

逆V偏析の生成条件について*

鈴木 是明**・宮 木 剛 汎***

Formation Condition of "A" Segregation

Koreaki SUZUKI and Takehiro MIYAMOTO

Synopsis:

A simulation test of "A" segregation was made successfully by means of horizontal unidirectional solidification of 14 kg ingot. "A" segregations reproduced by this method under several cooling conditions were investigated from the viewpoints of cooling and solidification rates.

The results obtained are as follows

1) "A" segregation is formed at the solidification front where the fraction solid is about 0.35 and its inclination is determined by the vector sum of the proceeding velocity of the solidification front and the upward velocity of solute enriched liquid metal.

2) The critical condition for formation of "A" segregation of 0.7% C steel can be expressed by the following formula.

$$R^{1.1} \cdot \epsilon \leq 8.75$$

where, R is solidification rate (mm/min) and ϵ is the cooling rate ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$)

3) The size of "A" segregation spots are determined by the staying time in solid-liquid zone.

1. 緒 言

大型鋼塊に特徴的なマクロ偏析である逆V偏析の生成機構に関しては従来から多くの研究がある。しかしながらそれらの多くは凝固後の鋼塊に現出した逆V偏析を観察してその生成機構を論じているため、実証性に乏しい面がある。これは逆V偏析が比較的大型の鋼塊に限られた現象のため、その生成過程を直接解明する手段が少ないと同時に、それを行なうにしても莫大な費用と時間が必要なためであると考えられる。今後さらに逆V偏析の生成機構を明らかにしてゆくためには、簡単に逆V偏析の生成過程を研究することのできる実験手法が開発されなければならないと考えられる。その一つの方法として小型鋼塊での再現実験が考えられる。この点に関し非鉄では高橋ら¹⁾による Al-Cu 合金を用いた実験や MEHRA-BIAN²⁾らによる塩化アンモニウムを用いた実験がある。鋼を用いた実験は筆者らが行なった 30 kg 鋼塊での再現実験³⁾がある。非鉄での実験では、その類似性に疑問があり、また鋼を用いた実験も生成過程を明らかにするための手法として不十分な点があつたので、これらの実験

手法を参考にしてさらに実験を進めた結果、14 kg 鋼塊中に大型鋼塊に現出するものと全く同様な逆V偏析を生成させることに成功した。しかもこの方法はその生成過程を明らかにするのに都合のよいものであるので、この方法を用い種々の冷却条件の下で逆V偏析を現出させてその生成過程を明らかにした。またその生成機構に関し多くの知見が得られたので以下に報告する。

2. 試 験 方 法

種々の予備試験の結果から、逆V偏析を小型鋼塊に現出させるためには側面からの冷却もしくは横方向の温度勾配が重要な因子であることが明らかとなつている³⁾。ここで Fig. 1 に示すような角型坩堝、角型シリコニット炉および空冷の冷却体を用いた側面からの一方向凝固を行なわせて逆V偏析の再現実験を行なつた。

実験は以下の手順に従つて行なつた。まず Fig. 1 に示すように、角型のアルミナ坩堝を角型シリコニット加熱炉内で 1400 $^{\circ}\text{C}$ に予熱し、また Pt-Pt13%Rh 熱電対を底部から 120 mm の高さで冷却面から 15, 50, 90 および 120 mm の位置に挿入し温度の均一性を確認す

* 昭和50年4月本会講演大会にて発表 昭和51年4月2日受付 (Received April 2, 1976)

** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 工博 (Research Laboratory, Muroran plant, The Japan Steel Works, Ltd.)

*** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 (Research Laboratory, Muroran plant, The Japan Steel Works Ltd. 4, Chatsu-cho Muroran 051)

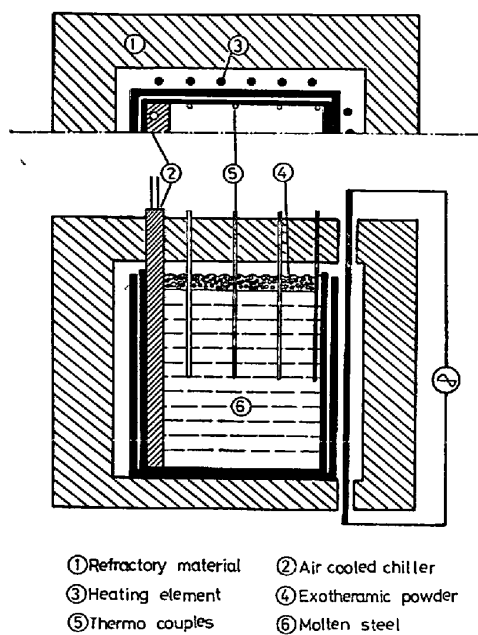


Fig. 1. Experimental apparatus.

Table 1. Chemical composition of experimental ingots.

No.	C	Si	Mn	P	S	Flow rate of air (l/min)
1	0.68	0.48	0.62	0.017	0.013	45
2	0.67	0.37	0.52	0.018	0.014	40
3	0.72	0.57	0.70	0.016	0.014	50
4	0.76	0.48	0.62	0.017	0.013	25
5	0.67	0.48	0.65	0.018	0.015	75
6	0.64	0.46	0.63	0.018	0.015	30

る。つぎに Table 1 に示す化学成分の溶鋼 14 kg を高周波溶解炉で溶製し、鑄込み直前に坩堝の上蓋を開け空冷体を坩堝内に装入した後、1600°C で溶鋼を鑄込み、ただちに保温剤を投入して上蓋を閉じ送風を開始する。

試験は全部で6チャージ行なった。No. 1 鋼塊では鑄込み後 16, 32 および 46 min で FeS 2g を投入して溶鋼内を攪拌し、凝固完了後縦断および横断しサルファープリントとマクロ組織によって凝固前面の進行状況を調べた。また No. 2~No. 6 鋼塊では Table 1 に示すように送風量を変化させることにより冷却条件を変えて凝固させた。これらの縦断面あるいは横断面のサルファープリントおよびマクロ組織から逆V偏析の発生状況と冷却条件との関係を検討した。

なお Table 1 に示した化学成分は、一般にC量が高いほど逆V偏析は発生し易く、また融点も低いので坩堝の損傷が少なく、しかも通常の鑄鍛鋼品に使用される鋼種としては最もC量が高い鋼種に属するという意味で選定されたものである。

また送風量は所定の冷却速度を与えるために、凝固過

程では種々変化させているが、Table 1 に示した値は送風量の平均値として示している。

3. 試験結果および検討

3.1 凝固層の成長状況

FeS 2g を鑄込み後 16, 32 および 46 min で投入した No. 1 鋼塊のサルファープリントとマクロ組織を Photo. 1 に示す。これらから、FeS 投入によって現出する境界面の位置は 16 min 後で冷却面から 40 mm, 32 min 後で 80 mm および 46 min 後で 110 mm それぞれ離れていた。この境界面は凝固層の先端であり、Photo. 1 に示されるように横断面では冷却面に平行に、また縦断面では冷却体が少し傾斜して置かれたために下部が上部よりも速く凝固しているが、概略冷却面に平行に現出しており、ほぼ側面からの一方向凝固が行なわれたと解釈される。Fig. 2 には温度測定結果から求めた FeS 投入時期における温度分布と、FeS 投入によって知ることのできる凝固層の先端の位置を示す。この凝固先端の温度は 1453°C ~ 1457°C の間にあり、熱分析曲線から求まる液相線温度 (1470°C) に比べ 13~17°C 低い値を

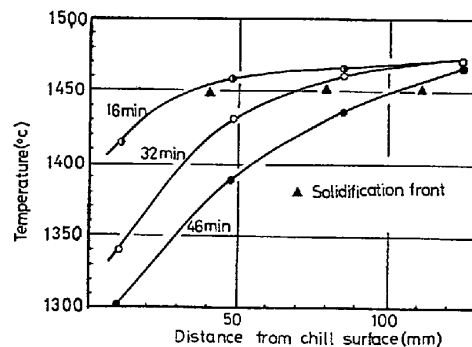


Fig. 2. Temperature distribution at the time FeS added.

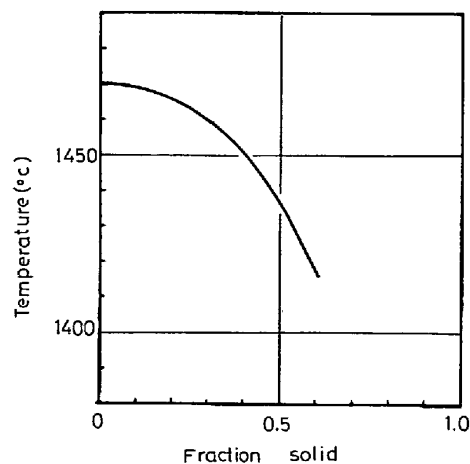


Fig. 3. Relation between temperature and fraction solid.

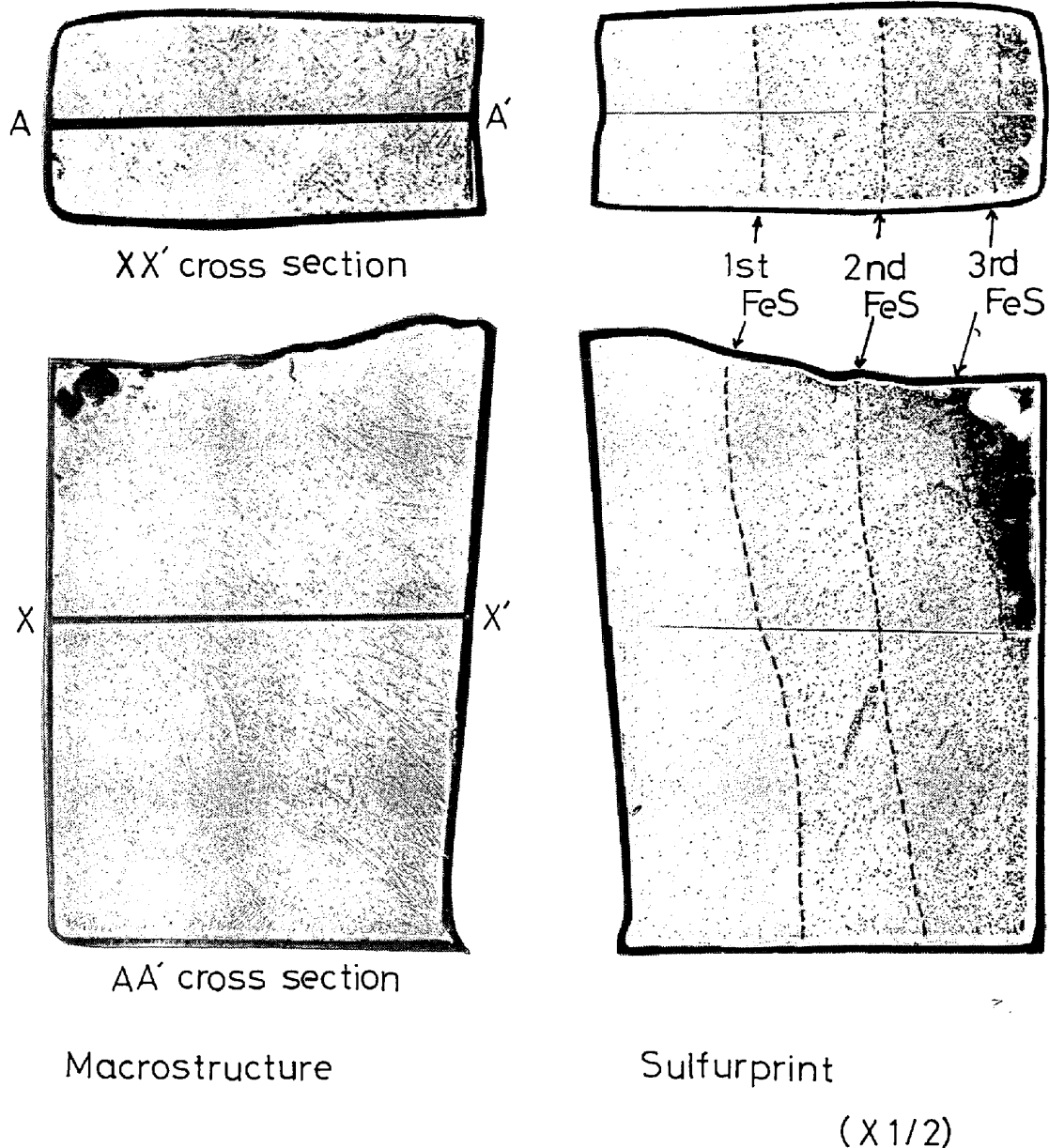


Photo. 1. Macrostructure and sulfurprint of No. 1 ingot (FeS addition).

示した。この位置の固相率を求めるために、前報と全く同様に Pfann⁵⁾ によつて示された式と平居⁶⁾らの液相線温度算出式から温度と固相率の関係を求め、Fig. 3 に示す。これから凝固層先端の温度を平均的に 1455°C とみなすと、この位置の固相率は 0.35 となる。この値は前報で示した 0.26% 炭素鋼における凝固前面の固相率 (0.3~0.35) とほぼ一致する。したがつて FeS 投入によつて知ることのできる凝固層先端はバーテストやダンプテストによつて知られる凝固前面と同じものと考えられ、以下凝固前面と呼称する。

3.2 温度測定結果と逆V偏析の発生状況の比較

1) 逆V偏析の発生状況

No. 2~No. 6 鋼塊では、送風量を特に多くして冷却

を速めた No. 5 鋼塊を除く全ての鋼塊中に明りような逆V偏析が認められた。例として No. 4 鋼塊と No. 6 鋼塊の縦断面および横断面のマクロ組織を Photo. 2 と Photo. 3 に示す。注目される現出状況は以下のとおりである。

i) 逆V偏析の下部先端では、成田ら⁷⁾の示すような傾斜角度の変化はない。

ii) 逆V偏析の傾斜角度は各鋼塊で種々異なつておるとくに No. 6 鋼塊では、1本の逆V偏析の傾斜角度が 70° から 45° まで変化しているものもある。

iii) 逆V偏析の上端は鋼塊頭部へ突抜けておらず、途中で停止しているものが多い。この上端にはシュリンケージは認められるが、ガスホールなどは認められず、逆

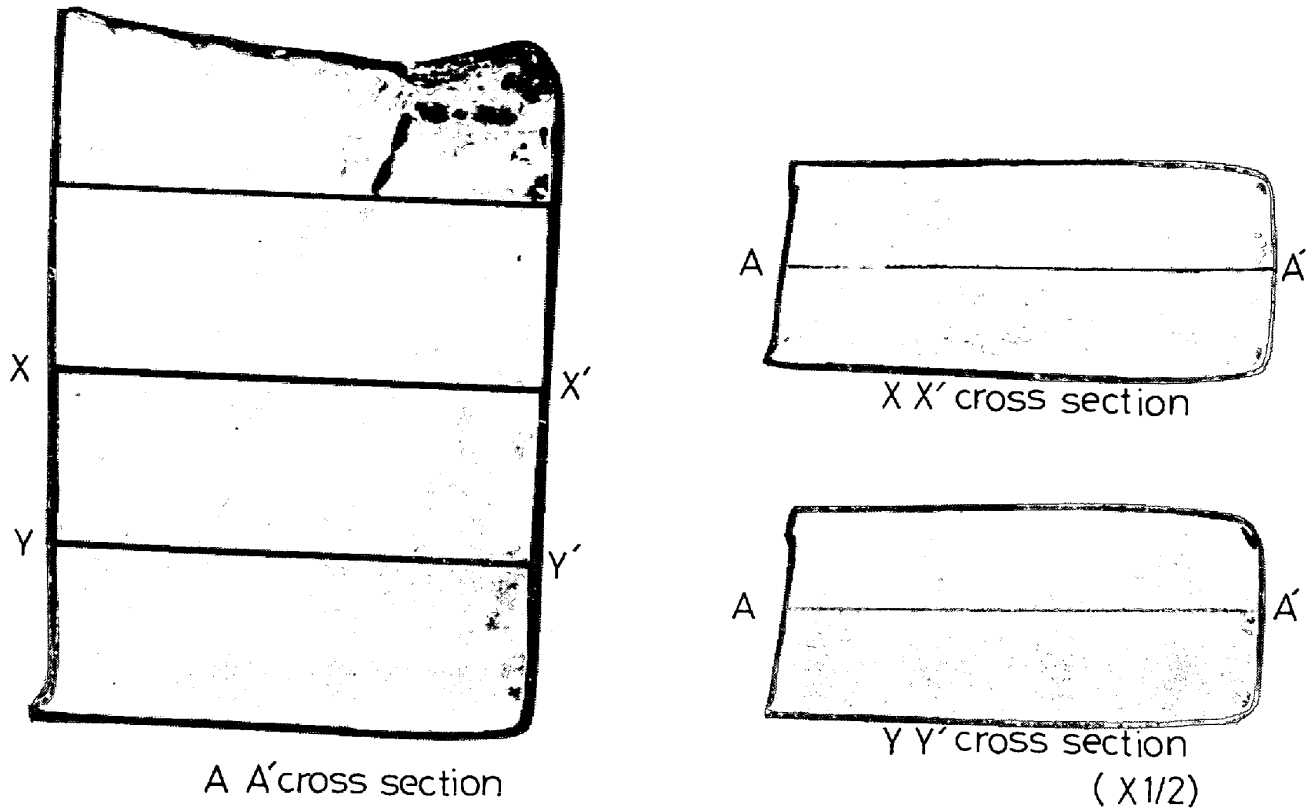


Photo. 2. Macrostructure of No. 4 ingot.

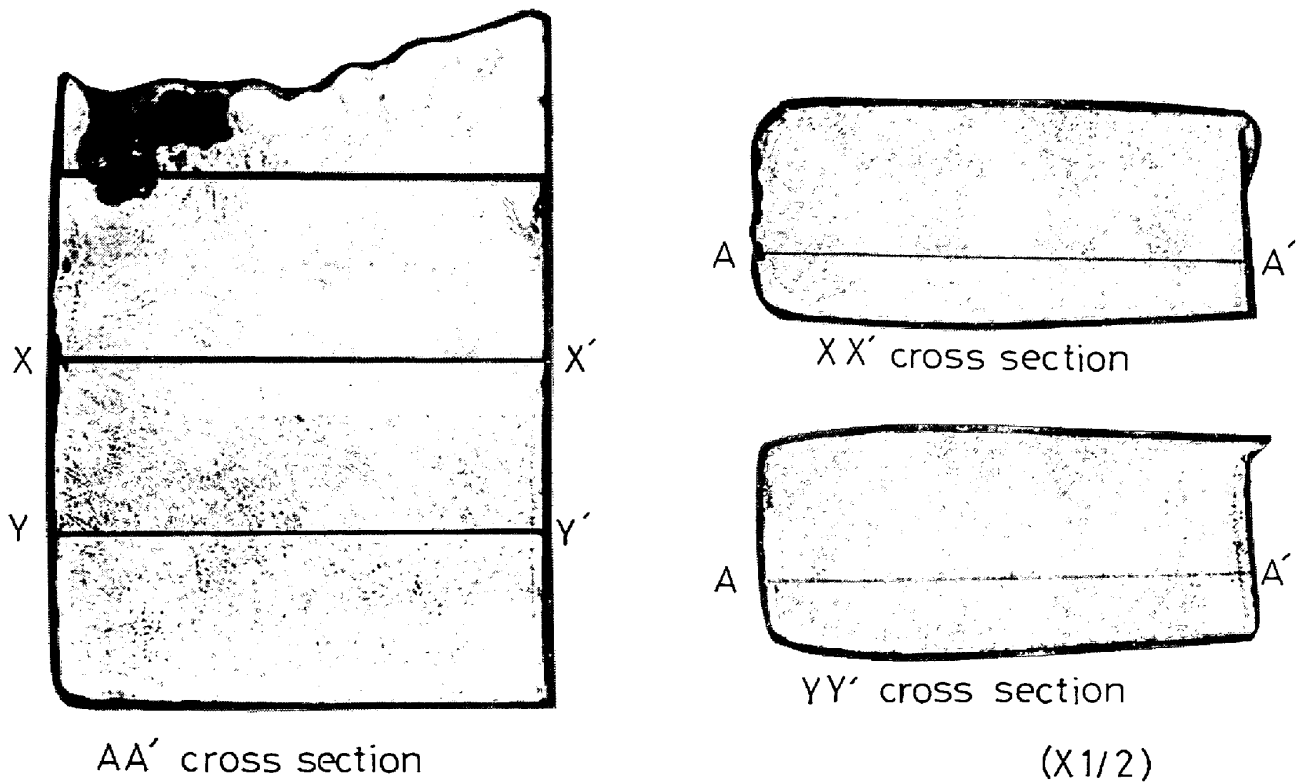


Photo. 3. Macrostructure of No. 6 ingot.

V偏析の生成に気泡は無関係なことを示している。

2) 凝固速度と逆V偏析の傾斜角との関係

逆V偏析の傾斜角度が冷却条件の異なる各鋼塊で差があるという現象は、傾斜角度と凝固前面の進行速度（以

後凝固速度と呼称する) が関連することを示唆するものである。3.1の結果から平均的に凝固前面の温度を1455°Cとみなせるが、Table 1 の分析値から明らかなよう

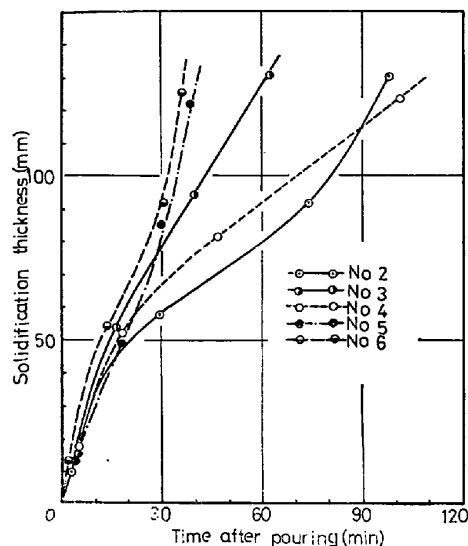


Fig. 4. Relation between time after pouring and solidification thickness.

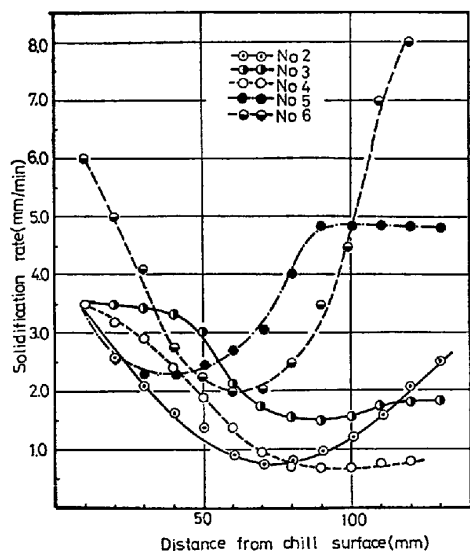


Fig. 5. Solidification rate of each ingot.

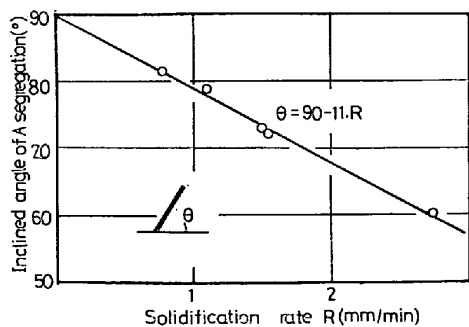


Fig. 6. Relation between solidification rate and inclined angle of A segregation.

に、化学成分が多少鋼種によつて異なつており、それに伴つて液相線温度も変化する。そこで凝固前面の温度を各鋼塊の液相線温度よりも15°C低い温度として、鑄込み後の経過時間と凝固前面の位置の関係を Fig. 4 に示す。Fig. 4 に示された曲線の勾配で凝固速度を求めFig. 5 に示す。つぎに、No. 2~No. 6 鋼塊の縦断面に現出した逆V偏析の傾斜角度 (θ) を測定し、その測定位置における凝固速度 (R) を Fig. 5 から求め両者の関係を Fig. 6 に示す。明らかに凝固速度と傾斜角度の間には(1)式に示される直線的な関係が認められる。

$$\theta = 90^\circ - 11 \cdot R \dots\dots\dots (1)$$

ここで θ : 傾斜角度 ($^\circ$)

R : 凝固速度 (mm/min)

すでに前報⁴⁾で示したようにダンブテストを行なうと逆V偏析は凝固前面内にストリング状に認められ、これは逆V偏析が凝固前面かもしくはそれよりも低固相率の位置で生成することを示すものと考えられた。(1)式のように逆V偏析の傾斜角度が表わせるということは、逆V偏析が凝固前面で生成することを強く示すものであるとともに、傾斜角度が凝固速度と逆V偏析の上昇速度 (V) のベクトル和で決定されることを示すものであると考えられる。この考え方に従つて逆V偏析の成長速度を求めてみると(2)式より4.6~5.1 mm/minの値が得られた。

$$\tan(\theta) = V/R \dots\dots\dots (2)$$

しかしながら、これらの結果のみで逆V偏析が凝固前面で生成することは厳密には結論づけられないので、考察の項でさらに述べることにする。

3) 凝固前面の熱的条件と逆V偏析の生成条件について

逆V偏析の生成が凝固前面で行なわれるならば、その生成条件は凝固前面の状況によつて支配されると考えられる。凝固前面の状況を示す因子としては、熱的条件、濃化の状態、およびデンドライトの状態などが考えられる。これらは個々に独立しているわけではなく、相互に関連する部分も多いが、ここでは熱的条件をとりあげて逆V偏析の生成条件を求めた。凝固前面は近似的に等温度面と考えられ、本試験鋼塊では、液相線温度よりも15°C低い等温度面とみなすことができる。

一般に時間と位置が変化した場合の温度変化は(3)式で示される。

$$dT = (\partial T/\partial t)\partial t + (\partial T/\partial x)\partial x \dots\dots\dots (3)$$

ここで T : 温度 t : 時間

x : 位置 $(\partial T/\partial t)$: 冷却速度 (ϵ)

$(\partial T/\partial x)$: 温度勾配 (G)

等温度面 ($T=T_0$) では $dT=0$ であるので、 $(\partial T/\partial t)$ および $(\partial T/\partial x)$ を $T=T_0$ における値をとると、凝固前面の進行速度は(4)式で求められる。

$$R = (\partial x/\partial t) = -\epsilon/G \dots \dots \dots (4)$$

すなわら凝固前面の熱的状態を示す因子としては R , G および ϵ があるが、これらのいずれか 2 個が決まると

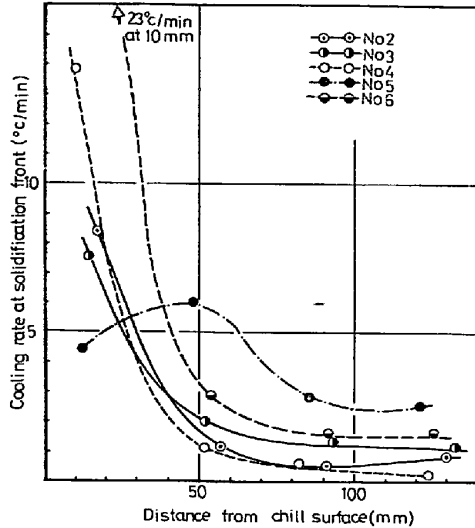


Fig. 7. Cooling rate of each ingot.

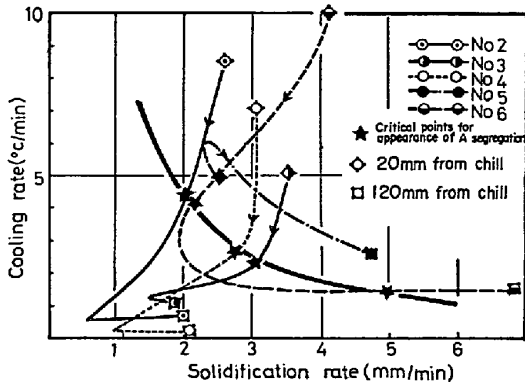


Fig. 8. Influence of cooling rate and solidification rate on the formation of A segregation.

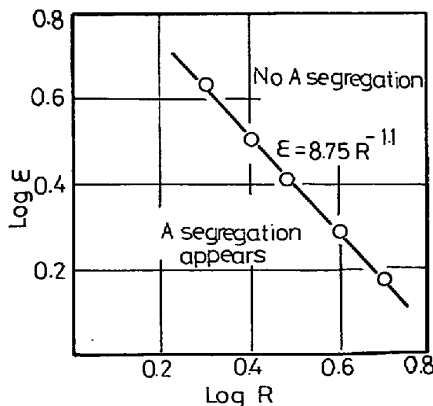


Fig. 9. Critical condition for formation of A segregation.

凝固前面の熱的变化が求まる。

以下 R , G , ϵ を絶対値として表わすこととする。温度測定結果から凝固前面における冷却速度 (ϵ) を求め Fig. 7 に示す。すでに Fig. 5 に示した凝固速度 (R) と Fig. 7 の冷却速度の各鋼塊における冷却面より 20 mm から 120 mm の位置までの変化と逆 V 偏析の発生位置を Fig. 8 に示す。図中の矢印は凝固進行に伴う変化を示す。逆 V 偏析の発生領域は Fig. 8 の太線の下部分となる。この太線の R と ϵ の関係を対数目盛で示すと Fig. 9 となり(5)式で示される。

$$\epsilon = 8.75 \cdot R^{-1.1} \dots \dots \dots (5)$$

したがって逆 V 偏析が生成するためには凝固前面で(6)式の条件が必要となる。

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

これを G と R , および G と ϵ で示すとそれぞれ(7)式と(8)式で示される。

$$G \cdot R^{2.1} \leq 8.75 \dots \dots \dots (7)$$

$$\epsilon^{2.1}/G^{1.1} \leq 8.75 \dots \dots \dots (8)$$

ここで G : 温度勾配 ($^{\circ}\text{C}/\text{cm}$)

R : 凝固速度 (mm/min)

ϵ : 冷却速度 ($^{\circ}\text{C}/\text{min}$)

3.3 凝固前面よりも高い固相率を有する位置での逆 V 偏析の成長

逆 V 偏析が凝固前面よりも固相率の高い領域 (以後凝固層と呼称する) に入った場合、周囲の固相率が 0.7 になつても微小な濃化液が逆 V 偏析内へ流入していることをグンプテストの結果から示した⁴⁾。本試験でも同様な結果が得られるかどうかを、固液共存状態での滞留時間の関係で調べた。

各鋼塊の底部から 100 mm の位置の横断面内の、冷却面から 80~100 mm の範囲に現出した逆 V 偏析 1 本当りの断面積を測定し、その測定位置での固液共存層内の滞留時間の平均値との関係を Fig. 10 に示す。なお固液共存層内の滞留時間は熱分析曲線から求めた液相線温度 (1470°C) と固相線温度 (1320°C) の間に滞留する時間とした。固液共存層内での滞留時間が 180 min までは滞留時間の増加に従って断面積は増大し、180 min を越すとほぼ断面積は一定の値を示した。

また比較のために、各鋼塊内で液相線温度から、凝固前面の温度 ($T_L - 15^{\circ}\text{C}$) になるまでの時間を Fig. 11 に示す。No. 6 鋼塊を例にとると、Fig. 11 より液相線温度から凝固前面の温度になるまでの時間は No. 2 や No. 3 鋼塊よりも短いにもかかわらず、固液共存層内に滞留する時間が Fig. 10 に示すように No. 6 鋼塊が長いために、逆 V 偏析の断面積が No. 2 や No. 3 鋼塊

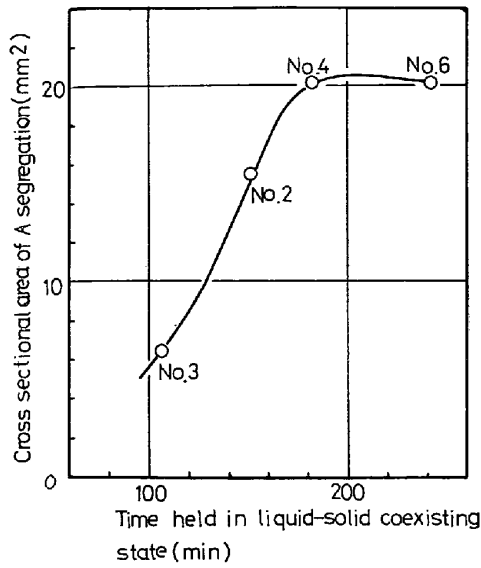


Fig. 10. Relation between time held in liquid-solid coexisting state and cross sectional area of A segregation.

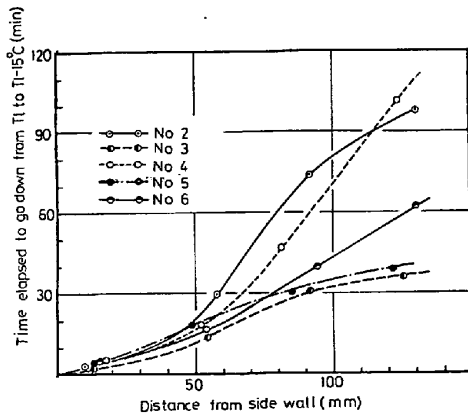


Fig. 11. Time elapsed to go down from Tl to Tl-15°C of each ingot.

よりも大きくなつたと解釈される。したがつて凝固層内の逆V偏析の肥大化は本実験でも明らかとなつたと考えられる。

4. 考 察

4-1 凝固前面について

凝固前面は本実験鋼種では液相線温度よりも 15°C 低い等温度面であり、これは FeS の投入やバーテストおよびダンptestによつて知ることのできる境界面である。この凝固前面の具体的意味、ならびにその状態について以下に検討する。

すでに述べたように、ダンptestやバーテストによつて知ることのできる凝固前面とは、そこを境として高固相率側では強固に凝固殻につながつた dendrite が存在し、低固相率側では溶鋼とつしよに流動するよう

な dendrite が存在する。高橋ら⁸⁾ のモデルによれば q_1 層と q_2 層の境界と考えられた⁴⁾。また FeS 投入によつてこの凝固前面の位置を測定できるということは、凝固前面よりも低固相率側ではバルクの溶鋼が容易に侵入する十分な通路があり、また凝固前面よりも高固相率側ではその通路が極端に小さくなることを意味する。

岡本ら⁹⁾ は dendrite が柱状晶的に成長する場合、Fig. 12 のように dendrite 先端は成長し、dendrite 2 次アームが網目をつくるのは固相率で 0.16~0.20 としている。梅田ら¹⁰⁾ も柱状晶領域を 2 次元 dendrite モデルによつて検討し、dendrite 2 次アームは固相率 0.2 で互に網目をつくるとしている。本実験によつて現出する凝固前面は柱状晶帯ではないが、やはり 2 次 dendrite が網目をつくる現象はあると考えられ、凝固前面のモデルは Fig. 13 のように表わされると考えら

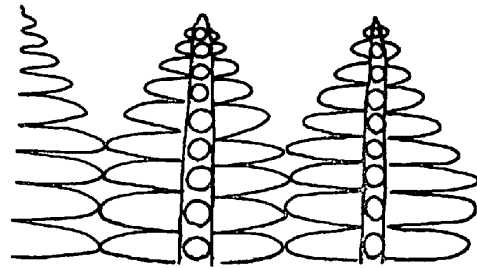
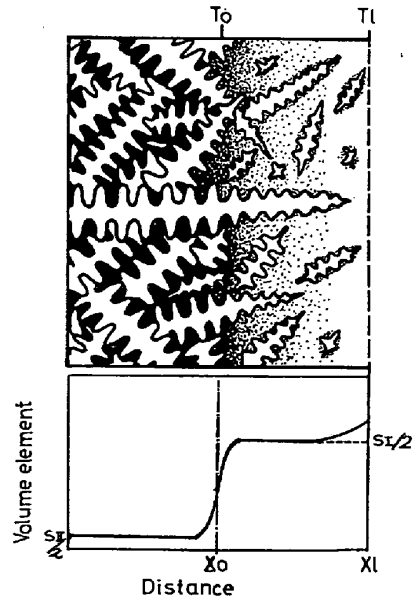


Fig. 12. Schematic model of dendrite growth⁸⁾.



- Xo: Solidification front
- XI: Liquidus front
- To: Temperature at the solidification front
- Tl: Temperature at the liquidus front
- SI: Primary dendrite arm spacing
- SI/2: Secondary dendrite arm spacing

Fig. 13. Schematic model of solidification front.

れる。

すなわち本実験条件下におけるデンドライトは分岐柱状晶であり岡本⁹⁾らのモデルのようにデンドライトは整列しておらず、凝固前面よりも低固相率側では前面から成長しているデンドライトと新たに生成したデンドライトがあまり方向性なく存在し、2次のアームは十分に成長しておらず互に連絡を有しない。これに対し凝固前面よりも高固相率側ではデンドライト2次アームが十分に成長し互に網目をつくっている。固液共存層の任意の等温度面における固相と液相の割合と同じ割合を持つ最小の体積 (Volume element) は、凝固前面よりも低固相率側ではデンドライト2次アームが互に網目をつくっていないので1次アームスペースの1/2であり、凝固前面よりも高固相率側ではデンドライト2次アームが完全に網目をつくっているため、2次アームスペースの1/2となる。

したがって凝固前面では、Fig. 13 に示すように Volume element が急激に変化することとなり、すでに述べた残溶鋼とともに流動する部分に凝固殻との境界、ならびに液体が流動する通路の広い領域と狭い領域の境界という意味が理解される。

固液共存層を考えない凝固のモデルでは、常に凝固前面という考え方があり、これは平滑な固液界面を示すものであつた¹¹⁾。これに対し固液共存層を考えた場合には平滑界面は存在しないので、凝固前面という考え方もなかつたが、本論文では固液共存層内に、概念的には平滑界面に類似した凝固前面の存在を示し、これを液体のような挙動をする領域と凝固殻と考えられる領域の境界とした。

4.2 萌芽の状態とストリングへの成長について

成田⁵⁾らは逆V偏析の下部先端の傾斜角が特に小さいことに注目し、逆V偏析の萌芽は固液共存層内で生成し液相と固液共存層の境界でストリングへ成長するとしている。また田代¹²⁾らもほぼ同様の見解を示している。もし逆V偏析の下部先端の傾斜角度が常に小さいならば、萌芽の状態とストリングへの成長は異なつたプロセスで行なわれると考えられる。しかしながら大型鋼塊の逆V偏析を観察すると (Photo. 4) 下部先端の傾斜角の小さなものは確かに存在するが、それらはすべて鋼塊外周に近い部分に限られ、しかもその数は少なく、大部分の逆V偏析の下部先端で傾斜角の変化はない。この傾向は田代¹²⁾らによつて示された大型鋼塊のマクロ組織でも同様である。また本実験で得られる逆V偏析でも Photo. 2 および Photo. 3 で明らかのように、下部先端は特別な変化はない。したがって下部先端の傾斜角が小さくなる現

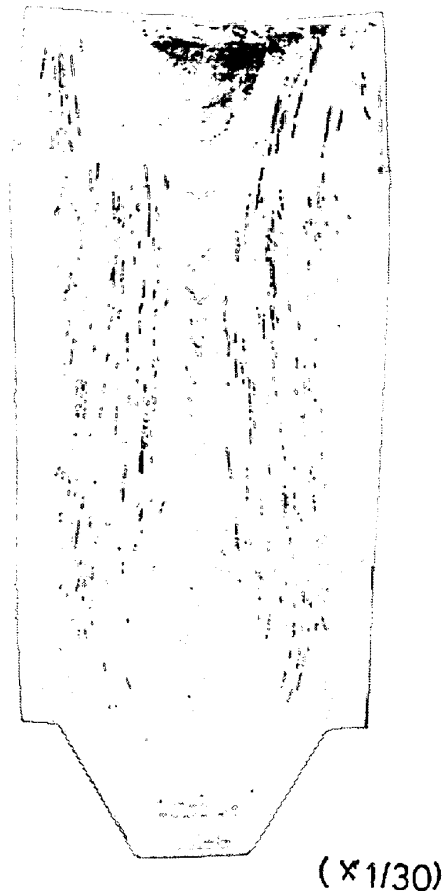


Photo. 4. Sulfurprint of 75 t ingot.

象は一般的なものではないと考えられる。

下部の傾斜角の小さい逆V偏析が鋼塊外周部に多いという現象は、凝固速度が大きいために(1)式の関係から必然的に現われた現象か、もしくは凝固前面が(6)~(8)式に示された条件に十分に達していないために例外的に現出したものと考えられる。したがって逆V偏析の生成は、萌芽の状態とストリングへの成長に分割されるべきものではなく、(6)~(8)式の条件下の凝固前面でただちに萌芽からストリングへと成長されると解釈される。

4.3 逆V偏析の生成する位置について

すでに述べたように逆V偏析は凝固前面で生成すると推定されたが、この点について別の観点ならびに他のデータから検討する。

4.1 項で述べたように、凝固前面は実質的に固液共存層内で液体のような挙動をする領域と凝固殻と考えられる領域の境界であり、凝固前面より低固相率側では容易に残留溶鋼が流動できるほど流動抵抗は小さい。このような流動抵抗の小さい領域では、濃化溶鋼が重力の作用によつて上昇するとしてもほぼ垂直的な方向に上昇す

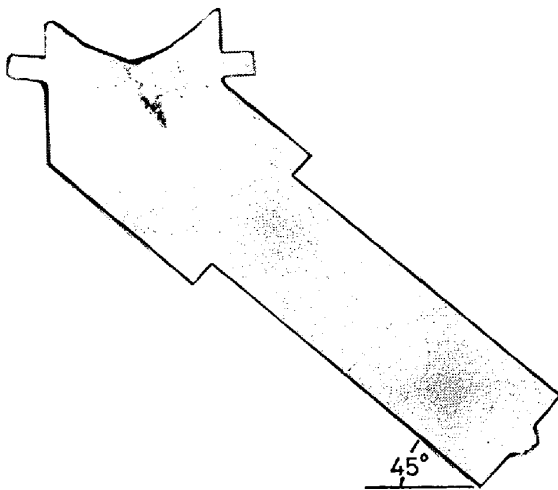


Photo. 5. Sulfurprint of 45° inclined ingot¹²⁾.

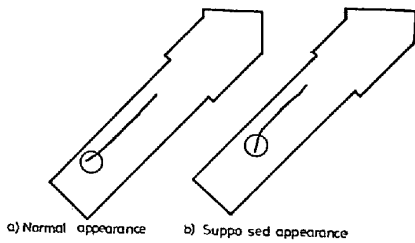


Fig. 14. Schematic figure of A segregation in a 45° inclined ingot.

るはずであり、Photo. 2 に示したような 45° まで傾斜した逆V偏析はとうてい生成し得ないはずであり、凝固前面よりも低固相率側での逆V偏析の生成は考えられない。

またあらかじめ鑄型を傾斜させて鋼塊を鑄込むと¹³⁾ Photo. 5 に示すように軸心よりも下部で逆V偏析は現出せず、軸心より上部でのみ観察される。軸心よりも上部では、逆V偏析は模式的に Fig. 14 a) のように、垂直に鑄込んだ鋼塊とほぼ同様に観察される。もし凝固前面よりも低固相率側で逆V偏析の発生があるならば、そこは流動抵抗がきわめて小さいために濃化溶鋼は密度差によつて重力方向に容易に流動し、Fig. 14 b) に示すような現象が現われるはずである。しかしながら Fig. 14 b) に示されるような現象は全く認められず、Fig. 14 a) のように現出する。この現象は田代ら¹³⁾によつて示された傾斜鋼塊でも全く同様の結果が示されている。逆V偏析の生成位置を凝固前面とみなすと、このような現象は当然であり、ここでも逆V偏析の凝固前面における生成が十分に証明される。また軸心よりも下部で逆V偏析は全く認められないが、これは傾斜角度が大きいために、濃化溶鋼が重力の方向に上昇し、凝固前面を上昇しないことに起因すると解釈される。

小野寺¹⁴⁾らは 4 t 砂型鋼塊を用い垂直に置いた鑄型に

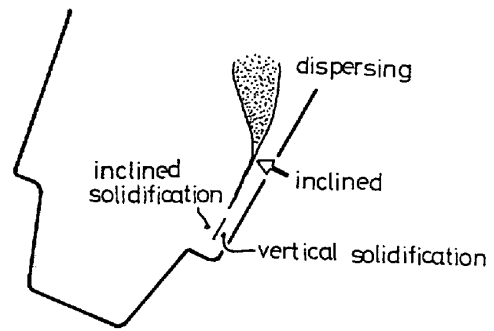


Fig. 15. Schematic model of an inclined ingot¹¹⁾

溶鋼を注入した後、34 min 経過してから 25° 傾斜させその時の逆V偏析を Fig. 15 のように示している。これは逆V偏析が凝固前面を上昇している途中で傾斜されたので、濃化溶鋼の上昇方向が凝固前面と離れストリング状の上昇ができなくなったためと解釈される。すなわちこの現象は逆V偏析が凝固前面で生成することを示すのみならず、逆V偏析がストリング状になるという現象に対しても凝固前面が重要な役割をはたしていることを示唆するものと考えられる。

4.4 逆V偏析の生成条件について

以上のように凝固前面を濃化溶鋼が上昇することによつて逆V偏析が生成すると考えられ、(6)~(8)式は逆V偏析が生成するための熱的臨界条件を示すものである。この条件の持つ意味について検討する。

逆V偏析となるべき濃化溶鋼が上昇する駆動力は濃化することによつて生じた密度差による浮力と考えられる。この浮力が働いて濃化溶鋼が上昇するための凝固前面の条件が(6)~(8)式である。ここで R 、 ϵ 、 G のうち比較的この現象と結びつき易いのは G と ϵ であるので

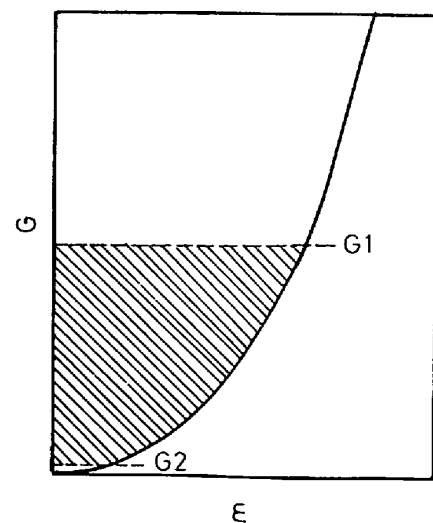


Fig. 16. Qualitative region for formation of A segregation represented by ϵ and G .

G と ϵ の関係を取りあげる. G と ϵ の関係は定性的に Fig. 16 のように示され, (8)式で与えられる範囲の外に上限と下限が存在する. G は温度勾配であり, 固相率分布を示すものである. したがってデンドライト樹間に存在する濃化溶鋼の濃度分布を示し, 上昇するための密度差を示す因子である. しかしながら G があまりにも大きくなるとデンドライトは ESR 鋼塊に認められるような柱状晶となり逆 V 偏析を生成しないと考えられ, またあまりにも小さくなると鋼塊全体が固液共存状態となつて凝固前面が無くなり, 密度差も消失すると考えられるのでやはり逆 V 偏析は生成し得ないと考えられる¹⁾.

これに対し, ϵ は固液共存層内の冷却速度であり, デンドライトの成長形態を示すもので, 2 次アームの成長速度や 1 次アームの肥大化などに影響し, 凝固前面内の粗さや濃化の程度を示すものと考えられる.

しかしながら, Fig. 16 に示した斜線部の厳密な意味は凝固前面の濃化の状態が明らかにならなければ判明しないと考えられ, 今後この点に関する研究が重要と思われる.

またこの条件は凝固前面のデンドライトの状況によつて変化するものであり, したがつて鋼種が異なり, デンドライト形態に変化のある場合には当然臨界条件も変化する事となる. 従来から経験的に炭素鋼よりも合金鋼で逆 V 偏析は軽微になることが知られているが, これは合金元素によるデンドライト形態の差によつて, 逆 V 偏析の生成条件が大幅に支配されていることを示すものと考えられる.

しかしながら, 炭素鋼の範囲では, 経験的にデンドライト形態にあまり差はないと考えられるので, Fig. 3 に示した温度と固相率の関係をを用い (6)~(8)式を C 含有量に依存しない形に一般化することができる. すなわち

$$\epsilon = \frac{\partial f_s}{\partial t} \cdot \frac{\partial T}{\partial f_s}, \quad G = \frac{\partial f_s}{\partial t} \cdot \frac{\partial T}{\partial f_s} \text{ とし Fig. 3 より } \frac{\partial T}{\partial f_s} = 100 \text{ として (6)~(8)式に代入すると (9)~(11) 式となる.}$$

$$R^{1.1} \left(\frac{\partial f_s}{\partial t} \right) \leq 8.75 \times 10^{-2} \dots\dots\dots (9)$$

$$R^{2.1} \left(\frac{\partial f_s}{\partial x} \right) \leq 8.75 \times 10^{-2} \dots\dots\dots (10)$$

$$(\partial f_s / \partial t)^{2.1} / (\partial f_s / \partial x)^{1.1} \leq 8.75 \times 10^{-2} \dots\dots\dots (11)$$

5. 結 言

14 kg の角型鋼塊を用いて横方向に一方凝固を行ない, 大型鋼塊に現出するものと全く同じ逆 V 偏析を現出させることに成功した. この方法を用い FeS 投入による凝固前面の状況と測温結果を比較するとともに, 種々

の冷却条件下における逆 V 偏析の発生状況を調べた. 得られた結果とすでに発表されている結果を比較検討し, 以下に示す結論を得た.

1) 固液共存層内には液体と考えられる領域と凝固殻と考えられる領域の明確な境界が存在し, そこはデンドライトが網目をなす部分と, デンドライトが十分成長せずに未だ網目をつくらぬ部分の境界である. ここを凝固前面と呼称し, 固相率で 0.35 程度と推定された.

2) 逆 V 偏析はこの凝固前面を濃化溶鋼が上昇することによつて生成する. そのため逆 V 偏析の傾斜角度は濃化溶鋼の上昇速度と凝固前面の進行速度のベクトル和として決まる. また逆 V 偏析がストリング状に現出するのは, 濃化溶鋼が凝固前面を上昇することに直接関与していることも判明した.

3) 逆 V 偏析の生成する臨界条件は鋼種により種々異なると考えられるが, 本実験に供した鋼種では, $R^{1.1} \cdot \epsilon \leq 8.75$ (R : 凝固速度, ϵ : 冷却速度) で示される.

4) 逆 V 偏析の太さは凝固前面よりも高い固相率の領域内でも肥大化し続ける.

以上のように平滑界面を有する凝固形態の場合に考えられる凝固前面という概念を, 固液共存層を有する凝固形態に適用し, この凝固前面の逆 V 偏析に対する重要性を示した. 今後凝固前面における種々の現象を明らかにすることによつて, 逆 V 偏析の生成する機構を解明することができると考えられる.

終りに臨み, 本研究の発表を許可された(株)日本製鋼所取締役室蘭製作所長檜原昌夫氏に深謝するとともに, いろいろと御助言御指導を賜つた同所研究所長渡辺十郎博士ならびに直接試験を遂行された同研究所山田人久氏に深甚なる謝意を表す.

文 献

- 1) 萩原, 高橋: 鉄と鋼, 53 (1967) 1, p. 27
- 2) R. J. McDONARD, J. D. HUNT: Met. Trans., 1 (1970), p. 1787
- 3) 鈴木, 宮本: 学振第19委 9628, 委凝固 145
- 4) 鈴木, 宮本: 鉄と鋼, 63 (1977) 1, p. 45
- 5) W. G. PFANN: Zone Melting (John Wiley & Sons, New York), 1958
- 6) 平居, 金丸, 森: 学振第19委 8837 凝固 46
- 7) 成田, 谷口: 鉄と鋼, 56 (1970) 2, p. 212
- 8) 萩原, 高橋: 日本金属学会誌, 29 (1965), p. 1152
- 9) 岡本: 鉄と鋼, 58 (1972) 9, p. 1302
- 10) 相山, 梅田, 松山: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1094
- 11) 河合: 鉄と鋼, 42 (1956) 1, p. 14
- 12) 田代, 轟木, 木村: 鉄と鋼, 59 (1973) 3, p. 431
- 13) 鈴木, 宮本: 学振第19委 9278, 凝固 95
- 14) 守川, 小野寺, 荒木田: 鉄と鋼, 44 (1958) 11, p. 1259