

鋼塊の逆V偏析の軽減機構*

鈴木 是明**・谷口 晃造**

The Elimination Mechanism of "A" Segregates of Steel Ingot

Koreaki SUZUKI and Kozo TANIGUCHI

Synopsis:

The mobility of the interdendritic liquid metal under the solid-liquid state was measured by means of sucking out the liquid to a vacuum chamber when Si or Mo contents of materials were varied in order to discuss the elimination mechanism of "A" segregates such as by lowering Si content or adding Mo. The results obtained are summarized as follows:

1) Amounts of metal sucked decreased as solid fraction increased. An abrupt increase of the fluidity resistance of low Si material occurred in lower solid fraction side than that of high Si material, and this effect is particularly characteristic of low alloy steels with Ni, Cr, Mo and V.

2) These phenomena could not be explained only by the viscosity or density difference of the movable liquid in dendrite array. Consequently it should be explained by the difference of dendrite array when the solidification front was being formed in the solid-liquid zone.

3) These effects of Si and Mo can be explained by the following mechanism; i.e. the solidification front is formed in lower solid fraction side when Si is lowered or Mo is added, and then a driving force for floatation of the solute-enriched liquid metal will not be great enough to form the segregates as the concentration of interdendritic liquid at the solidification front does not become great.

Thus, the elimination mechanism of "A" segregates can be concluded to be caused by a shift of the solidification front to lower solid fraction side because of change in dendrite array.

1. 結 言

大型キルド鋼塊に発現する逆V偏析の生成機構に関して、筆者らは小型鋼塊による逆V偏析再現装置¹⁾を考案して実証的な研究を行った。その結果、逆V偏析は固液共存層内の擬液相と凝固相の境界（以後この境界を凝固前面と名付ける）において生成することを明らかにして、この位置における溶質濃化現象の解明が今後の研究にとって重要であることを指摘した²⁾。また、再現実験による逆V偏析の発現状況におよぼす合金元素の影響を調べるとともに、凝固前面から直接試料採取を行って凝固前面の濃化現象の特徴を検討した³⁾。その結果、凝固の進行にともない冷却速度が小さくなるので、凝固前面は高固相率側に推移し、それにともなつて溶質の濃化程度は増大することを明らかにした。しかし Mo を1%添加すると、凝固前面の高固相率側への推移は抑制され、逆V偏析の発現は阻止される。この現象は凝固過程におけるデンドライト形態の差によつてもたらされるものと考えられる。そこで、固相率をいろいろと変化させ

た固液共存状態での擬液相の流動性と凝固前面の形成との関係を、直接観察できる実験を行った。本研究では Mo を含む低合金鋼について、逆V偏析の軽減に工業的にも効果のある低 Si 真空炭素脱酸が、いかなる機構で逆V偏析を軽減するかを明らかにして、大型キルド鋼塊における逆V偏析軽減機構を提唱した。

2. 実験方法

固液共存領域において、凝固前面に相当する固相率でのデンドライト形態は、共存領域における溶質濃化液相の流動の難易に大きな影響を与えられられる。そこで、凝固過程の種々の固相率状態に恒温保持した坩堝内試料から、一定の吸引条件で流動相を強制吸引して、固相率増加による吸引量減少、吸引試料中における固相割合の低下におよぼす合金元素の影響を検討した。対象とした鋼種は低合金鋼で、真空脱酸の効果を調べるために Si を含有させた場合と含有させない場合を比較した。

2.1 実験装置ならびに操作

Fig. 1 に実験装置の概要を示す。内径 30mm, 外径 35

* 昭和 52 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 54 年 1 月 25 日受付 (Received Jan. 25, 1979)

** (株) 日本製鋼所室蘭製作所 工博 (Muroran Plant, The Japan Steel Works, Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051)

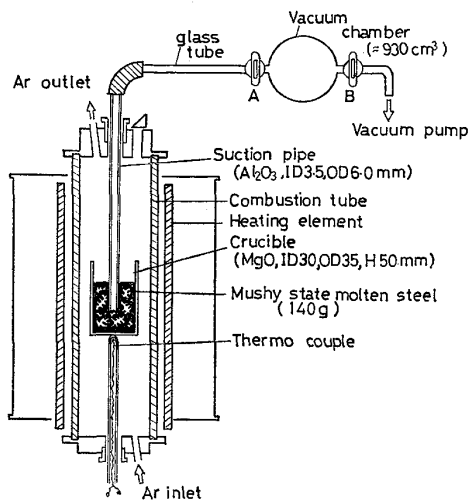


Fig. 1. Experimental apparatus.

mm, 高さ 50 mm の MgO 坩堝を用いて, Ar 雰囲気の下で 140 g の試料を溶解し, 完全溶解後, 1560°C に約 5 分保持した後, 内径 3 mm の不透明石英管により約 3 g の試料を吸引採取して分析に供し, この分析値を溶鋼の初期平均濃度 C_0 とした. 次に炉心管蓋中央より, 内径 3.5 mm, 外径 6 mm のアルミナ製吸引管を坩堝底部から 15 mm の位置に浸漬する. この状態で約 5 分保持後, シリコニット炉の出力を調整しながら所定の固液共存温度まで 5°C/min で冷却した. この間の温度管理は, 予め坩堝内部溶鋼との温度差を確認した坩堝底部の熱電対で行った. 一方, この間に吸引管先端に連結した真空槽のコック A を閉じたままで, 真空ポンプに通じるコック B を開放して真空槽内を一定の真空度 (マンメーターにより真空度を一定に制御する) にしておく. 所定時間保持後, コック B を閉じて, コック A を開放すると同時に炉の入力を切つて冷却した. この操作により冷却

速度 20°C/min が得られた. コック A の開放により, その保持温度の固相率に相応して, 流動し得る相が吸引管内に吸い上げられる. 冷却後, 試料を取り出して吸引管内に吸引された試料重量を測定するとともに, これを分析に供して, 分析値を擬液相溶質濃度 C_L とした. また, 代表的試料について, 吸引後の坩堝内試料中に露出したデンドライトを採取して, EPMA によりデンドライト組成を測定することにより, 当該固液共存温度における固相溶質濃度 C_S とした.

2.2 供試材

供試材の化学成分を一括して Table 1 に示す. 供試材の組成は大別して低炭素系と高炭素系に分けられるが, 低炭素系母材は, Si のみが異なる Ni-Cr-Mo-V 鋼, 4 Mn-Ni-Mo 鋼を用い, 高炭素系母材は, 3 kg 高周波真空溶解炉を用いて低 Si 材を溶製し, 25mmφ の金型に鑄込んで供試材とした. また, 高 Si 系試材は, 実験炉での溶製時に Si を 0.25% 添加した.

3. 実験結果

3.1 吸引試料ならびに残存デンドライト中の炭素濃度

吸引管内試料の C 分析値 C_L^g とデンドライト固相中の C 分析値 C_S^g を吸引温度に対してプロットすると Fig. 2 のようになる. 図中の一点鎖線ならびに破線は, 森⁹⁾らの多元系における液相線 (T_L), 固相線 (T_S) の計算式において, C 以外の溶質元素による降下量 ($\Delta T_L, \Delta T_S$) だけ Fe-C 系状態図の液相線, 固相線を平行移動させた擬二元系状態図の本実験組成範囲内における代表的計算例である. 但し低 C 系試料では EPMA による露出デンドライトの分析精度が悪く C_S^g は求められなかった.

3.2 凝固前面固相率と Si の関係

極端な急冷凝固による場合以外は固液共存領域では,

Table 1. Chemistry of experimental molten steel.

Material		Chemical composition (%)								
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
Low carbon series	Mn-Ni-Mo steel	0.13 ~0.19	0.01 ~0.36	1.05 ~1.31	0.006 ~0.009	0.005 ~0.010	0.75 ~0.78		0.45 ~0.50	
	Ni-Cr-Mo-V steel	0.16 ~0.21	0.06 ~0.42	0.26 ~0.32	0.009 ~0.013	0.007 ~0.016	3.63 ~3.85	1.66 ~1.87	0.42 ~0.49	0.12 ~0.14
High carbon series	C(1%Mo) steel	0.56 ~0.60	0.03 ~0.25	0.52 ~0.55	0.014 ~0.019	0.007 ~0.009			0.97 ~1.03	
	Mn-Ni-Mo steel	0.60 ~0.66	0.01 ~0.26	1.14 ~1.20	0.005 ~0.010	0.008 ~0.010	0.78 ~0.81		0.50 ~0.54	
	Ni-Cr-Mo-V steel	0.59 ~0.65	0.02 ~0.31	0.28 ~0.33	0.006 ~0.009	0.008 ~0.010	3.35 ~3.57	1.53 ~1.66	0.49 ~0.53	0.13 ~0.14

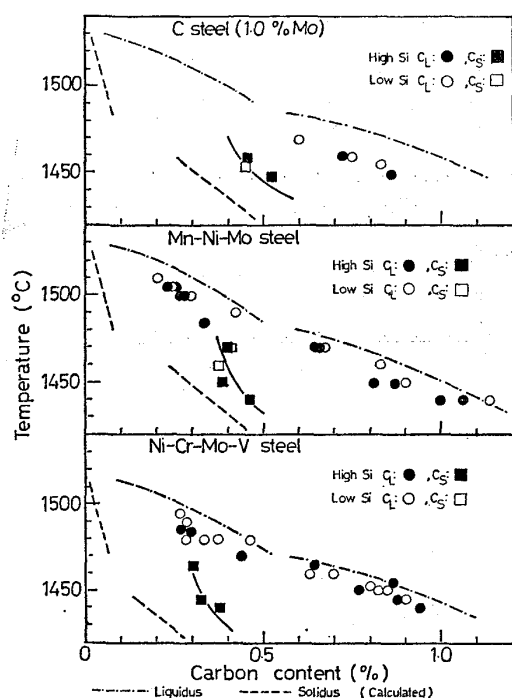
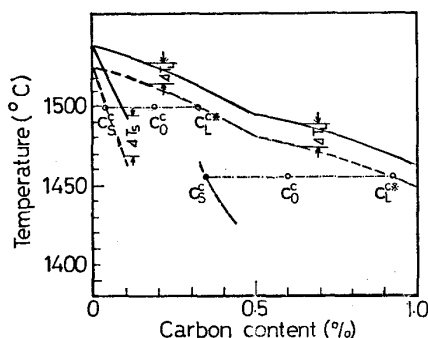


Fig. 2. Relation between quasi Fe-C system and C_L^c and C_S^c .



C_L^c, C_S^c : Equilibrium carbon content of liquid and solid at suction temperature

C_0^c : Average carbon content before solidification

—: Fe-C

---: Quasi Fe-C

Fig. 3. Calculation method of solid fraction from modified quasi Fe-C system.

溶質は液相と固相に平衡分配されており、固液共存範囲におけるある温度は濃化液相に対する液相線温度に対応する³⁾。また、森ら⁵⁾の実験式のうち液相線に対するものは、かなりの精度を有しており、本実験中の試料冷却過程における液相線クニックも Fig. 2 の計算液相線とよく一致する。したがって各保持温度における液相中の溶質濃度は計算値 T_L 上にあると考えられる。一方、熱分析による固相線の確認は非常に困難であり、森ら⁵⁾も T_S に対する計算値の信頼性は T_L より劣るとしている。また、本実験の冷却過程においても T_S に対する明瞭なクニックは得られなかつた。したがって、本実験に

おける固相線は、実験後の露出デンドライトの EPMA 分析による分析値 C_S^c を結んだ Fig. 2 の実線のごときのものであると考えられる。但し、低炭素系試料に対しては C_S^c が得られていないので森ら⁵⁾の計算値による T_S を用いることにする。このようにして書き改めた擬二元系状態図を Fig. 3 に示す。それぞれの試料組成に対して $\Delta T_L, \Delta T_S$ を算出し、Fig. 3 のような擬二元系状態図を作れば、図に示すように、保持温度との交点として C_S^c, C_L^{c*} (吸引試料の分析値と区別している) が得られる。これらの値と溶鋼平均組成 C 値 C_0^c を用いると、次式のように槓杆則により固相率 g_S^c を得る。

$$g_S^c = \frac{C_L^{c*} - C_0^c}{C_L^{c*} - C_S^c} \dots\dots\dots (1)$$

このようにして得られる各実験での固相率と吸引量の関係プロットすると、Fig. 4, 5 のようになり、ばらつきはあるが、明瞭な傾向として低 Si 材 (Si < 0.10%) では高 Si 材に比較して、低い固相率で吸引量が減少している。とくに Ni-Cr-Mo-V 鋼において、減少が急激である。

一方、Fig. 2 に示すように、吸引試料の C 濃度 C_L^c は計算値による平衡 C 濃度 C_L^{c*} と一致せず低い値を示す場合が多い。もし吸引試料がデンドライト樹間の液相のみを吸引しているならば、 C_L^c と C_L^{c*} は一致するはずである。これは吸引試料が液相のみならず自由に動き得る固相も含むため、濃度が希釈されているものと考えられる。

いま、吸引試料 W 中の液相重量を W_L , 固相重量を W_S とし、それぞれの濃度を C_L^c と C_S^c すると、次式が成立する。

$$W = W_L + W_S \dots\dots\dots (2)$$

$$W \cdot C_L^c = W_L \cdot C_L^{c*} + W_S \cdot C_S^c \dots\dots\dots (3)$$

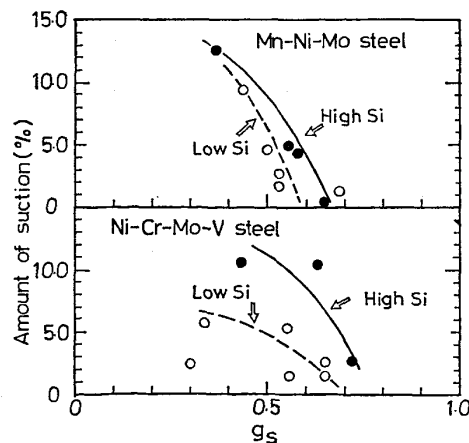


Fig. 4. Effect of Si on the relation between solid fraction and the amount of liquid-like phase suctioned (Low-carbon system).

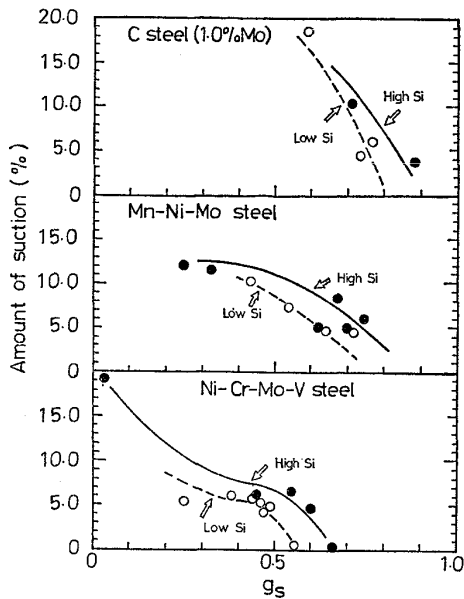


Fig. 5. Effect of Si on the relation between solid fraction and the amount of liquid-like phase suctioned (High-carbon system).

(2), (3)式より次式が成立する.

$$\frac{C_L^{Cr*} - C_L^C}{C_L^{Cr*} - C_S^C} = \frac{W_s}{W} \equiv \beta^C \dots\dots\dots (4)$$

すなわち, (4)式より C_L^{Cr*} , C_L^C , C_S^C がわかれば, 吸引試料中の固相割合 β^C を知ることができる. デンドライト枝の濃度はCだけでなく他の溶質元素 i についても求められ, これを C_s^i とすると, (4)式で与えられるCの分配から得られる吸引試料中の固相割合 β^C が他の元素の場合にも共通して用いられると考えられる. したがって(4)式を変形して得られる一般的な元素 i に関して, 次式より元素 i の液相濃度が得られる.

$$C_L^{i*} = \frac{C_L^i - \beta^C \cdot C_s^i}{1 - \beta^C} \dots\dots\dots (5)$$

但し, C_L^i は吸引試料中の元素 i の濃度である. Cr と Mo に関する C_s は EPMA 分析によつて得られており, 吸引温度との関係は Fig. 6 に示すようなものである. これらの点を結ぶ実線が Cr, Mo に対する擬二元状態図の固相線と考えられるから, 本実験の各試料に対して保持温度との交点から C_s^i を読みとり, C_L^i , β^C を用いれば, (5)式より C_L^{i*} が得られる. C_L^{i*} が得られれば(1)式と同様に元素 i の分析値から算出される固相率 g_s^i を得る.

$$g_s^i = \frac{C_L^{i*} - C_0^i}{C_L^{i*} - C_s^i} \dots\dots\dots (1)'$$

このようにして得られる Cr と Mo の分析値からの固相率 g_s^{Cr} , g_s^{Mo} と(1)式によるC分析値からの固相率 g_s^C を各試料について比較すると, Fig. 7 のようになり, お

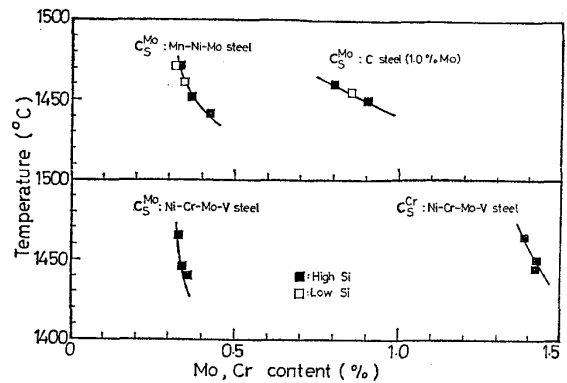


Fig. 6. Solidus of quasi Fe-Mo and Fe-Cr systems.

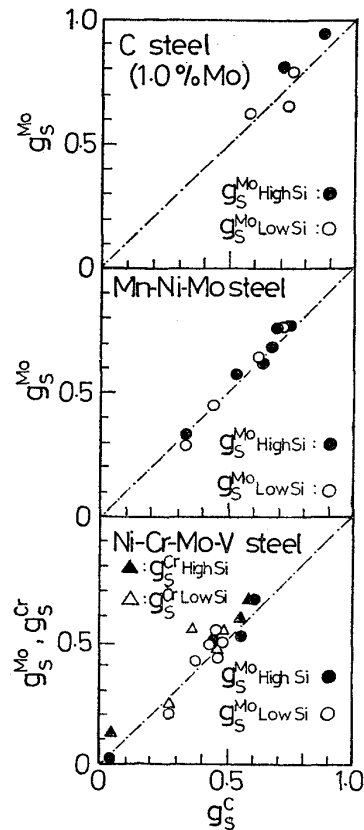


Fig. 7. Comparison between solid fractions calculated from equilibrium partition of different kinds of solute (C, Mo, Cr).

互いに比較的良好一致することがわかる. したがって Fig. 3 のような擬二元系状態図による保持温度の固相率への変換は妥当なものといえる.

さて, (4)式の定義より, 吸引試料が吸引管先端の固相を確実に吸い上げたものであるならば, 次式が成立するはずである.

$$\beta^C = g_s^C, g_s^{Cr}, g_s^{Mo} \dots\dots\dots (6)$$

しかし, 凝固前面の固相率に相当する固相率までデンドライトネットワークが形成されて, 固相デンドライトが

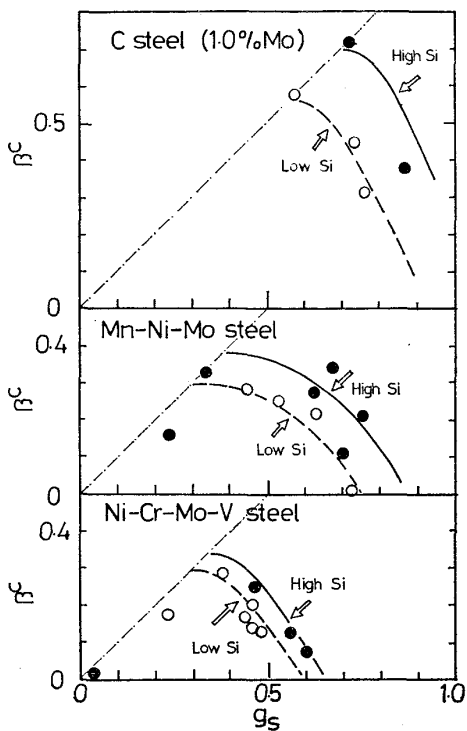


Fig. 8. Relation between g_s^c and β_c .

お互いに連結し始めれば、吸引される固相は急激に減少し、この時の固相率より高い固液共存状態では、次式が成立する。

$$\beta^c \leq g_s^c, g_s^{c*}, g_s^{M^0} \dots \dots \dots (7)$$

各試料に対する β^c と g_s^c との関係を図示すると、Fig 8 のようになり、それぞれの材質、さらには Si の有無に応じて(7)式に対応する臨界固相率 g_s^c 、すなわち凝固前面形成時に相当する固相率があることがわかる。また、いずれの材質においても、低 Si 試料では、凝固前面の状況に相当する dendrite ネットワークの形態を示す臨界固相率が低固相率側に推移しており、先の吸引量の関係から得られる低 Si 試料での低固相率位置における凝固前面に相当する dendrite ネットワークの形成による吸引量低下傾向とよく一致している。また合金元素の多い低合金鋼ほど凝固前面相当固相率が低いという傾向は実際の大型低合金鋼塊において、低 Si 真空炭素脱酸法により逆V偏析が著しく軽減される現象とよく一致する。

4. 考 察

4.1 デンドライト・アレイ中における液相の流動

固液共存領域における dendrite 樹間の液相の流動に関して、R. MEHRABIAN, M. KEAN, and M. C. FLEMINGS⁶⁾ は多孔質媒体中の液相流を扱った Darcy の law を適用し単位面積当たりの流速 Q と圧間距離 L の間の

圧力差 ΔP 、液相の粘性 η 、透過度 K を次のように表わしている。

$$Q = \frac{K}{\eta \cdot f_L} \cdot \frac{\Delta P}{L} \dots \dots \dots (8)$$

ここで透過度 K は cm^2 の次元を有し次のように与えられる。

$$K = \frac{f_L^2}{8n\pi t} \dots \dots \dots (9)$$

ここで f_L : 液相率, n : チャンネル数

t : チャンネルの非直線性によるねじれ因子

本実験においては、 ΔP は吸引時の真空槽圧力と大気圧との差 ΔP_0 約 1 気圧 ($1.0133 \times 10^6 \text{dyn/cm}^2$)、ならびに液相密度 ρ と流動圧間距離 L 、重力の加速度 g によつてきまる $\rho \cdot g \cdot L$ によつて、次のように与えられる。

$$\Delta P = \Delta P_0 + \rho \cdot g \cdot L \dots \dots \dots (10)$$

高橋ら⁸⁾ は Si を下げることによつて逆V偏析のようなマクロ偏析が軽減されるのは各溶質元素が濃化した相の比重とバルク液相との比重差に対して、Si が Fig. 9 のように大きな影響を及ぼしているからだとしている。すなわち、Si 量を下げることにより濃化液相の比重を大きくするほうに寄与するので、濃化溶鋼の浮揚の駆動力が制御されてマクロ偏析の軽減に繋がるというようにも考察している。しかし、本実験のような強制吸引の場合は、(10)式における比重項は ρ として $6 \sim 7 \text{g/cm}^3$ 、 g として 980cm/s^2 、 L として $2 \sim 3 \text{cm}$ を考えた時 $\rho \cdot g \cdot L$ は高々 $1.6 \times 10^4 \text{dyn/cm}^2$ のオーダーであり、 ΔP_0 に比較して著しく小さい。したがつて、本実験のような条件下では、Si の含有量の大小によつて濃化液相の密度 ρ が多少変化しても、 ΔP に対する影響は非常に小さいものといえる。一方、(8)式に含まれる粘性 η に対する影響を考えると、Fig. 10 の実測値⁹⁾ にみられるように、 η は Si の増加によつて減少する傾向にあるが、 $0 < \text{Si} < 0.3\%$ 程度の範囲における η の差は非常に小さいので、本実

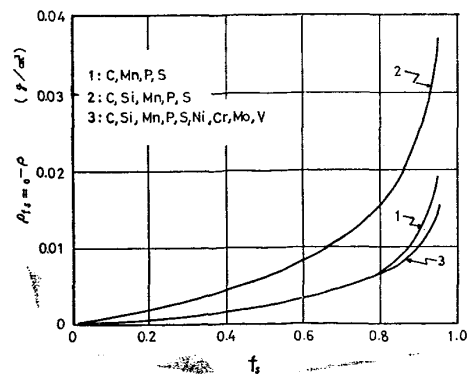


Fig. 9. Change of density difference between solute enriched liquid and bulk liquid during solidification.⁸⁾

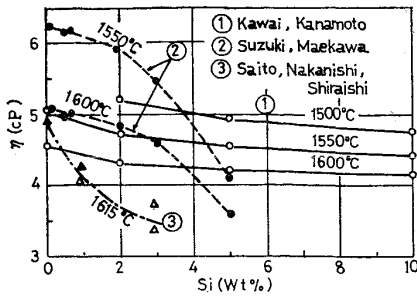


Fig. 10. Viscosity of liquid Fe-Si alloy.⁹⁾

験のように Si 量の差による数倍にも達する吸引量変化に影響する程の効果はないと考えられる。

以上述べたことより、本実験における吸引量、あるいは吸引試料中の固相割合の差は透過度 K の差に起因するものと考えられる。低 Si 材においてデンドライト・アレイが緻密になる現象は多くの実際製品あるいは大型鋼塊を切断調査した事例のマクロ腐食における、デンドライト組織でよく認められる。また、前報²⁾の小型鋼塊における逆V偏析再現実験においても、1%Moを含む鋼塊では、逆V偏析の発現が阻止されると同時に緻密なデンドライト組織が得られている事実もある。一方、本実験において、吸引後の残りの試料中に露出したデンドライトは、Photo. 1に示すように上記の現象を裏付けるものである。すなわち、低 Si 材におけるデンドライト

形態の特徴は次のとおりである。

- (i) デンドライト先端の曲率半径が小さい。
- (ii) 高次のデンドライトが発達しやすい傾向にある。

これらの特徴は定性的に考えると、(i)はデンドライト先端の成長速度が速いこと¹⁰⁾により、デンドライトが早期にお互いに接して凝固前面が形成されやすいことであり、(ii)は液相空間が小さく流動チャンネルが細いことにつながる。Siの含有量が(i),(ii)のようなデンドライト形態にどのような機構で影響するかは、今後の解明に待たねばならないが、低Si化が固液共存領域のデンドライト・アレイの形態に影響をおよぼすことと、逆V偏析が軽減される現象が凝固前面の固相率の低下に起因していることは明らかである。

4.2 凝固前面の推移による逆V偏析の軽減機構

以上の実験結果から、凝固前面が形成される固相率は、Si含有量を下げることによつて低固相率側に推移することが明らかとなつた。当然のことながら、本実験は強制吸引という実際鋼塊での自然凝固過程には生じ得ない状況下で擬液相と擬固相の境界を求めている点と、また、試料は固液共存状態に恒温保持されているという点で、ゆるやかながらも連続的な冷却の行われている実際鋼塊の凝固過程とは異なる。したがつて、本実験結果か

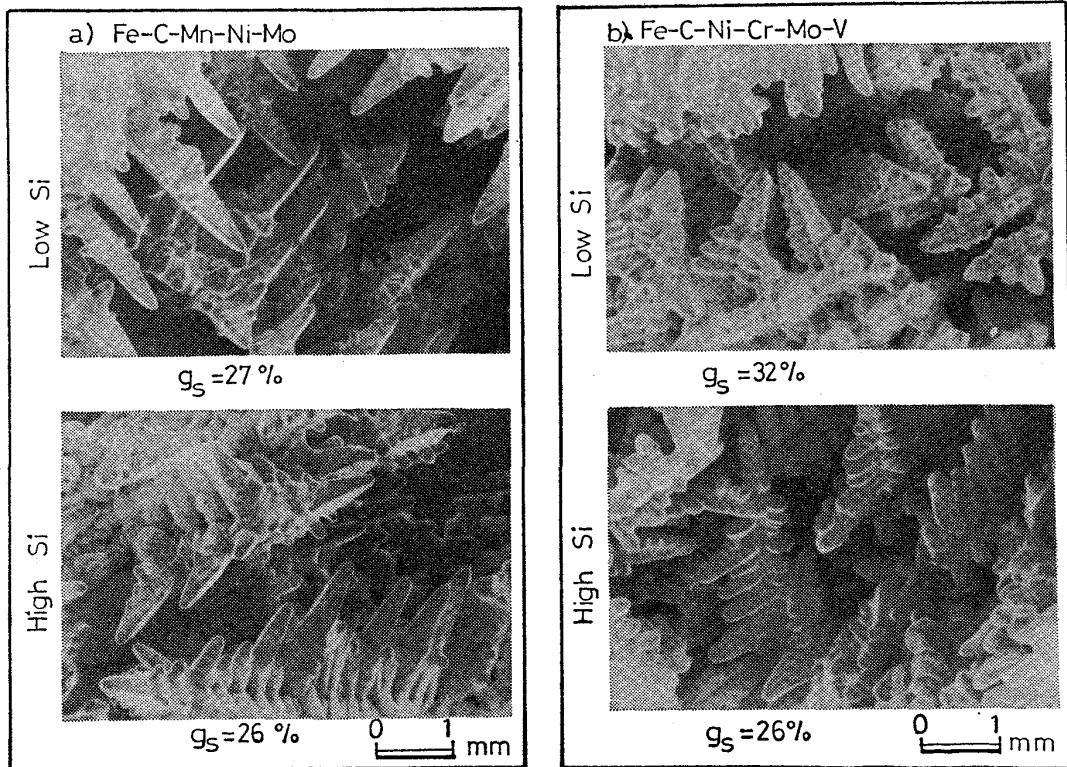


Photo. 1. Dendrite structure appeared after suction.

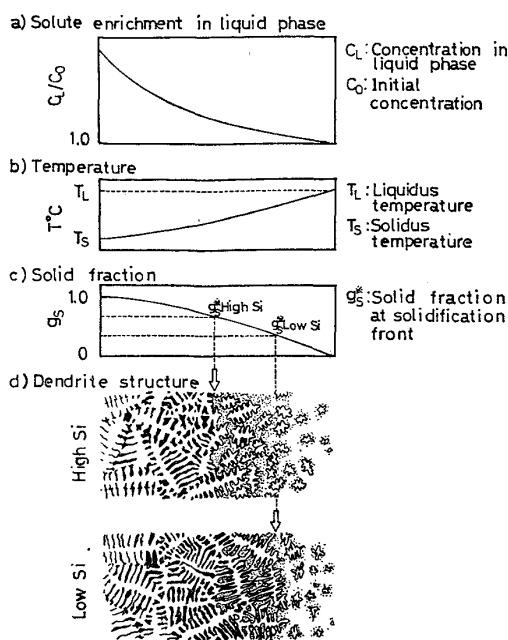


Fig. 11. Schematic explanation for the reduction of solid fraction at solidification front by low Si.

ら得られる凝固前面の固相率は実際鋼塊あるいは逆V偏析再現実験の鋼塊で得られた固相率と比較して高い値を示しているものと考えられる。しかし、Si を下げることにより、凝固前面の固相率が変化する現象は明らかなので、これにもとづいて実際鋼塊における逆V偏析の軽減機構を論ずることができる。

Fig. 11 は凝固前面が低固相率側で形成されることと、逆V偏析が軽減される機構を模式的に示したものである。鋼塊表層から中心に向う横方向凝固過程における固液共存領域において、温度は液相線温度 T_L から固相線温度 T_S まで減少し、固相率 g_s は 0 から 1 まで増加する。またデンドライト樹間の液相濃度 C_L は凝固前の平均濃度 C_0 から固相率の増加に応じて増加する。いま、Fig. 8(d) に示したように、Si 含有量によつて凝固前面の位置が変形すると、低Si材における凝固前面固相率 $g_s^* \text{Low Si}$ は高Si材における凝固前面固相率 $g_s^* \text{High Si}$ より小さくなり、それに応じて、凝固前面における液相濃化も低 Si 材で小さくなる。逆V偏析は凝固前面を濃化溶鋼が浮揚して行く過程で横から漸進して来る凝固前面、あるいは凝固相に捕捉されて形成されるから、濃化溶鋼の浮揚の駆動力には、濃化溶鋼とバルク液相との間に十分な密度差が必要である。したがつて凝固前面における十分な濃化と、それにもとづく密度低下が少ない低 Si 材では、逆V偏析の形成に必要な濃化溶鋼浮揚に十分な駆動力が少ないことを意味している。

一方、横方向凝固実験における凝固前面からの試料採

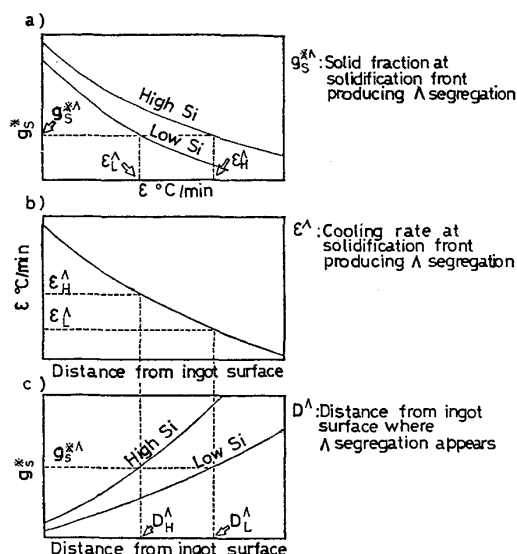


Fig. 12. Schematic explanation for the reduction of V segregation by low Si.

取結果³⁾によると凝固が鋼塊中心に向かつて進行するにつれて、冷却速度が低下すると同時に、凝固前面の固相率は増加してゆく。この傾向を考慮して、実際鋼塊の径方向の冷却速度の変化と凝固前面固相率の関係を模式的に示すと Fig. 12 のようになる。冷却速度低下による凝固前面固相率の増加は、もともと低 Si 材で低い固相率を有するため、Fig. 12(a) のように、高 Si 材と比較して全体的に低固相率側に推移するものと想定される。したがつて、凝固前面において、逆V偏析を形成するに十分な濃化をもたらす固相率を g_s^A とすると、これをもたらす冷却速度 ϵ^A は、低 Si 材で小さく、高 Si 材で大きくなる ($\epsilon_L^A < \epsilon_H^A$)。Fig. 12(b) は鋼塊の表層から径方向に向かう冷却速度の変化を示している。また、Fig. 12(c) は (a) と (b) を合わせて径方向距離と凝固前面固相率との関係を示したものである。 ϵ^A の大きい高 Si 材では、比較的鋼塊表層に近い位置で、逆V偏析生成に十分な溶質濃化が起こると同時に、凝固前面が形成されることがわかる。すなわち鋼塊中心側においても、 ϵ_L^A を満足するような遅い冷却速度を有しない大きさの鋼塊や鋼種では、逆V偏析の発現が阻止されることになる。この間の定量的な関係はすべて明らかになっていないわけではないが、これまでの実験結果から考えて Mo を含む鋼種で、しかも Ni や Cr, V を同時に含む場合に、Si 量を下げることにより、逆V偏析を顕著に軽減する効果を期待できるといえる。

したがつて、低 Si 材にすること、あるいは、Mo を含有させることによつて、逆V偏析が軽減されるのはデンドライト側枝の成長が速く、低固相率位置で凝固前面

が形成されるため、逆V偏析の生成に十分な濃化溶鋼が存在しないからである。また、高橋ら⁹⁾の計算のように、Si量を下げることにより樹間溶鋼と残留母液との密度差が小さくなり例え濃化溶鋼が存在しても、凝固前面を浮揚する駆動力が非常に小さいため、逆V偏析の軽減に寄与したことも考えられる。

5. 結 言

逆V偏析の生成には、凝固過程における凝固前面の溶質濃化が重要な役割を果しているため、固液共存層内で凝固前面近傍での液相の流動性の難易と、フリー・デンドライトの消滅現象を直接実験的に確認することを試みた。そのため、固液共存状態での各温度で、擬液相を強制的に吸引する実験を行った。対象鋼種としてMoを含む低合金鋼を用いて、逆V偏析の軽減に有効なSiの影響を検討した結果を要約すると、次のとおりである。

1) 固相率の増加とともに、吸引量は流動抵抗が増加するため減少するが、流動抵抗の急増は低Si材のほうが高Si材よりも低固相率側で生じ、その効果はNi, Cr, Mo, Vを含む低合金鋼で顕著である。

2) 吸引試料中の固相割合は低Si材ほど低固相率の温度で消滅し、凝固前面が低固相率側で形成される現象を裏付けている。

3) Moを含むこれら鋼種において、吸引量におよぼすSiの影響はデンドライト・アレイ中の流動液の密度や、粘性の差からだけでは説明できない。したがって固液共存層内において凝固前面を形成する際のデンドライト・アレイの差として考える必要がある。

4) 低Si材におけるデンドライト構造は側枝が発達しやすく、デンドライト先端成長速度が速いことが推定される。

以上のような現象と、これまでの逆V偏析の生成機構に関する一連の研究結果とから、大型鋼塊の逆V偏析の軽減機構は次のように統一的に説明することができる。

1) 凝固が鋼塊の軸心に向かって進むにつれて凝固前面での冷却速度は小さくなり、固相率は高くなる。その結果、デンドライト間隙の液相の溶質濃度が高くなり、残留バルク溶液との密度差が大きくなつて、濃化溶鋼を

浮揚させる程度に凝固前面の固相率が高くなるので逆V偏析が生成されるようになる。

2) Siを下げることにより、凝固前面が、Si量を多く含む場合よりも低い固相率の位置で形成されるような場合は、冷却速度が小さくなつても凝固前面の固相率が高い方に推移することが抑制される。

3) 高Si材で逆V偏析が発現するような冷却条件下でも、低Si材では凝固前面の固相率が低いということと、デンドライト樹間液相の濃化が少ないこと、それにとまなう母液相との密度差が小さいという理由で逆V偏析が発現しない。

4) 鋼塊が大型になつても、鋼塊内部での凝固前面固相率の高固相率側への推移を臨界の固相率以下にSiを下げるなどしておさえることができれば、逆V偏析のない大型鋼塊を製造することは可能である。

終りに臨み、本研究の発表を許可された(株)日本製鋼所室蘭製作所所長小野寺真作博士に深謝するとともに、いろいろと御助言御指導を賜つた(株)日本製鋼所開発本部材料研究所所長渡辺十郎博士ならびに直接実験を遂行された研究部成田英記氏に深甚なる謝意を表す。

文 献

- 1) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 63(1977), p. 53
- 2) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄鋼協会基礎共同研究会, 凝固シンポジウム, 昭和51年2月, p. 41
- 3) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 65(1979), p. 1571
- 4) 中川義隆, 前田健次, 鈴木是明, 谷口晃造: 鉄と鋼, 62(1976), A41
- 5) 平居正純, 金丸和雄, 森久, 学振19委, 8837, 凝固46, 昭和43年12月
- 6) R. MEHRABIAN, M. KEAN, and M. C. FLEMINGS: Met. Trans., 1(1970), p. 1209
- 7) A. E. SCHEIDEGGER: The Physics of flow through porous media, p. 68
- 8) 高橋忠義, 工藤昌行: 学振19委 9949, 凝固197, 昭和51年9月
- 9) 森田善一郎, 荻野喜清: 溶鉄溶滓の物性値便覧, p. 49, 昭和47年1月, 日本鉄鋼協会基礎共同研究会, 溶鋼・滓滓部会
- 10) 岡本平: 結晶成長と凝固, p. 36, (1969), 日本金属学会