

鍛造用鋼塊に生成する逆 V 偏析の発生臨界条件

//////////
論文
//////////

山田 人久*・桜井 隆*・竹之内朋夫*²

Critical conditions for the Formation of "A" Segregation in Forging Ingots

Hitohisa YAMADA, Takashi SAKURAI and Tomoo TAKENOUCI

Synopsis :

Quality of forging products is greatly affected by macrosegregations such as "A" segregation which tends to appear in large ingots. From the points of quality control and assurance, therefore, it is important to establish a method to predict formation of "A" segregation in ingots. For this purpose, twelve commercial ingots of different sizes and steel grades are investigated. Further experiments are carried out, by producing "A" segregation in small ingots, to study the effects of alloying elements. The results show that the critical location of the formation of "A" segregation differs with grades of steel. The location is determined not only by the liquid density difference but also by the coarseness of dendrites. In the case of low-alloy steels, secondary dendrite arm spacings have to be as big as 560 micron meters for the formation of the segregation. Meanwhile the vanishing location of the segregation in the center of ingots is determined by the radius of ingot regardless of grades of steel.

Key words : macro-segregation ; segregated streak ; ingot making ; low-alloy steel ; dendrite arm spacing ; A-segregation ; inverse-V segregation.

1. 緒 言

発電機材料などに使用される大型鍛鋼品の品質は、V 偏析や逆 V 偏析およびそれらに伴うザク巣などによる、鋼塊内部の不均質性に影響されるため、製品品質の向上を図るには、鋼塊の健全性を高めることが最も重要である。

しかしこれらのマクロ偏析の内、V 偏析は鋼塊の形状や押湯条件の適性化によつて改善されるものの¹⁾²⁾、逆 V 偏析に関しては鋼塊が大型化すると不可避免的に発生する。したがつて、その低減法の確立とともに偏析の発生する領域や生成程度を事前に推定できれば、製品の品質保証や改善にとつて極めて有用である。

そのためこれまでも逆 V 偏析の生成機構や低減法に関して、数多くの研究がなされてきた^{3)~9)}。しかし、いまだ十分に解明されていない点も多い。例えば逆 V 偏析の生成には濃化溶鋼の密度差や、デンドライト形態が影響すると考えられるが^{10)~12)}、いずれの因子が支配的なのか、あるいは逆 V 偏析の発生にどのように関与しているのかなどは明らかにされていない。

そこで本研究では、大きさと成分系の異なる実用鍛造

用鋼塊を切断調査し、鋼塊ごとの逆 V 偏析生成領域を明らかにするとともに、異なつた合金元素を添加した実験小型鋼塊に逆 V 偏析を生成させ、各元素の偏析発生傾向におよぼす影響を調査した。また、調査結果から偏析の発生を支配している因子についても検討した。

2. 実験方法

2.1 実用鋼塊の調査

鍛造用鋼塊内に発生する逆 V 偏析の生成状況を明らかにするため、9 t から 400 t までの 12 本の鋼塊について調査を行った。

供試鋼塊の化学成分を Table 1 に示すが、鋼塊の成分系は炭素鋼、Mn-Ni-Mo 鋼、Ni-Cr-Mo-V 鋼、および Cr-Mo 鋼の 5 種類である。また、Ni-Cr-Mo-V 鋼は低 Si 材が、Cr-Mo 鋼では高 C 高 Si 材と低 C 低 Si 材が含まれており、低 Si 材では C による真空脱酸、その他は Si あるいは Al で脱酸した溶鋼を流滴脱ガスまたは下注ぎにより铸造した。

鋼塊は本体の高さ方向中央部、あるいは押湯付け根部より約 300 mm 本体側を径方向に切断し、断面の 1/2 または 1/4 円周の範囲について調査を実施した。また、

昭和 57 年 10 月本会講演大会にて発表 昭和 62 年 12 月 28 日受付 (Received Dec. 28, 1987)

* (株)日本製鋼所室蘭研究所 (Muroran Research Center, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsumachi Muroran 051)

*2 (株)日本製鋼所室蘭研究所 工博 (Muroran Research Center, The Japan Steel Works Ltd.)

Table 1. Chemical composition of investigated ingots.

Ingot (t)	Material	Chemical composition (wt%)								
		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
9	Cr-Mo	0.88	0.60	0.39	0.012	0.0008	0.19	2.86	0.21	
10	Cr-Mo	0.89	1.00	0.33	0.018	0.010	0.16	2.90	0.38	
25	Carbon steel	0.30	0.32	0.66	0.009	0.017	0.13	0.10	0.06	
35	Mn-Ni-Mo	0.19	0.30	1.35	0.007	0.008	0.76	0.06	0.49	
75	Ni-Mo-V	0.31	0.35	0.55	0.018	0.019	3.12	0.09	0.42	0.07
90(A)	Cr-Mo	0.29	0.25	0.70	0.010	0.012	0.29	1.16	0.35	
90(B)	Cr-Mo	0.28	0.06	0.67	0.010	0.007	0.20	1.06	0.35	
120	Carbon steel	0.33	0.31	0.76	0.008	0.007	0.28	0.24	0.10	
180(A)	Ni-Cr-Mo-V	0.25	0.05	0.26	0.007	0.012	3.66	1.69	0.44	0.12
180(B)	Ni-Cr-Mo-V	0.26	0.05	0.26	0.005	0.010	3.98	1.79	0.45	0.12
250	Cr-Mo-V	0.27	0.24	0.75	0.003	0.002	0.18	1.17	1.22	0.28
400	Mn-Ni-Mo	0.22	0.26	1.41	0.007	0.007	0.76	0.11	0.52	

Table 2. Chemical composition of experimental ingots.

Material	Chemical composition (wt%)									
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti
Mn-Ni-Mo	0.19	0.21	1.45	0.003	0.011	0.79	0.15	0.50		
	0.20	0.18	1.42	0.003	0.009	0.73	0.12	0.51		
	0.21	0.05	1.50	0.003	0.009	0.75	0.07	0.52		
	0.31	0.05	1.39	0.004	0.014	0.76	0.08	0.51		
	0.18	0.04	1.31	0.003	0.012	0.78	0.14	0.52		
Ni-Cr-Mo-V	0.23	0.14	0.27	0.006	0.008	3.20	1.57	0.50	0.14	
	0.26	0.05	0.33	0.006	0.009	3.20	1.63	0.46	0.11	
High carbon steel	0.70	0.48	0.62	0.017	0.014	0.10	0.14	0.04		
	0.61	0.01	0.62	0.008	0.009	0.01	0.03	0.01		
	0.67	0.50	0.60	0.010	0.012	1.01	0.10	0.05		
	0.66	0.50	0.53	0.010	0.011	0.11	1.03	0.04		
	0.70	0.56	0.64	0.010	0.013	0.11	0.08	1.09		
	0.66	0.50	0.59	0.010	0.012	0.10	0.08	0.04	0.47	
	0.63	0.59	0.63	0.009	0.011	0.11	0.09	0.04		0.65

逆V偏析の観察はサルファープリントおよびマクロ腐食組織によりおこない、認められるスポット状偏析の平均径が3mmをこえるものを逆V偏析と判定した。

2.2 実験鋼塊による逆V偏析の再現試験

鈴木らが報告した⁸⁾ 横型の一方凝固装置を用いて、実験室的な小型鋼塊に逆V偏析を発生させ、偏析の生成条件におよぼす合金元素の影響を調査した。

実験鋼塊の化学成分をTable 2に示すが、実験鋼塊で調査したMn-Ni-Mo鋼、およびNi-Cr-Mo-V鋼とはほぼ同じ組成でSi量を変化させた場合と、0.7% C鋼を基本組成にSi, Ni, Cr, Mo, VおよびTiを添加した場合について試験した。また、実験は電気抵抗炉内で分子熱した角型のアルミナるつばに15kgの溶鋼を注入後、あらかじめるつば内に挿入してある空冷式の冷却体により、横から一方向凝固させた。さらに凝固進行中の溶鋼内温度変化は、鋼塊の幅方向に等間隔で挿入してある6本のRタイプ熱電対により測定した。凝固完了後は鋼塊の高さを三等分した各箇所横方向に切断し、サルファープリントとマクロ腐食により偏析の発生状況を調査した。また、最も冷却体に近いスポット状偏析については偏析部中央を縦方向に切断してストリーク状偏析であることを確認した。

3. 実験結果

3.1 実用鋼塊の逆V偏析生成領域

各鋼塊の調査面で逆V偏析について、表面側から軸心にかけて観察すると、鋼塊表面側には偏析の認められない健全層が存在し、そののち比較的円形で鮮明な輪郭を有する偏析スポットが観察される。また、偏析スポット径は鋼塊の軸芯に向かうほど大きくなる傾向を示すとともに、その形状も複雑化している。しかし、鋼塊の軸芯近傍では再び偏析スポットの認められない領域が存在する。つぎに、各鋼塊で逆V偏析の発生し始める鋼塊表面からの距離を比較すると、鋼塊によつて大きく異なっているのが認められた。これは鋼塊成分系の影響と推定されることから⁶⁾、成分の差を表す特性値の固液温度幅を用いて、逆V偏析の発生開始距離を整理しFig. 1に示す。ただし、固液温度幅は各鋼塊の化学成分から、平居ら¹³⁾の式により求めた液相と固相線温度の差とした。また、以下の表示では鋼塊成分系をSi含有量により高Si材(Si>1%)、普通Si材(1%>Si>0.1%)および低Si材(Si<0.1%)に分類して示した。

Fig. 1から、普通Si材では逆V偏析の発生する表面からの距離と、固液温度幅の関係は良好な相関を示し、

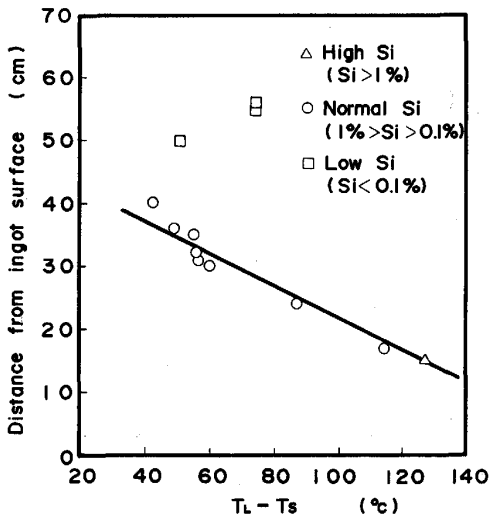


Fig. 1. The starting position of "A" segregation zone as a function of the temperature difference between solidus and liquidus.

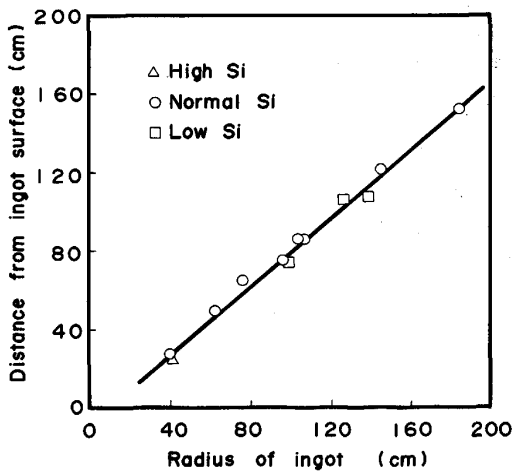


Fig. 2. The ending position of "A" segregation zone as a function of ingot radius.

回帰式としては次式が得られた。

$$A_s = 46.9 - 0.26(T_L - T_s) \dots\dots\dots (1)$$

ここで、 A_s は逆V偏析の発生する表面からの距離 (cm)、 T_L は液相線温度 (°C)、 T_s は固相線温度 (°C) である。しかし、低 Si 材では普通 Si 材と比較して逆V偏析の発生位置が鋼塊の内部側になり、固液温度幅との間に明らかな相関は認められなかった。

つぎに、逆V偏析の消失する鋼塊表面からの距離は、大型鋼塊ほど長くなる傾向が認められたので、鋼塊半径との関係で表すと Fig. 2 に示す結果となる。偏析の消失距離は鋼塊成分系の影響をそれほど受けず、鋼塊半径と良好な相関を示すことから、(2)式のように整理される。

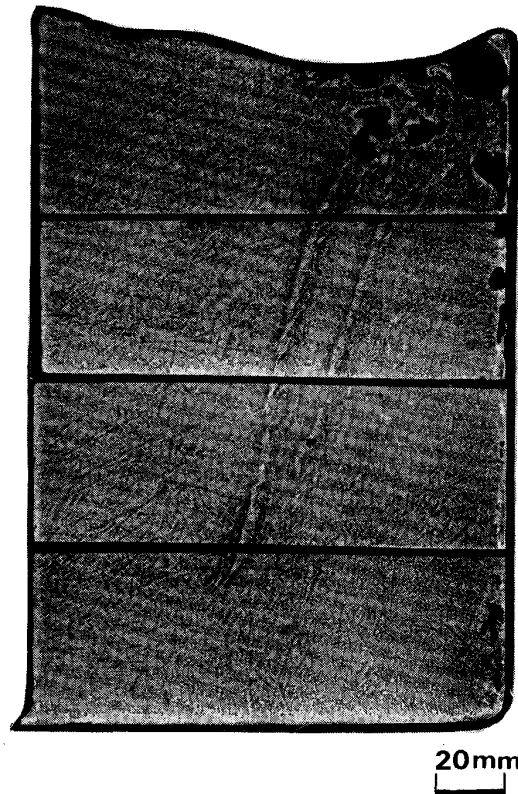


Photo. 1. "A" segregation reproduced in a experimental 14 kg ingot.

$$A_E = 0.87 r - 6.1 \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 A_E は逆V偏析の消失する表面からの距離 (cm)、 r は調査面での鋼塊半径 (cm) である。

3.2 実験鋼塊の逆V偏析生成臨界値

実験鋼塊に発生した逆V偏析の一例として、0.7% C-1% Ni 鋼のマクロ腐食組織を Photo. 1 に示す。これより、実験鋼塊にも、実用鋼塊に見られるものと同様の逆V偏析が生成していることがわかる。

ところで、鈴木ら⁸⁾は逆V偏析の生成臨界条件を次式で定義している。

$$\epsilon \cdot R^{1.1} < \alpha \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 ϵ は冷却速度 (°C/min)、 R は凝固速度 (mm/min)、 α は成分系で変化する逆V偏析の生成臨界値 (°C/min · (mm/min)^{1.1}) であり、0.7% C 鋼では 8.75 が報告されている⁸⁾。そこで同様に、各実験鋼塊ごとに逆V偏析の発生し始める位置における温度測定結果から、逆V偏析の生成臨界値を求め、固液温度幅で整理して Fig. 3 に示す。これより、全体的には固液温度幅の広い材質ほどその生成臨界値は大きくなるが、Ni-Cr-Mo-V 鋼や 0.7% C-1% Mo 鋼などでは、他の成分系と比較して小さな臨界値を示す傾向が認められた。

以上、実用鋼塊の調査では成分系によつて逆V偏析の

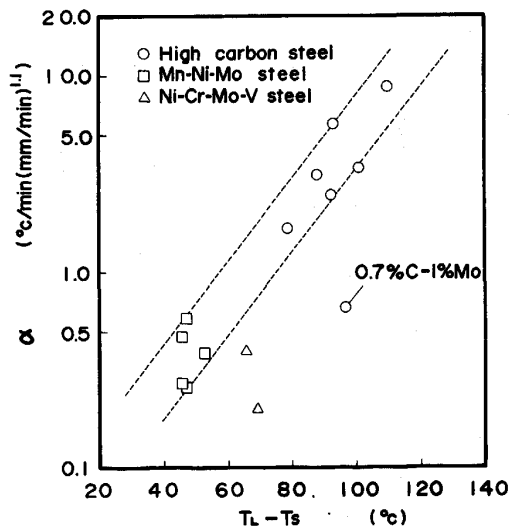


Fig. 3. Critical value α for the formation of "A" segregation as a function of temperature difference between solidus and liquidus.

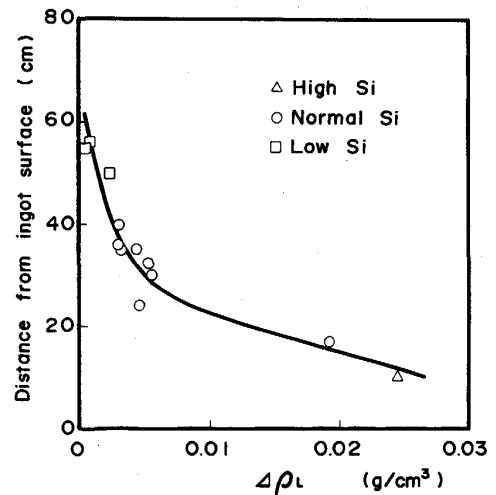


Fig. 4. The starting position of "A" segregation zone as a function of the density difference in the liquid.

発生開始距離が変化するとともに、低 Si 材は他と異なつた傾向を示していた。また、実験鋼塊でも得られた偏析の生成臨界値に、同様の現象が認められることから、逆 V 偏析の生成におよぼす成分系の影響を、より詳細に検討する必要があるものと考えられる。

4. 考 察

4.1 偏析の発生におよぼす溶鋼密度差の影響

逆 V 偏析は固液共存層において、デンドライト樹間に生じた濃化溶鋼の一部が、周囲との密度差により局部的に浮上し、その上方にある別の濃化溶鋼と合流しながら成長するため、発生すると考えられている。したがつて、逆 V 偏析発生の駆動力は密度差による浮力であり³⁾⁵⁾、また、逆 V 偏析の生成する位置は、固相率が 0.3 から 0.35 の凝固前面と推定されることから⁸⁾、この固相率位置での密度差が重要となる。

一方、各固相率におけるデンドライト樹間液相の濃度は、平衡凝固を仮定すると(4)式、固相内拡散を考慮せずデンドライト樹間の混合が十分であると仮定すると、(5)式から求められる¹⁴⁾。

$$C_L = \frac{C_0}{(1 - (1 - k_0)f_s)} \dots\dots\dots (4)$$

$$C_L = C_0(1 - f_s)^{(k_0 - 1)} \dots\dots\dots (5)$$

ここで、 C_L はデンドライト樹間の溶鋼濃度 (wt%)、 C_0 は母溶鋼の濃度 (wt%)、 k_0 は平衡分配係数、 f_s は固相率である。また、溶鋼の濃度増加による比容積変化は高橋らの示した次式より求められる¹⁵⁾。

$$V = V_C + \sum_{i=1}^n \eta^i C_L^i \dots\dots\dots (6)$$

ここで、 V は溶鋼の比容積 (cm^3/g)、 V_C は Fe-C 二元系の温度と濃度による比容積変化、 η は各元素の比容積変化係数 ($\text{cm}^3/\text{g}\cdot\text{wt}\%$) であり、添え字の i は元素を表す。そこで、(4)から(6)式を用いて各材質の初期溶鋼と濃化溶鋼の比容積を計算しその密度差 ($\Delta\rho$) を求めた。ただし、C 元素については(4)式、その他の元素は(5)式にしたがつて濃化するとし、濃化溶鋼の固相率は 0.3 として計算した。また、 k_0 は成分系ごとに擬似の Fe-C 二元状態図を作成し¹⁶⁾予想される初晶の形態により、Table 3 に示す異なつた値を使用した¹⁷⁾。

Fig. 4 に実用鋼塊の逆 V 偏析発生開始距離と密度差の関係を示す。これから、密度差が大きい成分系の鋼塊ほど偏析は表面近くから発生し始め、偏析の生成が助長される傾向にある。しかし、ほぼおなじ密度差の鋼塊でも逆 V 偏析の発生開始距離に約 100 mm 程度の差が認められることから、密度差以外にも偏析の生成に影響している因子があるものと考えられる。また、(6)式では凝固条件の違いが考慮されていないため、小型鋼塊で逆 V

Table 3. Values for $k_0(\delta)$ and $k_0(\gamma)$.

Coefficient	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
$k_0(\delta)$	0.17	0.62	0.76	0.14	0.02	0.76	0.89	0.74	0.90
$k_0(\gamma)$	0.34	0.54	0.78	0.08	0.02	0.85	0.87	0.57	0.75

偏析が生成しないことや、大型鋼塊でも偏析の生成しない領域が存在する理由を説明できない。

4.2 偏析の発生におよぼす凝固条件の影響

4.2.1 凝固速度と濃化溶鋼の浮上速度

前述したように、逆V偏析は濃化溶鋼が浮上する過程で、上方の濃化溶鋼と合流し成長したものが凝固層に捕捉されて形成される。そのため、偏析の発生領域では、濃化溶鋼の浮上速度よりも凝固層の進行速度がある程度遅くなる凝固条件が必要となる。したがって、小型鋼塊や大型鋼塊の表面側に逆V偏析が認められないのは、凝固速度が大きいため濃化溶鋼が偏析線に成長するための、十分な時間が与えられていない可能性がある。

そこで、35 t と 2 本の 90 t 鋼塊について凝固解析¹⁸⁾、固相率 0.3 における凝固速度を求めた。結果を Fig. 5 に示すが、これより逆V偏析の発生し始める位置の凝固速度は、35 t 鋼塊で 0.18, 90 t 普通 Si 材で 0.17, 低 Si 材で 0.11 cm/min が得られ、低 Si 材を除くと平原らの逆V偏析生成臨界凝固速度 0.164 cm/min⁷⁾ とほぼ一致している。

一方、逆V偏析となる濃化溶鋼の浮上速度は、偏析線の水平方向に対する角度から、普通 Si 材で 0.95⁷⁾ および 0.51 から 0.47 cm/min が報告されている⁸⁾。しかし、低 Si 材については測定例がないので、180 t (A) 鋼塊の調査面をさらに縦方向に切断して、長さが 20 cm をこえる偏析 5 本について、その傾斜角度を測定し、見かけの浮上速度を求めた。得られた値は 0.75 から 1.1 cm/min であり、Si 量が異なっても濃化溶鋼の浮上速度はそれほど変化しないと考えられる。そこで、Fig. 5 から凝固速度が濃化溶鋼の浮上速度より小さくなる位置

を求めると、浮上速度を最も遅い 0.47 cm/min に仮定しても、鋼塊表面から 10~15 cm より内部側では凝固速度が十分小さくなっていることがわかる。したがって、凝固速度と濃化溶鋼の浮上速度の関係が逆V偏析の生成を、直接支配している可能性は小さいと考えられる。

4.2.2 凝固条件と濃化溶鋼の濃度

鋼塊の表面側では急速に凝固が進行するため、デンドライト樹間での濃化が少なく、濃化溶鋼が浮上するのに十分な密度差が得られていない可能性がある。

凝固条件が濃化溶鋼の濃度におよぼす影響は、BURTON¹⁹⁾により検討され、次式が提案されている。

$$k_e = \frac{C_s}{C_0} = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp(-R \cdot L / D_s)} \dots\dots (7)$$

ここで、 k_e は実効分配係数、 C_s は固相濃度 (wt%), L は凝固先端の濃度境界層の厚み (cm), D_s は拡散係数 (cm²/s) である。(7)式から k_e は R と L などに影響

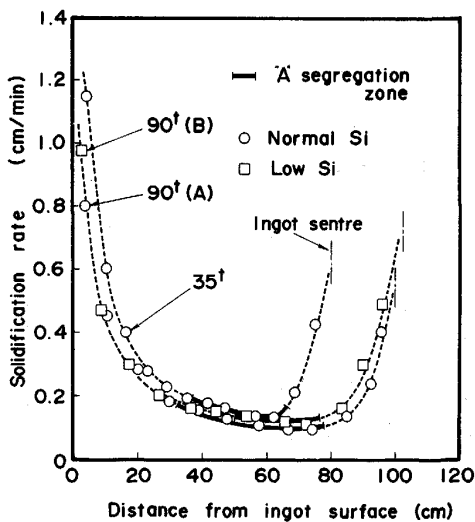
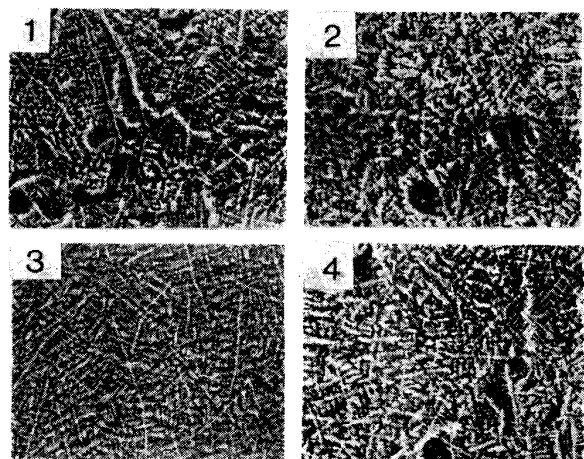


Fig. 5. Relation between solidification rate and the position of "A" segregation zone.

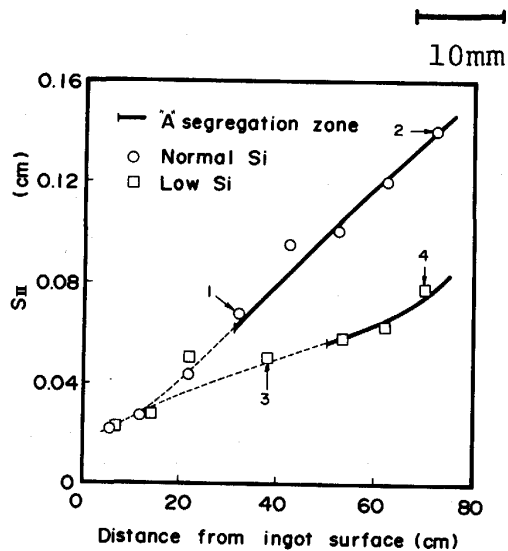


Fig. 6. Distribution of secondary dendrite arm spacing in 90 t ingots.

され、これらの異なる鋼塊では、濃化溶鋼濃度に差が生じることがわかる。そこで、偏析発生距離が大きく異なる、二本の 90 t 鋼塊でこれらを比較した。ただし、 R は Fig. 5 に示した凝固速度を、また、 L は dendrite 二次アーム間隔の 1/2 長さを仮定できるとした²⁰⁾。Fig. 5 から、 R に関しては両鋼塊で明らかな差は認められない。しかし、Fig. 6 に示した二次 dendrite アーム間隔 (S_{II}) の測定結果では、低 Si 材と普通 Si 材で大きく異なっている。したがって、両鋼塊で k_e に差が生じている可能性がある。そこで、両鋼塊で k_e を (7) 式で計算するとともに、普通 Si 材では EPMA により dendrite の樹枝と樹間の濃度を線分析した。

Fig. 7 に EPMA で測定した Cr と Mo の偏析率 (樹間濃度/樹枝濃度) と、 k_e の計算結果を示す。ただし、 k_e の計算では k_0 は Table 3 に示した $k_0(\delta)$ の値を、 D_S は Cr で 2.67×10^{-3} 、Mo で 6.0×10^{-3} (cm^2/s) を使用した¹⁷⁾。また、 R と L は前述の仮定に従った。

これによると、偏析率 (I_S) の測定結果では、鋼塊の位置による明らかな変化は認められず、ほぼ一定の値を示す傾向にある。一方、計算された k_e は鋼塊表面でやや大きいものの、偏析の生成領域と偏析のない位置での差はほとんどなく、偏析率と同様の傾向を示している。また、 S_{II} の違いによる影響は小さく、両鋼塊で計算 k_e に差は認められなかった。このことから、偏析の認められない位置でも、偏析生成領域と同程度の成分濃化量になっており、また、dendrite の粗さが異なっても大きな差は生じていないと推定される。したがって、溶鋼濃度の違いによる密度差で発生する浮力は、鋼塊の位置による差は小さく、偏析の認められない領域の濃化溶鋼

の浮上は、他の要因で制限されているものと考えられる。

4.2.3 凝固条件の考慮されている生成臨界値

$\epsilon \cdot R^{1.1}$ で表される逆 V 偏析の生成臨界値は、偏析が発生するのに必要な凝固条件を示すものであり、鋼塊によつて逆 V 偏析の発生開始距離が変化するのは、成分系により生成臨界値が異なる結果と考えられる。したがって、逆 V 偏析の発生が液相の密度差で一義的に支配されるとすると、成分系による生成臨界値と密度差の変化は一致するものと考えられる。

そこで、各実験鋼塊で得られた逆 V 偏析の生成臨界値 (実測値) と、Fig. 8 に示す実用鋼塊の凝固解析から求

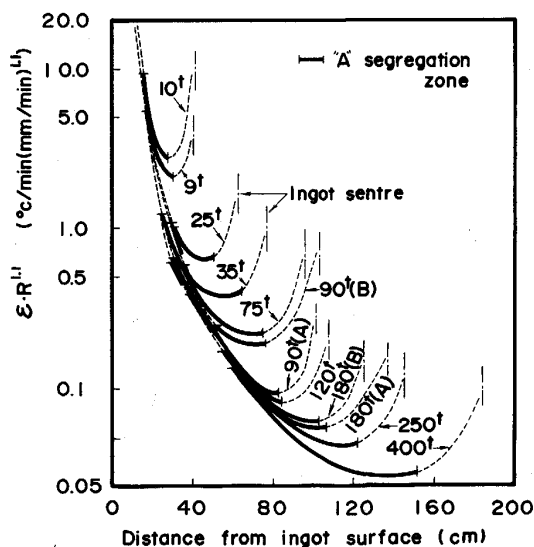


Fig. 8. Variation of the value $\epsilon \cdot R^{1.1}$ in the radial direction of ingot and the position of "A" segregation zone.

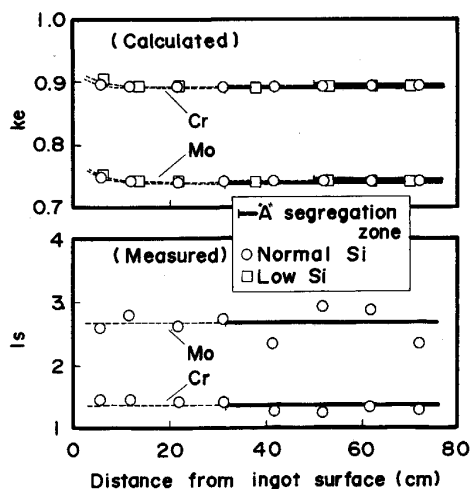


Fig. 7. Comparison between effective partition ratio and segregation index for 90 t ingot.

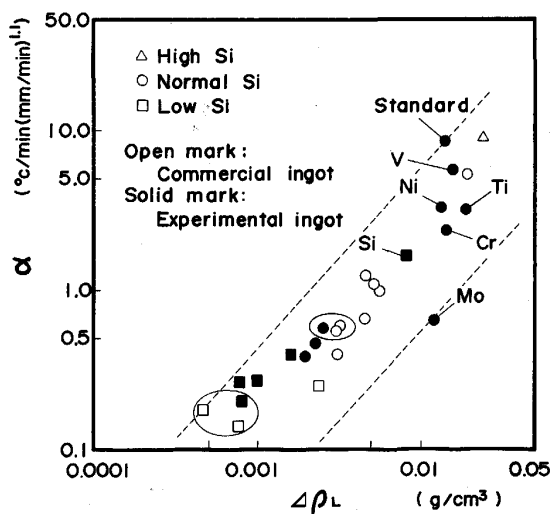


Fig. 9. Critical value α for the formation of "A" segregation as a function of density difference in the liquid.

めた生成臨界値（計算値）を、それぞれの密度差との関係で Fig. 9 に示す。ただし、密度差の計算において Ti の分配係数は $0.3^{17)}$ を、また比容積変化係数は Fe との二元系を仮定して、純 Fe と純 Ti の比容積値より求めた 1.02×10^{-3} を用いた。まず、生成臨界値の計算（図中 Open mark）と実測（図中 Solid mark）による値を比較すると、同じ材質は図中細線で囲んだ Ni-Cr-Mo-V 鋼と Mn-Ni-Mo 鋼の二種類あるが、その値はいずれもほぼ一致していることから、凝固解析で得られる値でも十分信頼できるものと考えられる。つぎに、生成臨界値と密度差の関係では、全体として密度差が増加するとともに臨界値が大きくなる傾向を示す。しかし、高 C 材に合金元素を添加した材質では、添加したことによる密度差の変化は小さいのに対し、得られた生成臨界値は大きく異なっている。特に、Cr, V および Ti は密度差を増加させる元素であることから、添加することによつて生成臨界値は大きくなるものと予想されたが、いずれも基本組成より小さな臨界値となつている。また、Mo を添加した効果が他の元素の場合と比較して顕著に認められることから、密度差に対するものと生成臨界値とは各元素の影響がやや異なつた挙動を示すものと考えられる。したがつて、逆 V 偏析の発生は密度差によつてのみ支配されているのではなく、そのほかにも影響因子が存在するものと考えられる。

4.2.4 偏析発生位置の dendrite 粗さ

逆 V 偏析の発生原因が濃化溶鋼の浮上によるとすると、密度差が重要な影響因子であることは明らかである。しかしながら、濃化溶鋼に浮力が作用してもその流動性は dendrite の粗さで異なるものと考えられる²¹⁾。一方、逆 V 偏析の生成臨界値の小さい低 Si 材では dendrite がち密に発達する特徴があり¹⁰⁾、Fig. 6 でもその効果が確認できる。また、Mo も添加することで dendrite の高次アームが微細化し¹¹⁾、Cr, V および Ti など凝固組織の微細化元素として知られている。したがつて、dendrite の粗さも逆 V 偏析の生成に影響するものと予想される。

そこで、実験鋼塊の高 C 材のものについて、逆 V 偏析生成開始位置における二次 dendrite アーム間隔を測定し、Fig. 6 に示した 90 t 鋼塊の結果とともに生成臨界値との関係で Fig. 10 に示した。これより偏析の発生し始める位置の二次 dendrite アーム間隔は、生成臨界値が大きな成分系ほどやや小さくなる傾向を示すものの、525 から 600 μm の範囲にあることがわかる。したがつて、逆 V 偏析の生成は dendrite の粗さによつて制限され、偏析が発生するのに十分な浮力が濃化溶鋼

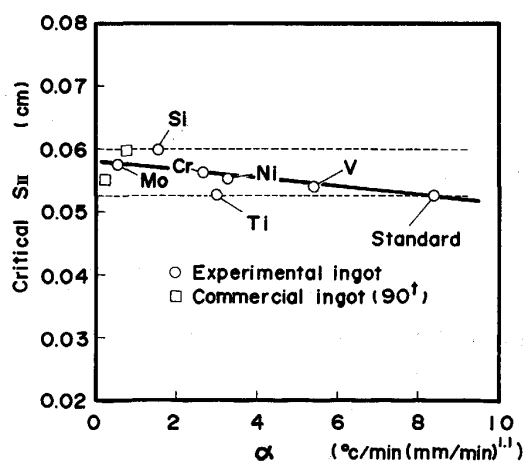


Fig. 10. Relation between critical dendrite arm spacing and the critical value α .

に生じて、dendrite 間隔が約 560 μm 以上になる必要条件を満足するまで、その発生は抑制されるものと考えられる。ただし、この二次アーム間隔は一般的な低合金鋼での臨界寸法であり、高合金や非鉄金属などで密度差が本検討鋼種と著しく異なる成分系では、密度差の大きさによつて変化するものと考えられる²²⁾。

4.3 偏析の消失におよぼす凝固条件の影響

逆 V 偏析が発生するための必要条件は偏析の消失条件でもある⁸⁾。しかし、偏析の発生開始距離が材質により変化するのに対し、消失距離は成分系よりも鋼塊寸法に影響されていた。また、Fig. 8 から、いずれの鋼塊でも逆 V 偏析の消失する位置での $\varepsilon \cdot R^{1.1}$ 値は、発生開始位置の値より小さくなつているのが認められ、実用鋼塊での偏析消失条件は生成条件と異なつているものと考えられる。

ところで Fig. 8 によると逆 V 偏析の消失位置はいずれも $\varepsilon \cdot R^{1.1}$ が減少から増大へと変化する位置に相当しており、鋼塊の軸芯に見られる加速凝固が生じる領域の境界と一致しているものと推定される。この軸芯部の凝固領域は全体が固液共存相となるため、明瞭な凝固前面の形成が困難となりまた、浮力が発生する要因となる濃度や温度の差が減少することから、逆 V 偏析の生成は著しく制限されると考えられる。一方、凝固の進行状況は 4.2.1 項で示したように、低合金鋼の成分範囲では鋼塊の成分系が異なつてもそれほど大きく変化しないと推定されることから、軸芯部の凝固領域は主に鋼塊の寸法に影響されるものと考えられる。したがつて、実用鋼塊では鋼塊の径に依存する軸芯部の加速凝固領域の幅が、逆 V 偏析の消失位置を決定しているものと考えられる。

5. 結 論

成分系と大きさの異なる鍛造用鋼塊で、逆V偏析の発生領域を調査するとともに、異なつた合金元素を添加した実験鋼塊に偏析を発生させ、その生成臨界条件について検討した。得られた結果を要約すると以下ようになる。

(1) 鍛造用鋼塊で偏析の発生し始める位置は、低合金鋼の成分範囲では、液相の密度差よりもデンドライトの粗さに影響され、二次アーム間隔が 560 μm 前後になる位置に対応していた。

(2) 偏析の消失する位置は、鋼塊成分系の違いによる差は小さく、主に鋼塊寸法に影響される軸心部の加速凝固領域の幅とともに変化するため、鋼塊半径によつてほぼ決定される。

文 献

- 1) 木下勝雄, 北岡英就, 岡野 忍, 江見俊彦: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1868
- 2) 田代晃一, 渡辺司郎, 北川幾次郎, 田村 至: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 103
- 3) 萩原 巖, 高橋忠義: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 27
- 4) 成田貴一, 谷口政行: 鉄と鋼, 56 (1970), p. 212
- 5) 浅井滋生, 小沢順造, 鞭 巖: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 730
- 6) 田代晃一, 轟木 透, 木村重夫: 鉄と鋼, 57 (1971), p. 1479
- 7) 平原弘章, 橋尾守規, 丸川雄浄, 白石博章: 鉄と鋼, 62 (1976), p. 1641
- 8) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 53
- 9) 平居正純, 森 久, 金丸和雄, 一戸正良: 鉄と鋼, 59 (1973), S 441
- 10) 拝田 治, 岡野 忍, 江見俊彦, 河西悟郎: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 954
- 11) 中川義隆, 前田健次, 鈴木是明, 谷口晃造: 鉄と鋼, 62 (1976), A 41
- 12) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 65 (1979), p. 1571
- 13) 平居正純, 金丸和雄, 森 久: 学振 19 委-No. 8837 (昭和 43 年 12 月)
- 14) W. G. PFANN: Trans. AIME, 194 (1952), p. 147
- 15) 高橋忠義, 工藤昌行: 学振 19 委-No. 9949 (昭和 51 年 9 月)
- 16) 山田人久, 桜井 隆, 成田英記, 竹之内朋夫: 鉄と鋼, 71 (1985), S 1067
- 17) 「鉄鋼の凝固」鉄鋼の凝固現象に関するデータ集 (日本鉄鋼協会編) (1978), 付 1
- 18) 山田人久, 桜井 隆, 竹之内朋夫, 岩波義幸: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 1706
- 19) J. A. BURTON, R. C. PRIM and W. P. SLICHTER: J. Chem. Phys., 21 (1953), p. 1987
- 20) 椛山正孝, 梅田高照, 松山隼也: 鉄と鋼, 60 (1974), p. 1094
- 21) 浅井滋生, 佐原崇彦, 鞭 巖: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1513
- 22) 桜井 隆, 乾 勝, 竹之内朋夫: 学振 19 委-No. 10708 (昭和 61 年 2 月)