

実用鋼塊内の成分偏析低減に関する研究

Studies on the Reductions of Solute Segregation in Steel Ingots

中 西 恭 二*

Kyoji Nakanishi

Synopsis:

Casting methods were investigated in order to reduce the solute segregation in steel ingots cast into iron molds. First, a method for estimating optimum hot top ratio for a given mold was studied, and reliable equations were given for exothermic hot top ratios and thermo-insulating hot top ratios, respectively.

As a result of some experiments in practical scale conducted to investigate the scraping method which had been reported to be useful for reducing the segregation in steel ingots, the author came to the conclusion that the scraping method could not be effective for reducing segregation without suppressing the horizontal solidification from the mold wall.

Lastly, a new method was devised, in which some coolant such as air or water was introduced directly into the air-gap in order to increase the solidifying rate of steel ingot effectively. The experimental results show that solute segregations were remarkably reduced by this method.

1. 緒 言

鋼塊内の成分偏析は造塊法の良否が決め手となって導入される欠陥の一つである。鋼塊内の成分偏析が鋼材の機械的、化学的あるいは電磁氣的性質の劣化ないしバラツキの因となり、また鋼材の割れや表面疵などを誘起することは周知の事実である。したがって成分偏析の少ない鋼塊を製造することは鋼材の品質向上のために重要である。

従来成分偏析が問題となった場合、現場的に採られる対策は、鋼塊の偏平比を増大するかあるい

は押湯比を十分に考慮し着目成分の濃厚偏析層を鋼塊本体から押湯部へ分離凝固せしめる方法である。ところが従来の押湯量の決定法は経験的に設定された押湯量をスラブの超音波探傷試験および鋼塊のマクロ試験などから漸次適正值へ修正していくやり方であり、適正押湯量の推定方法が確立されていないのが現状である。

そこで著者はまず適正押湯量の推定方法について考察した。つづいてより積極的に成分偏析を低減し得る手段として、従来その効果が顕著であると報告されているスクレイブ法について考察した

後に、注入直後、鑄型-鋼塊間に生成する空隙内へ直接冷却剤を送入する鋼塊の強制冷却法を考案し、本法の成分偏析低減への寄与を考察した。

2. 実用鋼塊の適正押湯比

2.1 理論式の導出

鋼塊の押湯の目的は2つある。1つは凝固に伴う体積収縮を補い鋼塊本体内に収縮孔を発生させないことであり、いま1つは最終凝固部に発生する溶質成分濃化層を鋼塊本体に残すことなく押湯部に集中させることである。適正押湯量を理論的に求めようとする試みはいくつか報告されているが^{1)~3)}、これらの取り扱いには上に述べた2つの目的のうち、凝固に伴う体積収縮の補充の観点のみからなされているため実用鋼塊の適正押湯量をこれらから決定するのは危険である。

したがって実用鋼塊の押湯量は止むを得ず試行錯誤により最適値を求めているのが現状である。

しかし従来使用されてきた各種形状の鑄型に対して、経験的に決められた押湯量の最適値が豊富に揃っている現在、これらのデータが新設鑄型の適正押湯量を決定する際に有益な情報を与えて然るべきである。そこで Smrha³⁾ が角型鑄型に関して用いた押湯部の熱ランスの手法を用い、これを熱的には単純化し、一方鑄型形状としては扁平鑄型にまで拡張して押湯推定のための理論式を組み立てた。これを用いて既存の鑄型に対して経験的に知られている最適押湯量と鑄型諸元を与えることにより、理論式に含まれる熱的パラメータを決定した。したがって本式により新しい鑄型形状に応じて適正押湯比を計算できるのであるが、その信頼性を統計的手法に従って検討した。

理論式の出発点は前記2つの押湯目的の1つでしかない凝固収縮体積の補充であるが、経験値から熱的パラメータを決定することにより残る1つの押湯目的が、各種熱的パラメータの中に組み込まれ得るものと考えた。

さて本節では理論式の導出について以下に示そう。鋼塊本体の凝固が完了するまでに押湯部が放出する熱量 Q_1 はつぎの(1)式により与えられる。

$$Q_1 = (F_1 q_1 + F_2 q_2 + F_3 q_3 + F_4 q_4) \sqrt{t} \dots (1)$$

ここに、

F_1 : 押湯部頭部面積 q_1 : 同熱移動係数

F_2 : " 底部 " q_2 : 同 "

F_3 : " 短面 " q_3 : 同 "

F_4 : " 長面 " q_4 : 同 "

t : 凝固所要時間

などである。

一方押湯部が鋼塊本体の凝固完了時間までに放出する熱量が、押湯部溶鋼が凝固点以上で持つ熱量 Q_2 以下であれば、熱的意味での押湯目的は十分果されることになる。 Q_2 は(2)式で与えられる。

$$Q_2 = V_n \rho C U + L \rho (V_n - d V_1 / 2) \dots (2)$$

ここに

V_n : 押湯部体積

ρ : 溶鋼密度

C : 溶鋼の比熱

U : 凝固点からの溶鋼の過熱温度

L : 融解の潜熱

d : 凝固に伴う体積収縮率

V_1 : 鋼塊本体々積

押湯部および鋼塊本体部の諸元は絶対値を用いることなく、相対的無次元量を使用した方が式を整理する場合に都合がよいので以下の諸量を定義する。

$$\begin{aligned} a_1 &= d_1 / \sqrt{DP}, & b_1 &= d_2 / \sqrt{DP} \\ a_2 &= p_1 / \sqrt{DP}, & b_2 &= p_2 / \sqrt{DP} \end{aligned} \dots (3)$$

$$\phi = \sqrt{D/P}, \quad \psi = H / \sqrt{DP}$$

ただし(3)式右辺の諸記号はそれぞれつぎの諸元を示すものとする。

	短径	長径	高さ
鋼塊本体中心	D	P	
押湯底部	d_1	p_1	
押湯頭部	d_2	p_2	
鋼塊本体部			H
押湯部			h

これらの無次元幾何定数を用いて押湯体積と鋼塊本体々積の比を求めると(4)式を得る。

$$V_n/V_1 = [2(a_1a_2 + b_1b_2) + (a_1b_2 + b_1a_2)]h/6H \dots\dots\dots(4)$$

ゆえに(4)式より h は(5)式となる。

$$h = 6 \frac{V_n}{V_1} \frac{H}{2(a_1a_2 + b_1b_2) + a_1b_2 + b_1a_2} \dots\dots\dots(5)$$

つぎに鋼塊厚み D と凝固所要時間 t との間には、半経験的に知られた近似式(6)が成り立つものとする。

$$D = 2k\sqrt{t} \dots\dots\dots(6)$$

ここに k は定数である。

さて(3)式を用いて(1)式を書き換えれば次式が得られる。

$$\begin{aligned} Q_1 &= \sqrt{t} \left[q_1 \frac{d_2b_2}{DP} + q_2 \frac{d_1b_1}{DP} + q_3h \frac{d_1+d_2+p_1+p_2}{DP} \right] DP \\ &= \frac{DV_1}{2kH} \left[q_1b_1b_2 + q_2a_1a_2 + q_3 \left(6 \frac{V_n}{V_1} \right) \right. \\ &\quad \times \left. \frac{(a_1+a_2+b_1+b_2)\phi}{2(a_1a_2+b_1b_2)+a_1b_2+b_1a_2} \right] \dots\dots\dots(7) \end{aligned}$$

ここで $a_1=b_1$, $a_2=b_2$ なる近似を用いれば(8)式となる。

$$\begin{aligned} Q_1 &= \frac{DV_1}{2kH} [(q_1+q_2)a_1a_2 \\ &\quad + 2q_3 \frac{V_n}{V_1} \frac{a_1+a_2}{a_1a_2} \phi] \dots\dots\dots(8) \end{aligned}$$

(8)式で与えられる Q_1 と(2)式で与えられる Q_2 を等置することにより理論的押湯比の下限値が得られるはずである。これを実行すれば(9)式が導かれる。

$$V_n/V_1 = \frac{\beta a_1a_2D/H + \gamma}{1 - \alpha\phi(a_1+a_2)/a_1a_2} \dots\dots\dots(9)$$

ここに α , β および γ は鑄型形状にはよらない定数である。

(9)式中の α , β および γ は熱的物理量からなるパラメータであるが、これらを個々の熱的物理量の既報値から評価しても(9)式は最適押湯比推定のために妥当な式とは成り得ない。なぜなら熱的な必要条件のみから組み立てられた(9)式には成分偏析防止に対する押湯の役割が何等考慮されていないからである。

2.2 パラメータの決定および考察

本報の目的は現行の押湯比と同程度の安全度を見込んで新設鑄型に対する適正押湯比を決定するための推定式をつくることにある。そこで現行の V_n/V_1 として各種実用鑄型に対する最適値が経験より多数得られているが、これらの値から逆に、 α , β および γ の値を計算してみる。そしてこのようにして決められた α , β および γ を用いて(9)式を書いた場合どの程度の信頼性があるかについて統計的に検討してみよう。

つぎの変数を定義する。

$$\left. \begin{aligned} K_1 &= (a_1+a_2)\phi/a_1a_2, & K_2 &= a_1a_2D/H \\ K_3 &= V_n/V_1, & K_4 &= K_1 \cdot K_3 \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots(10)$$

(10)式を用いて(9)式を変換すれば(11)式となる。

$$K_3 = \alpha K_4 + \beta K_2 + \gamma \dots\dots\dots(11)$$

当社千葉製鉄所において使用されている主要鑄型14種類について現行の V_n/V_1 比を **Table 1** に示した。これらの値および鑄型諸元を用いて、 K_2 , K_3 および K_4 を計算し(11)式の重相関係数を調べた。ただし重相関を求めるに際しては、14種の鑄型をすべて込みにした場合、発熱方式と断熱方式の押湯形式をそれぞれ区別した場合の計3通りについて95%有意差検定を行なった。その結果を **Table 2** に示した。

Table 2 より断熱方式と発熱方式とを込みにして決定した α , β および γ についても寄与率が高く、(11)式にこれらの決定パラメータを代入して得られる押湯推定式はかなり信頼度が高いものと考えられる。断熱方式と発熱方式とを分離した場合については、(11)式がその出発点において断熱方式を対象としていたことから当然であるが、断熱方式について決定された α , β および γ の値の方が寄与率が高い。

得られた α , β , γ を用いて(11)式を書き換えれば発熱、断熱方式込みの場合について次式が得られる。

$$V_n/V_1 = \frac{-0.0274Da_1a_2/H + 0.0336}{1.00 - 0.414(a_1+a_2)\phi/a_1a_2} \dots\dots\dots(12)$$

(12)式を用いて現行鑄型について V_n/V_1 の値を逆算して **Table 1** の末項に示したが、(12)式がよく現行値を復元していることがわかる。

Table 1 Hot top ratios in use at Chiba Works

Mold	$D \times P$		$\sqrt{DP}$	$a_1 \times a_2$		$\phi = \sqrt{D/P}$	D/H	Hot top ratio*	V_n/V_1	K_1	K_2	K_4	V_n/V_1^{**}	Type***
6t-A	575	763	661	0.688	0.973	0.869	0.301	10 %	0.111	2.15	0.202	0.239	0.127	(1)
							0.301	10						"
							0.298	12						"
7t-A	571	922	717	0.629	1.12	0.787	0.293	10	0.111	1.95	0.206	0.216	0.117	"
							0.293	10						"
							0.298	11.0						"
9t	581	1111	803	0.574	1.23	0.724	0.295	9.2	0.099	1.84	0.208	0.182	0.103	"
							0.294	8						"
							0.290	8.15						"
							0.296	9.95						"
							0.294	9.6						"
							0.294	9.6						"
11t-A	584	1369	881	0.527	1.43	0.653	0.310	13	0.105	1.70	0.193	0.179	0.102	(2)
							0.254	9.5						(1)
							0.278	9.0						"
16t	664	1229	902	0.603	1.24	0.735	0.278	9.0	0.107	1.81	0.208	0.179	0.102	"
19t-B	635	1718	1043	0.494	1.53	0.754	0.256	9.5	0.105	2.02	0.193	0.212	0.116	"
22t	831	1517	1123	0.633	1.24	0.740	0.346	10.2	0.107	1.76	0.269	0.188	0.104	"
							0.340	11.7						"
23t	753	1757	1160	0.546	1.41	0.655	0.313	10.0	0.107	1.67	0.238	0.179	0.101	"
							0.308	9.24						"
							0.593	12.35						"
							0.243	18.9						(2)
							0.190	13.8						"
							0.193	12.4						"
							0.427	16.5						"
							0.568	14.1						"
							0.164	2.16						"

* Present values

** Values from the regression line

*** (1) Exothermic

(2) Thermo-insulating

Table 2 Partial regression coefficients in eq. (11) determined with values in Table 1

	Including both (a) and (b)	(a) Exothermic type	(b) Thermo-insulating type
α	0.414	0.213	0.376
β	-0.0274	0.1110	-0.0403
γ	0.0336	0.0388	0.0541
Total variance deduction	1.15×10^{-3}	3.24×10^{-5}	3.69×10^{-4}
Variance	1.05×10^{-4}	8.08×10^{-6}	9.24×10^{-5}
Confidence coefficient	0.932	0.784	0.946

Table 2 より発熱方式と断熱方式を区別した場合の(11)式の回帰式はそれぞれ(13), (14)式で与えられる。

発熱方式

$$V_n/V_1 = \frac{0.111a_1a_2D/H + 0.0388}{1.00 - 0.213(a_1 + a_2)\phi/a_1a_2} \quad (13)$$

断熱方式

$$V_n/V_1 = \frac{-0.0403a_1a_2D/H + 0.0541}{1.00 - 0.376(a_1 + a_2)\phi/a_1a_2} \quad (14)$$

以上は当社千葉製鉄所における現行押湯比のみから(11)式中のパラメータ α , β , γ を決定したのであるが, ある限られた製鉄所についての現行値を用いると, たとえ(11)式の寄与率が高いとして

も、その工場のある傾向（たとえば押湯を過剰にあるいは不足気味に設ける傾向）が反映され好ましくない。そこで製鋼部会鋳型分科会でまとめられた昭和40年度の各社鋳型調査結果⁶⁾より、鋼塊単重が3 t以上の偏平および角型鋳型に関するデータをとりだして先と同様の統計学的手法を用い

て(1)式の妥当性を考察した。

Table 3, 4 にそれぞれ発熱方式、断熱方式別の調査対象鋳型を一覧にして示す。これらの諸数値より発熱、断熱方式別に(1)式の重相関を調べた結果を **Table 5** に示す。

この結果より発熱方式の押湯推定式はつぎの(13)

Table 3 Typical examples of molds in use in Japan with exothermic hot tops

Ingot weight	Mold		Ingot dimensions		Bottom dimensions of hot tops		Ingot height* (mm)	Present hot top ratio (%)	Calcd. hot top ratio**
	type		Thickness (mm)	Width (mm)	Thickness (mm)	Width (mm)			
3.5	(1)***	Top wide	503	673	420	610	1480	11.9	11.6
4.6	"	"	450	1088	395	825	1360	9.7	8.7
5.3	"	"	698	753	600	655	1445	12.3	12.9
5.4	"	"	590	900	440	770	1465	10.7	11.0
6.7	"	"	450	1260	420	1230	1693	4.7	5.2
9.2	"	"	535	1420	510	1380	1750	5.7	5.8
46.5	"	"	920	2700	740	1140	1950	10.0	10.2
2.6	"	Bottom wide	321	955	206	945	1440	8.7	8.7
4.9	"	"	586	714	551	676	1360	13.0	12.2
4.1	"	"	380	1015	260	1000	1560	7.9	8.0
3.6	"	"	372	1108	238	1095	1440	7.2	7.7
7.8	"	"	770	850	636	720	1150	10.9	12.1
4.5	"	"	407	1270	273	1257	1440	7.7	7.8
14.7	"	"	880	1193	685	1090	1840	9.7	10.0
13.7	"	"	880	1193	680	1030	1843	9.9	10.6
14.4	"	"	649	1700	495	1548	1900	8.9	8.4
16.0	"	"	727	1281	649	1215	2200	12.0	10.6
17.9	"	"	873	1428	735	1296	1900	10.6	10.1
16.9	"	"	745	1700	592	1548	1900	9.2	8.7
18.4	"	"	745	1700	665	1685	1820	13.6	11.0
19.6	"	"	855	1755	610	1550	1880	8.9	10.1
6.0	"	"	575	763	455	643	1910	10.0	10.6
7.2	"	"	571	922	451	802	1950	10.0	10.0
8.9	"	"	581	1111	461	991	1930	13.0	11.7
16.1	"	"	664	1229	544	1119	2390	9.0	8.7
18.6	"	"	635	1718	515	1598	2480	9.5	8.1
21.8	"	"	831	1517	711	1397	2430	9.7	9.1
22.9	"	"	753	1757	633	1637	2440	9.7	8.7
2.9	(2)	Top wide	556	556	468	468	1330	8.5	10.1
4.3	"	"	605	605	620	620	1390	12.0	11.6
3.6	"	"	520	520	535	535	1530	8.1	8.6
4.3	(2)	Top wide	618	618	572	572	1470	10.8	11.4
3.7	"	"	612	612	560	560	1230	10.4	11.2
5.6	"	"	703	703	720	720	1102	12.9	12.5
4.3	"	"	560	560	480	480	1530	8.7	10.1
4.6	"	"	603	603	635	635	1370	13.0	12.2
14.0	"	"	1009	1009	959	959	1840	12.4	12.6
4.2	"	Bottom wide	555	555	456	456	2150	8.2	7.9
11.2	(1)	"	584	1369	464	1249	2300	9.5	8.8

* Without hot tops

** From the regression line

*** (1) Rectangular

(2) Square

Table 4 Typical examples of molds in use in Japan with thermo insulating hot tops

Ingot weight	Mold type		Ingot dimensions		Bottom Dimensions of hot tops		Ingot height* (mm)	Present hot top ratio (%)	Calcd. hot top ratio**
			Thickness (mm)	Width (mm)	Thickness (mm)	Width (mm)			
7.7	(1)***	Bottom wide	668	900	601	835	1605	12.6	12.8
9.4	"	"	666	1070	600	1012	1610	11.2	11.4
9.9	"	"	625	1130	568	1085	1795	12.2	11.8
12.5	"	"	648	1340	583	1316	1825	9.8	10.2
12.6	"	"	758	1043	688	985	1960	12.9	12.9
15.1	"	"	776	1340	700	1283	1810	10.4	10.8
17.0	"	"	700	1720	625	1667	1795	11.1	10.1
19.0	"	"	785	1720	710	1667	1795	11.1	10.7
3.5	"	Top wide	379	589	366	576	2000	13.8	12.9
4.0	"	"	383	677	366	620	2000	12.4	12.1
3.2	(2)	"	462	462	400	460	1900	16.8	17.2
5.7	"	"	684	684	638	638	1600	18.9	18.2
8.6	"	"	852	852	790	790	1500	14.1	14.5
5.0	"	Bottom wide	602	602	548	548	1730	12.0	13.7
21.3	(1)	"	875	1720	800	1667	1795	11.3	10.7

* Without hot tops

*** (1) Rectangular

** From the regression line

(2) Square

Table 5 Partial regression coefficients in eq. (11) determined with values in Tables 3 and 4, respectively

		Exothermic type		Thermo-insulating type	
n		41		15	
α		0.382		0.341	
β		0.011		-0.033	
γ		0.025		0.065	
Interval of 95%—Confidence	α	0.085		0.053	
	β	0.041		0.056	
Variance		0.00014		0.000072	
confidence coefficient		0.784		0.944	
corelation coefficient	K_3 and K_4	0.885 (significance of 1%)		0.968 (significance of 1%)	
	K_3 and K_2	0.560 (significance of 1%)		-0.129 (no significance of 1%)	

式で与えられる。

$$V_n/V_1 = \frac{0.0110a_1a_2D/H + 0.0250}{1.00 - 0.382(a_1 + a_2)\phi/a_1a_2} \quad \dots(15)$$

一方断熱方式はつぎの(16)式となる。

$$V_n/V_1 = \frac{-0.0330a_1a_2D/H + 0.0650}{1.00 - 0.341(a_1 + a_2)\phi/a_1a_2} \quad \dots(16)$$

これらの推定式が十分信頼できることは Table 5 に示したそれぞれの方式に対する高い寄与率から明瞭である。Table 3 および 4 には(15)および(16)式を用いて再計算した押湯比を示してあるが、これを現行押湯比に対比して Fig. 1 に示した。この

結果、現行押湯比の安全度の範囲内で、新設鋳型に対して、鋼塊の成分偏析と収縮孔の軽減を考慮した適正押湯比を(15)および(16)式から決定することが可能となった。

3. スクレイブ法による成分偏析防止効果

3.1 原 理

元来、鋼塊内の成分偏析を減少させるために考案された造塊法は、つぎの2つの原理のうちのだ

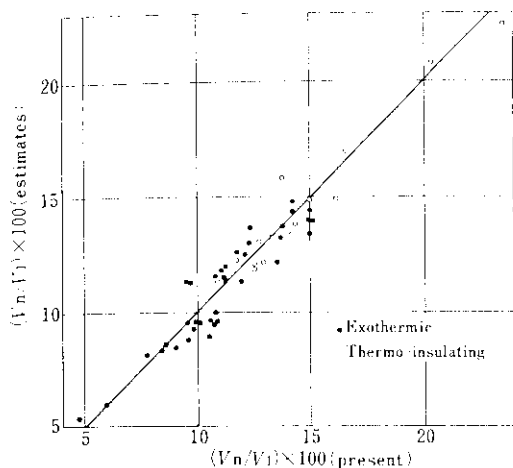


Fig. 1 Comparisons of $(V_n/V_i) \times 100$ between recalculated values from regression lines and present values

ちらかを踏まえたものである。すなわちその1つは溶鋼内の成分元素の拡散速度に打ち勝つに十分な速度で溶鋼を凝固させるものであり、他の1つは溶鋼内の温度勾配をできるだけ小さく保ち溶鋼バルク内で均一に凝固結晶核が生成し得る条件を実現させるものである。

本報で検討するスクレイブ法はどちらかといえばむしろ後者の原理にしたがったものである。すなわち原論文^{7)~9)}によれば、本法は凝固の進行につれて固液界面に接する液層側に溶質元素濃縮層が出現するが、これが成分偏析の原因になるとして凝固過程で固液界面に攪拌を与え濃縮層を液バルク中へ均一に分散させる効果と、凝固界面および凝固界面付近に生成する微細鉄結晶を液バルク中へ均一に分散させ、それらの再溶解による液バルクの温度低下を促し凝固速度を早める効果とをねらったものである。むしろ液バルク中で再溶解しない微細鉄結晶は鋼塊底部に沈降堆積して、

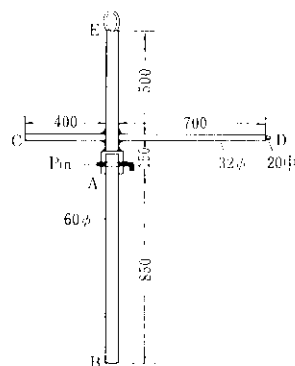


Fig. 2 Mild steel scraper

いわゆる底部沈澱結晶の成長が助長される現象も同時に進行する筈である。

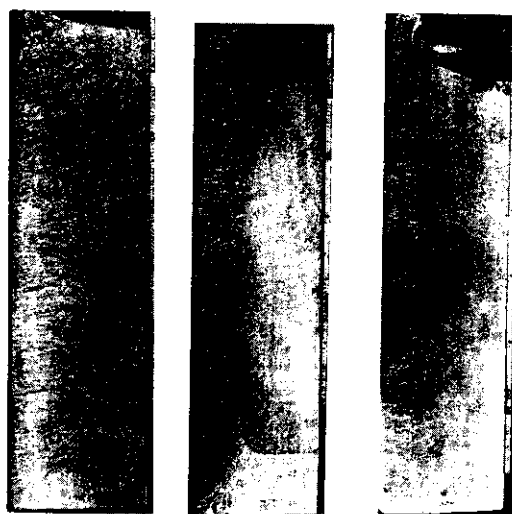
3.2 実験方法および結果

鑄鉄製鑄型で製造される実用鋼塊においても、本法が有効な偏析防止策となり得るか否かを確認するため、以下の実験を実施した。

攪拌棒としてはできるだけ長時間溶鋼中に浸漬可能な高融点で高温強度の高い材質のものが望まれるが、スクレイブ効果のみ端的に知るために簡単な攪拌棒を軟鋼で試作した。その諸元を Fig. 2 に示す。対象鋼種として SS41 材 (0.15% C, 0.62% Mn, 0.26% Si) を選び鑄型は寸法が、350mm 厚×700mm 幅×1000mm 高さの 2 t 鋼塊用上広鑄型を使用した。攪拌操作を Fig. 2 にしたがって説明する。攪拌開始直前に攪拌棒を鑄型上方へ移動し、浸漬部 AB を溶鋼中へ挿入する。鑄型長面側上縁の中心部に設けたガイドによりアーム CD が鋼塊幅方向と平行に固定される。D 端にレバーを差し込みこのレバーとスクレイパーの E 部に力を加えて、アーム CD を軸として AB 部を溶鋼内で鑄型長辺方向に運動させ溶鋼を攪拌する。このような簡便な方法でも鑄鉄鑄型におけるスク

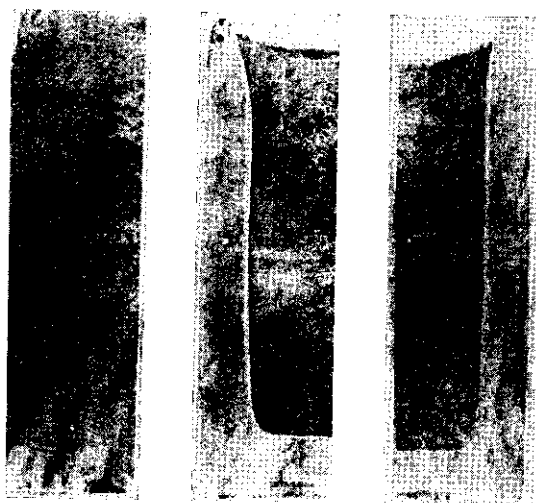
Table 6 Experimental conditions for scraping

Ingot	Starting time for scraping from teeming end (min)	Time interval for scraping (min)	Scraping period (sec/cycle)	Temp. in mold at teeming end (°C)	Ladle analysis (%×10 ⁻²)				
					C	Si	Mn	P	S
14300-A	—	—	—	1530	10	21	47	2.1	3.7
14300-B	20	6	5	1530	10	21	47	2.1	3.7
28605-B	15	6	5	1530	11	21	52	0.8	2.3



(a) 14300-A standard (b) 14300-B scraped (c) 28605-B scraped

Photo. 1 Comparisons of macro structure between the scraped and the standard ingots ($\times \frac{11}{200}$)



(a) 14300-A standard (b) 14300-B scraped (c) 28605-B Scraped

Photo. 2 Comparisons of sulphur print between the scraped and the standard ingots ($\times \frac{63}{1000}$)

レイブ効果の検討を試みるには十分であろう。

実験ではスクレイブ実施鋼塊2本および標準鋼塊1本を製造したが、それらの実験条件を **Table 6** に示した。 **Table 6** において符号Aは比較のための標準鋼塊であり、符号Bはスクレイブ実施鋼

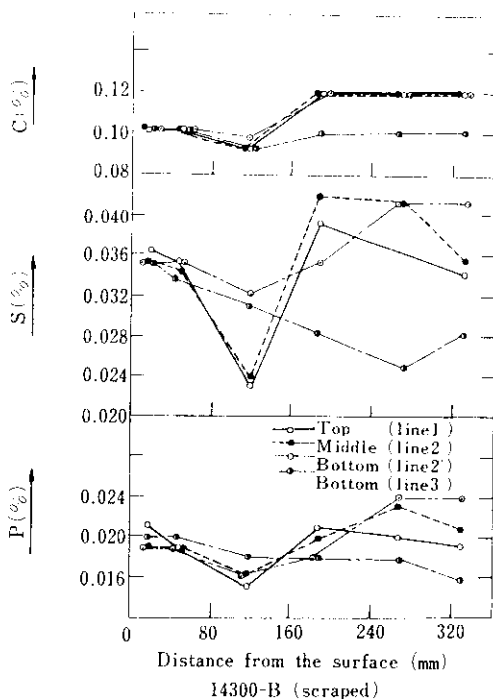


Fig. 3 Chemical analysis of C, S and P along lines shown in Fig. 6 (a) for scraped ingot

塊である。

鋼塊 A, B とともにマクロ組織試験および化学分析による成分偏析などの調査を実施したが、研磨面は鋼塊中心軸を通り長辺面と平行に切り出された垂直縦断面の塊である。

マクロエッチおよびサルファプリントの結果をそれぞれ **Photo. 1** および **Photo. 2** に示した。C, S および P などの偏析状況を **Fig. 3** ~ **Fig. 5** に示したが、これらは **Fig. 6** に示す各メッシュ点から採取したドリルサンプルの化学分析結果である。

軟鋼攪拌棒の強度から攪拌は、凝固進行中の高々 6 分間について実施した。攪拌終了後、攪拌棒は初期径 60mmφ に対して 140mmφ に成長し、約 40kg の溶鋼が凝固付着した。 **Photo. 1** (b), (c) より明らかなようにスクレイブ実施鋼塊ではスクレイブ実施中に凝固した約 15~20mm 幅の凝固層が周囲に比較して若干黒くエッチされている。この層は **Photo. 2** に示すサルファプリントにより著しく明瞭に周囲と区別される。すなわちこの層内の S 濃度は著しく低く、あたかもリム鋼のリム層の様相を呈している。また **Photo. 1** にみるよ

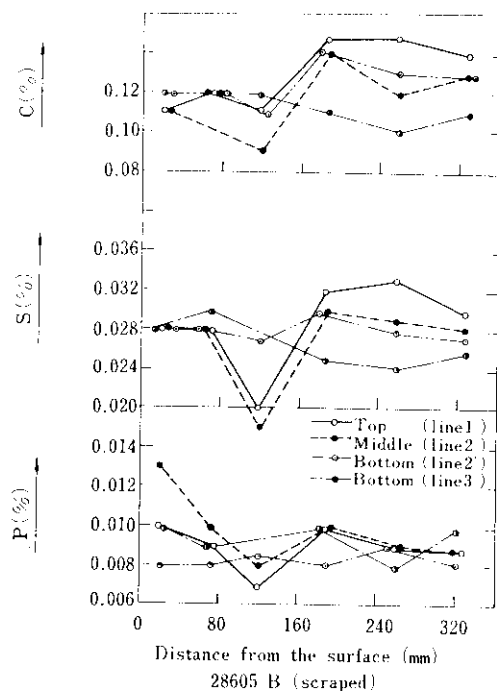


Fig. 4 Chemical analysis of C, S and P along lines shown in Fig. 6 (b) for scraped ingot

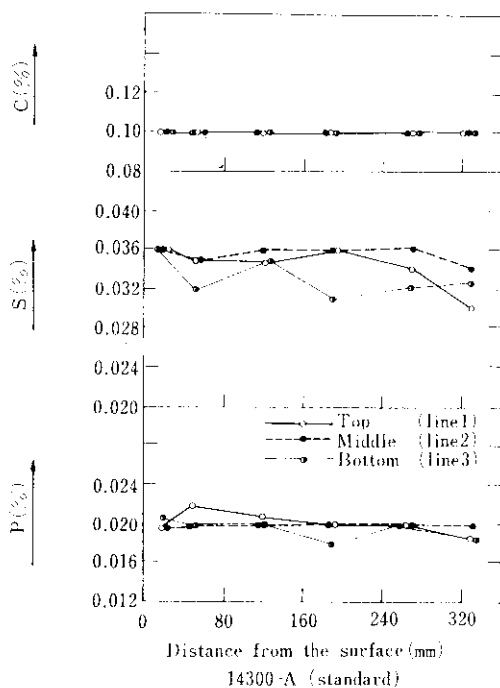


Fig. 5 Chemical analysis of C, S and P along lines shown in Fig. 6 (a) for standard ingot

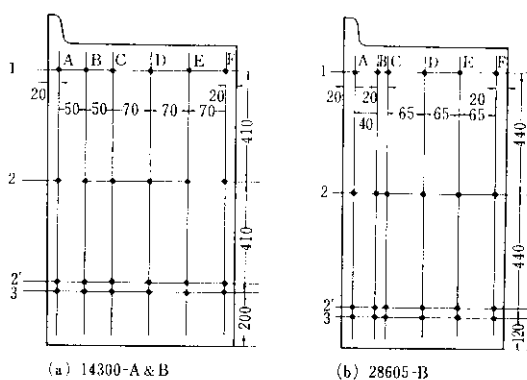


Fig. 6 Sampling positions for chemical analysis (The paper is parallel to the longitudinal surface and contains the vertical center axis of the steel ingot)

うにスクレイブ鋼塊 (b), (c) では明らかにスクレイブ終了後は柱状晶が消滅しているのに対して標準鋼塊 (a) の相当位置では柱状晶の成長が認められる。

3.3 考 察

上述の異常層は凝固速度の経験式(6)式からもスクレイブ実施中に凝固した層であることが確認されるので、以後これを scraped zone と呼ぶことにする。試験鋼塊と標準鋼塊のマクロ組織を図式的に示せば Photo. 1 より Fig. 7 のようになる。

Photo. 2 および Fig. 3 ~ Fig. 5 などから scraped zone の成分濃度は C, S および P ともに低く、特に S ではその効果が顕著である。また攪拌中止後凝固した領域の成分濃度は比較鋼塊の相当領域に

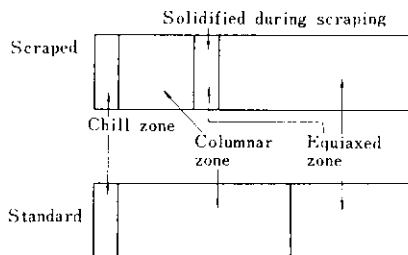


Fig. 7 Schematic comparisons of macro structure between scraped and standard ingot

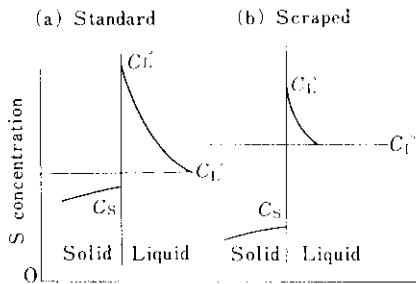


Fig. 8 Schematic representations of sulphur distribution around solidification front

比較して若干高くまたバラツキも大きい。

以上の実験事実は定性的にはつきのごとく考えられる。いま scraped zone が凝固しつつある場合を考えてみる。この場合凝固前面近傍の不純物濃縮層は浴の強制攪拌によりすみやかに液バルクに混合する。したがって攪拌されない場合と比較して母液平均濃度に近い液相と平衡する固相が品出するはずである。したがって簡単のため S 濃度だけに注目すると標準鋼塊とスクレイプ鋼塊の凝固前面近傍での S 濃度には Fig. 8 でそれぞれ (a), (b) に示したような違いがある。ゆえに scraped zone では凝固前面液側の S 濃度 C_L^0 が標準鋼塊でのその値より小さく、このため固相側の S 濃度 C_S は標準鋼塊のそれに比べて低くなる。一方 scraped zone が低濃度になった分だけの S が液相中の S 濃度を増加させるため、攪拌中止後に凝固した領域の S 濃度が標準鋼塊に比べて高くなる。

scraped zone が等軸晶になった理由としては、凝固前面の液層温度が攪拌により若干上昇し、このために柱状品の成長が促進される効果に比較して、攪拌棒の吸熱に伴う温度低下および凝固前面近傍の純化に伴う融点の上昇など、液相からみた場合の過冷却度の増加の効果が大きく働いて、柱状品の生成が抑制されたものと推定される。攪拌中止後のマクロ組織が、標準鋼塊の相当位置では柱状品であったものが等軸晶に変化したことも、攪拌棒の吸熱に伴う浴の温度降下によるものと考えられる。元来スクレイプの原理が理想的に実現していれば、本実験で観測された scraped zone は破碎され微細鉄結晶として溶鋼バルク中へ分散

し、それらの一部が溶鋼との密度差により鋼塊底部に沈降堆積するはずであるが、この場合においてもこの底部堆積層は scraped zone が移動凝固したものに過ぎず、最終凝固層に比較すればやはり異常偏析層として鋼塊内で明瞭に識別されるであろう。しかも鑄鉄鑄型のように熱伝達の大なる金型を用いる限り、このように理想的なスクレイプ条件を実現することはきわめて困難であろう。

さて本節の目的をやや離れるが、本実験結果をより定量的に解析すれば、実用鋼塊における偏析生成機構に対して 1 つの示唆を得ることができる。成分偏析に関する理論的取り扱いにはいくつか報告があるが、ここではよく知られた Burton の式にしたがって解析してみる。

Burton¹⁰⁾ は、一定速度 f で凝固しつつある一次元溶液を考え、凝固に伴い固相から凝固前面液側へ放出される溶質原子が拡散のみにより液バルク内へ移動するものとして、定常下での実効分配係数 k_E を次式で与えた。

$$k_E = C_S / C_L^\infty = k_0 + (1 - k_0) \exp(-f\delta/D) \quad (17)$$

ここに k_E は、凝固開始前の液バルクの溶質濃度 C_L^∞ に対する固相溶質濃度 C_S の比で与えられ、実効分配係数と呼ばれるものである。 k_0 は状態図から得られる平衡分配係数、 D は融体中での着目溶質原子の拡散係数、 δ は凝固前面液側の拡散膜厚みおよび f は凝固速度である。

さて (17) 式を用いて本実験結果を解析してみよう。スクレイプ実施鋼塊、標準鋼塊がともに同一チャージである 14300-A および B を考察の対象とし、鋼塊高さ方向が $1/2$ での試験鋼塊 B の scraped zone および標準鋼塊 A の相当位置での S 偏析係数に注目する。 δ' , k'_E などで B 鋼塊での諸量を示し、 δ , k_E などで A 鋼塊での諸量を示す。

実測結果より k'_E , k_E は、それぞれ (18), (19) 式で与えられる。

$$k'_E = 0.023/0.037 = 0.623 \quad (18)$$

$$k_E = 0.035/0.037 = 0.946 \quad (19)$$

一方凝固厚み x (cm) と凝固開始からの経過時間 t (sec) との間には半経験的に知られた次式が成り立つ。

$$x = 0.324 \sqrt{t} \quad \text{.....(21)}$$

ゆえに凝固速度 f は(20)式を微分して(21)式で与えられる。

$$f = 0.0525/x \quad \text{.....(22)}$$

Sの拡散係数 D は $4 \times 10^{-5} \text{ cm}^2 \text{ sec}^{-1}$ ¹¹⁾であり、平衡分配係数 k_0 は0.02である。またいま考えている scraped zone は $x=12\text{cm}$ に対応するので(21)式より $f = 4.37 \times 10^{-3} \text{ cm/sec}$ となる。これらの諸数値および(17)~(19)式を用いて δ' および δ を求めれば、 $\delta' = 430\mu$ および $\delta = 640\mu$ を得る。これらの値は拡散層の境界膜厚みとしては大き過ぎるようであり^{12)~14)}、Burtonの(17)式により実用鋼塊の成分偏析を説明するのは妥当ではない。(17)式を導くにあたっての最も重要な仮定は凝固前面が平面であり、凝固前面近傍の溶質濃縮液層が、凝固の進行に伴って凝固結晶粒間に捕捉されないとするところである。しかし実用鋼塊の凝固過程においては、凝固前面近傍の溶質濃縮溶鋼の一部が凝固結晶粒間に捕捉される可能性がきわめて強い。したがってその効果を取り入れて(17)式を修正することが必要である。

いま毎秒凝固する層の中で体積分率 β が溶質濃縮溶鋼であるとすれば、Burtonの(17)式は次式で置き換えられることが簡単な計算により示される¹⁵⁾。

$$k^{ob} = \frac{k^*}{k^* + (1 - k^*) \exp(-f\delta)} \quad \text{.....(23)}$$

$$k^* = \beta + (1 - \beta)k_0 \quad \text{.....(24)}$$

ここに、 k^{ob} は溶質濃化層を捕捉しつつ凝固が進行する場合の実効分配係数である。

すなわち Burtonの(17)式において、平衡分配係数 k_0 を(23)式で定義される k^* で置き換えたのと全く同等である。(22)、(23)式に先に用いたのと同じ D 、 f 、 k_E および k'_E などを代入して、 δ 、 δ' などと k^* の関係を求めると Fig. 9のごとくなる。図には δ/δ' と k^* の関係も示した。以上の関係だけからは δ 、 δ' の評価はできないが拡散境界膜の厚み δ と浴の流速 v との間に成立するつぎの関係¹⁶⁾に注目する。

$$\delta \propto 1/\sqrt{v} \quad \text{.....(25)}$$

Table 6 に示したスクレイプ実施時の攪拌周期

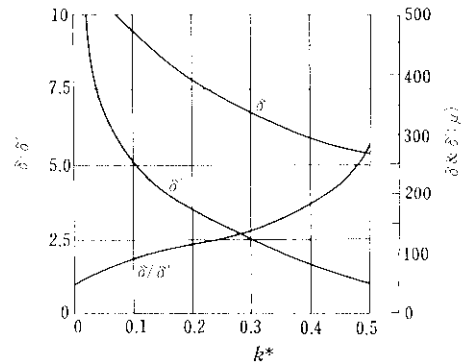


Fig. 9 Dependences of boundary layer thickness δ and δ' , and their ratio δ/δ' on effective distribution coefficients k^*

および鋼塊長辺長さ L と凝固完了層の厚みなどを用いれば、攪拌実施中の浴の流速 v' の最大値 $v'_{\max}$ は

$$v'_{\max} = 2(70 - 24)/5 = 18.4 \text{ cm sec}^{-1} \quad \text{.....(26)}$$

と与えられる。したがって成分偏析の注目位置が攪拌棒の長さ位置であることおよび最小の速度が0であることを考慮して、平均流速 v' は $v'_{\max}/4 \approx 4.6 \text{ cm/sec}$ と評価できる。一方標準鋼塊の浴の流速 v については、1 t 鋼塊に対する実測値として $\sim 0.167 \text{ cm/sec}$ と報告¹⁷⁾されている。これらの v および v' を用いて(24)式より δ/δ' を評価すれば、(26)式を得る。

$$\delta/\delta' = 5.25 \quad \text{.....(27)}$$

したがって Fig. 9 より $k^* = 0.49$ 、 $\delta = 265\mu$ および $\delta' = 51\mu$ と与えられる。また $k^* = 0.49$ を(23)式に代入して $\beta = 0.48$ を得る。得られた δ および δ' の値は溶質成分の拡散境界膜の厚みとして妥当であり、さらに $\beta = 0.48$ なる捕捉確率もそれほど不自然な値ではない。結局実用鋼塊内の成分偏析生成機構について考える場合、溶質濃化層の一部が捕捉されつつ凝固が進行することを勘案すべきであるとの結論に達した。

以上の考察からも明らかであるが、scraped zone は不純物濃度が低く結晶粒も微細化した等軸晶となるが、残存溶鋼中の不純物濃度は比較鋼塊のそれよりも増し、最終凝固段階で凝固する溶鋼は比較鋼塊に比べて著しく不純物濃度が高くなるであろう。一方最終凝固時点まで攪拌を継続することは溶鋼の粘度増加のため実際には不可能で

あり（本実験においてスクレイプ終了後に凝固した領域における成分濃度にバラツキが認められるのは溶の粘度増加により凝固前面液側の溶質濃縮層が溶バルク内に均一混合されなかった事情によるものと考えられる），ある時点をもって攪拌を中止することになれば実験結果から明らかなとおり成分偏析はむしろ大きくなる。したがって十分な押湯を設けかつ従来の側壁からの凝固を底部からの凝固に変えて本法を実施し，側壁凝固前面にて破碎して溶鋼バルク中へ持ち込む微細鉄結晶の何割かを積極的に沈降堆積させ，この部位のみを健全鋼塊として取りださぬ限り偏析低減の手段とはなり得ない。このような条件が実現したとしても，添加合金元素濃度を目標値で固相内に止めるためには，あらかじめ余分量の成分調整が必要となる。これらの理由から実用鋼塊においてはスクレイプ法が成分偏析防止上有効な手段とはなり得ないと結論される。

4. 鑄型鋼塊間空隙の強制冷却法

4.1 原理

鋼塊内の成分偏析を低減するためには2つの原理があり，そのどちらかに準じた方策をとらねばならないことは前章において指摘した。ところで先に検討したスクレイプ法に関しては鑄鉄鑄型の熱伝導性のよさから現場的適用が望めなかった。したがって鑄鉄鑄型を用いる限り，溶質原子の拡散速度よりも早い凝固速度で溶鋼を凝固させることにより成分偏析低減をめざす方がむしろ得策と考えられる。

従来採用されてきた鑄型内溶鋼の急冷方法は，鑄型外壁を水または空気などで強制冷却する方法であった。この方法では鋼塊凝固に対して最も大きな熱抵抗となる鑄型—鋼塊間空隙が依然として存在するため，著しい急冷効果を得ることは困難であった。

本章で述べる方法は，溶鋼を注入してから数分経過後，鑄型と鋼塊間に生成する空隙内へ直接空気または水と空気の混合物などの冷却剤を送り込み，鋼塊を強制冷却し鋼塊内の成分偏析を低減し

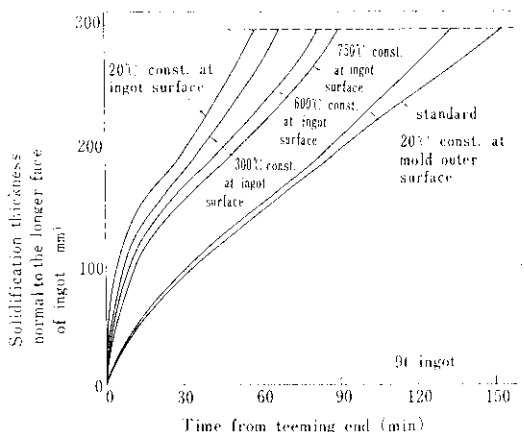


Fig.10 Influence of several methods of enhanced cooling on the solidification rate of steel in iron mold

ようとするものである。参考までに Fig. 10 にはよく知られた Sarjant 法¹⁸⁾により，鑄型外壁温度が一定値 20°C に保持される場合および鋼塊表面温度が一定値 20, 300, 600 および 750°C などに保持される場合について，それぞれ鋼塊の横凝固厚みと凝固時間の関係を計算して示した¹⁸⁾。計算に用いた鑄型は本章の実験において用いられるのと同じ 9 t 鋼塊用鑄型で，平均内寸法が 581mm×1111mm，平均外寸法が 896mm×1409mm，高さ 2300mm の諸元を有する。これから本章で述べる冷却方法の効果が著しいことが十分期待される。

4.2 実験方法

溶鋼注入前の 9 t 鑄型を Fig. 11 に示すが，図において②，③はそれぞれ鑄型①に設けられた直径 25mm の貫通孔の位置を示している。また図には示されていないが，これらの位置と全く対称的に鑄型①の他面にも同様の貫通孔が設けられている。溶鋼注入前にはこれらの孔②，③には，Fig. 11(b) に示すごとく黒鉛または鑄鉄製の栓④が挿入されており，これらの栓は各孔から突出したパイプ⑤に対し，ねじ蓋⑥により固定されている。この状態において溶鋼を鑄型①に注入後，鋼塊高さの 1/2 における空隙生成時間を推定し¹⁵⁾安全を見込んで当該時間の 2 倍の時間が経過した後，すみ

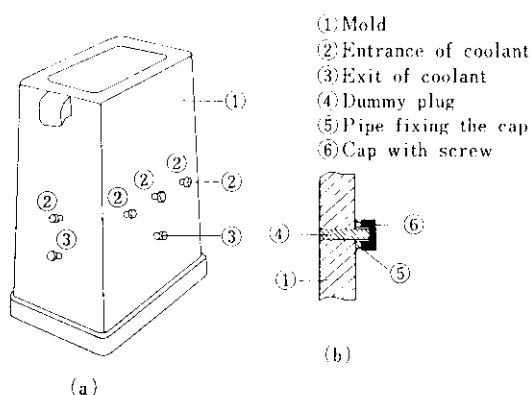


Fig. 11 Mold for enhanced cooling of air-gap (before cooling)

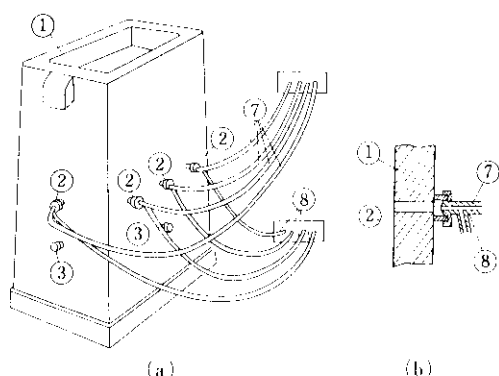


Fig. 12 Mold for enhanced cooling of air-gap (under cooling)

やかに各栓④を抜き取り Fig. 12 (a)および(b)に示すごとく、各孔②に冷却用空気送入パイプ⑦および冷却用霧化水送入パイプ⑧を取り付け冷却剤を送入する。冷却剤の送入量は予備計算の結果から¹⁰⁾、空気単独の場合約 $1500\text{Nm}^3/\text{hr}$ 、また水を霧化混合する場合は空気約 $1500\text{Nm}^3/\text{hr}$ に水を $1.5\text{m}^3/\text{hr}$ だけ供給した。凝固完了時間の推定から強制冷却の継続は 1.5 時間とした。冷却剤送入パイプ⑦、⑧を接続しなかった孔③は、危険防止および冷却剤出口の役割を果させるために設けられたものであるが、冷却剤出口としては、铸型頭部空隙および铸型一定盤間の間隙も有効に働くことが期待される。

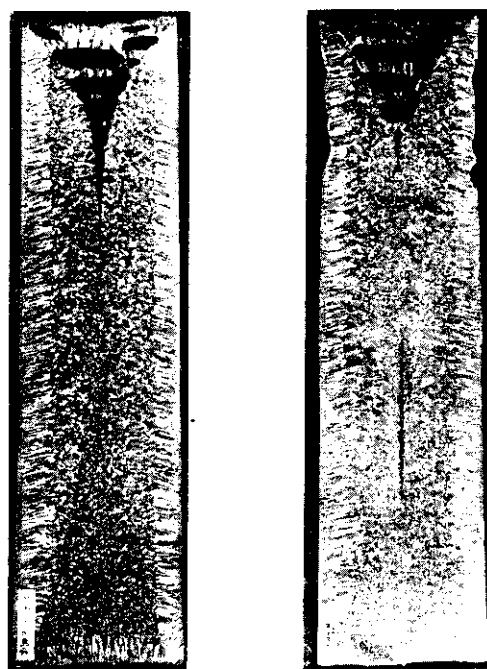
鋼塊の偏析調査および铸型表面温度測定に対しては、対象鋼種に 0.03% C, 1.35% Si, 0.10% Mn のキルド鋼を使用し押湯はつけずに実験を行なった。またこのときの冷却剤は空気単味でその吹込

量は、 $1500\text{Nm}^3/\text{hr} \times 3\text{hr}$ とした。一方鋼塊の凝固速度測定に対しては、対象鋼種に 0.13% C, 0.25% Si, 1.20% Mn のキルド鋼を用い押湯をつけて実験を行なった。またこの時の冷却剤は空気 $1500\text{Nm}^3/\text{hr}$ を主体に水 $1.5\text{m}^3/\text{hr}$ を霧化混合して使用した。凝固速度の測定は bar test 法によった。

4.3 実験結果

試験鋼塊と標準鋼塊についてマクロ組織を Photo. 3 に示すが、これらの調査面は鋼塊中心軸を通して鋼塊短辺面に平行な垂直縦断面である。両鋼塊は同一チャージから連続して铸込まれたもので鍋下分析値は 0.03% C, 1.35% Si, 0.10% Mn, 0.008% P および 0.006% S であった。これらの鋼塊の S 濃度は低く、サルフェプリントには両鋼塊の差違が認められなかった。

つぎに成分偏析を調査するためマクロ組織を調査したと同じ切断面における C, Si, P および S の化学分析を実施した。この結果から鋼塊高さ方向における C, Si, P および S の濃度変化を Fig. 13 ~



(a) Standard (b) Enhanced cooling

Photo. 3 Macrostructures of the forcibly cooled and the standard ingots ($\times \frac{1}{27}$)

Fig. 16 に、また空気吹込相当位置における横方向の濃度変化を標準鋼塊と対比して Fig. 17 に示す。

さらに本鋼塊造塊時における鋳型表面温度の推移について、アルメル・クロメル熱電対を鋳型表面に点溶接して测温した結果の数例を Fig. 18 ~ Fig. 21 に示す。つぎに鋼塊の凝固速度を bart est 法で測定した結果を Fig. 22 に示した。これは前述のように 0.12% C, 0.25% Si, 1.20% Mn の押湯つきキルド鋼である。

4.4 考 察

得られた結果について定性的に考察すれば以下のとおりである。

(1) マクロ組織

空気により強制冷却した頭部側面は Photo. 3 (b) にみられるように酸化反応による溶損が起きている。これは本試験鋼塊においては冷却剤として空気単味を使用したため、頭部近傍での空気温度が $\text{Fe} + \frac{1}{2}\text{O}_2 \rightarrow \text{FeO}$ 反応を起こすのに十分な程度上昇したことによるものである。本鋼塊以後、空気に水を霧化混合することにより冷却剤の熱容量を増したことでこの問題は解消した。

Photo. 3 より空気吹込相当位置、短径方向における柱状晶はほぼ鋼塊の中心軸まで伸びている。これはこの位置での横方向の温度勾配が凝固完了まで柱状晶を品出させ得るだけ十分大きかったためと考えられる。

同一写真において標準鋼塊と試験鋼塊のパイプ

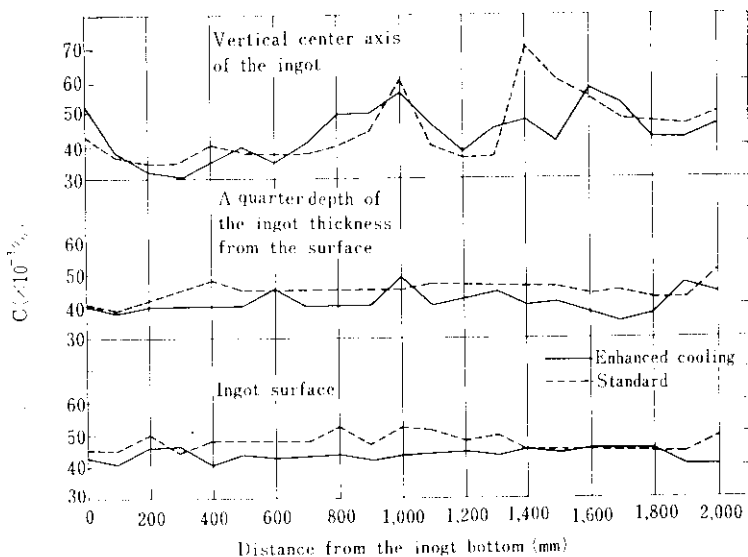


Fig. 13 Chemical analysis of C along vertical lines of ingot from bottom to top

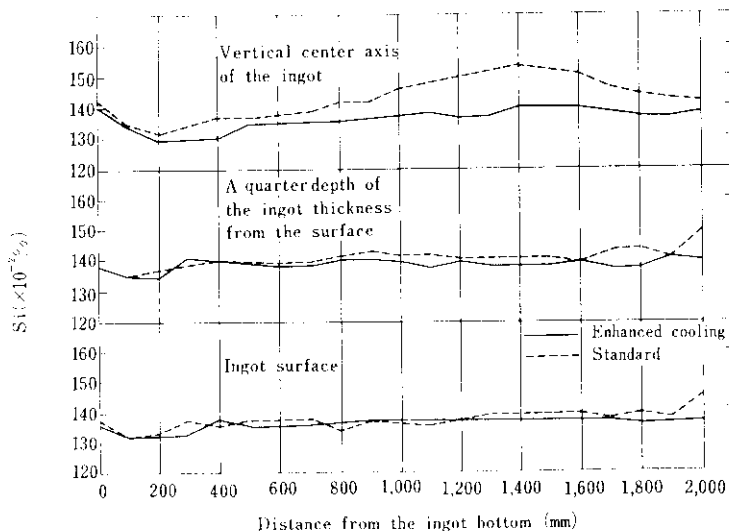


Fig. 14 Chemical analysis of Si along vertical lines of ingot from bottom to top

生成状況に明瞭な差が認められる。すなわち試験鋼塊は空気吹込相当位置ではブリッジ凝固している。そしてこのために頭部近傍のパイプは標準鋼塊のそれに比べて浅く止っている。従来鋼塊底部側で深くブリッジしたパイプは、圧延により圧着するが、頭部近傍に発生するパイプはパイプ内面の酸化の危険が大きく圧延時の圧着が困難である

ことが知られている。したがって鋼塊の圧延歩止りの観点からすれば試験鋼塊のほうが標準鋼塊に比べて有利である。

(2) 成分偏析

Fig. 13~16 より鋼塊縦方向の C, Si, P および S などの偏析は標準鋼塊に比べて相対的に減少していることがわかる。特に本鋼塊において高成分濃度として偏析が問題となる Si については鋼塊縦方向中心軸に沿って著しく偏析が減少した。このように本冷却法は鋼塊の成分偏析を除去するために有力な造塊法となり得る。**Fig. 17** には本試験鋼塊において最も冷却速度が大であったと考えられる空気吹込相当位置での横方向の成分変化を示したが、これより本強制冷却で鋼塊内に実現した凝固速度は、鋼塊内の成分偏析を實際上解消させるに十分大きな値であったと判断される。

(3) 鋳型表面温度

マクロ組織、偏析などの調査を実施したと同一鋼塊の造塊時における鋳型表面温度の推移が**Fig. 18~Fig. 21**に示されてある。このう

ち**Fig. 20**に示した鋼塊頭部の酸化溶損部の測温を除いた他の部位に関しては、注入後1時間経過した時点で最小50°Cから最高250°C程度、標準鋼塊のそれらよりも低い温度となっている。また時間の経過とともにその差が大きくなっているが、これは高温の初期々間は輻射に伴う熱放散が優先するのに対して、鋼塊表面の温度低下につれて空気の顕熱による熱放散が大きくなる様子を示して

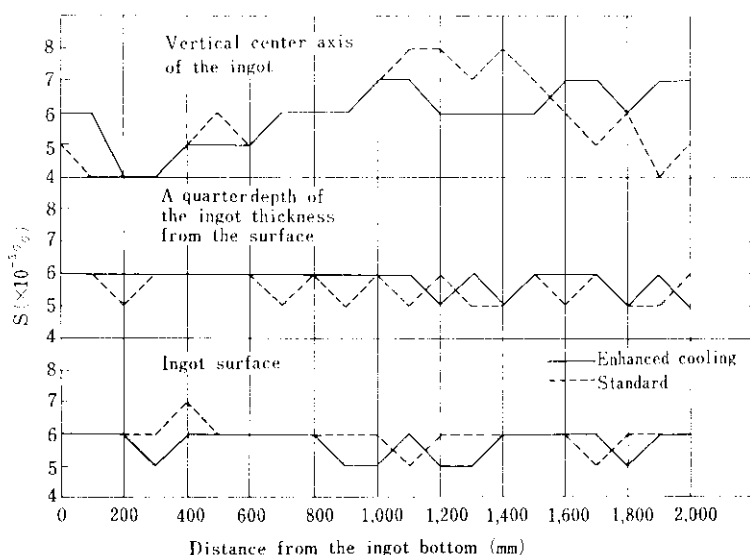


Fig. 15 Chemical analysis of S along vertical lines of ingot from bottom to top

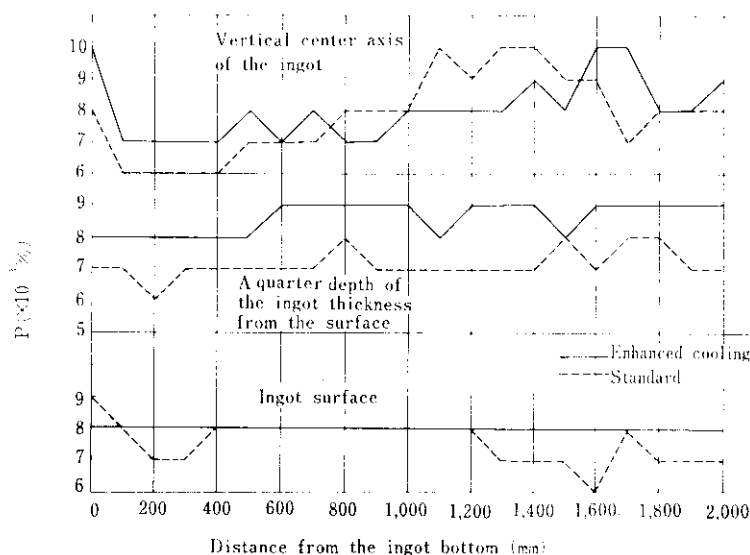


Fig. 16 Chemical analysis of P along vertical lines of ingot from bottom to top

いる。特に注入後1時間で試験鋳型表面の温度が早くも低下のきざしを見せ始めていることは空気による強制冷却の大なることを示しており注目値する。先に例外として除いた**Fig. 20**に示す温度推移の異常性は鉄の酸化反応による発熱効果に原因しているものと考えられる。

(4) 凝固速度

Fig. 22に示した bar test の結果は、先の鋼塊

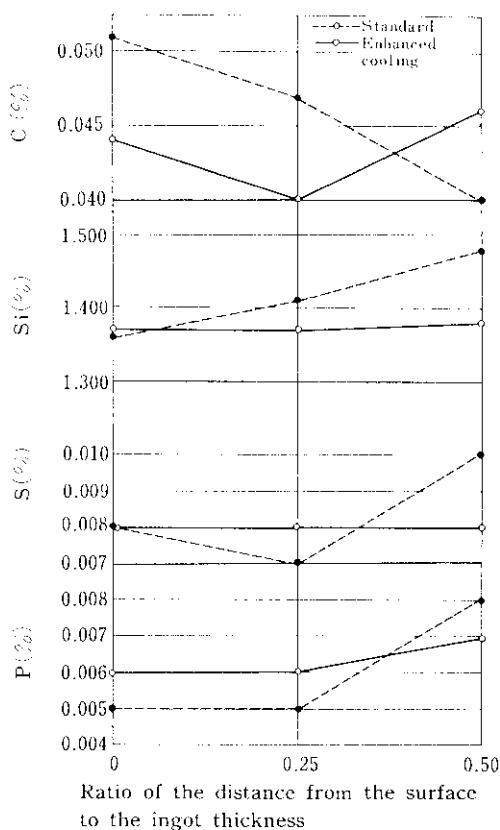


Fig. 17 Chemical analysis of C, Si, S, and P along horizontal line normal to longer face of ingot at the entrance of the cooling air

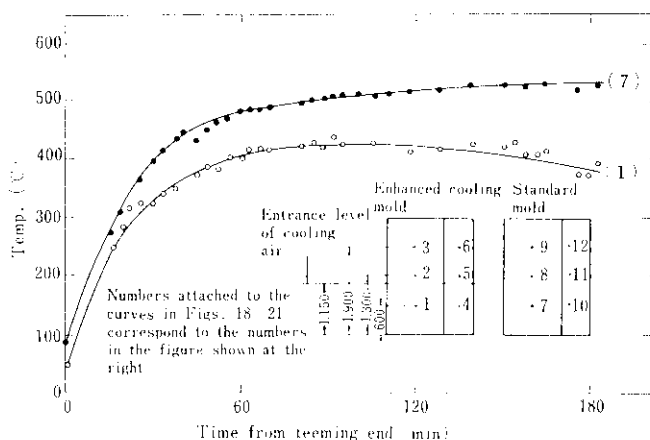


Fig. 18 Comparisons of mold surface temperature between the enhanced cooling and the standard

組織などの調査を実施した鋼塊とは異なり主成分が0.12%C, 0.25%Si, 1.20%Mnのキルド鋼である。また冷却剤としては空気 1500Nm³/hrの流量に水1.5m³/hrを霧化混合して使用した。Fig. 22によれば強制冷却鋼塊の凝固完了時間は標準鋼塊のそれよりも約60min短く、注入後88minで凝固が完了している。したがって凝固完了時間は約4割短縮したことになる。

さて以上の諸結果をいまいし定量的に議論してみる。標準鋼塊の凝固完了時間が150minであったのに対して試験鋼塊のそれは88minであった。簡単のために凝固厚み x と時刻 t との間には20式が成り立つものとすれば20式右辺の比例係数を α として、凝固速度 f は次式で与えられる。

$$f = \alpha^2 / 2x \quad (27)$$

また溶鋼のスーパーヒートを無視して融解の潜熱のみに注目すれば、熱放散速度 dQ/dt と凝固速度 f は近似的に比例関係にあるので28式が成り立つ。

$$dQ/dt = K\alpha / 2\sqrt{t} \quad (28)$$

ここに K は比例定数である。

標準鋼塊、試験鋼塊に対する α をそれぞれ α_0 , α_1 と書けば、 α_0 については先に示したように0.324 cm sec^{-1/2}, また実測凝固完了時間から α_0 , α_1 の間には29式が成り立つ。

$$(\alpha_1/\alpha_0)^2 = 150/88 = 1.71 \quad (29)$$

さて平均の熱放散速度 $\dot{q}$ を標準鋼塊および試験鋼塊についてそれぞれ $\dot{q}_0$, $\dot{q}_1$ と書けば、それぞれ次式となる。

$$\begin{aligned} \dot{q}_0 &= K \frac{\alpha_0}{T_0} \int_0^{T_0} \frac{dt}{2\sqrt{t}} \\ &= K \frac{\alpha_0^2}{d} \quad (30) \end{aligned}$$

$$\begin{aligned} \dot{q}_1 &= K \frac{\alpha_1}{T_1} \int_0^{T_1} \frac{dt}{2\sqrt{t}} \\ &= K \frac{\alpha_1^2}{d} \quad (31) \end{aligned}$$

ここに T_0 , T_1 はそれぞれ標準、試験鋼塊の凝固完了時間であり、 d は鋼塊厚みの1/2である。

30, 31式より32式が得られる。

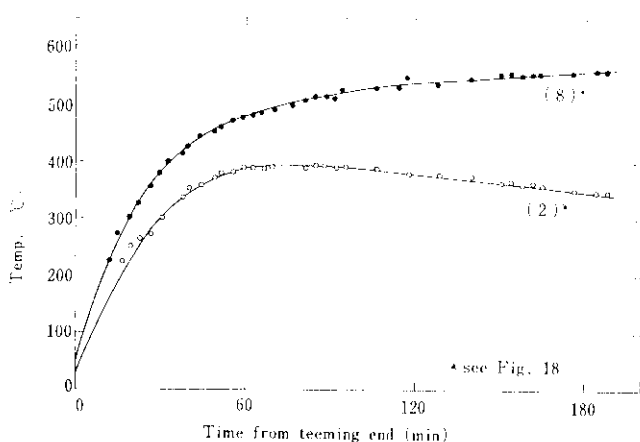


Fig. 19 Comparisons of mold surface temperature between the enhanced cooling and the standard

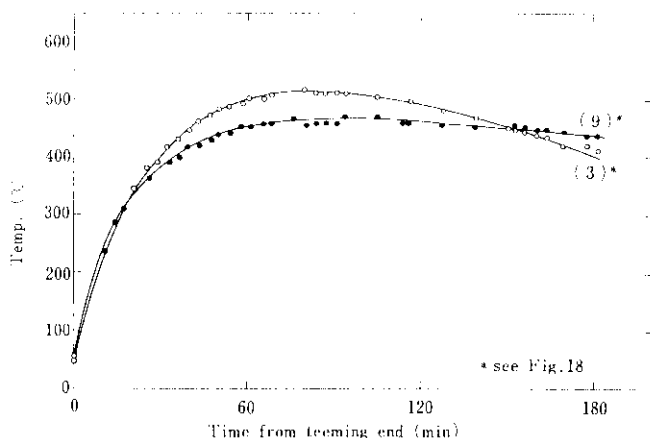


Fig. 20 Comparisons of mold surface temperature between the enhanced cooling and the standard

$$\dot{q}_1/\dot{q}_0 = (\alpha_1/\alpha_0)^2 = 1.71 \dots\dots\dots (32)$$

すなわち冷却剤として空気 $1500\text{Nm}^3/\text{hr}$ に水 $1.5\text{m}^3/\text{hr}$ を霧化混合して使用した場合の平均熱放散速度は標準鋼塊のその7割増しであった。Fig. 10には鋼塊表面温度をある一定値に固定した際の凝固曲線を Sarjant の計算法にしたがって示したが、それによれば凝固完了時間が88minに対応する鋼塊表面温度は 750°C であることが知られる。したがって bar test を実施した本強制冷却鋼塊においては、これに近い条件が満足されていたものと考えられる。

つぎに(32)式に $\alpha_0 = 0.324\text{cm sec}^{-1/2}$ を代入すれ

ば $\alpha_1 = 0.424\text{cm sec}^{-1/2}$ を得るが、これから(27)式を用いて標準、試験鋼塊の凝固速度を鋼塊中心部 ($x = 29.8\text{cm}$) で見積れば、それぞれの凝固速度 f_0, f_1 としてつぎの値を得る。

$$f_0 = 1.74 \times 10^{-3}\text{cm sec}^{-1} \dots\dots\dots (33)$$

$$f_1 = 3.02 \times 10^{-3}\text{cm sec}^{-1} \dots\dots\dots (34)$$

これらの比は先に求めた平均熱放散速度の比と同値である。

鋼塊性状を調査した結果によれば、空気吹込相当位置での横方向の成分偏析は Fig. 17 に見るように、實際上消滅したとみなされる程度に減少した。この実験において実現した凝固速度に比較して、(34)式で与えられる凝固速度は水 $1.5\text{m}^3/\text{hr}$ の冷却能だけ大きいとみなされる。したがって(34)式で与えられる凝固速度が実用鋼塊の凝固過程で実現すれば、成分偏析はほとんど問題にならぬ程度にしか起こり得ないであろう。鋼塊の自然凝固が進行する場合、(34)式で与えられる凝固速度を下まわらぬための鋼塊の厚み D はつぎの(35)式で与えられる。

$$D = (0.324)^2/3.02 \times 10^{-3} = 34.8\text{cm} \dots\dots\dots (35)$$

すなわち鋼塊短径 D が 34.8cm 以下の鋼塊については自然凝固下においても成分偏析は實際上問題とならないが、

この短径を越えた場合には成分偏析が

発生することになり強制冷却が必要となる。先にスクレイブ実験を実施した鋼塊短径は 35cm であった。Fig. 5 によれば上述の結論と矛盾していないことが明瞭である。

以上定性的、定量的に実験結果の検討を行なったが、空隙内に冷却剤を送入して鋳型内溶鋼を強制冷却する方法は、従来採られて来た鋳型外部の強制冷却に比較して著しく大きい冷却効果を期待できること、したがってまた鋼塊内の成分偏析を著しく低減できることが確認された。

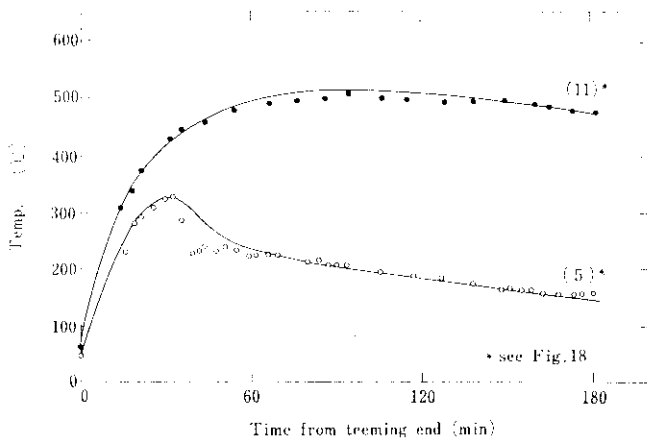


Fig. 21 Comparisons of mold surface temperature between the enhanced cooling and the standard

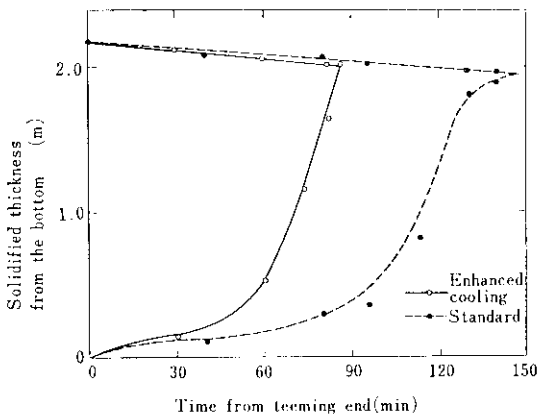


Fig. 22 Comparisons of the solidification rate measured by bar test method between the enhanced cooling and the standard

5. 結 言

本研究では、特に鑄型内溶鋼の凝固速度に注目して、鑄鉄鑄型により造塊される実用鋼塊内成分偏析を低減し得る方法について検討した。まず鑄型内溶鋼の最適押湯比の推定方法について考察し、つづいて従来の偏析低減造塊法としてその現場への適用性が容易であるスクレイブ法の効果を検討した。最後に鑄型鋼塊間の強制冷却法を考案し、その偏析低減効果について検討した。かかる一連の実験および理論的解析から得られた結論

を以下にまとめた。

(1) 押湯部と鋼塊本体との熱バランスを考えて組み立てた押湯推定理論式の中には、溶質成分濃化層の鋼塊本体からの分離に関してなんら考慮が払われていない。そこで上記理論式中の熱的パラメータを逆に現行の押湯比から重回帰相関により決定することにより、その効果を取り入れて押湯推定式をつくりあげた。得られた推定式は押湯形式が断熱方式、発熱方式どちらについても高い寄与率のあることが知れたので新設鑄型に対する押湯比を本式により決定することができる。すなわち

発熱方式では

$$V_n/V_1 = \frac{0.0110d_1p_1/HP + 0.0250}{1.00 - 0.382(d_1 + p_1)H/d_1p_1} \quad (\text{寄与率 } 0.784)$$

断熱方式では

$$V_n/V_1 = \frac{-0.0330d_1p_1/HP + 0.0650}{1.00 - 0.341(d_1 + p_1)H/d_1p_1} \quad (\text{寄与率 } 0.944)$$

ここに V_n は押湯体積、 V_1 は鋼塊本体々積、 H は鋼塊本体高さ、 D は鋼塊本体平均短径、 P は同長径、 d_1 、 p_1 はそれぞれ押湯部の D 、 P に対応する径を示す。

(2) 鋼塊内成分偏析低減に関して有益と報じられているスクレイブ法の効果を 2t 鋼塊について調べた。スクレイブ実施中は凝固前面液側の溶質成分濃度が強制拡散により著しく減少する。したがってまた凝固層中の溶質成分濃度も著しく低下するが、その見返りとして最終凝固部の成分濃度を著しく高めることになる。不純物成分に関しては一次元凝固に近い状況で本法を実施し、押湯量を十分に確保してその部位に不純物濃化層を移動させれば、偏析防止上有効であるが、このためには通常の造塊法を大幅に変えねばならない。また添加合金元素に関してもこの効果が働らくので、合金成分の目標値を固相内に止めるためには、あらかじめ余分量の成分調整が必要となる。これらの理由から実用鋼塊においてはスクレイブ

法が偏析低減上有効な手段とはなり得ないという結論に達した。

(3) スクレイプ法の S 偏析について考察したところ偏析に関する Burton の式では実験結果を矛盾なく説明することができなかったが、これに溶質成分濃縮層が凝固層に捕捉される可能性を考慮した次式を用いて実験事実を矛盾なく説明することができた。

$$k^{ab} = \frac{k^*}{k^* + (1 - k^*) \exp(-f\delta/D)}$$

$$k^* = \beta + (1 - \beta)k_0$$

ここに k^{ab} は溶鋼バルク内の着目成分濃度に対する凝固層濃度の比、 k_0 は Burton の実効分配係数、 f は凝固速度、 D は溶質原子の拡散係数、 δ は凝固前面液側の拡散境界膜厚み、 β は溶質濃化層が捕捉される割合を示すパラメータで $\beta=0$ なら捕捉率 0%、 $\beta=1$ で捕捉率 100% となる。

(4) 最後に鋳型・鋼塊間空隙に直接冷却剤を送入し鋼塊の強制冷却を実施した。冷却剤として

空気および水を使用したところ著しい冷却効果が 9 t 鋼塊について確認され、成分偏析も大幅に減少した。すなわち空気 1500 Nm³/hr に水 1.5 m³/hr を霧化混合して 8 t 鋼塊を冷却した際の平均熱放散速度は通常の 70% 増しとなり、150 min の凝固完了所要時間が 90 min に短縮された。また鋼塊の成分偏析については、空気 1500 Nm³/hr 単味の冷却により 0.03% C、1.35% Si および 0.10% Mn の 9 t 鋼塊における鋼塊中心軸に沿う Si 濃度が、標準鋼塊では最大 1.54%、最小 1.32% であったのに対して試験鋼塊でのそれは最大 1.40%、最小 1.29% となり、それらの差の比は半減した。また空気吹込相当位置での横方向の偏析はほとんど消滅した。

終りに臨み本研究を遂行するにあたりご協力を賜った千葉製鉄所製鋼部各位、兵庫工場製鋼課各位並びに技術研究所製鋼研究室各位に厚くお礼申し上げます。

参 考 文 献

- 1) H. Knüppel, A. Diener and R. Scheel: Arch. Eisenhüttenw., **35** (1964), 603
- 2) H. Knüppel, A. Diener and R. Scheel: Stahl u. Eisen, **84** (1964), 1124
- 3) Yu P. Solenstev and B. B. Gulyaev.: Stal in Eng., (1965), 278
- 4) G. Fenton: Blast Furn. & Steel Pl., **45** (1957), 1415
- 5) L. Smrha: Steel Times, **30** (1935), 140
- 6) 昭和40年各社鋳型使用状況調査結果: 第18回 鋳型分科会, (1967)
- 7) 萩原, 高橋: 金属試, **29** (1965), 637
- 8) 萩原, 高橋: 金属試, **29** (1965), 1152
- 9) 中川, 萩原: 鉄と鋼, **51** (1965), 886
- 10) たとえば, B. Chalmers: Principle of Solidification, John Wiley & Sons. Inc., (1964), 126
- 11) 川合: 金属試, **20** (1956), 514
- 12) H. D. Brody and M. C. Flemings: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met & Pet. Eng., **236** (1966), 301
- 13) T. F. Bower et al.: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met & Pet. Eng., **236** (1966), 624
- 14) M. C. Flemings and G. E. Nereo: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met & Pet. Eng., **239** (1967), 1447
- 15) 中西: 鉄と鋼, 投稿中
- 16) H. Knüppel: Arch. Eisenhüttenw., **33** (1952), 729

- 17) 森, 他 : 鉄と鋼, 52 (1966), 419
- 18) R. J. Sarjant and M. R. Slack : J. Iron & Steel Inst., 177 (1954), 428

