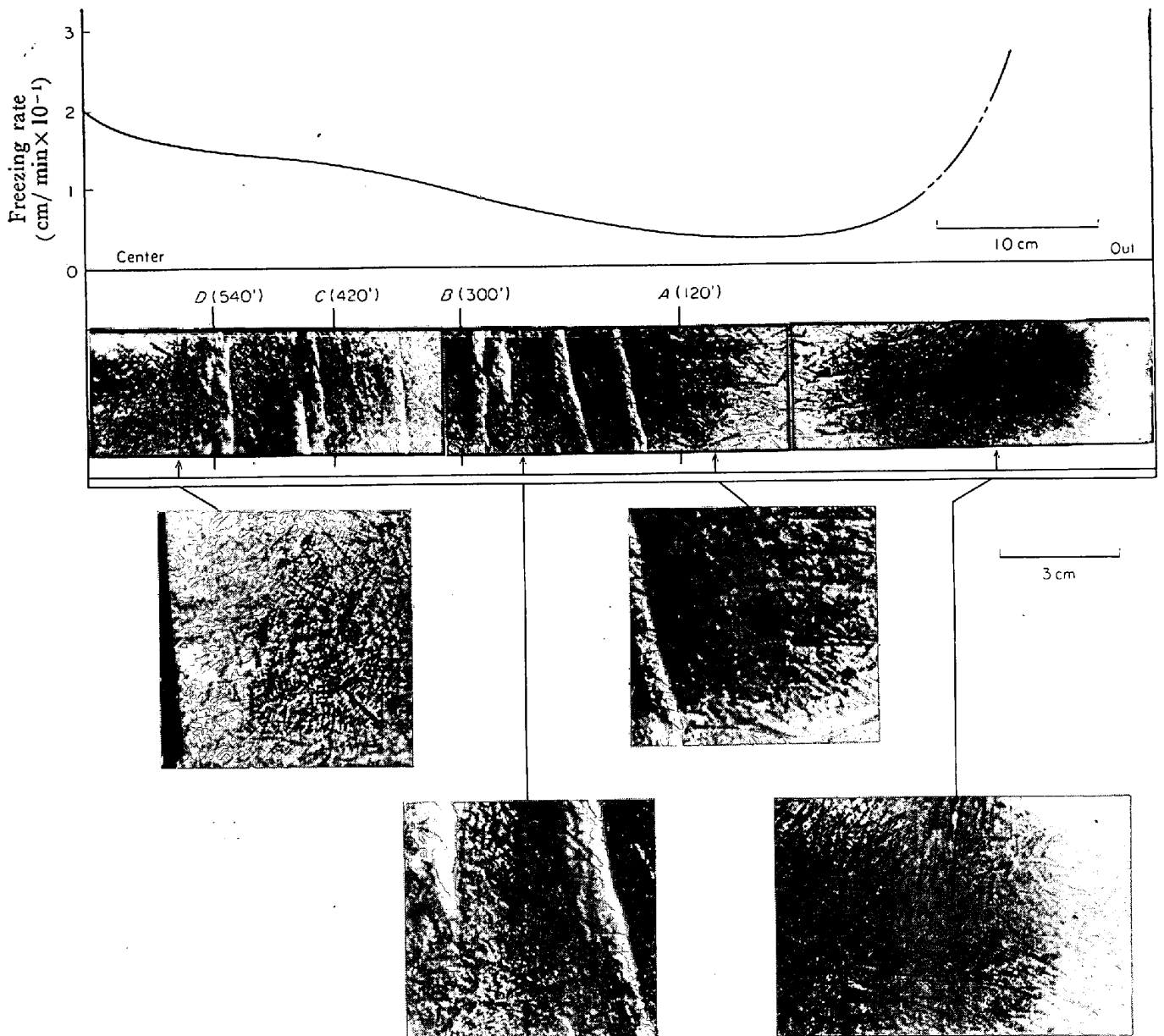


Fig. 11. Freezing rate, internal macro-structure of radius direction by auto-radiography and equi-solidus line (A, B, C, D) after 120, 300, 420 and 540 min pouring at level  $Y_6$  (2360 mm high) of heavy steel ingot of BEVC (20 t).

状柱状晶域および等軸晶域は大幅にせばまつている。分岐状柱状晶域に移る領域には粒状晶が島状にちらぼつて晶出しており、さらに鑄塊の中心部に向かうにつれて等軸晶も細くなり、ついで等軸晶と粒状晶の混在域が観察され、凝固速度の大きい中心部では全域がほぼ粒状晶で占められている。なお Fig. 13 からあきらかなように、この粒状晶間の間隙に  $^{64}\text{Cu}$  が濃化されていること、また逆V偏析がこの比較的粗い粒状晶域にも観察されることは非常に興味ある事実であり、とくに後者は逆V偏析がこのような凝固速度の大きい領域においても生起することを示すものである。

Fig. 14 は鑄塊 bottom 部の  $Y_2$  水準すなわち負偏析部のほぼ中央を横切る部分の凝固組織であり、鑄塊の底面からの凝固の影響が強くあらわれる部分である。分岐状柱状晶域は  $Y_4$  水準に比べてさらにせまくなり、これにつづく等軸晶域もせまく、組織もかなり細かい。この領域から中心部にかけて細かい粒状晶域を形成しており、等軸晶の存在は見受けられない。この粒状晶域の組織には、計算結果から求めた凝固速度に対応するような方向性はほとんど認められないが、オートラジオグラフ上には凝固速度が比較的小さいと考えられる周辺領域に逆V偏析の萌芽とでもいふべき偏析線が観察される。

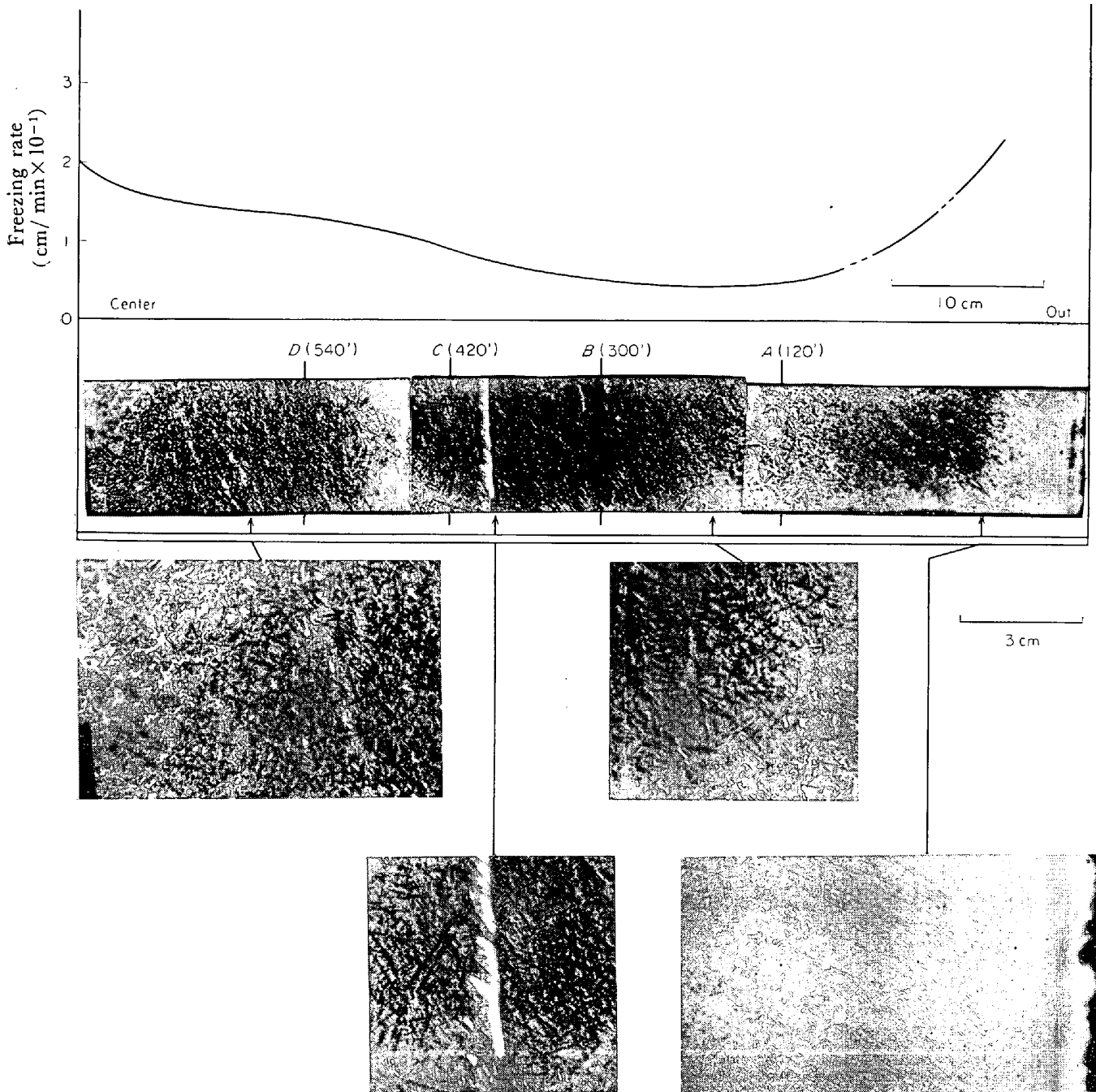


Fig. 12. Freezing rate internal macro-structure of radius direction by auto-radiography and equi-solidus line (A, B, C, D) after 120, 300, 420 and 540 min pouring at level  $Y_3$  (1 800 mm high) of heavy steel ingot of BEVC (20 t).

以上に鑄塊の半径方向について凝固速度と凝固組織との関係を略述したが、つぎに縦方向について等時間凝固曲線と凝固組織との関係をみてみるとつぎのとおりである。すなわち鑄塊の外周部にはいずれもチル晶につづいて柱状晶域があり、これらの領域は鑄塊の top 側、とくに  $Y_6$  水準付近は bottom 側に比べてやや薄い傾向はあるが、全般的には鑄塊の上下を通じ、そう大きな差は認められない。しかしながらそれより内部の組織は top,

middle および bottom 部によってかなり異なっている。この点をさらに詳細に観察するため、Fig. 11~14 に示した鑄塊内各位置における凝固組織上に鑄込後 120 min, 300 min, 420 min および 540 min を経過した時点における等時間凝固曲線の軌跡を記入し、それぞれを A, B, C および D 線で示した。Fig. 11 によれば、A 線は鑄塊内部深くに位置しているが、これは鑄鉄鑄型の肩部が出つぱつており、top 部で凝固速度が速くなったため

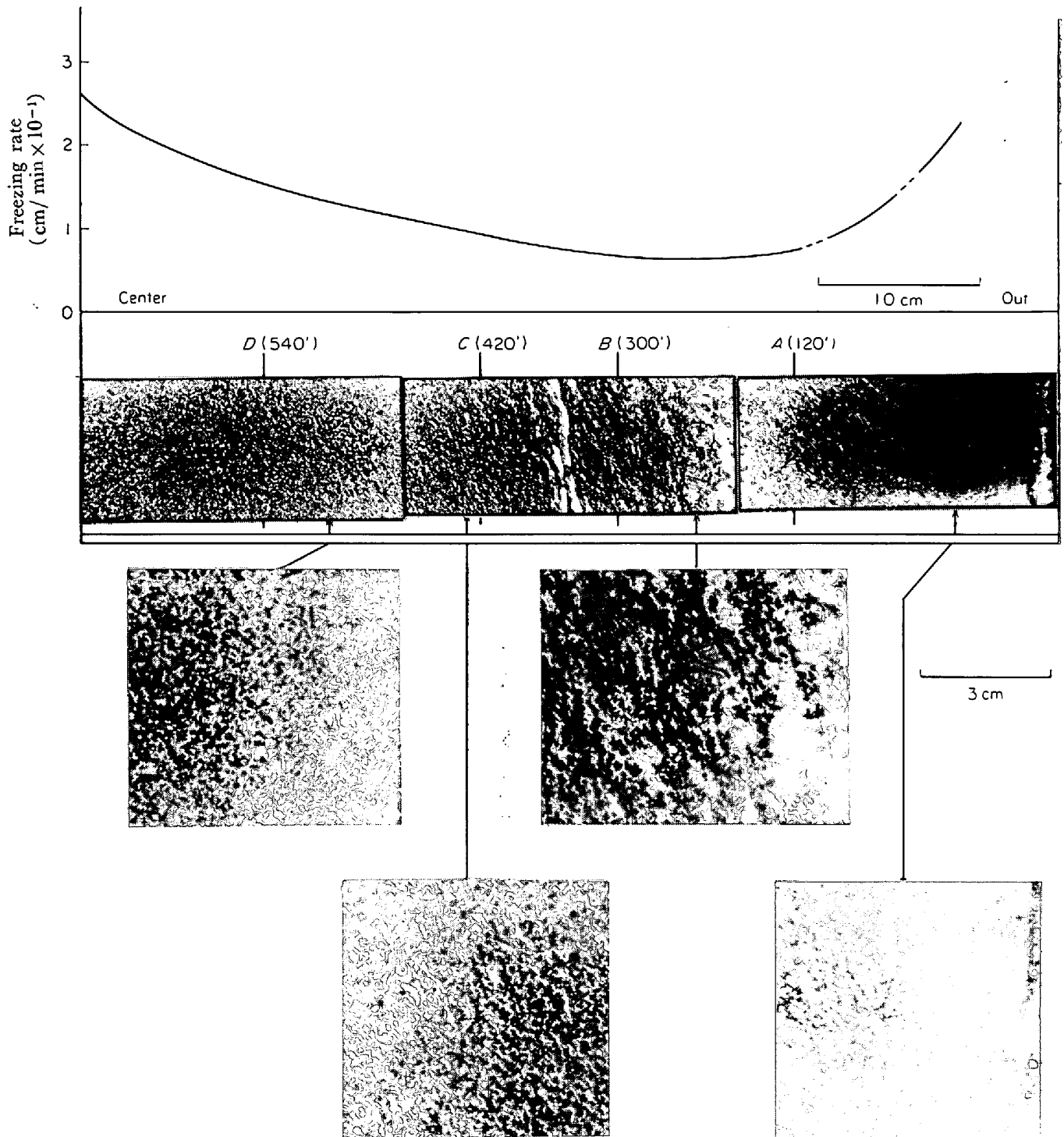


Fig. 13. Freezing rate internal macro-structure of radius direction by auto-radiography and equi-solidus line (A, B, C, D) after 120, 300, 420 and 540 min pouring at level  $Y_4$  (1 300 mm high) of heavy steel ingot of BEVC (20 t).

である。またその影響をうけ、D線までもが中心部側に寄っており、中心部付近は等軸晶を晶出している。鑄塊のtop側 $Y_3$ 水準付近では、Fig. 12に示したようにD線は $Y_6$ 水準の場合よりも外周部寄りに位置し、押湯部の電弧加熱の影響がよくあらわれている。Fig. 13に

よれば、鑄塊のmiddle部になると、押湯部の電弧加熱の影響はほとんど認められないが、鑄塊底面からの凝固の影響をうけて凝固終期の残溶鋼域がせまくなるため、D線はふたたび中心部側に寄っている。鑄塊bottom部の $Y_2$ 水準付近では、Fig. 11~14に示したように、凝

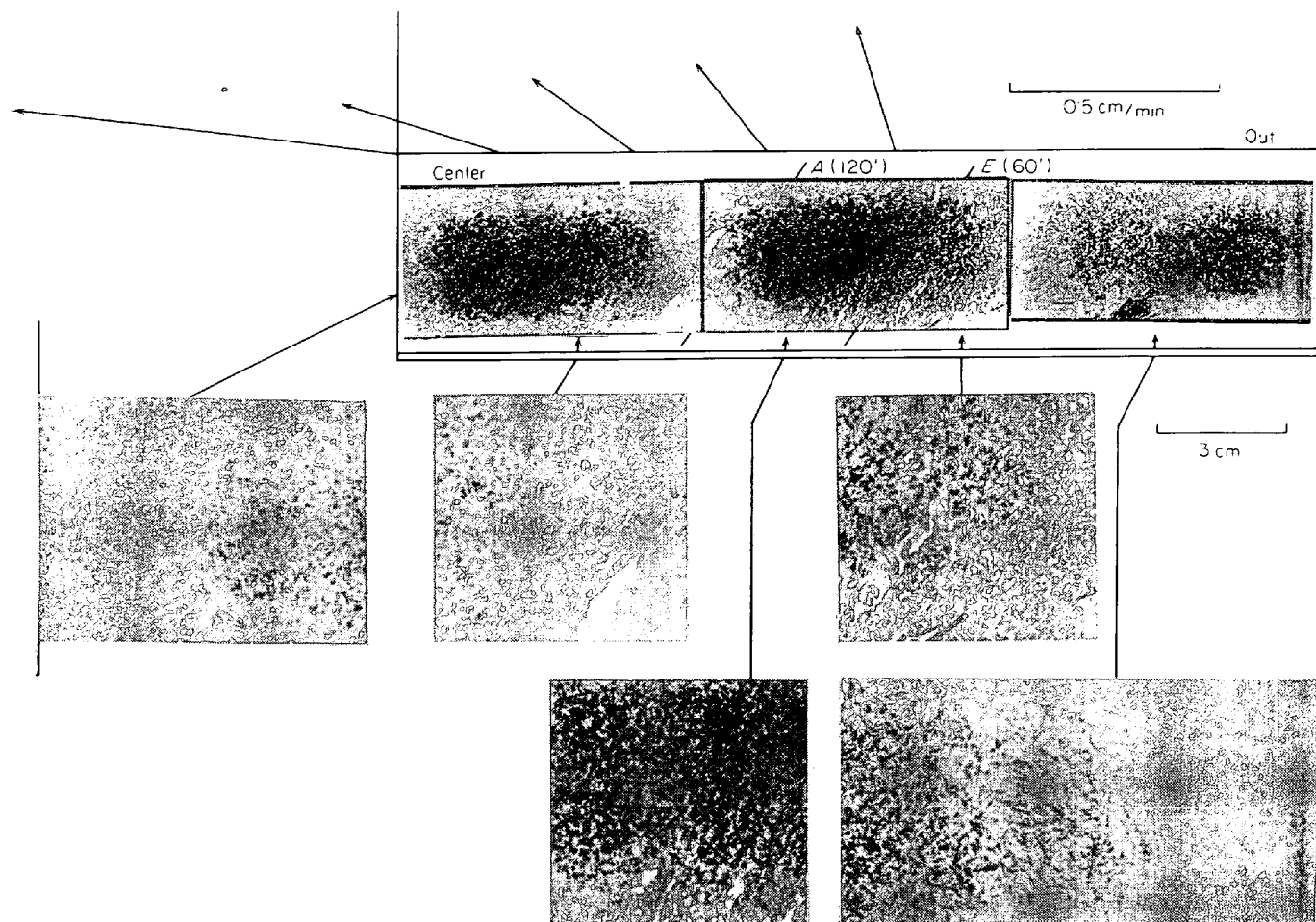


Fig. 14. Freezing rate internal macro-structure of radius direction by auto-radiography and equi-solidus line (A, E) after 120 and 60 min pouring at level  $Y_2$  (560 mm high) of heavy steel ingot of BEVC (20 t).

固がかなり速く進行するのでB, CおよびD線は存在せず, 鑄込後少なくとも4hr程度で凝固が完了しており, そうしてこのようなbottom側では, 鑄込後60min程度ですでに相当細かい粒状晶が晶出することがわかる.

#### 4. 考 察

##### 4.1 チル晶および柱状晶域

鑄型内に溶鋼を鑄込んだ場合, 溶鋼は鑄型内壁に接した部分から凝固しはじめ, チル晶域を形成し, つづいて柱状晶域を生成する. この場合, チル晶域および柱状晶域を加えた凝固層の厚さは, 本実験に供した各鑄塊によって程度の差はあるが, 一般にtop部からbottom部にかけて次第に厚くなり, 鑄塊底面の凝固層につながっている. したがってこの領域の凝固の進行状況にも鑄塊の上下で若干差のあることがわかる. これは溶鋼を鑄型内に注入した場合, 鑄塊の高さすなわちtop側とbottom側とでは溶鋼の熱量が鑄型に奪われる状況あるいは溶鋼対流の影響がかなり異なるためである.

さて液相線以上の温度にある溶鋼が冷たい鑄型に注入され, 鑄型に接した表面にチル晶域が形成され, つづいて柱状晶が晶出し, さらにこの柱状晶域が発達して鑄塊の外周部の凝固層が厚くなると, 液相→固相の相変化あるいは固相域の温度低下によって体積の減少をきたす. また一方では鑄型は溶鋼から熱を吸収して膨脹する. このような鑄型と鑄塊との間における熱の授受にともなう体積変化によって両者間の剝離を生じ, 空隙が形成されるに至る. この空隙は鑄込後2~3minで形成されるといわれているが<sup>22)~24)</sup>, 凝固完了に約10数hrを要するような大形鑄塊の場合には, 数分で空隙が完全に形成されるとは考えがたい. 少なくとも鑄塊のbottom部底面では鑄塊の自重を支える必要があり, 終始鑄型底面(定盤)と接しているわけであり, また鑄塊のbottom部は溶鋼の静圧によってかなり広範囲の部分が鑄型内面に接触していると考えられる. この状態は鑄塊の全凝固過程を通じてそう変わらないといえる.

すなわち概括的には, 鑄型内面に接して生成された鑄

塊の外周部固相は収縮し、いつたん鑄型との間に空隙を形成する。この空隙が形成されると、鑄塊表層部から鑄型への熱の授受は輻射によっておこなわれることになり、鑄塊から外部への熱の移動は急激に制限され、その結果固相部の温度はふたたび上昇し、固相部の抗張力の低下を招く。他方、鑄塊内部の残溶鋼は上記のように比較的薄い凝固層に内圧をかける結果となり、いつたん収縮して空隙を形成した凝固層はふたたびふくれて鑄型内面に接触し、伝導によって熱の授受がおこなわれるようになる。このような現象が何回となく繰り返されて次第に完全な空隙が形成されると考えられる。この場合、鑄塊のbottom側ではとくに溶鋼の静圧が大きいため、鑄型温度が十分に上昇しない段階でこのような現象がすでに繰り返しておこり、凝固過程の比較的初期に鑄型内面と鑄塊とが接触するに至る。鑄塊のtop側においても鑄塊の外周部固相の収縮、鑄型の膨脹などにより、両者間の空隙形成 $\rightleftharpoons$ 接触が繰り返しておこるわけであるが、top側では溶鋼の静圧効果がbottom側に比べて小さいため、いちど空隙が形成されると、再接触しても十分に密着することができず、熱の授受は輻射と伝導によっておこなわれる。すなわち鑄塊のtop側ではbottom側あるいは底面におけるような密着現象は認められないが、空隙形成 $\rightleftharpoons$ 接触の繰り返しはbottom側に比べて長時間つづくため、柱状晶の生成にひきつづいて進行する凝固過程に大きな影響をあたえ、凝固組織の複雑さを惹起するものと考えられる。このような現象は鑄込温度が高く、鑄塊のbottom部における過剰熱量がとくに多い鑄塊で、しかも押湯部を電弧加熱した場合に顕著におこりやすく、事実この傾向は本実験におけるBEVC鑄塊の凝固組織上にも観察される。

#### 4.2 分岐状柱状晶域

分岐状柱状晶は鑄塊内の凝固速度がきわめて小さく、凝固加速度が負の領域で晶出する組織であり、したがっ

てこの領域では凝固相の前面に形成される溶質元素の濃化層が晶出する結晶に巻込まれて凝固するという確率は非常に小さいと考えられる。逆にいえば、濃化溶鋼が巻込まれて凝固した場合には相当濃度差の大きい偏析を惹起することを意味している。

大形鑄塊内に認められる分岐状柱状晶域は鑄塊のtop部からmiddle部にかけてかなり厚く、bottom部ではせいぜい負偏析部の周囲をうすくとり巻く程度である (Fig. 11~14 参照)。つぎに分岐状柱状晶域の生成条件を考えてみたい。チル晶域から柱状晶域の発達する時期は、鑄塊内外の温度差がかなり大きく、凝固相前面を下降する溶鋼の流れも比較的強いと考えられるが、分岐状柱状晶が晶出する時期にはこの溶鋼の流れも比較的弱くなり、一方向的な熱の流れが次第によわくなり、鑄型による初期冷却効果が次第になくなる時期であると考えられる。このことはさきに示した Fig. 11~14 における分岐状柱状晶の発達方向からも容易に理解することができる。しかしながら鑄塊のbottom部は鑄型が吸熱容量の大きい定盤と接触しているため、鑄型および定盤による初期冷却効果がtop部に比べて長時間持続するわけであり、したがって溶鋼の凝固過程における分岐状柱状晶の晶出も相対的にかなり弱まるはずである。このことは鑄塊のbottom部においては分岐状柱状晶がほとんど認められないという観察結果とも一致している。

#### 4.3 等軸晶域

等軸晶は鑄塊のtop部からmiddle部にかけて認められ、半径方向における凝固速度がもつとも小さく、凝固加速度が負から正に徐々に変わる領域にはじまり、鑄塊の最終凝固域付近で凝固速度が相当大きくなるような広い領域にわたってあらわれる組織である。しかし鑄塊bottom部の負偏析部では、Photo. 1 に示したようにその発生はかなり抑制されており、top部にかけてみられるようなよく成長した等軸晶はほとんど認められず、

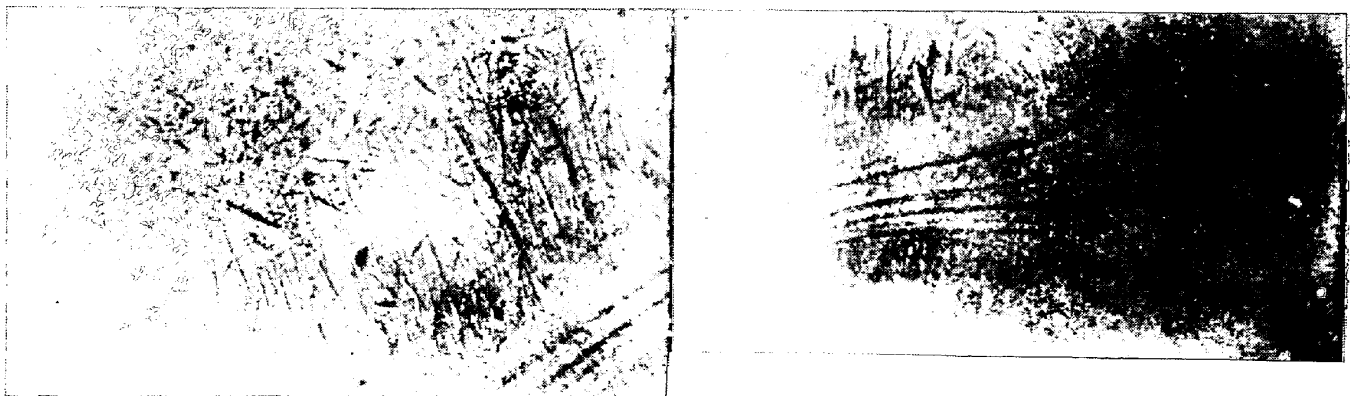


Photo. 1. Macrostructure of the bottom of BEVC ingot ( $Y_2$ ). (1/2)

bottom 部は比較的細かい等軸晶あるいは粒状晶からなっている。この等軸晶は凝固速度が比較的小さいところでは組織的に粗く、凝固速度の大きいところでは緻密であるという傾向があり、巨視的にみた凝固速度すなわち凝固相の平均前進速度と結晶の成長との間には密接な関係のあることがわかる。すなわち Fig. 10 に示したように、鋳塊の半径方向における等凝固速度曲線を見ると、bottom 部では球根状を呈しており、top 部および middle 部に比べ、bottom 部における等軸晶の晶出条件はごく限られた範囲に制限されているとも考えられるし、また bottom 一部において等軸晶が生成しはじめる時期には、top 部、middle 部において晶出した初晶群が溶鋼の流れとともに下方に沈降してくるため、bottom 部での等軸晶の晶出成長がいちじるしく阻害される結果であるとも考えられる。

また等軸晶域は一般に逆 V 偏析が多く発生する領域であることはよく知られている。この現象を凝固加速度という観点からみると、“等軸晶域内において逆 V 偏析が発生するのは、等軸晶域では凝固速度が小さく、しかもおもに凝固加速度が正の領域である”といえる。このような領域では凝固相の前面に濃縮された溶質元素が bulk 中に拡散移動する速度よりも結晶の晶出速度の方が速く、結晶間に閉じこめられたまま凝固すると考えられる。

#### 4.4 負偏析域

Fig. 10 に示したように、鋳塊の bottom 部において半径方向の等凝固加速度分布が球根形を呈する領域、あるいは鋳塊中心軸上の凝固曲線がゆるやかな傾斜をもち、凝固速度が最小値をとり、凝固加速度が負から正に移る部分が負偏析部の出現する領域である。また鋳塊の半径方向の凝固速度は U 字形分布を示し、中心部ではかなり大きくなっている。すなわち鋳塊の bottom 部のこの領域における凝固速度は鋳塊の側面および底面からの凝固が重畳されたものであり、凹形状に凝固が進行する。したがって凹形の内部にはかなり広い凝固進行域ができ、しかもこの部分の凝固速度がかなり大きいので、凝固の進行にともなう固相率が增加しても上部 bulk からの溶鋼の補充はほとんど期待されず、また結晶が十分に成長する機会もないので、比較的細かい等軸状あるいは粒状晶からなる充填度の低い“がさがさ”した組織になると考えられる。もちろんこの場合、一方においては鋳塊の上部から初晶がこの領域に沈降してくるわけであるが、この結晶の温度はこの領域において晶出した結晶の温度とそう変わらず、それらと同様に負偏析部の形成にあずかると考えられる。負偏析部の組織をさらに

詳しく観察すると、全般的には比較的細かい等軸晶あるいは粒状晶であるが、負偏析部の下部は組織的にはやや粗く、上部は細かい傾向がある。上述のようにこの領域における凝固速度は鋳塊の側面と底面からの凝固が重複したものであり、一概には判断できないが、部内の上下における凝固速度分布が結晶の成長速度に大きく関与しているといえよう。ところが半径方向についてはこのような対応はかならずしも明りょうに認められず、これは主として結晶の沈降現象の影響によるためとも考えられる。

#### 4.5 鋳塊 top 部の最終凝固域

押湯部を除外すれば、鋳塊本体における最終凝固域は Fig. 10 に示したように、top 部の中央に位置する“ひょうたん”形をした部分であり、これはいわゆる V 偏析部にほぼ該当している。

この領域の下部の組織は Photo. 2, (a), (1) に示したように、周辺の組織と非常に異なっており、多くの粒状晶をともなっている。この領域の凝固した時期が電弧加熱を終了した時期にほぼ一致することから、押湯部付近に生成した粒状晶が沈降し、同時に残溶鋼は比較的徐々に凝固して粗大な等軸晶を晶出した結果であると考えられる。

鋳塊の押湯部を加熱すると、鋳塊の凝固過程において逆三角形またはロート形の未凝固部分を残すことになる。このロート形領域の先端は電弧加熱の影響をうけて比較的大きな U 字状の半凝固状態域を生じ、V 偏析の先端を形成する。電弧加熱を終了すると、未凝固部分は熱の供給が断たれ、また周囲の凝固相によって熱を奪われるため、急速に凝固を開始する。この場合の状況はちょうど鋳型に溶鋼を鋳込んだときの状態に似ており、未凝固部の上部に晶出した粒状晶が沈降して集積するので、結果的には最終凝固域の中央部に晶出した粗大等軸晶をこれら粒状晶がとり巻いたような組織を形成する。

#### 4.6 逆 V 偏析域

前記 4.3 項に述べたように、等軸晶の生成する領域は凝固速度が小さく、凝固加速度が負から正の値へとかわる領域であり、しかも凝固加速度が正の値をとる領域には溶質元素の濃化にもとづく逆 V 偏析が非常にあらわれやすい。すなわち Photo. 2(a) および (b) からあきらかなように、凝固速度がほぼ同じ領域であつても逆 V 偏析が存在する場合とそうでない場合とがあり、また逆 V 偏析は等軸晶域だけではなく、分枝状柱状晶域にも認められる場合のあることがわかる。(Photo. 2(a), (2) 参照)

さらにもう少し詳しく凝固加速度と逆 V 偏析の認めら



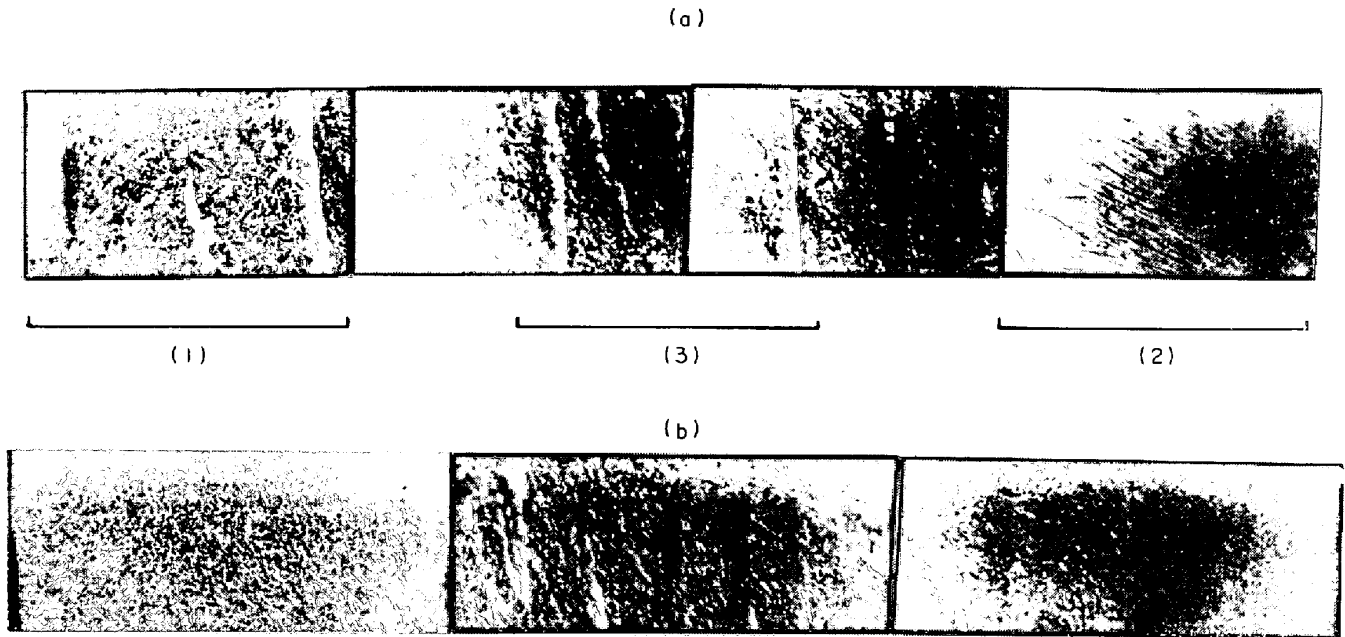


Photo. 2. (a): Macrostructure of BEAC ingot middle between ( $Y_4$ ) and ( $Y_5$ ) (3/5)

- (1): Near the central axis  
 (2): Outside.....columnar zone  
 (3): Middle.....equiaxed zone

(b): Macrostructure of AOAC ingot, level under ( $Y_5$ )

れる領域との関係を調べてみると、逆V偏析が現出するのは凝固加速度が正の領域であり、凝固速度が次第に大きくなっている等軸晶域にもつともあられやすいことがわかる。そうして凝固加速度が正の値をとる分岐状柱状晶域にも局部的に小さい逆V偏析が認められ、さらにPhoto. 2, (a) に示したように鑄塊中心部の粒状晶域にも観察される。すなわち逆V偏析は鑄塊内のある特定の組織に結びつくものではなく、その生成過程には凝固速度が関与し、その巨視的な成長過程は凝固加速度によって支配される現象であるといえる。凝固加速度が負であるということは、凝固相の前進が次第に遅滞していくことであり、したがって凝固相の前面に濃化された溶質元素は比較的容易に bulk 中に拡散移行しうることを意味し、逆に凝固加速度が正であるということは、凝固相前面に濃縮された溶質元素が bulk 中に拡散移行する時間的余裕がなく、前進する凝固相に捕捉されやすいことを意味している。

さらに凝固速度について考えてみると、凝固速度の小さい領域は凝固が進行状態に滞在する時間すなわちstaying time (ST) が長いので、固相率の高い領域では樹間の濃化溶鋼中における溶質元素の濃度も高いと考えられる。そうしてこのような樹間の濃化溶鋼が次第に集まって上昇しはじめる<sup>33)</sup>が、この濃化溶鋼の浮上過程において前進する凝固相に濃化溶鋼が出会った場合、樹間に捕

捉されて凝固するか、順次に捕捉されながら上昇し、その軌跡を残して凝固することになる。このことは逆V偏析を詳細に観察すると、凝固相の進行面に面した部分は組織的に境界が非常に明りょうであるが、凝固面の通過した方向すなわち鑄塊の中心側の境界は非常に不鮮明であり、オートラジオグラフにおける黒化度は指数関数的に小さくなっていることからあきらかである。要するに濃化溶鋼が bulk 中に拡散移行する速度よりも凝固の進行速度の方が速いためであると考えられる。

またよく発達した逆V偏析の成長方向が等時間凝固曲線と比較的によく一致することは、濃化溶鋼が浮上に適した固相率の層(面)を選択的に移動しながら上昇することを示している、いかえれば逆V偏析の軌跡は濃化溶鋼の濃化度および浮上速度とその浮上運動に適した固相率をもつた層(面)の前進速度によって決まるといえる。

一般に鑄込温度の低い鑄塊よりも鑄込温度の高い鑄塊に逆V偏析が多く現出することが知られているが、これは凝固加速度が負の領域における凝固速度が前者よりも後者の方が小さいため、溶質元素の bulk 中への拡散移行による濃縮が顕著であり、したがってさらに凝固が進行し、凝固加速度が正の値を示す領域に至った場合、この領域における濃化現象ならびに浮上する濃化溶鋼の捕捉にもとづく逆V偏析の生成がおこりやすくなるためであろう。



#### 4.7 鑄込温度と凝固組織

鑄塊の凝固組織と鑄込温度との関係を明白にするため、鑄込温度のかなり異なる BEAC および AOAC 鑄塊をとりあげ、両鑄塊のほぼ同じ位置における  $^{64}\text{Cu}$  によるオートラジオグラフを比較すると Photo. 2, (a) (b) のとおりである。鑄込温度のかなり高い BEAC 鑄塊 (1524°~1515°C) ではチル晶、柱状晶、分岐状柱状晶、等軸晶および最終凝固域などが非常に明瞭に観察されるが、鑄込温度の低い AOAC 鑄塊 (1502°~1490°C) ではチル晶および柱状晶域は BEAC 鑄塊に比べて非常にせまく、等軸晶域が広範囲を占め、鑄塊の中心部は比較的細かい等軸晶あるいは粒状晶組織を呈している。

鑄込温度が高い場合には、鑄込後における鑄塊外周部の凝固相と bulk との間の温度差が大きく、しかもこの関係が比較的長く維持されるため、柱状晶はかなり顕著に発達する。これに反し鑄込温度が低い場合には温度差も小さく、柱状晶の発達はかなり制約される。分岐状柱状晶域についても同様であり、鑄込温度が高い場合には、BEAC 鑄塊の組織にもみられるように、同組織はよく発達するが、鑄込温度が低い場合には、AOAC 鑄塊の組織にみられるように、ほとんど成長しないことがわかる。しかしながら等軸晶の発達は逆に低温鑄込みの場合のほうが顕著であり、AOAC 鑄塊ではその内部のほとんどの領域が等軸晶で占められている。これに対して BEAC 鑄塊では分岐状柱状晶域と最終凝固域とにかこまれた領域に等軸晶が晶出しているにすぎない。このように同鋼種のしかも同形同大の鑄塊であつても、鑄込温度によって凝固組織にかなり顕著な差のあらわれることは非常に興味ある事実である。

上述の実験結果にもみられるように、一般に柱状晶および分岐状柱状晶の晶出・成長は凝固相界面付近の温度勾配が大きい場合におこりやすい現象であり、その成長方向は高い熱源の方向に向かうことが知られている。本研究における計算結果によれば、鑄込後 5~10 min 程度で凝固相に沿ったかなり広い範囲の bulk 温度は凝固開始温度に到達することになる。そうすると柱状晶の生成は鑄込後比較的短時間で完了することになる。また分岐状柱状晶が発達する場合には、柱状晶の場合ほど大きな温度勾配を必要としないとも考えられるが、それでもなお方向性をもっていることから、分岐状柱状晶の晶出・成長も鑄込後比較的短時間内に終わつてしまうと考えられる。またこの時点において溶鋼流が凝固相の表面を洗いながら移行することが必要であるとすれば、溶鋼の流動性についても考慮する必要がある。以上のように

な諸点をもとにして考えると、鑄込温度の高い場合のほうが当然、柱状晶および分岐状柱状晶域の発達が顕著であることが了解される。また BEAC 鑄塊において最終凝固域が明瞭に認められるという事実は、押湯部の電弧加熱の影響と高温鑄込みによる影響の相乗効果であると考えられる。すなわち鑄込温度が高い場合には、凝固相と bulk との間の温度差は液相線と固相線との温度差に加えて過剰熱量が大きく、それだけ固相/液相間の温度勾配も大きく、また bulk の温度が高いほど固相液相層の幅もせまく、さらに staying time も長くなり、これらの相乗効果が凝固組織に反映しているのである。一方鑄込温度が低い場合には、凝固相と bulk との間の温度差は液相線と固相線との間の温度差に近く、温度勾配も小さく、また staying time も短いので等軸晶域の拡大をきたすわけである。ちなみに本実験鑄塊 (S 45 C) では低温鑄込みの場合、固相/液相間の温度差は約 45°C であるが、高温鑄込みの場合には約 70°C にも達する。要するに凝固速度ならびに凝固組織におよぼす鑄込温度の影響は非常に大きいわけであるが、これは主として固相に比べて bulk の熱伝導率が非常に小さいということに起因しているといえよう。

#### 4.8 等時間凝固曲線上の凝固組織

鑄塊の凝固組織をみると、その外周部にはいずれも薄いちル晶域があり、それにつづいて柱状晶域が認められるが、問題はそれより内部に存在する組織とその析出時期および析出機構であると考えられる。

Fig. 11~14 に示したように、鑄込終了後 120 min における凝固曲線 (A) 上の組織は、鑄塊 top 部の  $Y_6$  水準付近では分岐状柱状晶域の末端の組織を示しているが、top 側~middle 部の  $Y_5$  および  $Y_4$  付近では等軸晶域であり、しかも等軸晶の大きさは鑄塊の下方に至るにしたがって細くなつており、bottom 部ではかなり細かい粒状晶を形成している。Fig. 13 における 120 min 後の凝固曲線 (A) の中心部寄りの組織には、粗い等軸晶群のなかに島状に比較的細かい等軸晶が認められる。EPMA による分析結果によれば、これらの細かい等軸晶はその周囲の組織よりも溶質元素の含有量がかなり少なく、したがってこの領域で生成されたものというよりはむしろもつと別の場所で生成晶出した結晶であると考えられる。すなわちこの領域が凝固しようとする時点で、凝固相の前面に溶質元素の含有量のかなり少ない結晶がすでに存在していたことになる。そうすると鑄塊 bottom 部の負析部あるいは  $Y_2$  水準付近に認められる溶質元素の非常に少ない細かい等軸晶や粒状晶はこの部分の凝固相の前面に沈降してきたものであり、これらの結

晶は鑄塊の top 部および middle 部に由来するものであると考えられる。

つぎに鑄込後 300 min における凝固曲線 (B) 上の組織を観察すると、鑄塊 top 部の  $Y_6$  水準付近では、粗い等軸晶域であり、この領域では半径方向の凝固速度がすでに最小値を通過して大きくなっており、凝固加速度も正の領域になっている。そうして鑄込後 120 min の凝固曲線 (A) と 300 min の凝固曲線 (B) との中間の組織には数本の逆 V 偏析が観察される。これはこの領域では凝固加速度が正の値をとり、前述のように凝固相前面に濃化された溶質元素が bulk 中に拡散移行しがたく、濃化溶鋼が捕捉された結果であると考えられる。しかるに top 側の  $Y_5$  水準付近では凝固速度は鑄込後 120 min の場合 (A) とそう変わらず、凝固加速度はほとんど零であり、凝固組織上には大きな変化は認められず、また逆 V 偏析もほとんど観察されない。鑄塊 middle 部の  $Y_4$  水準付近においても  $Y_5$  とほぼ同様であるが、組織的には等軸晶群のなかに比較的細かい等軸晶や粒状晶が存在しているというよりも、むしろ細かい等軸晶や粒状晶群のなかに粗い等軸晶が散在しているとみることができ、この点 top 側に観察される組織と趣きを異にしている。これは鑄塊の middle 部から bottom 部にかけて等軸晶生成域に細かい結晶が沈降・集積してきた結果であると考えられる。鑄塊 bottom 部の  $Y_2$  水準付近は典型的な粒状晶域を形成しており、この領域では半径方向における凝固加速度は正の値をとり、多数の小さい逆 V 偏析が観察される。

鑄込後 420 min における凝固曲線 (C) 上の組織は鑄塊 top 側の  $Y_6$  および  $Y_5$  水準付近では等軸晶であり、この領域の凝固加速度は正であり逆 V 偏析の存在が認められる。また  $Y_4$  水準付近では比較的細かい等軸晶あるいは粒状晶組織を呈し、鑄込後 300 min および 420 min における凝固曲線 (B および C) には含まれた領域は凝固加速度は正の値をとり、やはり逆 V 偏析が認められる。

鑄込後 540 min における凝固曲線 (D) 上の組織は鑄塊 top 部の  $Y_6$  水準付近では、凝固曲線 (B) および (C) 付近の組織に比べて細かい等軸晶が晶出しており、逆 V 偏析が認められ、凝固加速度は正の値を示している。鑄塊の top 側の  $Y_5$  付近においては凝固加速度は正の値を示すが、大きな逆 V 偏析はほとんど認められず、凝固曲線 (C) と (D) との中間ではかなり明りように等軸晶から粒状晶に変わっている。これはおそらく押湯部の電弧加熱の影響によるものであり、事実、凝固加速度も等軸晶域と同様に正の値をとるが、その値は非常に

小さくなっている。middle 部の  $Y_4$  水準付近では凝固速度は比較的大きく、凝固加速度は正であるが、組織はすでに細かい粒状晶を示し、逆 V 偏析はほとんど認められない。bottom の  $Y_2$  水準付近はすでに凝固が完了している。

以上の諸点から考えると、等時間凝固曲線上の組織は柱状晶域より内部では、鑄塊の top 部で等軸晶域を呈しても middle 部、bottom 部では比較的細かい等軸晶あるいは粒状晶域であることがわかる。また典型的な逆 V 偏析は等軸晶域に生成するが、小さい逆 V 偏析あるいはその萌芽とみなされる偏析が細かい等軸晶あるいは粒状晶域にも生成する。後者の小偏析は凝固相前方における濃化溶鋼の不足によるものである。すなわちこの領域における等軸晶あるいは粒状晶が他の領域で生成し、鑄塊の bottom 側に移行してきたものとすれば、その付近の濃化溶鋼は比較的溶質元素の少ないこれらの結晶におきかわり、その結果相対的に溶鋼量の不足をきたすことになる。さらにこれらの結晶の沈積によつて実質上、この領域は凝固温度に達するので、逆 V 偏析の成長が阻止され逆 V 偏析の芽のみが残るものと考えられる。

また鑄塊底面の柱状晶帯直上における細かい等軸晶域に現出する逆 V 偏析の分布は凝固曲線よりもむしろ半径方向における等凝固速度分布にほぼ平行であり、凝固加速度は正の値をとる領域に該当している。これらの観察結果から考えると、逆 V 偏析の生成は凝固速度および凝固加速度に非常に密接に結びついた現象であるといえることができる。

Fig. 13 における鑄込後 300 min の凝固曲線 (B) と 420 min の凝固曲線 (C) との間に認められる等軸晶から粒状晶への組織の変化、あるいは Fig. 12 に示したような鑄込後 420 min の凝固曲線 (C) と 540 min の凝固曲線との間に認められる異常組織の介在は、凝固速度および凝固加速度の分布から考えて、他の領域において晶出した細かい等軸晶あるいは粒状晶の介入によるものであるといえよう。

## 5. 結 言

熱伝導に関する偏微分方程式を電子計算機によつて解き、凝固組織の観察結果とを比較検討し、大形鑄塊の凝固過程における 2, 3 の現象について解析をおこなつた。その結果、

1. 凝固速度およびその分布と凝固組織との間には非常に密接な関係があること。
2. 逆 V 偏析が現出するのは凝固加速度が正の領域であり、したがってこの条件を満足すれば、等軸晶域のみ

ならず、粒状晶域においても現出すること、

3. 凝固組織におよぼす鑄込温度の影響はかなり大きく、凝固組織の取扱いに際しては鑄込温度と凝固終了温度との差を考慮する必要があること。

4. 等時間凝固曲線上の凝固組織は鑄塊の top 側と bottom 側とにおいて非常に異なり、たとえば 20 t 鑄塊における鑄込み 2 hr 後の組織は、top 部では分岐状柱状晶、middle 部では等軸晶、bottom では細かい等軸晶あるいは粒状晶であること。

5. 鑄塊の押湯部を電弧加熱した場合、最終凝固域はその影響をいちじるしく受け、下部およびその周辺部には細かい等軸晶あるいは粒状晶域を形成すること。などの諸点をあきらかにした。

#### 文 献

- 1) Report on Heterogeneity of Steel Ingots, 7 th Report, J. Iron and Steel Inst. (London), (1937), p. 12
- 2) 中川, 百瀬: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 1477
- 3) C. BENEDICKS: J. Iron Steel Inst., (1937), p. 363
- 4) B. GRAY: J. Iron Steel Inst., (1956), p. 366
- 5) H. KOSMIDER et al.: Stahl u. Eisen, 77 (1957), p. 133
- 6) G. S. COLE and K. A. JACKSON: J. Inst. Metals, 93 (1964~65), p. 153
- 7) 森, ほか: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 419
- 8) 飯島, 稲本: 鉄と鋼, 45 (1959), p. 425
- 9) E. MARBURG: J. Metals, 5 (1953), p. 152
- 10) 小野寺, 荒木田: 鉄と鋼, 45 (1954), p. 154
- 11) 菅野, 成田, ほか: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 1770
- 12) 成田, 伊藤, ほか: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 1199
- 13) 成田, 小山, ほか: 鋼と鋼, 53 (1967), p. 1202
- 14) 成田, 森, 斉藤: 鉄と鋼, 54 (1968), 63
- 15) 成田, 森, 学振 19 委, 8691
- 16) 成田, 森, 学振 19 委, 8840
- 17) 成田, 森: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 104
- 18) 成田, 森, 伊藤: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 105
- 19) 成田, 森, 谷口, 伊藤: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 106
- 20) R. J. SARJANT and M. R. SLACK: J. Iron Steel Inst., 201 (1963) July, p. 594
- 21) P. H. PRICE and M. R. SLACK: Brit. J. Appl. Phys., 3 (1952), p. 379
- 22) G. A. FISHER: Proc. ASTM, 62 (1962), p. 1137
- 23) R. J. SARJANT and M. R. SLACK: J. Iron Steel Inst., 177 (1954), p. 428
- 24) 千原完一郎, 国岡計夫: 日本鋼管技報, No. 22, p. 10
- 25) 成田, 森: 学振19委, 8839
- 26) H. HENCKY: Z. Amm., 4 (1924), p. 323
- 27) K. HUBER: Gzasopisom Technizne, Lemberg, (1904)
- 28) P. H. PRINCE and M. R. SLACK: Brit. J. Appl. Phys., 3 (1953), p. 379
- 29) 機械工学便覧 (1960), p. 4~12 丸善
- 30) J. K. MCCAULEY and F. C. LANGENBERG: J. Metals, (1965), p. 318
- 31) L. M. JEFIMOW et al.: Stal', 15 (1955), p. 311
- 32) A. A. SBOROWSKI: Stal', 17 (1957), p. 24
- 33) A. KOHN and J. ARROULT: Rev. Métall., 203 (1965), p. 311
- 34) Wagner: Trans. Met Soc. AIME, 200 (1954) 8, p. 872
- 35) 大野: 鉄と鋼, 54 (1968) p. 401
- 36) 高橋: 鉄と鋼, 54 (1968), p. 1024
- 37) 小栗富士雄: 機械設計便覧
- 38) R. J. McDONALD and J. D. HUNT: Trans. Met. Soc. AIME, 245 (1969), Sept, p. 1993