

論 文

UDC 669.14-412 : 621.746.39 : 620.192.363 : 620.192.43 : 620.192.45

大型扁平鋼塊の内質におよぼす鋼塊形状の影響*

木下勝雄**・北岡英就**・岡野 忍***・江見俊彦****

Influence of Ingot Design on the Homogeneity and Soundness in Large Flat Ingots

Katsuo KINOSHITA, Hidenari KITAOKA, Shinobu OKANO, and Toshihiko EMI

Synopsis:

Influence of shape, dimensions, and hot-topping conditions of 23 to 90 ton large flat ingots on the occurrence of heterogeneities such as channel-type and centerline segregations and centerline loose structure has been made clear to optimize the design of HSLA steel ingots for extra-heavy plates.

Critical values of local solidification rate and local cooling rate for the formation of the channel-type segregation have been evaluated with the aid of heat-transfer calculation on these ingots. A speculative model for the later stage of solidification has also been presented which gives reasonable interpretation of the formation of the centerline heterogeneities characteristic in these large flat ingots.

1. 結 言

近年銑鋼一貫製鉄所では、キルド鋼の大半はすでに連続铸造により製造されており、通常造塊によるものは圧下比に制約のある、大単重の、高張力低合金鋼を主体とする極厚鋼板、鍛鋼品などに限られつつある。極厚鋼板は、製造原価を下げるため、これまで鍛造工程を経たものを大容量高能率な圧延機による圧延に切換える趨勢にある。したがって、今後のキルド鋼塊の製造は、量は多くないが、大単重でかつ内質の優れた扁平鋼塊用鑄型を用いる比率が増えると考えられる。

鋼塊には、マクロ偏析、V偏析、ザク (Loose structure) および逆V偏析等の欠陥が不可避免的に発生し、さらに、鋼塊の底部には負偏析を呈する沈殿晶帯に介在物が集積し、これらは製品鋼板の品質を劣化する。鋼塊内のこうした欠陥は、鋼塊の大型化により増加するため、鋼塊の高品質化、大型化に際し鋼塊形状を最適化し、欠陥を低減して製品鋼板の高品質化を計ることが重要である。

平居ら¹⁾は、2.6~5.3 t の 35 本の 上広鋼塊を調べ、マクロ組織と偏析に及ぼす鑄型形状の影響を解析した。しかし、彼らの結果を外挿して大型鋼塊の内質を推定す

るには飛躍があるように思われる。鈴木ら²⁾は、3.5 t 以下の試験鋼塊を調べ、V偏析はテーパーが小さく、高径比の大きい鋼塊に発生することを明らかにした。川和ら³⁾は、10~40 t の扁平鋼塊を調べ、鋼塊中心部のザクは下広鋼塊に比較し上広鋼塊で減少することを示した。一方、土田ら⁴⁾は、川和らと類似の鋼塊で、逆V偏析の発生本数と鋼塊平均厚の関係を求めた。しかし、鋼塊の各種の欠陥と鋼塊形状の関係を統一的に調べた報告は少なく⁵⁾、殊に大型扁平鋼塊に関する総括的知見が不足している。

以上の状況から、本報は、20 t 以上の大型扁平鋼塊のマクロ偏析、ザクおよび逆V偏析等の欠陥と底部沈殿晶帯について調べ、それぞれに対する鋼塊厚さ、高さ、高径比および長辺テーパーの影響を総括的にまとめた。さらに、逆V偏析が生成する臨界の凝固速度と冷却速度を実鋼塊について考察した。

2. 実 験 方 法

LD または Q-BOP 転炉で溶製し、真空脱ガス処理を行い、Table 1 の成分に調整した厚板用溶鋼を下注法により Table 2 の試験用に製作し押湯部分には通常の断

* 昭和 53 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 3 月 14 日受付 (Received March 14, 1979)

** 川崎製鉄(株)技術研究所 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp., 1 Kawasaki-cho Chiba 260)

*** 川崎製鉄(株)技術研究所 水島研究室 (Mizushima Laboratory, Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

**** 川崎製鉄(株)技術研究所 理博 (Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of molten steel (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Al	O (ppm)
0.15 - 0.19	0.28 - 0.44	1.35 - 1.50	0.011 - 0.019	0.002 - 0.004	0.021 - 0.045	23 - 47

Table 2. Design factors of ingot molds.

HOLD	INGOT WEIGHT (t)	HEIGHT (H) (m)	THICKNESS AT 1/2 HEIGHT (D) (m)	WIDTH AT 1/2 HEIGHT (W) (m)	H/D	TAPER OF WIDE FACE (%)
23A ₁	23	2.30	0.805	2.07	2.86	-2.5
23A ₂	23	2.80	0.750	1.83	3.70	-1.25
23V	23	2.30	0.82	2.04	2.80	2.5
24V	24	2.00	1.00	1.73	2.00	7.3
30A	30	2.80	0.825	2.04	3.40	-2.0
30V	30	2.30	1.05	2.05	2.20	3.5
35A	35	2.80	0.90	2.07	3.12	-1.4
45V	45	2.82	1.10	2.26	2.56	5.6
90V	90	3.04	1.48	3.08	2.06	5.0

熱スリーブを設置した鑄型に鑄込み、溶鋼が断熱スリーブ下端に達したとき早期発熱高発熱量型押湯パウダー⁶⁾ (以下パウダーA)を添加し、鑄込終了直後に通常の遅効発熱型押湯パウダー (以下パウダーB)をさらに添加して23~90 tの鋼塊を鑄造した。Table 2の鑄型(鋼塊)記号は、2桁の数字が鋼塊単重(t)を、その後のVが上広、Λが下広鋼塊を表わす。調査鋼塊は、厚さを0.75~1.48(m)、高さを2~3(m)、幅を1.7~3.1(m)、高径比を2.0~3.7、長辺テーパを-2.5~+7.3(%) (負号は下広、正号は上広)と広い範囲で変化させ、内質に対するそれぞれの影響を明確にするよう試みた。なお、30Λおよび35Λ鋼塊については、遅効発熱型パウダーのみを用いて鑄造した各1本の鋼塊30ΛB、35ΛBも調べ、押湯保温条件の影響を明らかにした。

鑄造した鋼塊は鑄型内で常温まで冷却し、鋼塊の軸心を含み短辺面に平行な試験片をFig. 1のように切出した。

2.1 ザク指数測定方法

ザク指数の測定は、川和³⁾と同様の方法で行った。すなわち、Fig. 1に示した試験片の表面を25 mmピッチの格子に罫書き、その全格子点につき超音波探傷(測定周波数2MHz、以下UT法と略す)によりザク指数、 $\Delta a = a_i - a_0$ (a_i :被検部i点の感度[dB]、 a_0 :健全部の感度)を求めた。超音波減衰は、析出物形態の影響を受けないが⁷⁾、結晶粒径の影響を受ける⁸⁾。そこで、鑄造のままの試験片と焼準した試験片のザク指数を比較した。また、鋼塊軸心上のザクについては、Fig. 1に示すように鋼塊の厚さ中央を中心に厚さ方向に幅200 mm、幅方向に厚さ10 mmの試験片2枚を切出し、透過X線法によりザク面積率を求め、UT法によるザク指数と比較した。

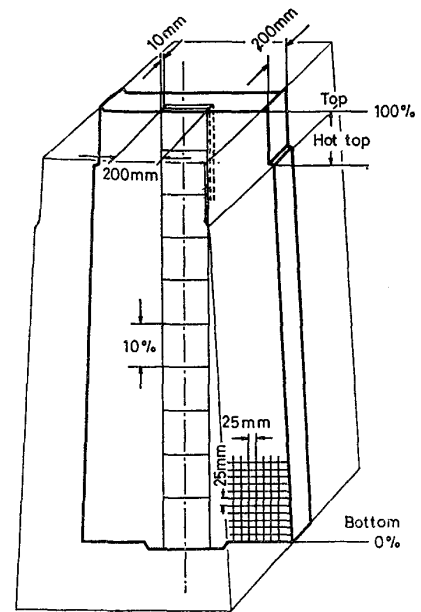


Fig. 1. Method of sampling from ingot.

2.2 マクロ組織とマクロ偏析測定方法

Fig. 1に示した試験片は、UT法によるザク指数測定後、温塩酸腐蝕法により凝固組織を調べ、逆V偏析線本数および底部沈殿晶面積を測定した。逆V偏析線本数は対象試料面の各高さ位置で水平に罫書いた線と交叉する長さ10 mm以上のものを全数計数した。水平断面の単位面積中に直径 D_0 の偏析線が n 本ある場合(面積密度 n [本/cm²])、断面内に任意に引いた直線と交叉する偏析線密度 n_1 [本/cm]は、断面内の幅 $D_0 \times$ 単位長さの面積における面積密度 n_1/D_0 [本/cm²]が n に等しいので、 nD_0 となる。したがって、本報による逆V偏析線本数は、その高さにおける水平断面内の逆V偏析線本数に比例する。

凝固組織を観察後、試験片軸心上の高さ方向に沿って10 mmφのドリルで試料を採取し、成分分析を行った。

2.3 逆V偏析線内のマイクロ偏析測定方法

マクロ組織から観察される逆V偏析線を鋼塊から切出し、Kalling氏液を用い顕出したマイクロ組織を観察し、EPMAの全自動化システム⁹⁾により溶質元素の2次元濃度分布図(コンテンツマッピング)を作製した。

2.4 逆V偏析生成条件の検討方法

逆V偏析の生成する熱的条件を検討するため、鋼塊水平断面内で、差分法による伝熱解析を行った。解析手法、計算条件は別報⁹⁾のとおりである。本解析プログラムで求めた6~23 t鋼塊の凝固完了時間は、バーテストによる実測値と比較し、最大13%の誤差内で一致する¹⁰⁾。

3. 実験結果

3.1 鋼塊内のザク

3.1.1 ザク指数の評価

UT 法によるザク指数の水準が異なる, 鋳造のままの試験片を, 焼準した後再びザク指数を測定した結果, ザク指数は焼準により一様に約 5 dB 減少するが, 試験片間の差は変化しないことがわかった。

また, 鋳造のままの試験片で, 鋼塊の軸心近傍の高さ方向に沿うザク指数 (UT 法) とザク面積率 (透過X線法) を比較した結果, 両者はよく対応することがわかった。したがって, 以後の実験は, 鋳造のままの試験片について測定した UT 法によるザク指数を用いた。

3.1.2 軸心上のザクに及ぼす鋼塊形状の影響

各鋼塊につき, 押湯部を除く全高さにわたり, 軸心上のザク指数 (各高さでのザク指数は軸心を中心に鋼塊厚 200 mm 内の 9 格子点についての平均値) の平均値を求めた。この平均ザク指数 (Loose Structure Index, L. S. I. と略す) を従属変数とし, 鋼塊テーパー (T_p [%]), 厚さ (D [m]), 高さ (H [m]) および高径比 (H/D) の 4 つの形状因子を独立変数として, 独立変数のすべての組合せにつき重回帰をとると, 25% 有意で (1) 式が得られた。

$$LSI = 5.9 + 1.05 H/D \dots\dots\dots (1)$$

この際, 測定方法の異なる, 30V, 45V, 90V およびパウダー B のみを用いた 2 鋼塊 (30 Δ_B , 35 Δ_B) の 5 鋼塊は回帰から除いた。LSI と H/D の関係を Fig. 2 に示した。

3.2 逆 V 偏析

3.2.1 逆 V 偏析線本数に及ぼす鋼塊形状の影響

厚さの異なる 3 鋼塊の高さ方向の逆 V 偏析線本数を

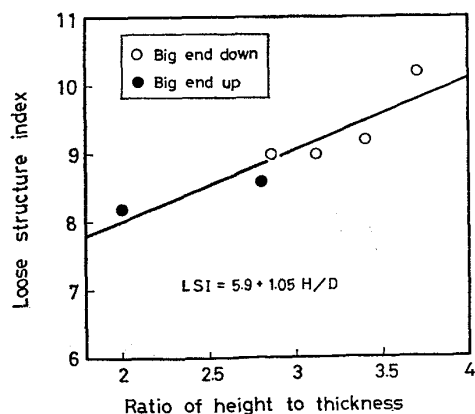


Fig. 2. Dependence of the formation of loose structure on the ratio of height to thickness of ingots.

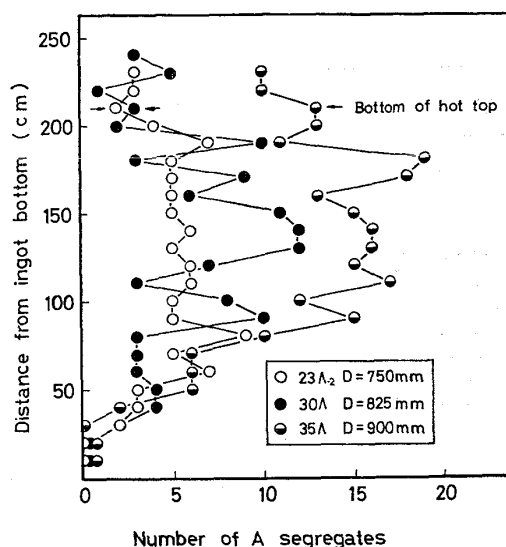


Fig. 3. Distributions of the number of A segregates along ingot height.

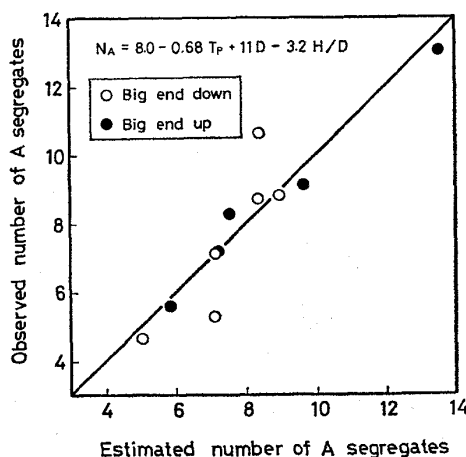


Fig. 4 Observed-compared with estimated-number of A segregates.

Fig. 3 に示す. 逆 V 偏析線本数は 鋼塊本体高さの下部 1/3 の範囲では低部から次第に増加するが, 上部 2/3 の範囲では比較的一定である。したがって, 鋼塊本体高さ方向の逆 V 偏析線本数の算術平均値, N_A をとれば, N_A は各鋼塊内の逆 V 偏析を定量化する特性値をあらわすと考えられる。各鋼塊について N_A を求め, 先と同様, 形状因子に対して重回帰をとると, 5% 有意で (2) 式が得られた。

$$N_A = 8.0 - 0.68 T_p + 11D - 3.2 H/D \dots\dots\dots (2)$$

すなわち, 逆 V 偏析線本数は, 鋼塊厚が大きいほど増加し, テーパーが正に大なるほど減少する。 N_A の (2) 式による推定値と実測値の比較を Fig. 4 に示した。

3.2.2 逆 V 偏析線内の溶質分布

30 Δ 鋼塊の逆 V 偏析線の縦断面コンテントマッピング

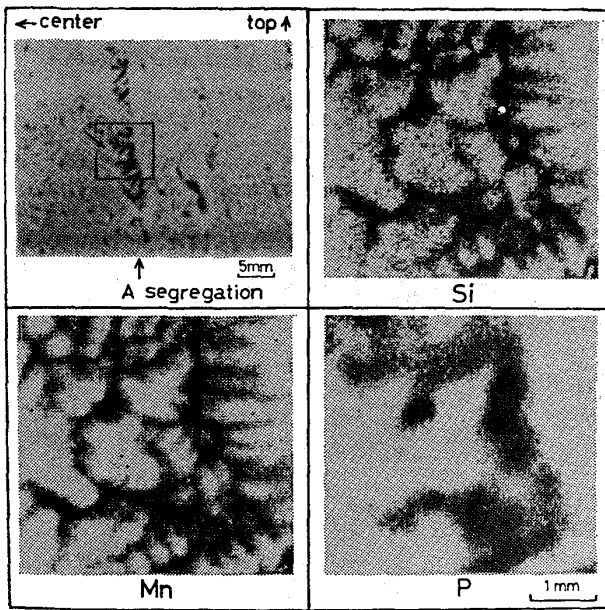


Photo. 1. Solute distribution in A segregate on vertical section of 30t ingot.

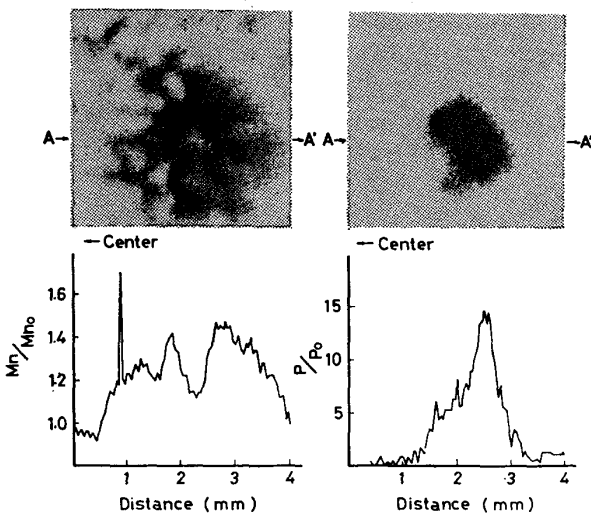


Photo. 2. Solute distribution in A segregate on horizontal section of 30t ingot.

を photo. 1 に示す。成田ら¹¹⁾が示したように、逆V偏析線の輪郭は鋼塊の外周側が鮮明でなめらかであり、逆V偏析線の内部は方位の不規則な柱状デンドライトで、矢印で示したように逆V偏析線内部から鋼塊内側に通じた柱状デンドライトも認められる。

同じく、横断面内のコンテントマッピングを photo. 2 に示す。Si については Mn と同様の分布となるので省略したが、Mn の分布は鋼塊の外側でなめらかな円柱状を呈し、内側では扇状に拡がる。最大偏析比は MnS に当たるピークを除けば、 ~ 1.45 でブロードに分布する。これに対し、P は逆V偏析線内の中心部に分布しており、最大偏析比も ~ 14.5 である。これらの逆V偏析線内

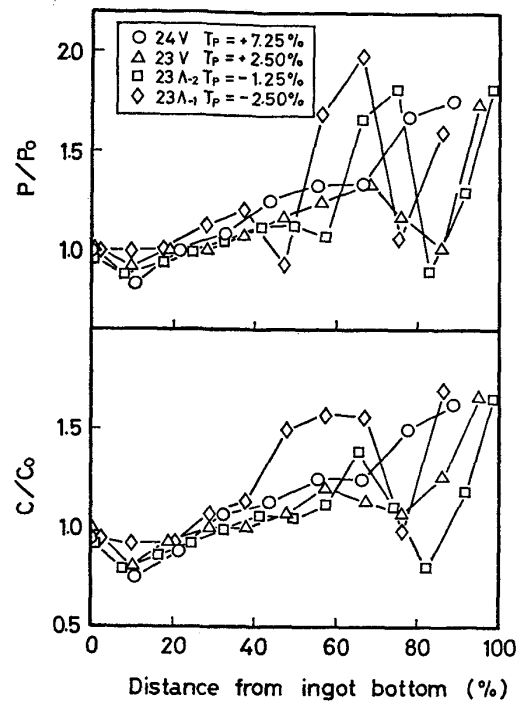


Fig. 5. Macrosegregation of phosphorus and carbon along the central vertical axis of ingots.

の Mn, Si と P の分布および最大偏析比の違いは、各溶質成分の平衡分配係数の差によることが容易に推察される。なお、C は二次組織の影響で、S は溶鋼中の初濃度が小さいため、いずれも逆V偏析線内の分布が明らかでない。

3.3 マクロ偏析に及ぼす鋼塊形状の影響

テーパの異なる4鋼塊の軸心上高さ方向のCとPの偏析を Fig. 5 に示す。偏析は、各位置での分析値を取鋼溶鋼分析値で除して示した。テーパが大きい上広鋼塊(24V)では、偏析は底部沈殿晶帯の負偏析部から押湯部に向かって増加するのみであるが、テーパが小さくなると上広鋼塊(23V)でも、偏析は60~80%高さの間に極大を形成し、押湯線直下で一旦軽減する。また、下広鋼塊の偏析の極大は、上広鋼塊より大きく、かつ、テーパが負に大きいほど大きい。これらの現象はブリッジングによるものであり、後述のモデルで説明できる。

鋼塊本体内のCの最大偏析比、 C_{max}/C_0 を各鋼塊について求め、先と同様に形状因子に対して重回帰をとると、25%有意で(3)式が得られた。

$$C_{max}/C_0 = 0.8 - 0.033T_p + 0.67D \dots\dots\dots (3)$$

この際、30_{AB} および 35_{AB} の2鋼塊は回帰から除いた。 C_{max}/C_0 の(3)式による推定値と実測値の比較を Fig. 6 に示した。

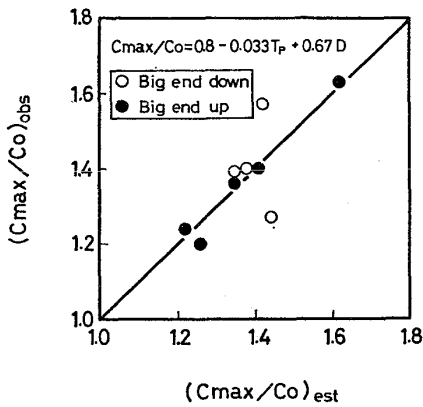


Fig. 6 Observed-compared with estimated degree of carbon segregation.

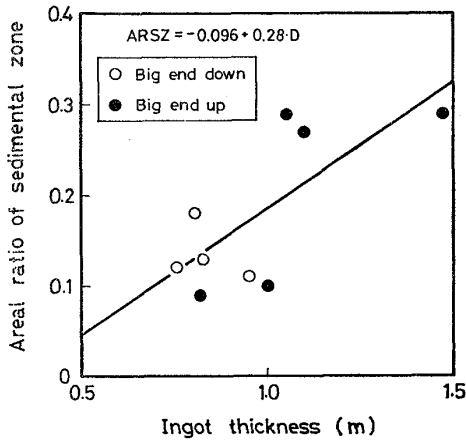


Fig. 7. Dependence on ingot thickness of areal ratio of sedimental zone.

3.4 底部沈殿晶帯面積率に及ぼす鋼塊形状の影響

各鋼塊ごとにマクロ組織上で底部沈殿晶帯の全鋼塊断面積に対する面積率 (Areal Ratio of Sedimental Zone, ARSZ と略す) を求め、先と同様に形状因子に対して重回帰をとると、25% 有意で(4)式が得られた。

$$ARSZ = -0.096 + 0.28D \dots\dots\dots (4)$$

この際、30_{AB} および 35_{AB} の2鋼塊は回帰から除いた。ARSZ と鋼塊厚さの関係を Fig. 7 に示した。

3.5 鋼塊軸心上の内質に及ぼす押湯保温条件の影響

同一溶鋼を同一注入管より鑄込み押湯パウダーAとBを併用した 30_A と押湯パウダーBのみを用いた 30_{AB} 鋼塊のマクロ組織を Photo. 3 に示す。垣生ら⁶⁾ はパウダーAをBと併用すると鑄直後における底部粘稠層の発達が遅れ、沈殿晶帯への介在物捕捉が激減することを指摘した。Photo. 3 から、凝固終了後においても 30_A 鋼塊の沈殿晶帯は小さくなるとともに軸心に沿って約 65% 高さまで延長し、一方、30_{AB} 鋼塊の沈殿晶帯は大きくなる反面、軸心上では約 50% 高さで消滅すること

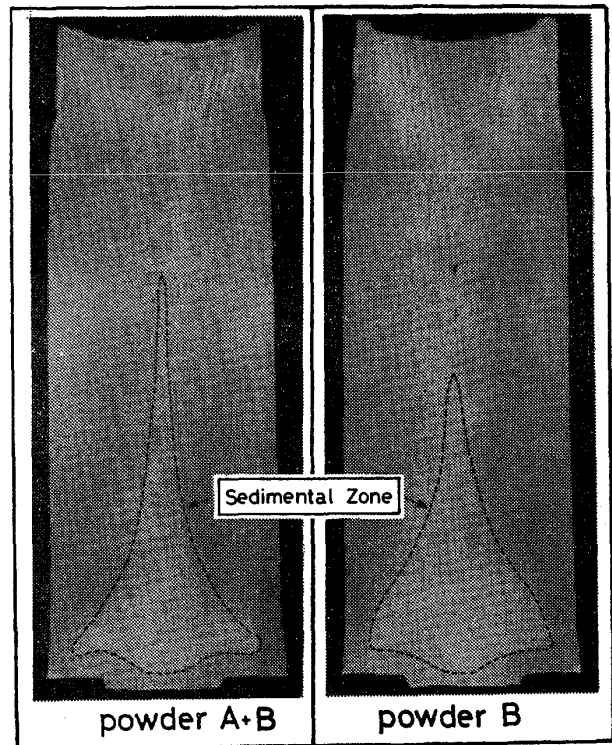


Photo. 3. Macroetched section of 30t ingots.

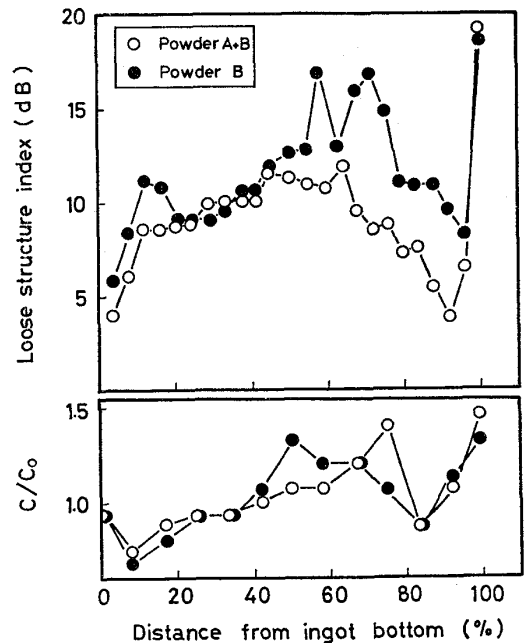


Fig. 8. Loose structure and macro segregation of carbon along the central vertical axis of ingots.

が見出された。

30_A および 30_{AB} 鋼塊の軸心高さ方向に沿うザク指数とマクロ偏析を Fig. 8 に示す。30_{AB} 鋼塊には、底部から 10~20% と 50~70% 高さ位置にザクのピークがあるが、30_A 鋼塊には対応するピークは無い。一方、30_{AB} 鋼塊の最大偏析は底部から約 50% の位置に相当するが、

30 Λ 鋼塊のそれは約 75% の位置に相当し, 30 Λ_B 鋼塊に比較し約 25% 上方へ移動する. 30 Λ_B 鋼塊の底部のザクピークは介在物に起因すると考えられるが, 上に述べたその他の現象については, 4.2.2 項で検討する.

4. 考 察

4.1 逆 V 偏析

4.1.1 逆 V 偏析の生成機構

逆 V 偏析の生成機構についてはいくつかのモデルが提案されているが, 最近では濃化溶鋼の浮上説が有力になっていると考えられる. MEHRABIAN ら¹²⁾は, 固液共存層内の運動量収支と物質収支を解き, 不安定現象により逆 V 偏析が生成する条件を初めて提案した. その後, 浅井ら¹³⁾¹⁴⁾および FUJII ら¹⁵⁾は, MEHRABIAN らの理論をさらに展開し, 固液共存層内での熱収支を考慮した場合¹³⁾¹⁴⁾および多元系合金に拡張した場合¹⁵⁾につきそれぞれ論じた.

以上の逆 V 偏析の生成機構を解明する研究に対し, 田代ら¹⁶⁾は, 無限平板の凝固殻内で直線的な温度分布と鋼塊の表面温度を一定と仮定した凝固式から凝固速度を求め, 各種の鋼塊の逆 V 偏析発生位置を測定し, 両者を比較して逆 V 偏析発生の上部臨界凝固速度, U.C.L. (Upper Critical Limit of Solidification Rate [m/h]) を次式で与えた.

$$U.C.L. = 0.174 (\%C) + 0.025 \dots \dots \dots (5)$$

一方, 鈴木ら¹⁷⁾は, 14 kg 鋼塊を角型シリコン炉内で一方向凝固し, 逆 V 偏析を生成させ, 鋼塊内の測温結果との比較から逆 V 偏析の生成条件として次式を得た.

$$\epsilon \leq 8.75 R^{-1.1} \dots \dots \dots (6)$$

ここで, ϵ : 凝固前面の冷却速度 ($^{\circ}C/min$), R : 凝固前面の凝固速度 (mm/min)

本報においては, 3.2 節で得られた大型扁平鋼塊における逆 V 偏析の発生状況を, 田代らおよび鈴木らの逆 V 偏析生成条件と比較しつつ以下に考察した.

4.1.2 逆 V 偏析の生成する熱的な臨界条件

逆 V 偏析が生成する臨界の凝固速度と冷却速度を, 鋼塊厚の方向に沿う凝固前面の凝固速度と冷却速度を求め, 実鋼塊の逆 V 偏析が生成する臨界厚と比較して定めた.

まず, 凝固前面の凝固速度と冷却速度を求めるに先立ち, 鋼塊内の厚さ方向の各点における温度変化を数値解析から求めた. 解析は, 厚さの異なる 30 Λ ($D=0.825$ m), 24V (1.00m) および 90V (1.48 m) の 3 鋼塊につき行つた. 伝熱解析に際し, 凝固潜熱の放出が液相線温度 (T_L) と固相線温度 (T_S) の間で温度変化に比例すると仮定した一様凝固¹⁸⁾ (Uniform solidification) と, 凝固潜熱の放出が固相率に比例し, かつ固相率と温度の関係は状態図から定まると仮定した平衡凝固¹⁸⁾ (Equilibrium solidification) の両方を検討した. 鋼塊内の温度変化 (90V 鋼塊) を Fig. 9 に示す. 一様凝固を仮定すると T_L からの冷却が早期に始まるが, 平衡凝固を仮定すると T_L からの冷却が遅れる.

次に, 凝固前面の温度を定めるため, 固液共存層内の各固相率において固相と平衡する溶質濃化溶鋼の温度と凝固前面の固相率を求めた.

1 例として, 30 Λ 鋼塊の溶鋼成分につき, 固相内拡散

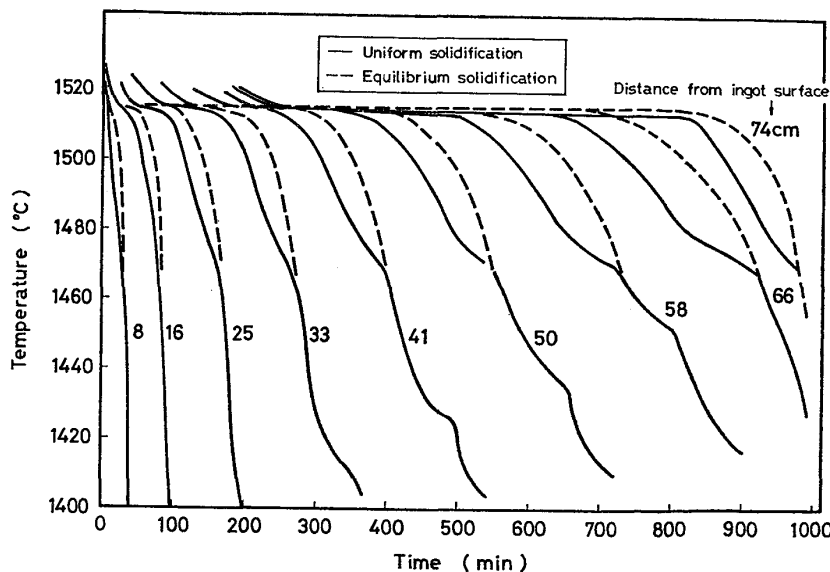


Fig. 9. Variation of temperature at several location along the thickness of 90 t ingot.

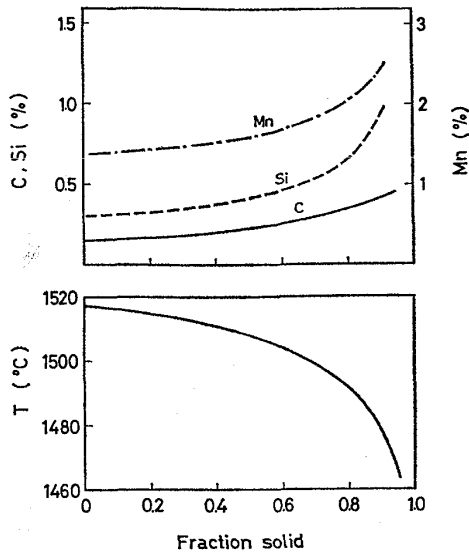


Fig. 10. Variation during solidification of solute concentration and temperature of interdendritic liquid in the mushy zone.

の大きいCについては平衡凝固モデル，固相内拡散を無視できるその他の成分については Pfann の式をそれぞれ用いて求めた固液共存層内の溶質濃度と固相率の関係を Fig. 10 に示す．一方，各溶質濃度に対応する液相線温度は平居ら¹⁹⁾の式から求められるので，各固相率で平衡する溶鋼温度が Fig. 10 のように得られる．

凝固前面の固相率を，鈴木ら¹⁷⁾は 14 kg 鋼塊の実験から 0.35 と求めた．しかし，溶鋼組成が異なれば濃化溶鋼の浮上性も変化するので，凝固前面の固相率も異なると予想される．Fujii ら¹⁵⁾は，濃化溶鋼の母溶鋼に対する密度差， $\Delta\rho_L$ を(7)および(8)式のように求めた．

$$\Delta\rho_L = \eta_c \frac{g_s(1-k_c)C_{Lc}^0}{(1-g_s)(1-k_c)+k_c} + \sum_j \eta_j \{ (1-g_s)k_j^{-1} - 1 \} C_{Lj}^0 \dots\dots\dots (7)$$

$$\eta = \frac{\partial\rho_L}{\partial T} \cdot \frac{\partial T_L}{\partial C_L} + \frac{\partial\rho_L}{\partial C_L} \dots\dots\dots (8)$$

ここで， ρ ：密度， C ：溶質濃度， T ：温度， g_s ：固相率， k ：平衡分配係数，添字 c, j ：炭素，炭素以外の溶質をあらわす添字，添字 $L, \overset{\circ}{L}$ ：溶鋼，母溶鋼をあらわす添字

鈴木らの 14 kg 鋼塊 No. 3 および No. 6 と本実験の 24V および 30A 鋼塊の溶鋼成分につき，(7)式から $\Delta\rho_L$ を求め，Fig. 11 に示した．凝固前面の固相率 0.35 における $\Delta\rho_L$ は，No. 3 および No. 6 溶鋼成分については 0.9 および 1.1 g/cm³ であるが，本実験の溶鋼成分で同じ $\Delta\rho_L$ に達するときの固相率を求めると 0.42~0.48 となる．

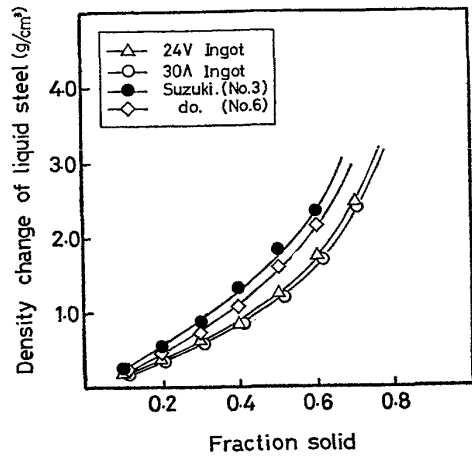


Fig. 11. Variation during solidification of the density of solute enriched melt in the mushy zone.

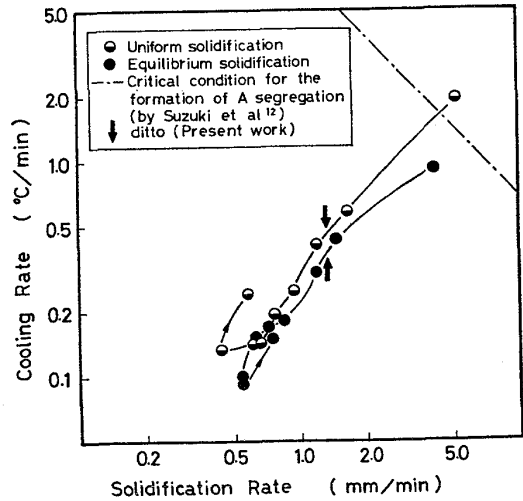


Fig. 12. Variation of the rate of local solidification and local cooling at solidification front at several location in 90 t ingot.

さらに，凝固前面の濃化溶鋼が浮上を開始した後偏析線を形成するまでの過程で濃化も希釈もしないと仮定すれば，逆V偏析線内の溶質の平均濃度は凝固前面の溶質濃度に等しい．そこで，Photo. 2 から逆V偏析線内の Mn と P の平均偏析比を求めると，それぞれ，1.2 および 2.3 を得る．この数値に相当する固液共存層内の固相率を Pfann の式から求めると Mn および P のそれぞれについて，0.53 および 0.57 となる．

以上の考察から，凝固前面の固相率は 0.35~0.55 の範囲にあると考え，その両端の値を採り 0.35 および 0.55 とした場合の 2 例につき，実鋼塊で逆V偏析が生成する臨界の凝固速度と冷却速度を求めた．凝固前面の固相率が 0.35 に相当する液相線温度を Fig. 10 から決め，Fig. 9 から鋼塊厚さ方向の凝固前面の凝固速度と

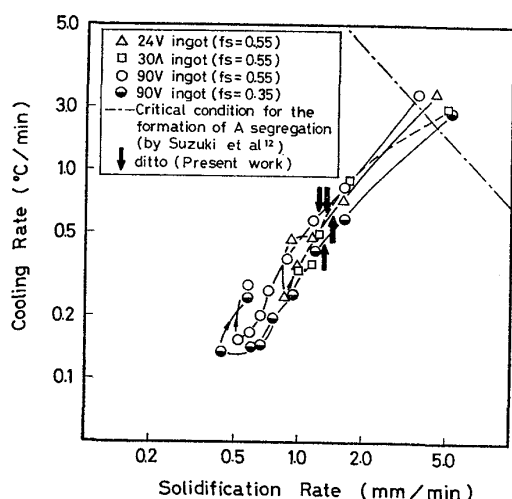


Fig. 13. Variation of the rate of local solidification and local cooling at solidification front at several location in 24, 30 and 90 t ingots.

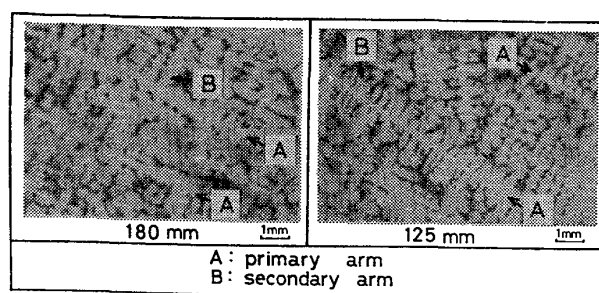


Photo. 4. Microetched dendrites on vertical section of 24t ingot.

冷却速度の推移を求めると Fig. 12 のようになる。鋼塊の凝固組織から求めた逆V偏析の発生する臨界位置を矢印で示すが、一樣凝固を仮定しても、平衡凝固を仮定しても、逆V偏析の発生する臨界値にはあまり差を生じない。

凝固前面の固相率を 0.55 とし、一樣凝固を仮定して、凝固前面の凝固速度と冷却速度の推移を求めると Fig. 13 を得る。固相率が 0.35 の場合と比較し、逆V偏析が生成する臨界凝固速度は変わらないが、臨界冷却速度は大きくなる。厚さの異なる3鋼塊を比較すると、鋼塊表面から遠くない位置にある凝固前面における熱的条件にはあまり差が無く、逆V偏析の生成する表面からの距離も一致する。ゆえに、前述の(2)式から逆V偏析本数が鋼塊厚さが大きいほど増加するが、これは逆V偏析の生成する熱的条件を満足する範囲が増えるためと解釈される。

Fig. 12 および 13 には、鈴木らが 14 kg 鋼塊について求めた逆V偏析の生成する臨界の凝固速度と冷却速度も示したが、これと比較し本報で得られた実鋼塊の臨界の凝固速度と冷却速度のいずれも著しく小さい。そこで、実鋼塊での凝固速度と冷却速度を別の観点から検証した。

鋼塊の凝固厚は経験的に(9)式で与えられる。

$$x = k\sqrt{t} \dots \dots \dots (9)$$

ここで、 x : 凝固厚 (mm), k : 凝固係数 (25 mm/m in^{1/2}), t : 時間 (min)

(9)式から、実鋼塊で逆V偏析が発生し始める臨界厚(～250 mm)での凝固速度を求めると、～1.2 mm/min

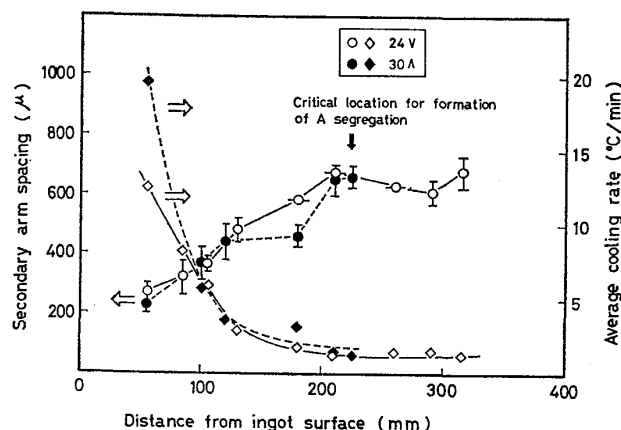


Fig. 14. Change of average cooling rate with the distance from ingot surface as calculated from measured secondary arm spacing.

となる。また、田代らが導いた(5)式から、0.15% C鋼の上部臨界凝固速度を求めると 0.9 mm/min となり、どちらの値も Fig. 13 での実鋼塊の臨界凝固速度に一致する。

一方、逆V偏析生成の臨界冷却速度を推定するため、鋼塊のマイクロ凝固組織からデンドライトの2次アームスペーシングを求め、鈴木ら²⁰⁾の式により平均冷却速度を求めた。24V 鋼塊のマイクロ凝固組織を Photo. 4 に、アームスペーシングと平均冷却速度の鋼塊厚方向の変化を Fig. 14 に示す。逆V偏析が生成する位置での2次アームスペーシングは 600～700 μあり、平均冷却速度は～1 °C/min である。この数値は、Fig. 13 から求まる実鋼塊の臨界冷却速度～0.6 °C/min に比較的近く、鈴木¹⁷⁾らの値とは異なる。

以上の考察から、大型扁平鋼塊に逆V偏析が生成する熱的臨界条件は、鈴木らが 14 kg 鋼塊について求めた熱的臨界条件より凝固速度、冷却速度ともに著しく小さい。この理由は、凝固する系(たとえば大型扁平鋼塊や実験鋼塊)が異なると固液共存層の幅や共存層内の温度勾配が変化し、共存層内の溶鋼流動へ影響して逆V偏析が生成する熱的臨界条件が変わるためと解釈される。

4.2 鋼塊軸心部の内質

4.2.1 ザク, マクロ偏析および底部沈殿晶

鋼塊軸心上のザクは, 鋼塊重量が増加するほど, また, 鋼塊テーパーが負に大(上広より下広)なるほど増加し, マクロ偏析との間に密接な関係があると考えられている³⁾. しかし, 軸心上のザクは凝固末期に収縮により生じたポロシティで, 小さいものはデンドライトアームのオーダーから大きいものは二次パイプにまでなる³⁾. 一方, V偏析は頭部および底部からの冷却効果の及ばない加速凝固域に発生し, 濃化溶鋼が吸引されたものである²⁾ から, 軸心上のザクはマクロ偏析よりもV偏析と正の相関があると考えられる. 鈴木ら²⁾ は, V偏析はテーパーが小さく, 高径比が大きい場合に発生することを示したが, 本報で得られた(1)式は, 彼らの結果と一致している.

松野ら²¹⁾ は, 30~100 t 鍛造用菊型鋼塊のマクロ偏析を調べ, 等軸晶の降下に伴う物質収支式を解き, 軸心上の偏析パターンを求めた. 彼らの結果は, 溶質濃度が底部負偏析部より押湯部にかけて一様に増加するもので,

Fig. 5 に示した極大のある偏析パターンは説明できない. また, COMON ら⁵⁾ は, 鍛造用菊型鋼塊のC偏析を, 溶鋼成分と鋼塊形状とにより (17) 式のように求めた.

$$\frac{C_M - C_m}{C_0} \cdot \frac{100}{D} = 2.81 + 4.31 \frac{H}{D} + 28.9[\%Si] + 805.85[\%S] + 235.2[\%P] - 9.2[\%Mo] - 38.2[\%V] \dots \dots \dots (10)$$

ここで, C_M, C_m, C_0 : 軸心上の最大, 最小, 取鍋内C濃度, D : 鋼塊径, H : 鋼塊高さ

本報で調べた9鋼塊(パウダーB鋼塊を除く)につき, (10)式右辺の溶鋼成分の関係する項をまとめて Σ であらわすと, 25% 有意で (11) 式を得る.

$$\frac{C_M - C_m}{C_0} \cdot \frac{1}{D} - \Sigma = -11.0 + 20.6 \frac{H}{D} \dots \dots \dots (11)$$

(11)式の定数および係数は(10)式と著しく異なり, 結局COMON らの関係は満足しない. この理由は鍛造用菊型鋼塊は上広で押湯比が大きいため軸心の凝固過程でブリッジングが生じないが, 扁平鋼塊は上広であつても扁平比, 高径比, テーパー等の選択によりブリッジングが生じやすいためと考えられる. そこで, (3)式の関係解釈するに際し, ブリッジングの形成を考慮する必要がある.

大型扁平鋼塊の凝固初期の底部沈殿晶帯の生成速度は垣生ら⁶⁾ により明らかにされたが, 彼らは凝固の中期ないしは末期における沈殿晶帯の形成, 沈殿晶帯の形成に及ぼす鋼塊形状の影響については明らかにしていない.

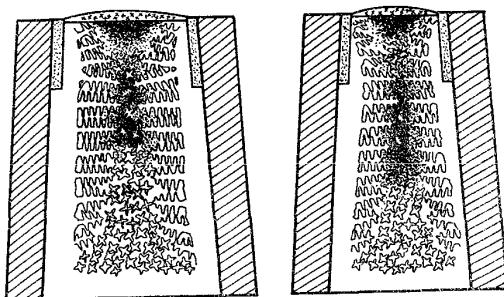


Fig. 15. Schematic model for the final stage of solidification of large flat ingots.

このように, 軸心上のザク, マクロ偏析および底部沈殿晶の相互の関連と, それぞれに対する鋼塊形状の影響が明確でないので, これらを統一的に説明するモデルを扁平鋼塊の中心部の凝固機構から模式的に考察した.

4.2.2 鋼塊中心の凝固機構

パウダーA+Bを用い, 同一高さで厚さの異なる2つの扁平鋼塊の凝固モデルを Fig. 15 に示す. パウダーA+Bを用いたため, 凝固初期の湯面からのシャワーリングが抑制された結果, (4)式の関係から鋼塊厚が大きければ等軸晶の降下が多く, 残溶鋼中の溶質の濃化も大きいと推定される²¹⁾. また, 側面からの凝固厚の成長に比較し沈殿晶の推積により底面からの凝固厚の成長が早い. 一方, 鋼塊厚が小さいと等軸晶の降下が少なく, 残溶鋼中の溶質の濃化が小さいと同時に側面凝固厚の成長に比較し, 底面凝固厚の成長がそれほど促進しないと推定される.

中西¹⁰⁾のバーテストによれば, 厚さが 58, 68 および 83 cm の3鋼塊の $0.5t_s$ (t_s : 凝固完了時間) における底面からの凝固厚は, それぞれ, 11, 19 および $27\%H$ (H : 鋼塊高さ)となり上述のモデルの妥当性が裏づけられる. 上述のモデルにおいて, 凝固の末期に至り押湯線近傍にブリッジングが生じると, ブリッジング下部の本体内に取込まれた残溶湯は押湯から十分給湯されない状態で最終凝固する. Fig. 15 に示したようにブリッジングが生じた時点で, 厚さの大きい鋼塊の残溶湯は, 溶質濃化度が大きくかつ底面からの凝固厚が大きいため容積は小さい. 一方, 厚さの小さい鋼塊の残溶湯は, 厚い鋼塊に比較し, 溶質濃化度が小さく, 底面からの凝固厚が小さいため容積は大きい. したがって, 鋼塊軸心上のマクロ偏析は厚さの大きい鋼塊ほど大きくなって(3)式の関係が得られ, 他方, 軸心上のザクはブリッジングより下部に取込まれる残溶湯の容積に比例するので, 厚さが小さい(すなわち高さが等しいから高径比が大きい)鋼塊ほど軸心上のザクが大きく, (1)式の関係が得られる.

鋼塊頭部の押湯保温条件の影響は、Photo. 3 から明らかのように、パウダーAとBを併用すると（通常鋼塊）、凝固の初期においては等軸晶の沈降が抑制されるとともに凝固の末期近くまで等軸晶の沈降が継続する。一方、パウダーBを用いると（ Δ_B 鋼塊）、凝固の初期において等軸晶が大量に沈降するにもかかわらず比較的早期に沈降が停止する。この理由は不明だが、30 t および 35 t のいずれの鋼塊についても認められる。

沈降する等軸晶の絶対量が小さい 30 Δ 、35 Δ 鋼塊は、残溶湯の溶質濃化が小さく、さらに等軸晶の降下が凝固末期まで継続するのでブリッジング下方に取込まれる残溶湯容積が小さく、ザクは小さい。一方、沈降する等軸晶の絶対量が大きい 30 Δ_B 、35 Δ_B 鋼塊は、残溶湯の溶質濃化が大きく、しかも等軸晶の降下が早期に停止するためブリッジング下方に取込まれる残溶湯容積が大きく、ザクも大きくなると推定される。

以上の検討から、パウダーAとBを併用することにより、既報⁶⁾のように底部沈殿晶帯に捕捉される介在物を低減するだけでなく、軸心上のマクロ偏析とザクを低減することも可能であると推察される。

5. 結 言

極厚高級鋼板の品質向上を計るため、試験用鑄型を製作し、23~90 t の 50 キロ級大型扁平鋼塊 11 本を切断して調査し、逆V偏析、ザク、マクロ偏析および底部沈殿晶帯などの内質に及ぼす鋼塊形状の影響を明らかにした。

1) 鋼塊の各内質と形状 (T_p : テーパー [%], D : 厚さ [m], H : 高さ [m]) の間に次の関係が得られた。

逆V偏析線本数: N_A

$$N_A = 8.0 - 0.68T_p + 11D - 3.2H/D$$

ザク指数: LSI

$$LSI = 5.9 + 1.05H/D$$

鋼塊内 C の最大偏析比: C_{\max}/C_0 (C_0 : 取鍋分析値)

$$C_{\max}/C_0 = 0.80 - 0.033T_p + 0.67D$$

底部沈殿晶帯の面積率: ARSZ

$$ARSZ = -0.0096 + 0.28D$$

2) 大型扁平鋼塊に逆V偏析が生成する臨界の凝固速度と冷却速度は、14 kg 高炭素鋼塊の臨界の凝固速度と冷却速度に比較し、溶鋼組成の差を考慮しても著しく小さい。この理由は、逆V偏析が生成する熱的臨界条件が実鋼塊と実験用小型鋼塊とで異なるためと推察される。

3) 逆V偏析の生成に最も支配的な鋼塊形状因子は鋼塊厚さで、鋼塊厚さが増加するほど、逆V偏析の生成す

る熱的臨界条件を満足する領域が増加するため、逆V偏析線本数が増加する。

4) 扁平鋼塊の軸心上のザク、マクロ偏析および底部沈殿晶帯の形成に及ぼす鋼塊形状と頭部押湯保温条件の影響は、等軸晶の降下による溶質の物質収支、側面と底面からの凝固厚の成長およびブリッジングを考慮した鋼塊中心部の最終凝固モデルにより統一的に解釈できる。

最後に、逆V偏析の生成に関し有益なコメントをいただいた当所製鋼研究室藤井主研員、EPMA の測定をお願いした分析研究室安部主研員、および本研究に協力いただいた千葉、水島両製鉄所の関係者各位に感謝します。

文 献

- 1) 平居正純, 森 久, 金丸和雄, 一戸正良: 鉄と鋼, 59 (1973) 11, S 441
- 2) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 59 (1973) 3, p. 431
- 3) 川和高穂, 細田義郎, 坂田直起, 伊藤雅治, 三好俊吉: 鉄と鋼, 62 (1976) 13, p. 1668
- 4) 土田 裕, 国定泰信, 今井奈一郎, 宮下芳雄: 鉄と鋼, 64 (1978) 11, S 678
- 5) J. COMON, J. DELORME, and P. BESTIEN: 6th International Forgemasters Meeting, New Jersey, 1972 (AFS Illinois)
- 6) 垣生泰弘, 江見俊彦, 北岡英就: 鉄と鋼, 62 (1976) 8, p. 971
- 7) G. WESTKÄMPER and K. BERMER: Materialprüf., 18 (1976) 9, p. 321
- 8) 安部忠広ら: 鉄と鋼, 63 (1977) 4, S 235
- 9) 木下勝雄, 嶋崎義尚, 内田英夫, 市原 勲: 鉄と鋼, 61 (1975) 9, p. 2182
- 10) 中西恭二: 東北大学学位論文
- 11) 成田貴一, 谷口政行: 鉄と鋼, 56 (1970) 2, p. 212
- 12) R. MEHRABIAN, M. KEANE, and M. C. FLEMINGS: Met. Trans., 1 (1970) 5, p. 1209
- 13) 浅井滋生, 佐原崇彦, 鞭 巖: 鉄と鋼, 63 (1977) 9, p. 1512
- 14) 浅井滋生, 小沢順造, 鞭 巖: 鉄と鋼, 64 (1978) 6, p. 730
- 15) T. FUJII, D. R. POIRIER, and M. C. FLEMINGS: Met. Trans., to be published
- 16) 田代晃一, 轟木 透, 木村重夫: 鉄と鋼, 57 (1971) 9, p. 1479
- 17) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 63 (1977) 1, p. 45, p. 53
- 18) 松野淳一: “鉄鋼の凝固現象”, 鉄鋼基礎共研凝固部会シンポジウム, 昭和 51 年 2 月 (鉄鋼協会)
- 19) 平居正純, 金丸和雄, 森 久: 学振 19 委提出資料 No. 8837, 凝固 46
- 20) 鈴木 章, 鈴木 武, 長岡 豊, 岩田至弘: 日本金属学会誌, 32 (1968) p. 1301
- 21) 松野淳一, 大井 浩: 鉄と鋼, 62 (1976) 2, A 25