

論 文

凝固速度からみた実用鋼塊の成分偏析低減に関する研究*

中 西 恭 二**

Studies on the Reductions of Solute Segregation in the Steel
Ingots from the Viewpoint of Solidification Rates

Kyoji NAKANISHI

Synopsis:

In order to reduce the solute segregation in steel ingots casted into iron molds, casting methods have been investigated specially from a viewpoint of solidification rate of molten steel.

Solidification rate of molten steel has been calculated by SARJANT's in the case of big end down rectangular molds. The calculated times for complete solidification have been in relatively good agreements with the observed ones obtained by bar-test method. Accordingly this method has been applied to calculate the influence of mold thickness or mold radiator on the time for complete solidification of steel ingots. The obtained results have shown that these effects have been practically negligibly small. Electrical method has been used to measure the time for air-gap formation between mold and ingot initiated immediately the teem-end, and a calculative method for estimating the time for gap formation has been established.

Some experiments in practical scale have been done in order to investigate the scraping method which were reported to be beneficial in reducing the segregation in steel ingots. It has been concluded, however, that this method can not be effective for segregation without eliminating the horizontal solidification from the mold wall.

Finally a new method has been devised, in which some coolant such as air or water is introduced directly into the air gap and accelerates the enhanced cooling of steel ingots effectively. The experimental results have shown that the solute segregation is remarkably reduced by this method.

(Received Apr. 8, 1970)

1. 結 言

実用鋼塊内の成分偏析が、鋼材の機械的、化学的ならびに電磁氣的性質など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よく知られた現象である。しかるに近年、生産能率の向上と需要家筋の要望とが相まって実用鋼塊は大型化の傾向にある。この結果、鑄型内溶鋼は凝固完了までに多大の時間を要することになり、鋼塊内の成分偏析はますます深刻な問題となつてきている。

さて鋼塊内の成分偏析を論ずるためには、鑄型内溶鋼の凝固速度に関して多角的知見を得ることが必須の問題である。

そこで著者は理論、実験両面より鑄型内溶鋼の凝固速度におよぼす各種要因の影響を明らかにすることを本研究の第1の目的とした。

鋼塊内の成分偏析を減少させるためには、溶鋼中の成

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か、あるいは溶鋼中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うる凝固条件を実現させねばならない。今日までに鋼塊の偏析低減策として各種の試みが実験室的、あるいは現場的に行なわれてきたが、それらの方法は多かれ少なかれ上述の2つの原理のいずれかを踏まえたものである。

それらの試みのうち数例をあげ、それらの目的と効果を概括すれば以下のとおりである。

(a) 加圧造塊法^{1)~3)} 本法は鑄型内溶鋼を加圧して鑄型-鋼塊間の空隙を消滅させ凝固速度を早めることにより偏析を防止しようとするもので、偏析の低減が確認されているが、かなりの高圧を必要とするので現場作業上問題があると同時に造塊能率が著しく低下する恐れがある。

* 昭和45年4月8日受付

** 川崎製鉄(株)技術研究所 工博

(b) 振動造塊法^{9)~11)}、電磁攪拌法⁷⁾⁸⁾；本法は機械的、電氣的振動により液バルク内での均一核生成をねらったものであるが、結晶粒度微細化に対してのみ効果があり、偏析防止に関しては明りょうな効果が認められていない。

(c) スクレイプ法^{9)~11)}；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り、偏析低減の効果の著しいことが報告されている。

(d) 鑄型形状改善法^{12)~15)}；本法は従来の鑄型形状を再検討し、造塊および後工程に支障をきたさぬ範囲で鑄型偏平度を増すことにより、鑄型内溶鋼の凝固速度を早めて偏析低減をはかるものであるが、成分偏析防止策としては消極的方法である。

著者はこれらの改善法のなかで、とくに現場に適用可能なスクレイプ法について現場的検討を加えると同時に、鑄型内溶鋼の凝固速度に関して先に得られた知見を礎に、新しい偏析改善法について研究を試みた。

2. 鑄型内溶鋼の凝固速度

2.1 Bar test 法による実測

鑄型内溶鋼の凝固速度を測定する方法としては、bar test 法¹⁶⁾、不純物または放射性同位元素添加法¹⁷⁾¹⁸⁾、および未凝固部流出法¹⁹⁾²⁰⁾などがあるが、従来ひろく用いられてきた方法は bar test 法である。その理由は上述の各種測定法の中で bar test 法のみが非破壊測定法であり、他の測定法は鋼塊の破断ないし破損を必要し、測定操作が煩雑なためである。本報においても、測定の簡便さから bar test 法を採用し凝固速度の測定を実施した。

bar test 法の原理を Fig. 1 に示す。鑄型頭部より bar を垂直に溶鋼中に挿入し、bar 先端が底部凝固面に接触した後 bar が溶解せぬ時間内で十分早く引き抜く。溶鋼深さは bar に巻きついた急冷凝固膜の付着長さから知ることができる。Fig. 1 より鋼塊の縦凝固厚みおよび湯面高さは以下の式で与えられる。

$$\text{縦凝固厚み} : H - (L - l_1)$$

$$\text{湯面高さ} : H - l_2$$

ここに H は鑄型高さ、 L は bar の全長、 l_1 は鑄型頭部縁から上方へ残った bar 長さ、 l_2 は鑄型頭部縁から湯

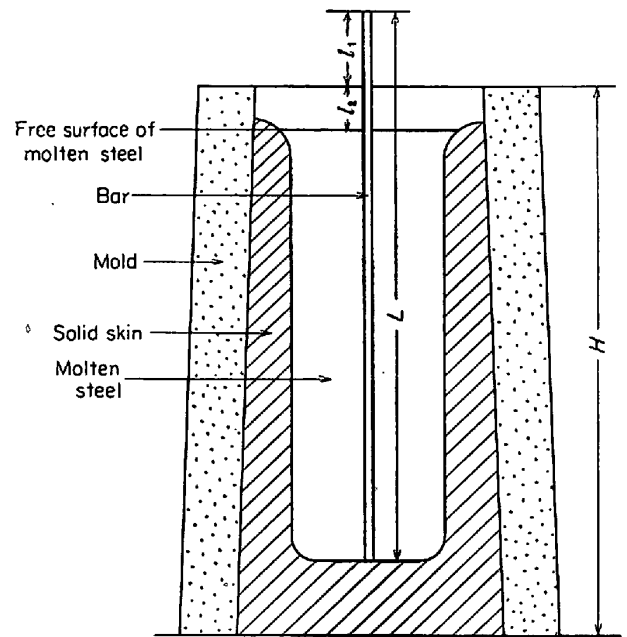


Fig. 1. Schematic representation of the bar test.

面までの距離である

本実験に使用した bar は径 9 mm の丸棒鋼 (SS41相当) で鑄型高さ、凝固厚み測定時刻に応じて長さ 1500、2000 および 3000 mm のものを適宜使用した。bar を溶鋼中へ浸漬するさい、鋼塊横断面中心位置に垂直に挿入しなければ測定凝固厚みに誤差を生じる。この操作の精度を上げるために鑄型頭部には、その交点が鋼塊横断面中心と一致する cross bar を設けた。測定にさいして bar の溶鋼内滞留時間は 1 本につき 12 sec を越えなかつた。この程度の時間では bar の溶損および変形は認められなかつた。bar 表面の酸化皮膜はグラインダー研磨により除去し、浸漬時の溶鋼との反応を防いだ。

測定に供した鑄型は当社千葉製鉄所において常用されている代表的鑄型であり、測定対象鋼種は C、Si、Mn がそれぞれ 0.1~0.6%、0.2~0.5%、0.5~1.2% の範囲におさまるキルド鋼で、溶鋼温度は鑄型内で注入直後 1500~1520°C の範囲にあつた。測定結果の一例を Fig. 2 に示す。Fig. 2 において鋼塊底部からの凝固厚みの測定値と、底部からの湯面高さのそれとが一致する時間をもつて溶鋼の凝固完了時間とすることができる。このようにしてえられた測定凝固完了時間と測定に供した鑄型諸元とをあわせて Table 1 に示した。

2.2 SARJANT 法による計算凝固速度

鑄型内溶鋼の凝固速度の計算法に関しては半経験式ないし理論式が多数報告されている^{21)~29)}。たとえば、LIGHTFOOT²¹⁾²²⁾は一次元凝固を考察して、半経験的に凝固層の厚み (d) は経過時間 (t) の平方根に比例する

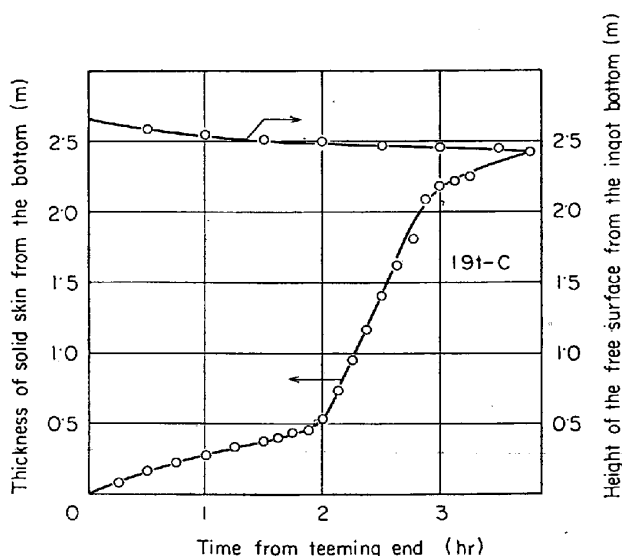


Fig. 2. Example of the result of the bar test.

と報告している。VALLET^{23)~25)}は LIGHTFOOT の式が一次元の半無限溶体の凝固の場合にしか成立しないことを考慮して、これを三次元の有限体の場合に拡張し、他の測定者による凝固速度および熱的性質を引用してその妥当性を吟味している。WEINER²⁶⁾、NEUMANN²⁷⁾はそれぞれ独立に表面温度が一定の場合の一次元凝固を厳密に解いている。しかしこれらの取り扱いは、境界条件あるいは次元数に大胆な近似を設定しており、実際の鋼塊凝固の立場からは不満足なものである。一方 SARJANT²⁸⁾は鋼塊の凝固を2次元非定常熱伝導として取り扱い、熱伝導係数および含熱量が温度とともに変化することを考慮した換算温度²⁹⁾を導入し、熱伝導の微分方程式を厳密に差分方程式化している。この方法は実際の鋼塊凝固現象と最も近く上述の他の方法に比較して最も厳密であるといえる。

かかる観点より本研究においても SARJANT の理論式を用いて、当所における常用各種鑄型に対する凝固完了時間を計算した。理論式の導出は SARJANT の原論文に詳しいので、ここでは計算にあたり用いられた仮定のみ

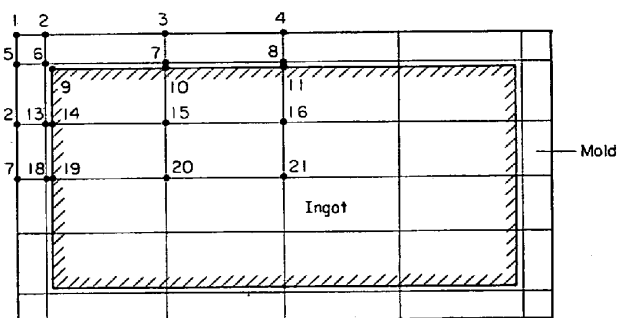


Fig. 3. Mesh points in the ingot and the mold for step calculation of solidification rate (horizontal cross section at middle height).

を以下に列挙する。

- (イ) 注入は瞬時に完了する。
- (ロ) 鑄型-鋼塊間空隙は瞬時に生成する。
- (ハ) 鋼塊および鑄型内部における熱流は伝導によるが鑄型内外壁および鋼塊表面における熱流は輻射のみにより自然対流による熱流はない。
- (ニ) 鋼塊、鑄型とも縦方向の熱流はない。したがって定盤、押湯の影響はない。
- (ホ) 鋼塊、鑄型の熱的諸量は同一とし、Table 2 に示す数値を用いた。
- (ヘ) 鋼塊、鑄型横断面における温度推移の計算対象位置は、Fig. 3 に示す 21 コの格子点である。
- (ト) 各形状の鑄型について解の安定性を吟味し、 Δt としては 1 min, 5 min の2種類を用いて適宜計算を実施した。

Fig. 4 および 5 はえられた計算結果の一例を示すものであり、各曲線に添えた番号は Fig. 3 の鋼塊内格子点に対応している。各鑄型について格子点 21 が温度 1500 °C から急激に低下する時点を鋼塊の凝固完了時間とみなすことができるが、これを凝固完了時間の計算値として Table 3 に示す。Table 3 には計算を実施した鑄型の諸元および先に bar test 法により得られた実測凝固完了時間などもあわせて示す。

Table 1. Mold dimensions and observed time for complete solidification.

Mold	Inner dimensions (mean of top and bottom)	Outer dimensions (mean of top and bottom)	Mold type	Observed time for complete solidification
6 t - A	575 × 763 mm	850 × 1 030 mm	big end bown	126 min
6 t - B	563 × 915	846 × 1 181	//	132
9 t	581 × 1 111	896 × 1 409	//	156
11 t - A	584 × 1 369	927 × 1 690	//	150
13 t	670 × 1 636	900 × 1 946	//	210
19 t - C	680 × 1 781	1 050 × 2 131	//	225
22 t	831 × 1 517	1 220 × 1 840	//	322
23 t	753 × 1 757	1 152 × 2 133	//	275
24 t	677 × 2 023	1 052 × 2 404	//	246

Table 2. Thermal parameters used in the calculations of solidification rate.

	Taken values	References
Teeming temp.	1 530°C	(30), (31), (32)
Melting point	1 500°C	
Atmospheric temp.	23°C	
Preheat temp. of mold	60°C	
Density*	7.8 6g·cm ⁻³	
Thermal conductivity*	$K(\theta) = 4 \times 10^{-2}(1 + 6.5 \times 10^{-1}\theta)$ cal/cm·sec·deg	(33)
Heat capacity*	$0 \leq \theta < 760^\circ\text{C}; H_\theta = 0.108\theta + 533 \times 10^{-5}\theta^2$ $760^\circ\text{C} \leq \theta < 1 500^\circ\text{C}; = 9.95 \times 10^{-2}\theta + 37.6$ $1 500 \leq \theta; = 0.18\theta - 18$ cal/g	(31), (32), (33)
Emissivity*	$\theta < 1 060^\circ\text{C}; \epsilon(\theta) = 3.91 \times 10^{-7}(\theta - 400)^2 + 0.78$ $1 060^\circ\text{C} \leq; = 0.95$	(34), (35)

* Approximated to be the same for both steel and mold.

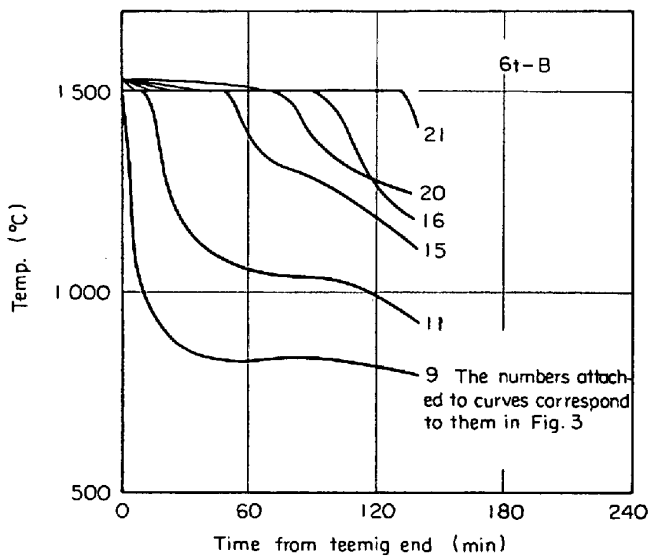


Fig. 4. Calculated changes of temperature with time on the mesh points in the ingot shown in Fig. 3.

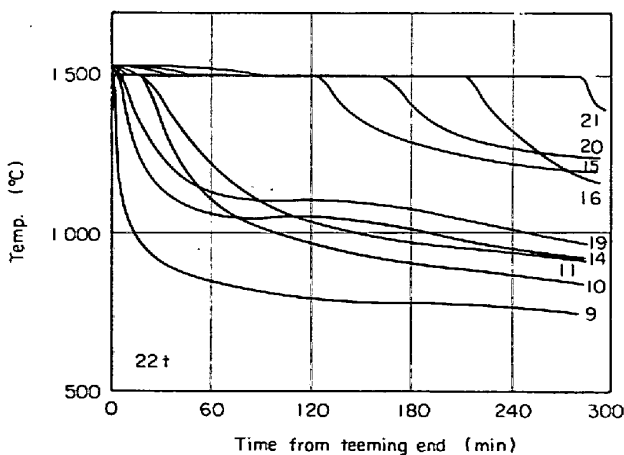


Fig. 5. Calculated changes of temperature with time on the mesh points in the ingot shown in Fig. 3.

実測値と計算値が与えられているものについて、両者を比較すれば、計算値と実測値の一致がきわめてよいことが明りょうである。この結果から SARJANT の計算方法が下広偏平鑄型に対しては十分信頼しうる凝固完了時間を与えるものと結論できる。一方上広鑄型に関してはあとの考察においてふれることにするが、このままの計算方法では実測値と計算値の一致は期待できない。

2.3 凝固速度におよぼす鑄型内厚の効果

下広偏平鑄型に関しては鑄型内溶鋼の凝固速度が、SARJANT 法により十分正確に計算できることを先に示した。そこで同じ下広偏平鑄型について鑄型肉厚と鋼塊の凝固速度の関係を同じ方法に従って計算した。

対象鑄型として先の計算に用いた鑄型の1つである 9 t 鑄型を選び、鑄型長面肉厚を従来の 160 mm 厚みから 80, 140, 180 および 320 mm 厚にそれぞれ変えて鋼塊諸元を同一とした場合の凝固完了時間を計算した。ところで鑄型肉厚のごとき二次的要因による凝固速度の差を問題にする場合には Fig. 3 に示す格子点網では粗すぎる恐れがある。そこで格子点を長辺、短辺方向共に鋼塊および鑄型を含めてそれぞれ 32 点とし、時間区間 Δt を 5 sec ないし 15 sec と適宜選んで計算を行なった。

得られた計算結果より、鑄型長辺面の肉厚と凝固完了時間の関係を Fig. 6 に、また鑄型肉厚をパラメータとして鋼塊横凝固厚みと時間の関係を Fig. 7 にそれぞれ示す。凝固完了時間および凝固速度におよぼす鑄型肉厚の影響は常識的に予期されるよりもはるかに小さいことが Fig. 6, Fig. 7 より明りょうである。

2.4 凝固速度におよぼす鑄型ラジエータの効果

実用鑄型のあるものにはその外長辺面に縦型ラジエータが設けられている。前節までにおいて実用鋼塊の凝固速度を計算したさいには、これらのラジエータの体積

Table 3. The time of complete solidification for various ingots.

Mold	Ingot dimensions		Thickness of mold		Time for complete solidification		Mold type
	Thickness	Width	Longer face	Shorter face	Calc.	Expe.	
6 t - A	575 mm	763 mm	142.5 mm	133.5 mm	120 min	126 min	big end down
6 t - B	562.5	915	141.5	133.0	130	132	//
7 t - B	570.5	922	142.5	133.5	135		//
9 t	580.5	111	157.5	149.0	150	156	//
11 t - A	584	1 369	171.5	160.5	160	150	//
11 t - B	584	1 369	171.5	160.5	160		//
13 t	670	1 636	165	155	210	210	//
16 t	664	1 229	182	170.5	190		//
18 t - A	843	1 229	187.5	170.5	255		//
19 t - A	664	1 481	172.5	164.5	200		//
19 t - B	635	1 718	199.5	177	195		//
19 t - C	680	1 781	185	175	220	225	//
22 t	831	1 517	194.5	161.5	280	322	//
23 t	753	1 757	199.5	188.0	260	275	//
24 t	676.5	2 022.5	187.5	190.5	225	246	//
11 t - C	557.1	1 364	166.5	157.3	150		capped
11 t - D	560	1 364	167.5	157.8	150		//
14 t	834	959	177	165.5	215		//
18 t - B	846	1 229	167	155.5	255		//
21 t	792.2	1 517	189.5	173.0	265		//

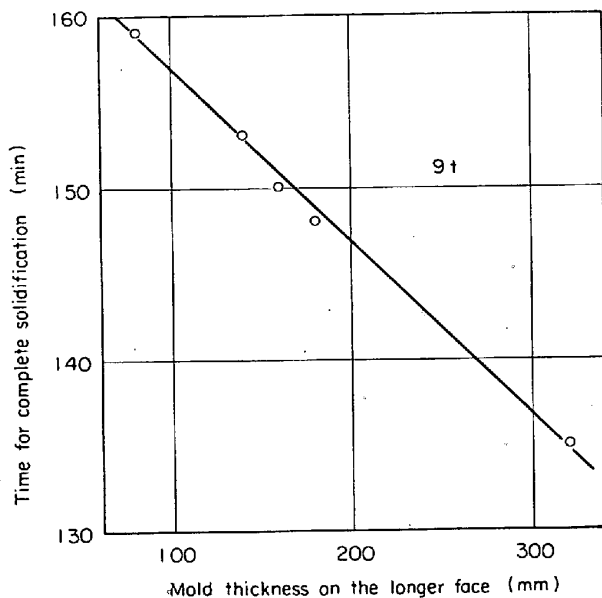


Fig. 6. Influence of mold thickness on the calculated time for complete solidification.

を鑄型長面に均一にならし鑄型肉厚に加算した条件のもとで計算を実施したが、本節では鋼塊の凝固速度におよぼすラジエータの効果を、より定量的に計算することを試みた。

対象鑄型としては先に鑄型肉厚の影響を考察したものと同一 9 t 鑄型をとり上げた。当該鑄型のラジエータを Fig. 8 に示す。ラジエータの効果を定量的に考察するためには鑄型外表面における大気自然対流による冷却効果を見逃した前節までの計算では不十分であり、当然輻射と対流の両効果を含めて考察しなければならない。しか

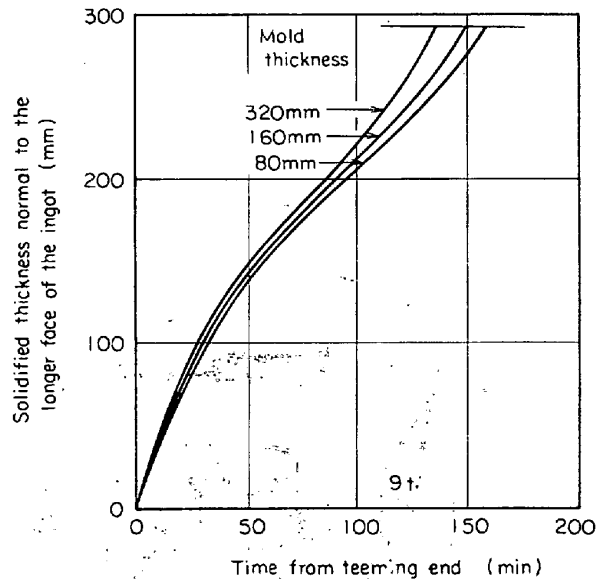


Fig. 7. Influence of mold thickness on the calculated solidification rate normal to the longer face of the ingot.

し元来軸射熱の放出に対するラジエータの効果はラジエータのない場合と等しく、輻射熱流に関する限りラジエータの有無の差はないものと考えてよいことが知られている。したがって鑄型長辺の面積がラジエータ設置により増加し自然対流による熱放散効果のみが大きくなるものとして計算を実行すればよい。9 t 鑄型においてラジエータを考慮した場合、鑄型長辺面の面積は約 1.5 倍に増すが、自然対流についての計算と輻射についての計算それぞれについて別個の外表面積を用いることは計算を煩雑にする。これを避けるため本計算においては自然対

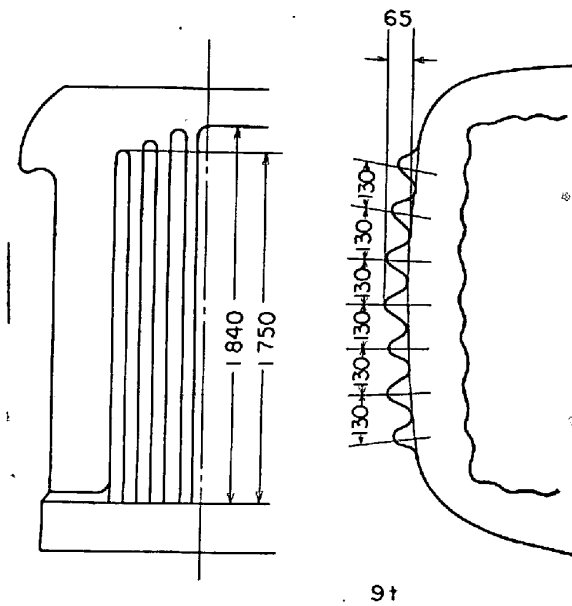


Fig. 8. Principle dimensions of 9t-mold radiator.

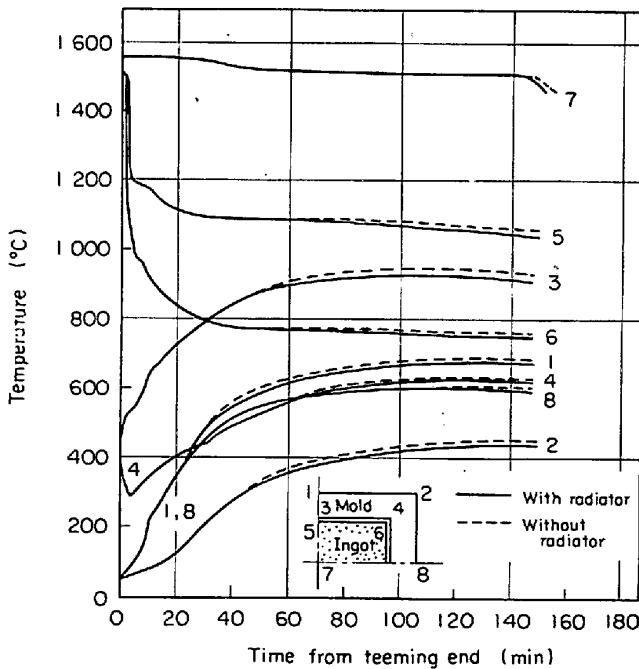


Fig. 9. Effect of the mold radiator on the temperature in the mold and the ingot.

流の熱伝達係数を見かけ上 1.5 倍にして鑄型外表面々積は変更しないで計算を実行した。すなわち熱伝達係数 h としてつぎの値を用いた。

$$h = 1.5 \times 2.2 \text{ kcal/m}^2\text{hr} \cdot \text{°C}^{5/4} \dots \dots \dots (1)$$

ラジエータのある場合とない場合について鋼塊および鑄型の各部温度推移の計算結果を Fig. 9 に示す。ラジエータのある場合とない場合の鋼塊の凝固完了時間は、それぞれ 154 min および 156 min と与えられ、わずか 2 min の差しか認められなかった。

2.5 考 察

bar test 法による鋼塊の凝固完了時間と SARJANT の方法によつて得られた計算値は Table 3 にみられるように下広偏平鑄型ではかなりよい一致を示した。本計算には種々の物理量を用いており、これらの既往値はとくに現在問題としている高温領域については信頼度に乏しい。それにもかかわらず上述のごとくよく実測値を説明しえたのはこれらの誤差が互に相殺したためであろう。また本計算における格子点網の選び方は計算の簡便さのためかなり粗いものであつた。それにもかかわらず凝固完了時間を精度よく推定しえたのは、一つには実用鋼塊の凝固が非常に緩慢に進行するためであろう。また実際の三次元凝固を二次元凝固で取り扱つて、計算値が実測値とよく一致した理由としては、計算の対象鑄型における鋼塊高さ と 鑄型短径の 1/2 との比が最も小さい場合でも約 5.8 あつたこと、したがつて鋼塊底部に接する定盤の影響は鋼塊の凝固完了時間にほとんど効かなかつたためと考えられる。

凝固完了時間として実測値では縦凝固からの値を、また計算値では横凝固からの値を用いた。これは正確には正しくなくどちらか一方に統一されるべきものである。このことから実測値と計算値との比較的良好一致は、真に精度よく計算されたためと考えるよりも、誤差が互に相殺された比較的実測に合うように計算式が近似されたと考えるべきである。

本測定および計算はすべて下広偏平鑄型についてのみなされたが、2, 3 の上広鑄型に関しても同様の測定および計算を実施してみた。その結果の詳細は省略するが、実測値に比較して計算値が著しく短時間であつた。この理由としては、上広鑄型の押湯が下広鑄型の押湯に比較してその量が多いことおよび押湯部周囲が前者ではレンガ張り断熱式であるのに対して、後者ではドロップイン形式の発熱法であり、総合すると上広鑄型のほうが熱的效果が大きいためと考えられる。これに加えて本計算では鑄型高さの 1/2 の横断面を対象に計算を行なつたのであるが、上広型については 1/2 より上方側の横断面で最終凝固が進行し、下広型については逆に 1/2 より下方側の横断面で最終凝固が進行するであろう。したがつて本来下広鑄型に適合する計算式はそのままでは上広鑄型に適合する計算式とはなりえないのであり、そのため上広鑄型における実測値と計算値の不一致が生じたものと考えられる。以上の上広鑄型に関する考察から SARJANT の二次元の解法が常に妥当ではなく、押湯、テーパー、定盤などの効果を考慮して適当な鑄型高さに対応した横断面を選定しなければ正しい凝固時間を与えな

いことがわかる。

鋼塊の横方向凝固厚み (d) と時刻 (t) との間にはつぎの式が成り立つことが知られている。

$$d \text{ (mm)} = k \sqrt{t \text{ (min)}} \dots\dots\dots (2)$$

(2)式で t は通常 $25 \text{ mm min}^{-1/2}$ とされているが本計算結果から逆に k を評価すれば k は 23~28 の間にばらついた。また(2)式を用いて計算される凝固完了時間は SARJANT の方法によりえられる計算値に比べて実測値との一致は悪かった。

以上のごとく下広偏平鑄型に関して SARJANT 法が信頼しえる結果を与えることが確認されたので、つぎに本法を用いて鑄型肉厚により凝固速度がいかに変化するか計算を実行したが、えられた変化は意外に小さかった。すなわち Fig. 6 より鋼塊寸法が $581 \times 1111 \times 2300 \text{ mm}^3$ に対応する鑄型において、長辺面肉厚を 160 mm から 320 mm へと2倍に増しても完全凝固時間の変化は約12 minでしかなかった。これは鑄型に注入された溶鋼は凝固収縮によりその凝固殻が注入後わずか数分で鑄型内壁から離れ、それ以後の熱伝達が輻射を介して進行するために、鑄型の熱容量はさして鋼塊の凝固速度に影響をおよぼさないためと考えられる。計算は注入後瞬時にして空隙ができるものと仮定して行なつたのであるが、従来いわれているように注入完了後 3 min 経過してから空隙が生成するものとして計算を行なつても、本計算結果と大差ないであろう。なぜなら凝固完了に要する時間は本計算の対象鑄型については 156 min であり、この間の 3 min に放散する熱量はたとえ空隙がなかつたものとしても凝固完了までに放出する熱量に比較してわずかである。

鑄型外周にとりつけられたラジエータの効果は Fig. 9 に示すように鋼塊の凝固速度のみを考える限り無視できる。この理由も鑄型肉厚の効果と同様に鑄型-鋼塊間空隙

の生成によるものと考えられる。しかし型抜後の鑄型自体の冷却に対してはラジエータの効果は無視できないであろうし、また鑄型自体の強度的補強という別の観点からもラジエータの存在は意味がある。

3. 鑄型鋼塊間空隙の生成

3.1 空隙生成時刻の測定法および結果

前章で考察した鋼塊の凝固速度は鑄型内壁と鋼塊間に生成する空隙によつて律せられているものと考えられるが、空隙の生成時刻に関する信頼できる報告は乏しい。そこで各種熱計算を実施したと同じ 9 t 鑄型および 19 t -B 鑄型を用いて空隙生成時刻を数種の鋼種について測定した。

測定原理を Fig. 10 に示す。鑄型高さの 1/2 における長辺面中心に径 1" ϕ の孔⑥があけてある。この孔に鑄鉄製プラグ⑦を挿入してプラグ先端面と鑄型内壁面とを一致させる。このプラグの中心にはプラグと、したがつて鑄型①とも電氣的に絶縁されたタングステン電極棒⑧が挿入されておりこの外端と定盤②との間に電圧が印加される。本鑄型に溶鋼が注入され湯面がタングステン電極の高さに到達すると電気回路が閉じて電流計⑤が振れる。そして空隙の生成と同時に再び回路は開き電流計の指針は 0 となる。このときの時刻を測定することにより空隙生成時刻が知られる。空隙生成後タングステン電極棒をさらに内部へ押し込み、再度通電するときの電極棒の歩み距離を適当な時間々隔で読みとれば空隙の成長を知ることができる。

測定に供した鋼種および注入条件を Table 4 に示す。Fig. 11 に注入開始から空隙生成までの時間と注入所要時間の関係を、また Fig. 12 に 9 t 鑄型についてのみ空隙の間隔の時間推移を示す。

本測定結果では鋼種、注入温度の差は明りように現わ

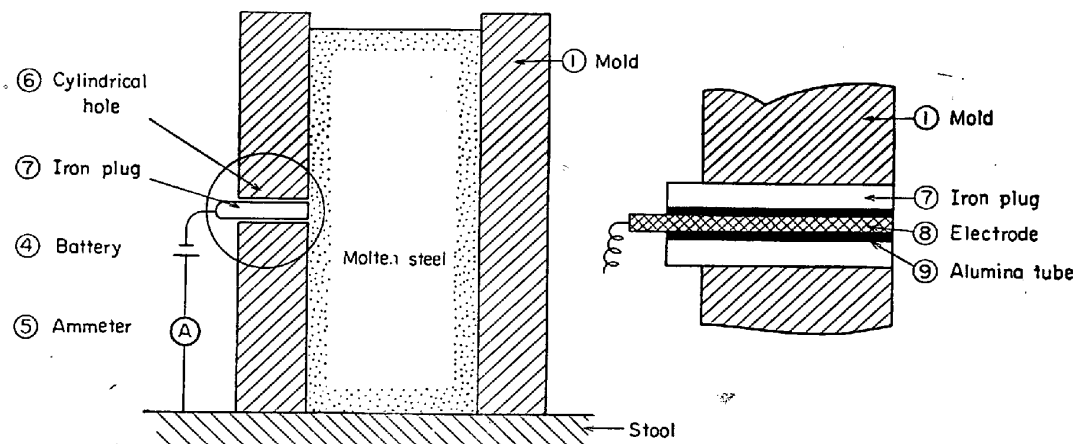


Fig. 10. Apparatus for the measurements of air gap formation.

Table 4. Experimental results for air gap formation.

Mold	No	Ladle analysis			Temp. in ladle	Teeming time	Time of gap formation from teeming end
		C	Si	Mn			
9 t	1	0.04%		0.45%	1 570°C	105 sec	169 sec
	2	0.03		0.35	1 550°C	30	34
	3	0.03	0.80	0.12	1 550°C	38	82
	4	0.50	0.25	0.55	1 540°C	148	211
	5	0.03		0.35	1 550°C	58	125
	6	0.50	0.25	0.55	1 550°C	130	180
19 t - B	1'	0.13	0.25	1.20	1 545	145	340
	2'	//	//	//	//	170	350
	3'	//	//	//	//	159	335
	4'	//	//	//	//	211	400
	5'	//	//	//	//	268	460
	6'	//	//	//	//	286	470

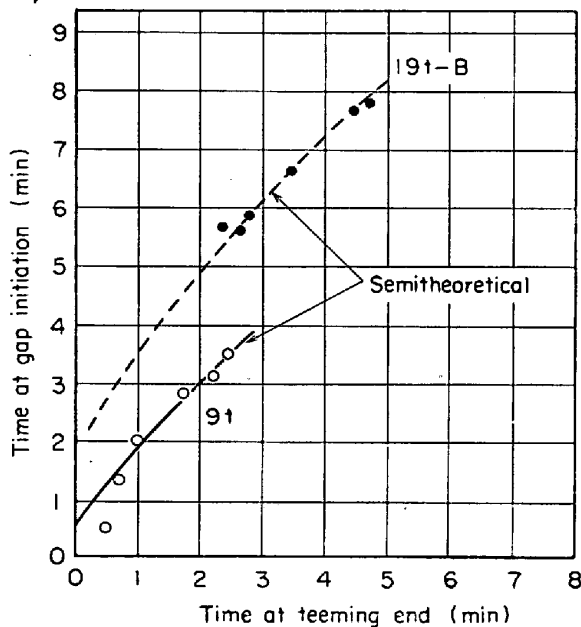


Fig. 11. Relation between the time at teeming end and the time at the initiation of air gap formation.

れず、鑄型形状によつて一意的に空隙生成時刻が注入所要時間の関数として与えられた。Fig. 11 より注入所要時間と注入開始から空隙が生成するまでの時間には明りような直線関係が認められる。また従来いわれていた空隙生成時刻 3 min と比べれば本測定結果のほうが若干短い。Fig. 12 より空隙間隔は空隙生成後徐々に増すが注入完了後ほぼ 20 min で空隙間隔は飽和してしまうことが知られる。

3.2 考察

今鋼塊が放出した熱量がある一定値に達した時点に空隙が生成するものと仮定して理論的空隙生成時刻の推定を試みる。この仮定はいいかえれば同一鑄型に関しては

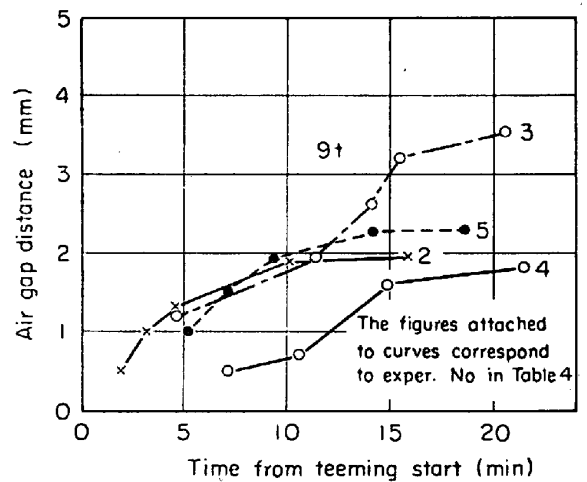


Fig. 12. Time dependence of the horizontal distance of the air gap at the middle point of the longer face of the 9t mold.

ある一定厚の凝固殻が生成したときに空隙が生成するということである。

さて注入速度すなわち鑄型内での湯面上昇速度を v 、鋼塊の周長さを a 、鋼塊の表面積を S 、熱伝達係数を α とすれば、つぎに与える Q により鋼塊からの放熱量が決まる。

$$Q = \alpha \int_0^{t_{t.e.}} \frac{avt}{\sqrt{t}} dt + \alpha S \int_{t_{t.e.}}^{t_g} \frac{dt}{\sqrt{t}} \dots\dots (3)$$

ここに $t_{t.e.}$ は注入終了時刻、 t_g は空隙生成時刻である。(3)式を積分し $S = avt_{t.e.}$ なる関係を用いれば(4)式がえられる。

$$Q = 2/3 \alpha S \sqrt{t_{t.e.}} + 2 \alpha S (\sqrt{t_g} - \sqrt{t_{t.e.}}) \dots\dots (4)$$

(4)式を t_g について解けば(5)式をうる。

$$t_g = \frac{4}{9} t_{t.e.} + \frac{2}{3} \beta \sqrt{t_{t.e.}} + \frac{1}{4} \beta^2 \dots\dots (5)$$

ただし

$$\beta = Q / \alpha S \dots\dots\dots(6)$$

Q は前述のように空隙生成までに鋼塊が失う熱量であるが、いま溶鋼のスーパー・ヒートによる熱量を無視すれば、 Q は融解の潜熱だけとなる。

さて溶鋼の凝固とともに形成される凝固厚み λ (mm) は、前章で述べたように近似的に次式で与えられる。

$$\lambda = k \sqrt{t} \dots\dots\dots(7)$$

t を sec で測つたとき k は(2)式直下で与えた値から換算して $k = 3.24 \text{ mm sec}^{-1/2}$ と与えられる。これらの関係を用いれば(8)式により α が与えられる。

$$\alpha = k L \rho / 2 \dots\dots\dots(8)$$

つぎに空隙が生成したときの凝固層の厚みを λ とすれば、次の(9)式が成り立つ。

$$Q = S L \rho \lambda \dots\dots\dots(9)$$

ここに L は鋼の融解熱、 ρ は鋼の密度である。

(8)、(9)式を(6)式に代入して(10)式がえられる。

$$\beta = 2 \alpha / k = 0.617 \lambda \dots\dots\dots(10)$$

さて 9 t 鑄型において $\beta = 12$ とおいてみる。(5)式にこれを代入して(11)式を得る。

$$t_g = \frac{4}{9} t_{i.e.} + 8\sqrt{t_{i.e.}} + 36 \dots\dots\dots(11)$$

Fig. 11 に(11)式を実線で示したが、これから(11)式がほぼ実験結果と一致していることがわかる。この β の値 12 を(10)式に代入すれば、 $\lambda = 19.5 \text{ mm}$ と与えられる。したがってこの厚みの凝固殻ができる時点に空隙が生成することになる。かかる取り扱いにより実験結果が説明できることから、鋼組成、注入温度の違いが空隙生成に対して余り寄与しなかつた事実も理解できる。すなわち溶鋼の融解の潜熱 60 cal/g に対してスーパーヒートによる含熱量の変化は、注入温度差が $\pm 15^\circ\text{C}$ に対して $\pm 3 \text{ cal/g}$ 程度でしかなく、また溶鋼の潜熱におよぼす成分濃度差の影響も合金元素濃度が低く、それほど大きな変化をもたらさないものと推定されるからである。

さて、つぎに鑄型形状の異なる 19 t 鑄型の空隙生成時刻について 9 t 鑄型から得られた結果を用いて理論的に推定してみる。そのためには空隙が生成するときの力学的バランスを考えなければならない。その機構を SAVAGE³⁹⁾にしたがつてつぎのごとく考える。Fig. 13 にはある時刻 t に生成している凝固殻が示されている。これは凝固しつつある鋼塊をある横断面で切つたさいの長辺面の凝固殻を示したものである。この凝固殻 $ABCD$ において鋼塊縦方向すなわち紙面に垂直に単位長さの素片を考える。 AB 面は CD 面より温度が低いため、溶鋼の静圧がなければ Fig. 14 に示すようにたわまなければならない。

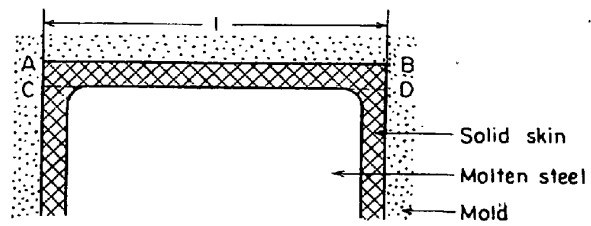


Fig. 13. Schematic representation of the horizontal cross section of the mold and the ingot before gap formation.

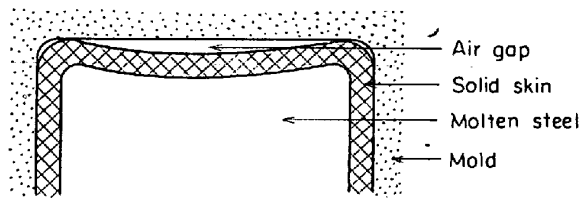


Fig. 14. Schematic representation of the horizontal cross section of the mold and the ingot after gap formation.

らな。このたわみ量(y)は一番大きくなる鑄型長辺面中心において SAVAGE により(12)式で与えられた。

$$y = \frac{l^2 \gamma H}{8K} \dots\dots\dots(12)$$

ここに K は凝固殻の熱伝導度、 H は時刻 t での凝固殻単位面積、単位時間当たりの熱流および γ は鉄の線膨張係数である。

一方両端自由のはりが一定荷重 W でたわむときのはりの中心部のたわみ量(y)は弾性力学から次式で与えられる。

$$y = \frac{5W l^3}{32 E \lambda^3} \dots\dots\dots(13)$$

ここに λ は凝固殻厚み、 E は凝固点近傍のヤング率である。

凝固殻がその内外面の温度差により鑄型壁から y だけたわもうとする場合、それを押さえつけて平板状に保持するのに要する力が W に等しいということが出来る。

(12)、(13)式から W は(14)式で与えられる。

$$W = 4 E \lambda^3 \gamma H / 5 K l \dots\dots\dots(14)$$

一方溶鋼の静圧がこの縦方向単位長さの凝固殻におよぼす力 F は、(15)式で与えられる

$$F = l \rho g h \dots\dots\dots(15)$$

ここに ρ は溶鋼密度、 g は重力加速度、 h は溶鋼高さである。

この力 F が(14)式の W より大きいかぎり空隙は生成しないが、凝固殻の成長にともない W が増加してついに力 F に打ち勝つたときに空隙が生成すると考えることがで

きる。ゆえに(14), (15)式を等置して空隙生成条件として(16)式をうる。

$$4E\lambda^3\gamma H/5Kl = l\rho gh \dots\dots\dots (16)$$

ところが(7)式から $\lambda = k\sqrt{t}$ であり, さらに熱伝達係数 α を用いれば H は(17)式となる。

$$H = \alpha \frac{l}{\sqrt{t}} = k\alpha/\lambda \dots\dots\dots (17)$$

(16), (17)式より結局(18)式が得られる。

$$\lambda^2/hl^2 = 5K\rho g/4E\gamma k\alpha \dots\dots\dots (18)$$

(18)式の右辺は物理定数から成っており近似的に一定とみなせる。(18)式の左辺を先に計算した 9 t 鑄型について求めれば(19)式となる。

$$\lambda^2/hl^2 = (19.5 \text{ mm})^2/2300 \text{ mm} \times (111)^2 \text{ mm}^2 = 1.34 \times 10^{-7} \text{ mm}^{-1} \dots\dots (19)$$

したがって 19 t-B 鑄型の場合の β は $h=2800 \text{ mm}$, $l=1718 \text{ mm}$ などを用いて(10), (19)式より

$$\beta = 20.6 \dots\dots\dots (20)$$

と与えられる。ゆえに(20)式の β を(5)式に代入して, つぎの(21)式を得る。

$$t_g = 4/9t_{l,e} + 13.7\sqrt{t_{l,e}} + 106 \dots\dots\dots (21)$$

(21)式を Fig. 11 に点線で図示したがその結果は実測値とよく一致している。ゆえに上述の機構は空隙生成について妥当と考えられ, この結果任意寸法の鑄型に対して空隙生成時刻の定量的推定が可能となつた。

4. スクレイブ法による偏析低減効果

4.1 実験方法および結果

本法の原理に関してはすでに緒言においてふれたとおりである。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う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ある材質が望まれるが, 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. 15 に示す。対象鋼種として SS41 材 (C: 0.15%, Mn: 0.62%, Si: 0.26%) を選び, 鑄型は内寸法が 350 mm 厚 \times 700 mm 幅 \times 1000 mm 高さの 2 t 鋼塊用上広鑄型を使用した。攪拌操作を Fig. 15 に

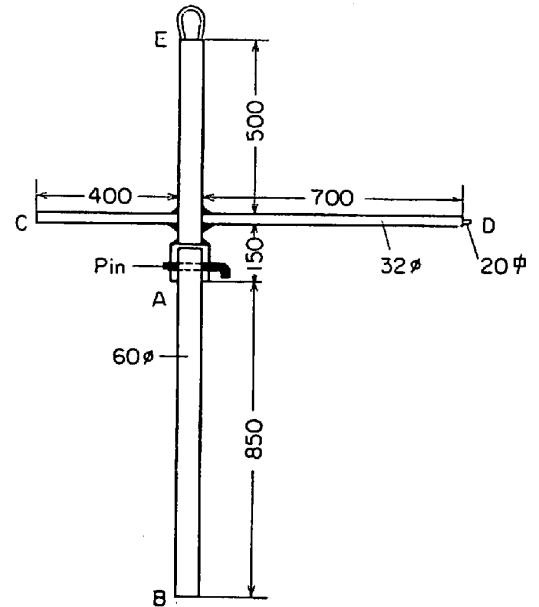


Fig. 15. Mild steel scraper.

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 を溶鋼内へ挿入する。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ものである。

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 5 に示す。Table 5 において符号 A は比較のための標準鋼塊であり符号 B がスクレイブ実施鋼塊である。

鋼塊 A, B ともにマクロ・エッチ, サルファプリントおよび成分偏析などの調査を行なつたが, 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 1/2 である。

マクロ組織試験の結果を Photo. 1 にまたサルファプリントの結果を Photo. 2 に示す。C, S および P などの偏析状況を Fig. 16~Fig. 18 に示すがこれらは Fig. 19 に示された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。

Table 5. Experimental conditions for scraping.

Ingot	Starting time for scraping from teeming end	Time interval for scraping	Scraping period	Temp. in mold at teeming end	Ladle analysis (% $\times 10^{-2}$)				
					C	Si	Mn	P	S
14 300-A	—	—	—	1 530°C	10	21	47	2.1	3.7
14 300-B	20 min	6 min	5 sec/cycle	1 530°C	10	21	47	2.1	3.7
28 605-B	15 min	6 min	5 sec/cycle	1 530°C	11	21	52	.8	2.3

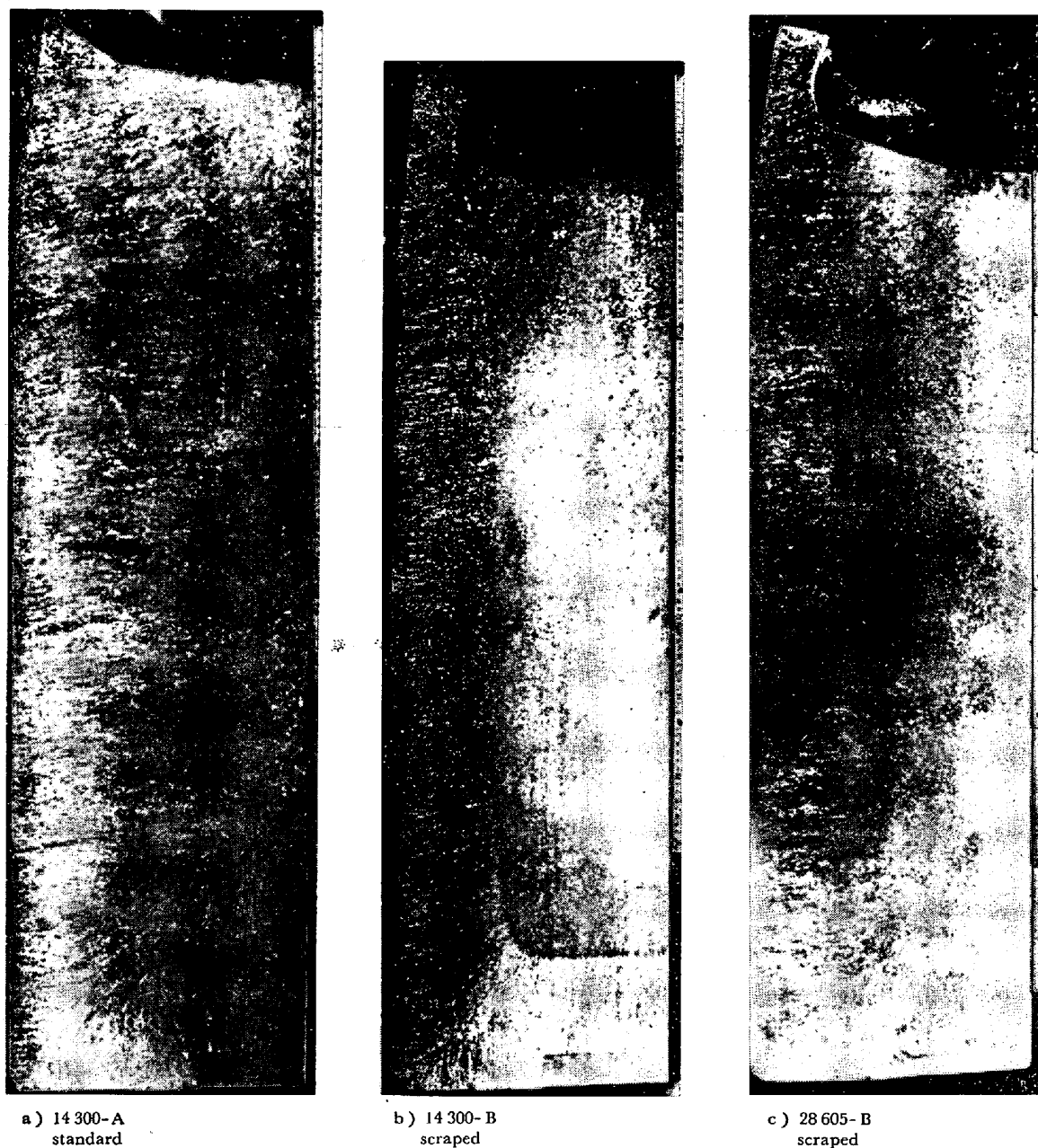


Photo. 1. Comparisons of macro structure between the scraped and the standard ingots. ($\times 11/100$)

予備実験によれば本鋼塊の凝固完了時間は約 40 min であつたので、注入直後から約 30 min 攪拌を継続するのが望ましかつたが、Fig. 15 の軟鋼製攪拌棒では浸漬後 8 min で溶解が起こりはじめた。このため攪拌は凝固進行中の高々 6 min について実施された。攪拌終了後の攪拌棒は初期径 60 mm ϕ に対して 140 mm ϕ に成長し約 40 kg の溶鋼が凝固付着した。Photo. 1 (b), (c) より明らかなように、スクレイプ実施鋼塊ではスクレイプ実施中に凝固したと推定される約 15~20 mm 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 に示したサルファプリントにより著しく明りように周囲と区別することができる。すなわちこの

層は著しく S 濃度が低く、あたかもリムド鋼のリム層の様相を呈している。また Photo. 1 にみられるようにスクレイプ鋼塊(b), (c)では明らかにスクレイプ終了後は柱状晶が消滅しているのに対し、標準鋼塊(a)の相当位置では柱状晶の成長が認められる。

4.2 考察

Table 5 よりスクレイプ開始および終了時刻がわかるがこれを(2)式に代入してスクレイプ実施中に凝固した層の厚みを計算すれば近似的に 14 300-B 鋼塊で 15.8 mm, 28 605-B 鋼塊で 17.8 mm となる。一方 Photo. 1 および 2 から得られるそれらの実測値はそれぞれ 17 および 15 mm であり、Photo. 1 および 2 にみられる S

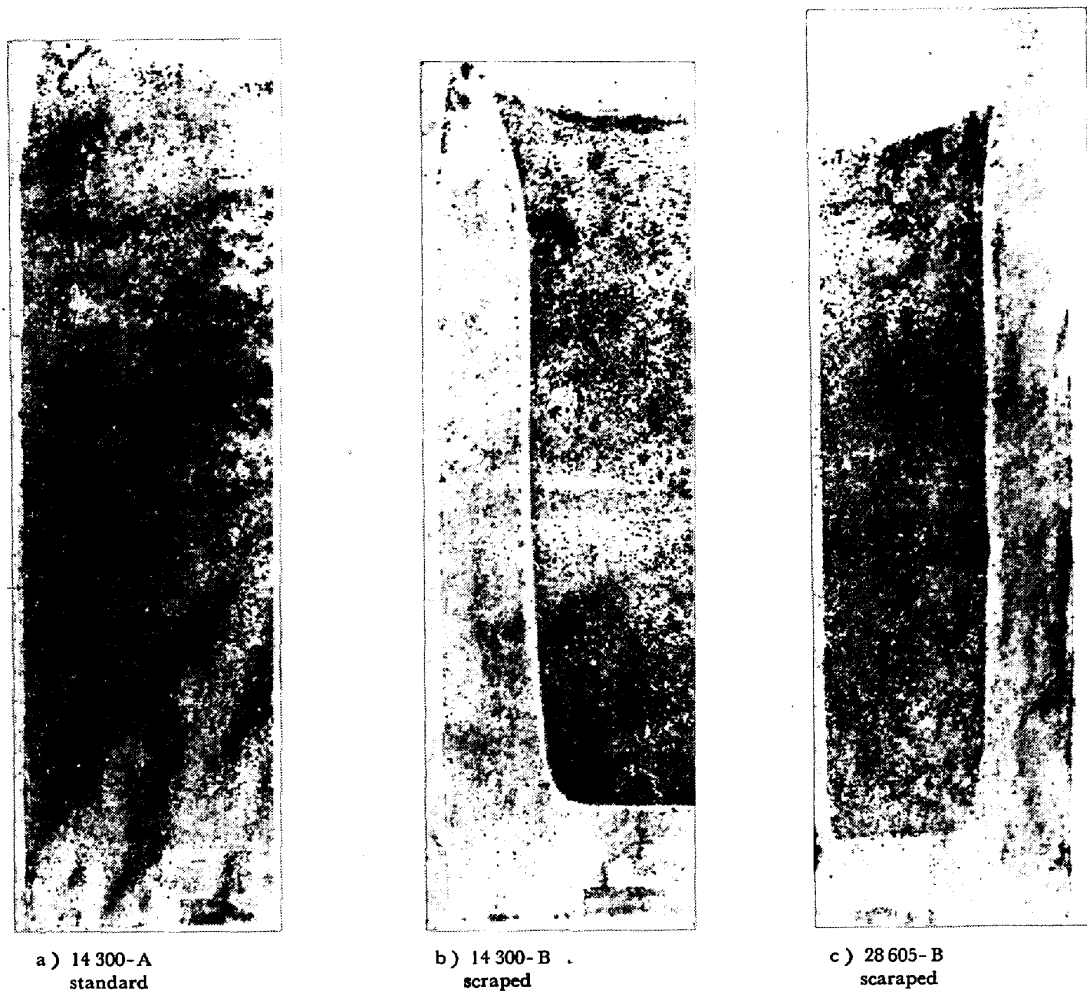


Photo. 2. Comparisons of sulphur print between the scraped and the standard ingots ($\times 9/100$).

濃度の低い層はスクレイプ実施中に凝固した層に対応していることがわかる。したがってこの層を以後 scraped zone と呼ぶ。

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. 20 のようになる。Photo. 2 および Fig. 16~18 などから、scraped zone の成分濃度は C, S, P ともに低く、とくに 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標準鋼塊の相当領域に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ぎ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中へ混合される。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晶出するはずである。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. 21 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 が低濃度になった見返りとして液相中の S 濃度が増加するため、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相温度が攪拌により若干上昇し、このために柱状晶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、したがって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晶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晶であつたものが、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。元来スクレイプ法の原理が理想的に実現され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

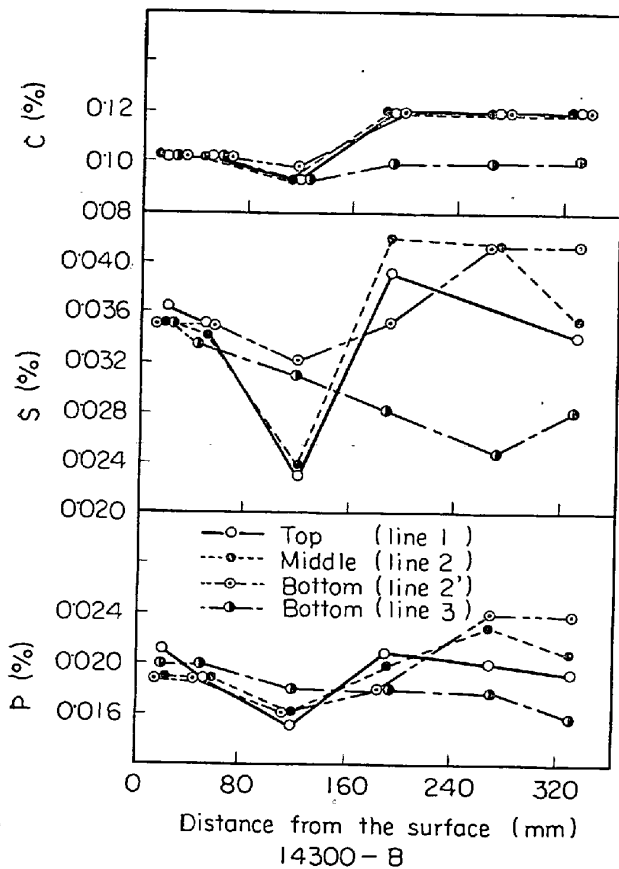


Fig. 16. Chemical analysis of C, S, and P along the lines shown in Fig. 19 (a) for the scraped ingot.

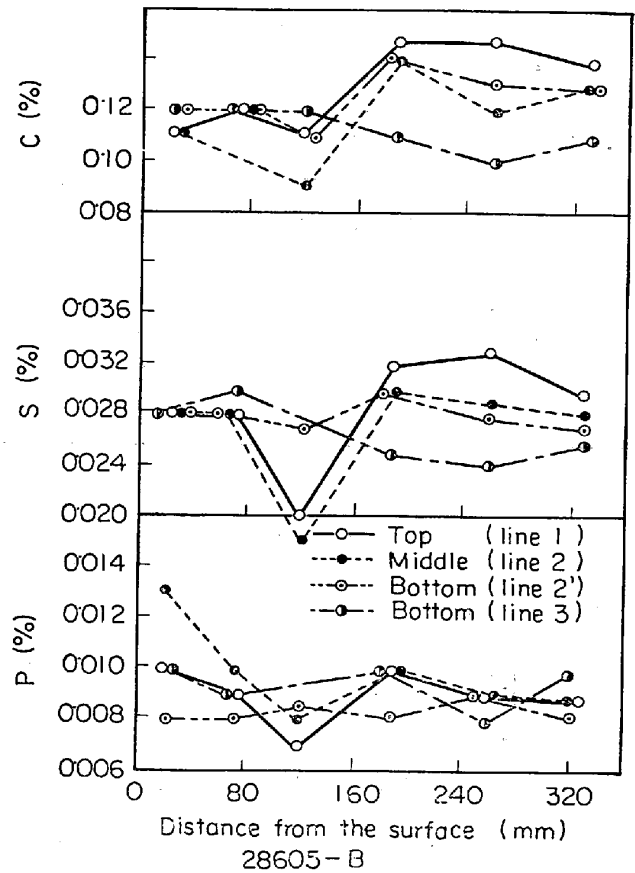


Fig. 17. Chemical analysis of C, S, and P along the lines shown in Fig. 19 (b) for the scraped ingot.

zoneが移動凝固したものにはすぎず、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りよう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かぎりこのような理想的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。

以上 scraped zone に関する実験結果を定性的に説明したが、Fig. 21 に示される凝固前面近傍での溶質濃度に関して定量的に考察してみる。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^{37)~45)}、ここではよく知られた BURTON の式にしたがつて解析を試みる。

BURTON³⁸⁾ は一定速度 f で凝固しつつある一次元溶液を考えた。彼は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として、定常下にあるときの実効分配係数を導き、つぎの(22)式を与えた。

$$k_E = \frac{C_S}{C_{L^\infty}} = \frac{k_0}{k_0 + (1 - k_0) \exp(-f \delta / D)} \quad \dots (22)$$

ここに k_E は実効分配係数で凝固開始前のバルクの溶質濃度 C_{L^∞} に対する固相溶質濃度 C_S の比であり、 k_0 は状態図から得られる平衡分配係数、 D は液内の溶質原子

の拡散係数、 δ は凝固前面液側の拡散境界膜厚みおよび f は凝固速度である。

さて、本実験結果を(22)式を用いて考察してみる。スクレイプ実施鋼塊、標準鋼塊ともに同一チャージから溶製された 14 000-A および B を考察の対象とし、鋼塊高さ方向 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 などで標準鋼塊相当位置での諸量を示す。Table 5, Fig. 16~18 より scraped zone における S の実測偏析係数 k_E' および標準鋼塊相当位置での k_E はそれぞれ次式で与えられる。

$$k_E' = 0.023 / 0.037 = 0.623 \quad \dots (23)$$

$$k_E = 0.035 / 0.037 = 0.946 \quad \dots (24)$$

また凝固速度 f は(2)式を用いて近似的につぎの(25)式で与えられる。

$$f = d\lambda / dt = \alpha^2 / 2x \quad \dots (25)$$

ここに λ は凝固層の厚み (cm)、 $\alpha = 0.324 \text{ cm sec}^{-1/2}$ である。

S の拡散係数 D は $4 \times 10^{-5} \text{ cm}^2 \text{ sec}^{-1}$ ⁴⁶⁾ 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

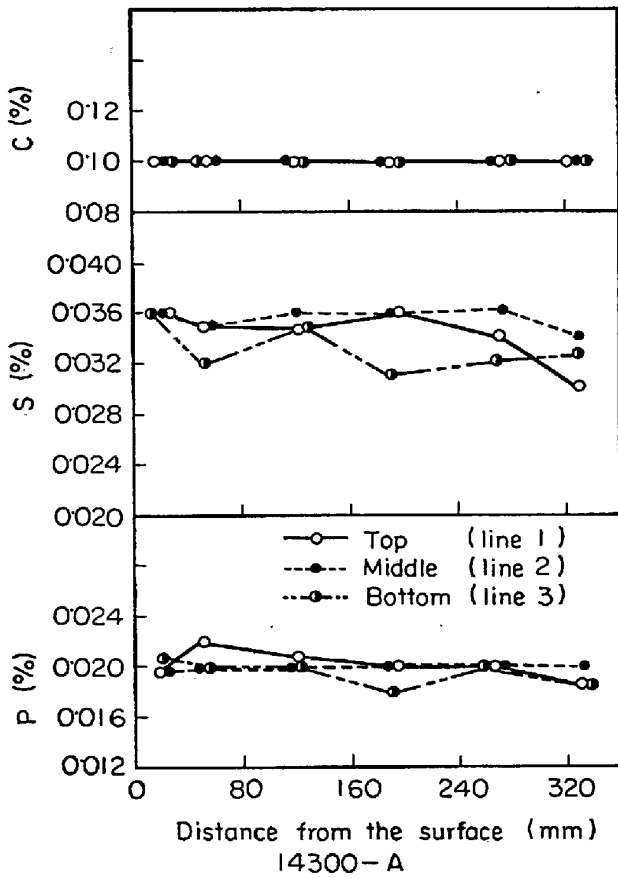


Fig. 18. Chemical analysis of C, S, and P along the lines shown in Fig. 19 (a) for the standard ingot.

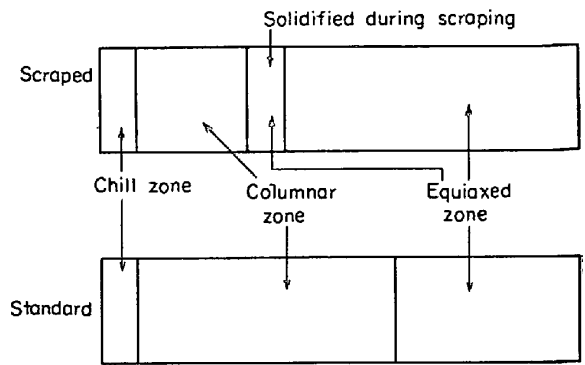
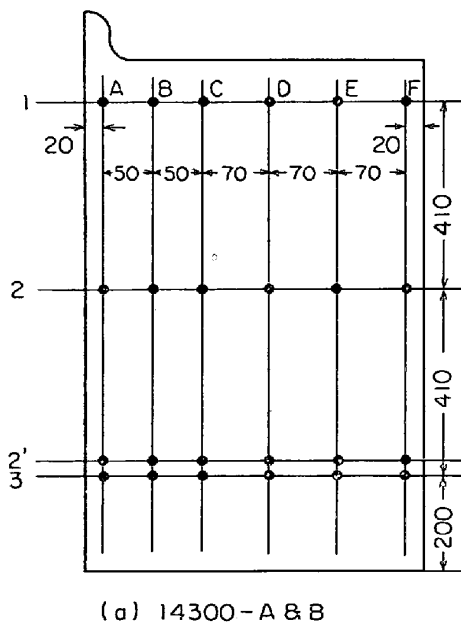


Fig. 20. Schematic comparisons of the macrostructure between the scraped ingot and the standard one.

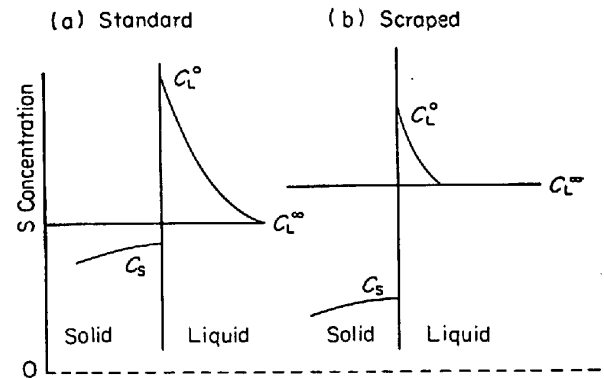


Fig. 21. Schematic representations of sulphur distribution around the solidification front.

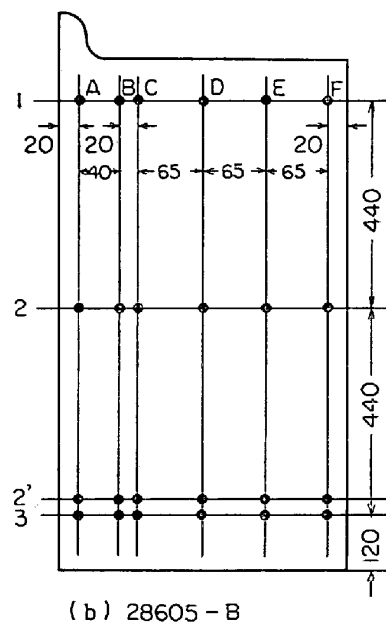


Fig. 19. Sampling positions for chemical analysis (The paper is parallel to the longer face and contains the vertical center axis of the steel ingot).

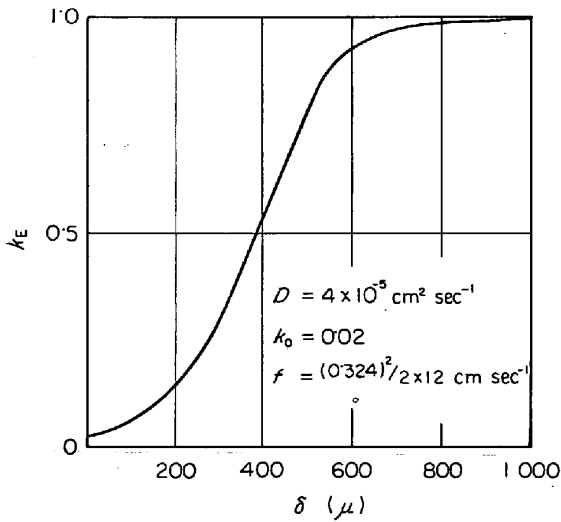


Fig. 22. Dependence of BURTON's effective distribution coefficient, k_E , on the boundary layer thickness δ in the case of sulphur.

scraped zone は $\lambda = 12 \text{ cm}$ に対応するので(25)式より $f = 4.37 \times 10^{-3} \text{ cm/sec}$ となる。 D , k_0 および f にこれらの値を用いて(22)式から k_E と δ の関係を求めれば、Fig. 22 のごとくなる。 Fig. 22 および実測された実効分配係数 k_E , k_E' を用いてそれぞれに対応する δ および δ' を求めれば、 $\delta = 640 \mu$ および $\delta' = 430 \mu$ と与えられる。これらの値は拡散層の境膜厚みとしては大きすぎる^{47)~49)}。すなわち BURTON による(22)式を用いて本実験結果を説明するのは妥当ではない。(47)式を導くにあたつ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つ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。したがつてその効果を取り入れて(22)式を修正することが必要である。

BURTON の解(22)式は、拡散に関する連続の方程式を定常下で(26)式により与え、これを(27)~(29)式の境界条件下で解いて得られたものである。

$$D \frac{\partial^2 C}{\partial \lambda^2} + f \frac{\partial C}{\partial \lambda} = 0 \dots\dots (26)$$

$$\lambda = \delta \text{ で } C = C_L^\infty \dots\dots (27)$$

$$\lambda = 0 \text{ で } C = C_L^0 \dots\dots (28)$$

$$\lambda = 0 \text{ で } f C_L^0 (1 - k_0) + D \frac{\partial C_L^0}{\partial \lambda} = 0 \dots\dots (29)$$

ここに C は凝固前面液側拡散層の溶質濃度、 λ は凝固前面を座標原点とし液側へ測つた距離である。

さて凝固前面液側の溶質濃縮層が凝固層に捕捉される効果を取り入れるため、(29)式の境界条件を(30)式で置

き換える。

$$\lambda = 0 \text{ で}$$

$$f C_L^0 (1 - k_0) + D \frac{\partial C_L^0}{\partial \lambda} = \beta f C_L^0 (1 - k_0) \dots\dots (30)$$

ここに β は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ことを示すパラメーターで、凝固速度 f および溶質原子の拡散係数 D の関数として(31)式のごとく書けるものと仮定する。

$$\beta = 1 - \exp\left(-\frac{\gamma f}{\sqrt{D}}\right) \dots\dots (31)$$

ここに γ は定数である。

(26)式を(27), (28)および(30)式の境界条件下で解けば、実用鋼塊において観測される偏析係数 k^{ob} として(32)式が得られる。

$$k^{ob} = \frac{C_S}{C_L^\infty} = \frac{\beta + (1 - \beta)k_0}{1 - (1 - \beta)(1 - k_0)[1 - \exp(-f\delta/D)]} \dots\dots (32)$$

したがつて

$$k^* = \beta + (1 - \beta)k_0 \dots\dots (33)$$

とおけば(32)式は(34)式となる。

$$k^{ob} = \frac{k^*}{k^* + (1 - k^*)\exp(-f\delta/D)} \dots\dots (34)$$

すなわち BURTON の(22)式において k_0 を k^* に置き換えたのと全く同等である。

(31)式を用いて(34)式を書き換えれば(35)式を得る。

$$k^{ob} = \frac{1}{1 + \frac{(1 - k_0)\exp[-\gamma/\sqrt{D} + \delta/D]f}{1 - (1 - k_0)\exp[-\gamma f/\sqrt{D}]}} \dots\dots (35)$$

(35)式に先に BURTON の式(22)に対して用いたと同じ D , f , $k^{ob} = k_E$ および $k^{ob} = k_E'$ などを代入して、 δ

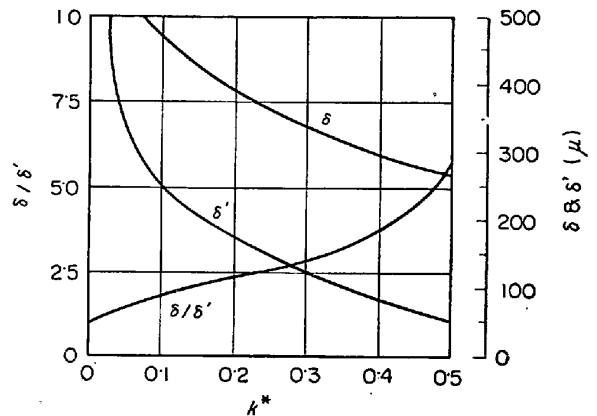


Fig. 23. Dependence of boundary layer thickness δ and δ' and their ratio δ/δ' on the effective distribution coefficients k^* in the case of sulphur.

δ' などと k^* の関係を求めると Fig. 23 のごとくなる。図には δ/δ' と k^* の関係も示す。以上の関係だけからでは δ , δ' の評価は不可能であるが拡散層の厚み δ と浴の流速 v との間に成立するつぎの関係⁵⁰⁾に注目する。

$$\delta \propto 1/\sqrt{v} \dots \dots \dots (36)$$

Table 5 に示すスクレイプ実施時の攪拌の周期および鋼塊長辺長さ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

$$v'_{\max} = \frac{2 \times (70 - 24)}{5} = 18.4 \text{ cm/sec} \dots \dots \dots (37)$$

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 1/2 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の流速 v' は $v'_{\max}/4 \cong 4.6 \text{ cm/sec}$ 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 $\sim 0.167 \text{ cm/sec}$ なる報告値⁵¹⁾がある。これらの v および v' を用いて (36) 式より δ/δ' を評価すれば (38) 式を得る。

$$\delta/\delta' = \sqrt{v'/v} = 5.25 \dots \dots \dots (38)$$

したがって Fig. 23 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 (33) 式に代入すれば $\beta = 0.48$ と与えられ、これと先の D , f などより (31) 式のパラメータ γ は 0.945 となる。このようにして得られた δ および δ' の値は通常知られている拡散層の境膜厚みとして妥当な値と考えられる。したがって凝固前面の液側溶質濃縮層の約 5 割が凝固層に捕捉されつつ凝固が進行することになる。

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になるが、残存溶鋼中の不純物濃度は標準鋼塊のそれよりも増し、最終凝固段階で凝固する溶鋼は、標準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で成分濃度にバラツキが認められるのは、浴の粘度増加により凝固前面液側の溶質濃縮層が浴バルク内に均一混合されなかつた事情によるものと考えられる), ある時点をもつて攪拌を中止することになれば、実験結果から明らかとな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かぎり偏析低減の手段とはなりえない。このような条件が実現されたとしても、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えないと結論づけられる。

5. 鑄型鋼塊間空隙の強制冷却法

5.1 原理

従来採用されて来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つた。この方法では最も大きな熱抵抗となる鑄型鋼塊間空隙は依然として存在しており、著しい急冷効果を得ることは困難であつた。一方本法は任意諸元の鑄型に対して空隙生成時刻を (5), (10) および (18) 式から推定して、当該時刻の 2 倍経過後空隙内に直接空気または空気と水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の成分偏析を低減しようとするものである。

実験に先立つて空隙内に空気を冷却剤として吹き込んださいの冷却効果が通常凝固の場合に比較してどの程度期待できるか計算を行なつた。2 章で用いた SARJANT 法をそのままの境界条件下で本法に適用すると、境界面における温度勾配が大きいため、差分方程式の解の安定性を確保するには時間間隔 Δt として 0.01 sec 程度以下の値を用いねばならない。したがって 2 hr 程度の凝固過程を計算するさいの素計算は 1512 万回にもなり計算機を使用するにしても非能率的である。

そこで空気を吹き込まない場合の放散熱量は鋼塊と鑄型間の輻射伝熱のみと考え、空気を吹き込む場合の放散熱量は吹込空気の顕熱分だけ増加するものと考えて空気吹込の効果を見積つた。計算を簡単にするためかなり粗いが以下の仮定を行なつた。

(1) 鑄型寸法、空気吹込位置などを Fig. 24 に示すが、この吹込口から送入される空気は上下方向にそれぞれ等量ずつ分配される。

(2) 鑄型内壁温度は 750°C で一定とする。

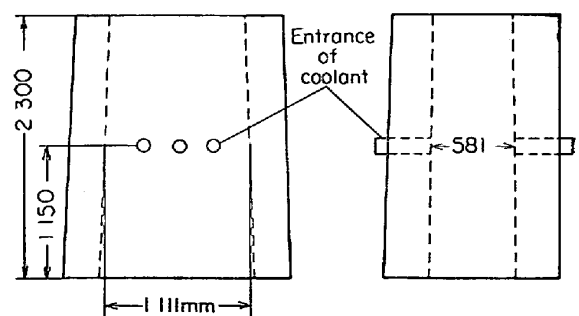


Fig. 24. Schematic representation of the mold used for the preliminary calculations of the enhanced cooling between air gap.

- (3) 空気吹込温度は 20°C とする.
- (4) 鋼塊温度は 1200°C で一定とする.
- (5) 空隙間隔は 3 mm とする.
- (6) 空気吹込流量は 1000, 1500 Nm³/hr の 2 種類とする.

さて計算に必要な諸量をつぎの記号で定義する.

- T_m (°C) 鑄型温度
 - T_i (°C) 鋼塊温度
 - T_a (°C) 吹込空気温度
 - T_{ah} (°C) 出口空気温度
 - T_{ax} (°C) 吹込口から距離 x における空気温度
 - α_1 (kcal/m² hr deg) 鋼塊表面-空気境膜熱伝達係数
 - α_2 (kcal/m² hr deg) 鑄型内表面-空気境膜熱伝達係数
 - l (m) 鋼塊周長さ
 - $2h$ (m) 鋼塊高さ
 - $2A$ (Nm³/hr) 吹込空気量
 - C_a (kcal/Nm³ deg) 空気比熱
 - q_a (kcal/hr) 空気が持ち去る全熱量
- 定義により q_a は (39) 式で与えられる.

$$q_a = 2AC_a (T_{ah} - T_a) \dots\dots\dots (39)$$

q_a の中で鋼塊表面から奪う熱量を q_i (kcal/hr) とし, 鑄型内壁面から奪うそれを q_m (kcal/hr) とすれば, これらは以下の式で与えられる.

$$q_i = 2\alpha_1 l_1 \int_0^h (T_i - T_{ax}) dX \dots\dots\dots (40)$$

$$q_m = 2\alpha_2 l_2 \int_0^h (T_m - T_{ax}) dX \dots\dots\dots (41)$$

これらを (39) 式に代入して簡単な計算を実行すれば, (42) 式を得る.

$$q_a = AC_a (T_i + T_m - 2T_a) \left(1 - \exp - \frac{2\alpha l}{AC_a} h \right) \dots\dots\dots (42)$$

ただし (42) 式を導くにさいして $\alpha_1 = \alpha_2 = \alpha$, $l_1 = l_2 = l$ なる近似を行なった. これらの近似は 2 章で SARJANT 法にしたがつて計算した場合にも用いた近似である.

さて, 境膜伝熱係数 α は空気の主成分が 2 原子分子ガスから成っていることに注目して, つぎの (43) 式で与えられる簡便式を用いることにする⁵²⁾.

$$\alpha = 0.0156 C_p G^{0.8} / D_e^{0.2} \text{ (kcal/m}^2\text{hrdeg)} \dots\dots (43)$$

ここに, C_p は空気の定圧比熱 (kcal/kg°C), G は空気の質量速度 (kg/m² hr), また D_e は空気通路の有効直径と呼ばれる量で, $4 \times$ 空隙断面積/鋼塊周長さ, で与えられる.

一方, 空気吹込をしない通常鋼塊の全放散熱量は, 仮定により (44) 式で与えられる.

$$q_R = \frac{2\sigma h}{1/\epsilon_i + 1/\epsilon_m - 1} \left[\left(\frac{T_i + 273}{100} \right)^4 - \left(\frac{T_m + 273}{100} \right)^4 \right] \dots\dots\dots (44)$$

ここで σ はステファン・ボルツマン定数 (=4.88 kcal/m²hr°K⁴), ϵ_i および ϵ_m はそれぞれ鋼塊, 鑄型の輻射率である.

(1) 空気吹込量 1000 Nm³/hr の場合 (43) 式の C_p として空気温度 800°C における値として $C_p = 0.256$ (kcal/kg deg) を用いた他の諸条件を代入すれば α として 39.87 kcal/m²hr deg が得られる. 同様に定圧比熱として $C_a = 0.331$ kcal/Nm³ deg⁵³⁾ を用いて (39) 式を計算すれば

$$q_a = 5.6 \times 10^5 \text{ kcal/hr}$$

となる. 一方, 空気吹き込みをしない場合については, $\epsilon_i = 0.95$, $\epsilon_m = 0.81$ ⁵³⁾ を用いて

$$q_R = 1.22 \times 10^6 \text{ kcal/hr}$$

となる. ゆえに冷却効果 r を q_a と q_R の比で表わせば

$$r = 5.6 / 12.2 \cong 46\%$$

となり, 標準鋼塊に比べて強制冷却鋼塊では 46% 増しの冷却効果が期待される.

(2) 空気吹込量 1500 Nm³/hr の場合

この場合も (1) と同様に計算して $r \cong 68\%$ なる結果が得られる.

以上の計算により, 空隙内の強制冷却が鋼塊の急冷に著しく有効であることが知られた. 参考のために鑄型外壁を常に 20°C に保持したものと, すなわち冷却剤による鑄型外壁の強制冷却の理想状態が実現されたものとして, 鑄型内鋼塊の凝固時間を SARJANT 法により求めた結果および同様の計算を鋼塊表面について実施した

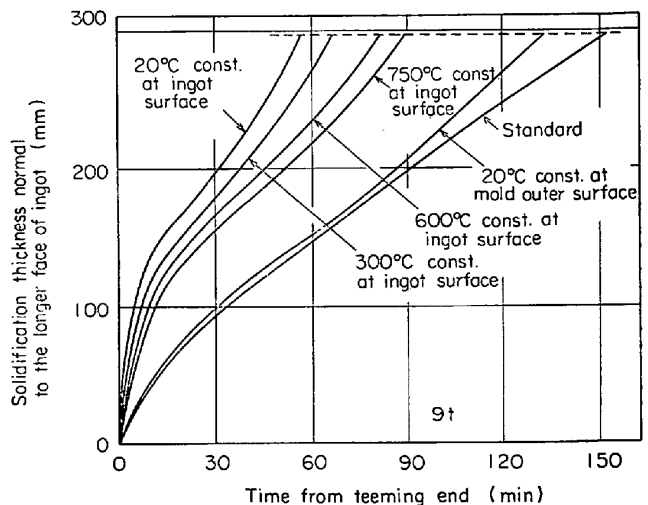


Fig. 25. Influence of several methods of enhanced cooling on the solidification rate of steel in the iron mold.

結果を Fig. 25 に対比して示す. これはさきの計算と比べて定性的でしかないが空隙内の冷却効果の著しいことがわかる.

5.2 実験方法

実験には冷却効果の基礎計算を行なったものと同寸法の 9 t 鋳型を用いた. 溶鋼注入前の鋳型を Fig. 26 に示すが, 図において②, ③はそれぞれ鋳型①に設けられた直径 25 mm ϕ 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鋳型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. 25(B) に示すごとく黒鉛または鋳鉄製の栓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を螺合して固定されている. この状態において溶鋼を鋳型①に注入し注入後前記(5), (10)および(18)式から鋼塊高さの 1/2 における空隙生成時刻を推定し, 当該時刻の 2 倍の時刻経過後すみやかに各栓④を抜き取り, Fig. 27(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. 冷却剤の送分量は前節の計算結果から, 空気単独の場合 1 500 Nm³/hr, また水を霧化混合する場合は空気 1 500 Nm³/hr に水 1.5 m³/hr を加えた. また凝固完了時間の推定から, 強制冷却は 1.5 hr 継続した. 冷却剤送入パイプ⑦, ⑧を接続しなかつた孔③は, 危険防止および冷却剤出口の役割を果たさせるために設けられたが, 冷却剤出口としては鋳型頭部空隙および鋳型一定盤間の隙間も有効に働くことが期待される.

鋼塊の偏析調査および鋳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実施した. またこのときの冷却剤は空気単味で, その吹込量は 1 500 Nm³/hr \times 3 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 のキルド鋼を使用し, 押湯をつけて実験を行なった. またこのときの冷却剤は空気 1 500 Nm³/hr を主体に水 1.5 Nm³/hr を霧化混合して使用した. 凝固速度の測定は bar test 法によつた.

5.3 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つ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鋳込まれたもので, 鍋下分析値は C: 0.03%, Si: 1.35%, Mn: 0.10%, P: 0.008%, S: 0.006% であつた. これらの鋼塊の S 濃度は低く, サルファプリントには両鋼塊の差異が認められなかつた.

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 の化学分析を行なった. 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. 28~Fig. 31 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. 32 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測温した結果の数例を Fig. 33~Fig. 36 に示す. つぎに鋼塊の凝固速度を bar test 法で測定した結果を Fig. 37 に示す. これには前述のように 0.12% C, 0.25% Si, 1.20% Mn の押湯つきキルド鋼を使用した.

5.4 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

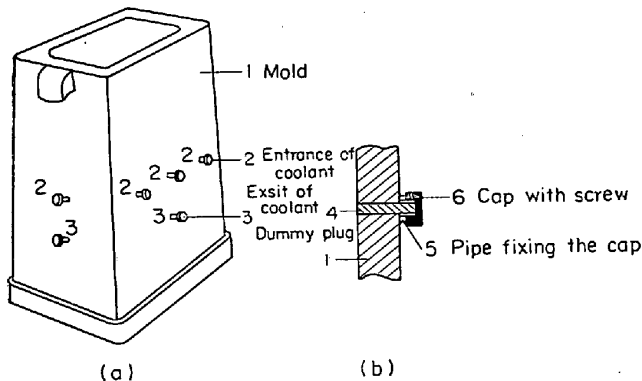


Fig. 26: The mold used for the enhanced cooling of the air gap (before cooling).

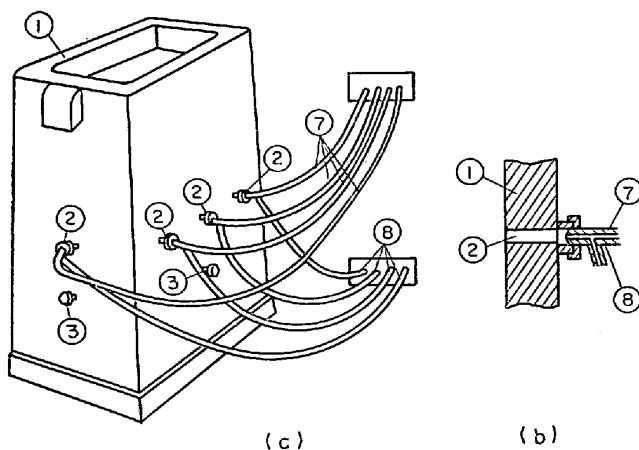


Fig. 27: The mold used for the enhanced cooling of the air gap (under cooling).

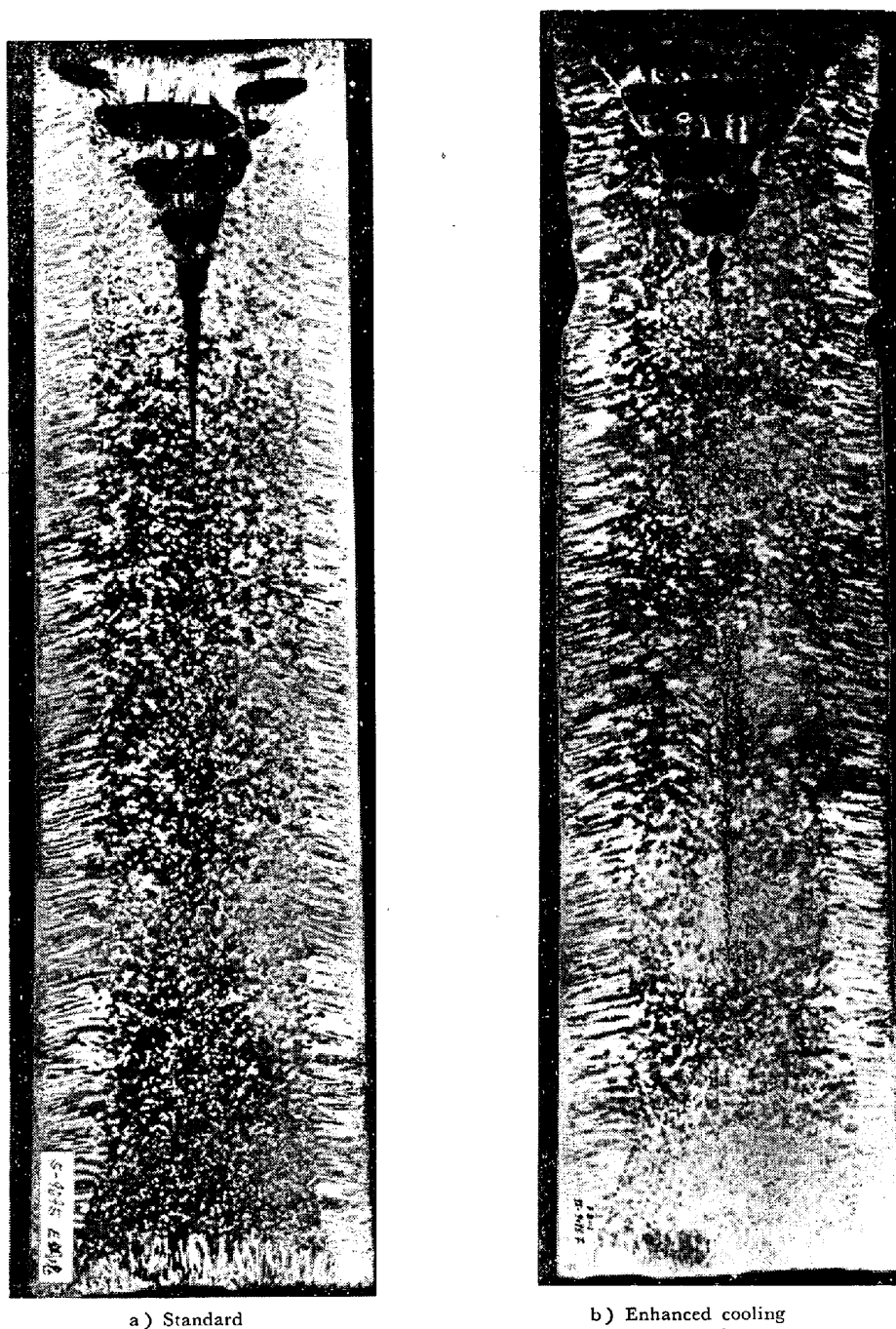


Photo. 3. Macro structures of the forcibly cooled and the standard ingots. $\times 2/27$ (4/5)

$\text{Fe} + 1/2\text{O}_2 \rightarrow \text{FeO}$ 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の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。これは空気吹込位置での横方向の温度勾配が、凝固完了まで柱状晶を晶出させえるだけ十分大きかつたためと考えられる。

同一写真において試験鋼塊と標準鋼塊のパイプ生成状況に明りような差が認められる。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、このために頭部近辺のパイプは標準鋼塊のそれに比べて浅く止まっている。従来、鋼塊底部測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どま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. 28～Fig. 31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

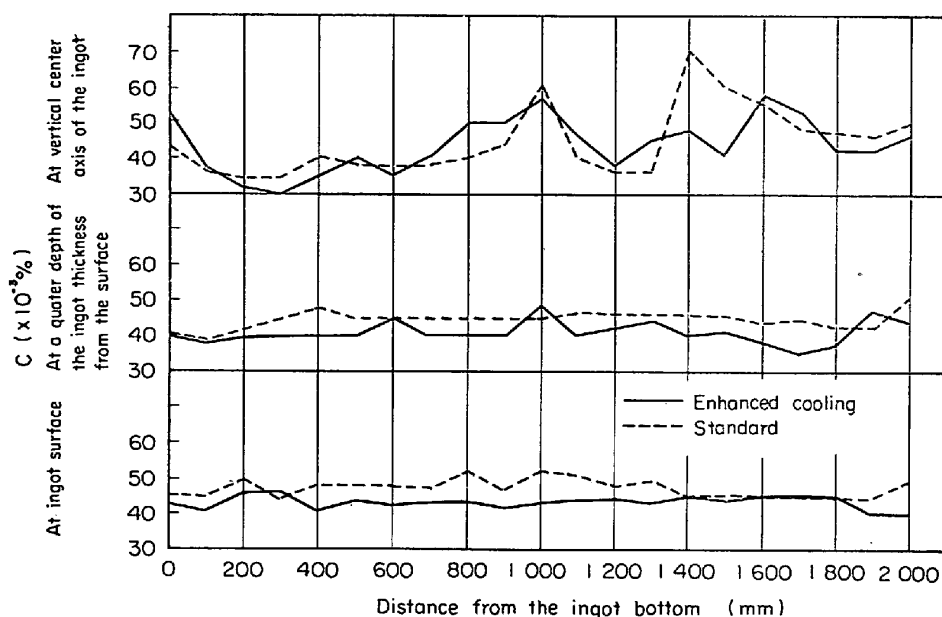


Fig. 28. Chemical analysis of C along the vertical lines of ingots from bottom to top.

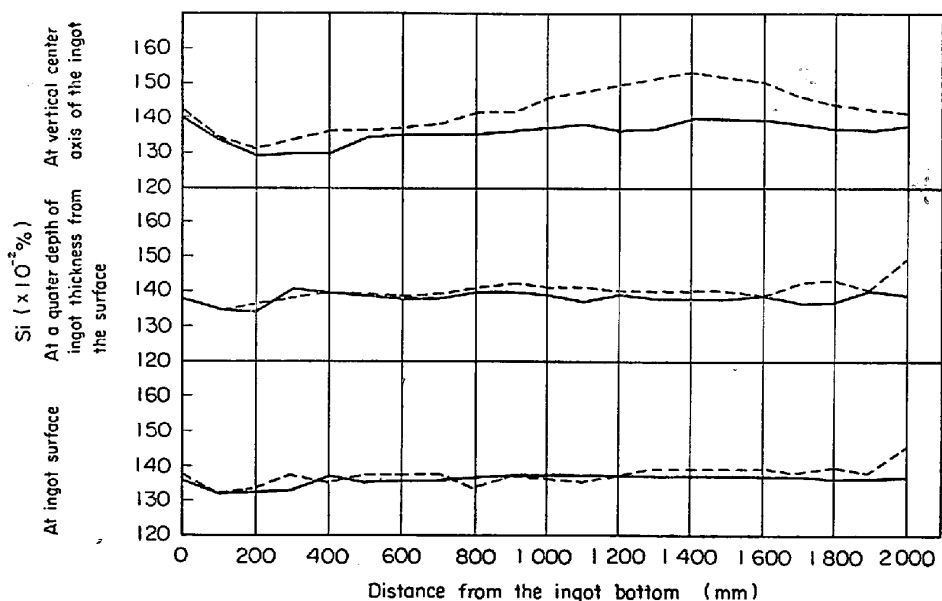


Fig. 29. Chemical analysis of Si along the vertical lines of ingots from to top.

的に減少していることがわかる。とく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。これらの事実から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うる。Fig. 32 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による鋼塊内の凝固速度は、鋼塊内の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) 鑄型表面温度：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鑄型表面温度の推

移が Fig. 33~Fig. 36 に示されてある。このうち Fig. 35 に示す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 hr 経過した時点で最小 50°C から最高 250°C 程度、標準鋼塊の鑄型表面よりも低い温度となつている。また時間の経過とともにその差が大きくなつているが、これは温度の高い初期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いる。

とくに注入後 1 hr で試験鑄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し値する。先に例外とし

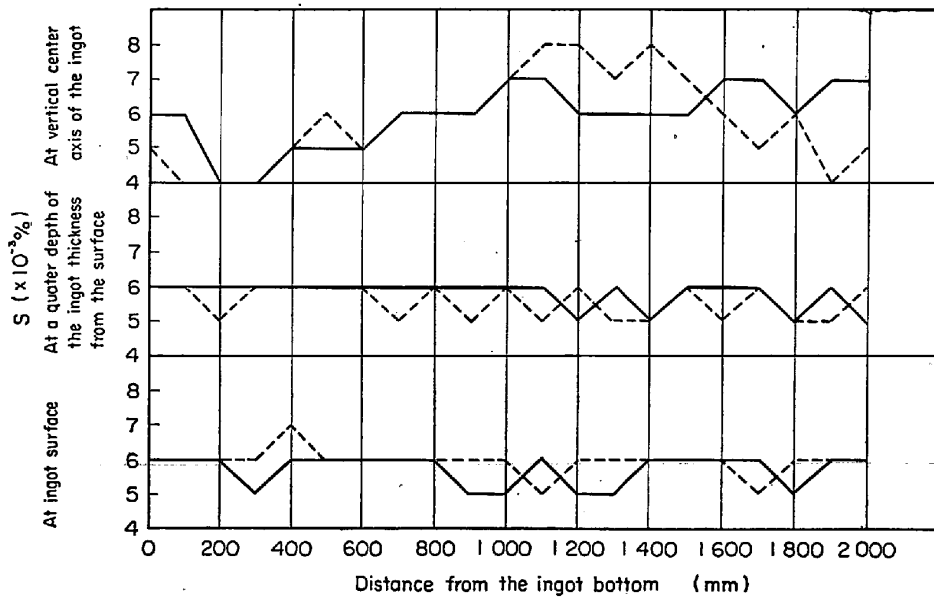


Fig. 30. Chemical analysis of S along the vertical lines of ingots from bottom to top.

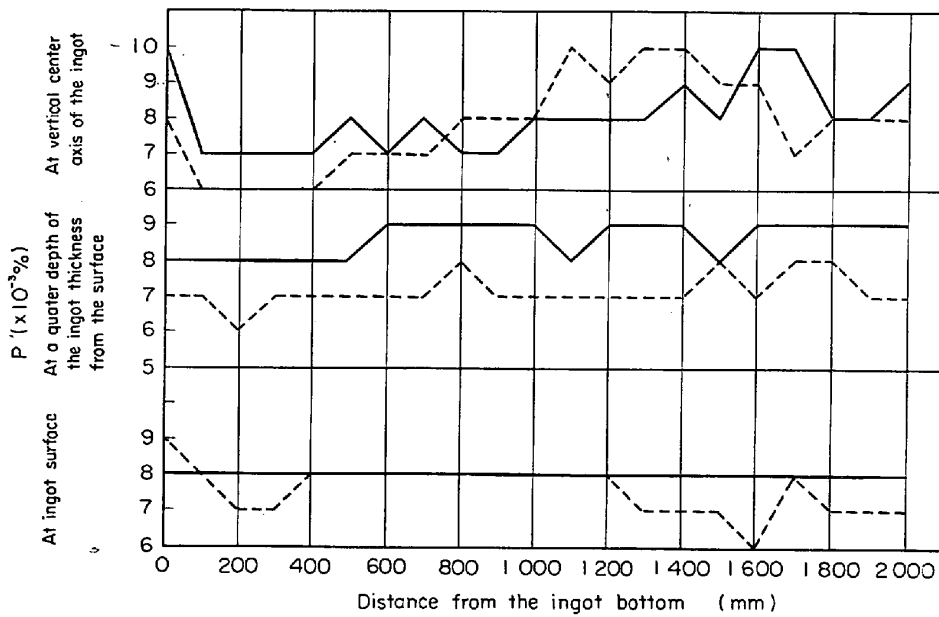


Fig. 31. Chemical analysis of P along the vertical lines of ingots from bottom to top.

て除いた Fig. 35 に示す温度推移の異常性は、鉄の酸化反応熱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. 37 に示す bar test の結果は、先の鋼塊組織および性状調査を実施した鋼塊とは異なり主成分が 0.12% C, 0.25% Si および 1.20% Mn のキルド鋼である。また冷却剤として、空気 1500 Nm³/hr の流量に水 1.5m³/hr を霧化混合して使用した。Fig. 37 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 60 min 短く、注入後 88 min で凝固が完了している。したがって凝固完了時間は約 40% 短縮した

ことになる。

さて、以上の諸結果をより定量的に議論してみる。標準鋼塊の凝固完了時間が 150 min であつたのに対して、試験鋼塊のそれは 88 min であつた。簡単のために凝固厚み λ と時刻 t の間に (7) 式が成り立つものとすれば、先に用いた (25) 式で凝固速度が求まる。

$$f = d\lambda/dt = \alpha/2\sqrt{t} = \alpha^2/2\lambda \dots\dots\dots (45)$$

また、溶鋼の過熱度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、(46) 式が成り立つ。

$$dQ/dt = K\alpha/2\sqrt{t} \dots\dots\dots (46)$$

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

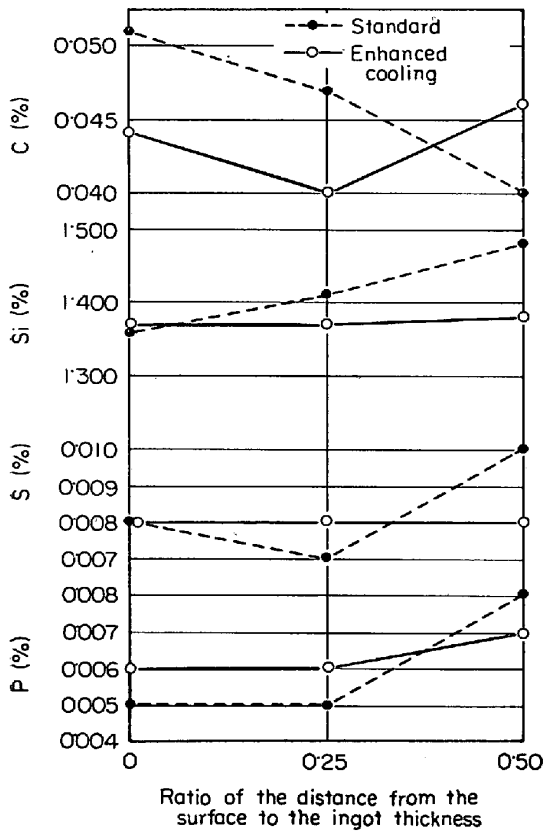


Fig. 32. Chemical analysis of C, Si, S, and P along the horizontal line normal to the longer face of the ingot at the entrance of the cooling air.

書けば α_0 については先に示したように $0.324 \text{ cm sec}^{-1/2}$ また実測凝固完了時間から α_0, α_1 の間には(47)式が成り立つ。

$$(\alpha_1/\alpha_0)^2 = 150/88 = 1.71 \dots\dots\dots (47)$$

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。

$$\dot{q}_0 = K \frac{\alpha_0}{T_0} \int_0^{T_0} \frac{dt}{2\sqrt{t}} = K \frac{\alpha_0^2}{d} \dots\dots\dots (48)$$

$$\dot{q}_1 = K \frac{\alpha_1}{T_1} \int_0^{T_1} \frac{dt}{2\sqrt{t}} = K \frac{\alpha_1^2}{d} \dots\dots\dots (49)$$

ここに, T_0, T_1 は標準, 試験鋼塊それぞれの凝固完了時間であり, d は鋼塊厚みの $1/2$ である。

(48), (49)式より (50)式が得られる。

$$\dot{q}_1/\dot{q}_0 = (\alpha_1/\alpha_0)^2 = 1.71 \dots\dots\dots (50)$$

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, 標準熱鋼塊のその70%増しであったことを示している。実験に先立つ予備計算においては, 空気単味を冷却剤として使用した場合を取り扱ったが, その結果空気 $1500 \text{ Nm}^3/\text{hr}$ の場合平均熱放散速度は, 標準鋼塊のその68%増しであった。したがって実際の平均熱放散速度は水の顕熱分だけ低かったことになる。

Fig. 25 には鋼塊表面温度をある一定値に固定したさいの凝固曲線を, SARJANT 法により計算して示したが, それによれば凝固完了時間が 88 min 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。

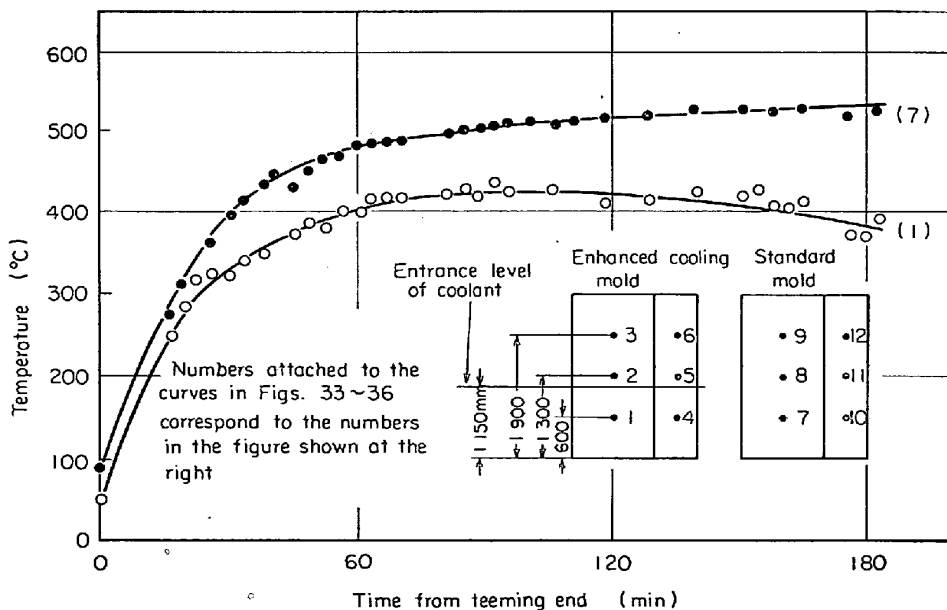


Fig. 33. Comparisons of the mold surface temperature between the enhanced cooling and the standard.

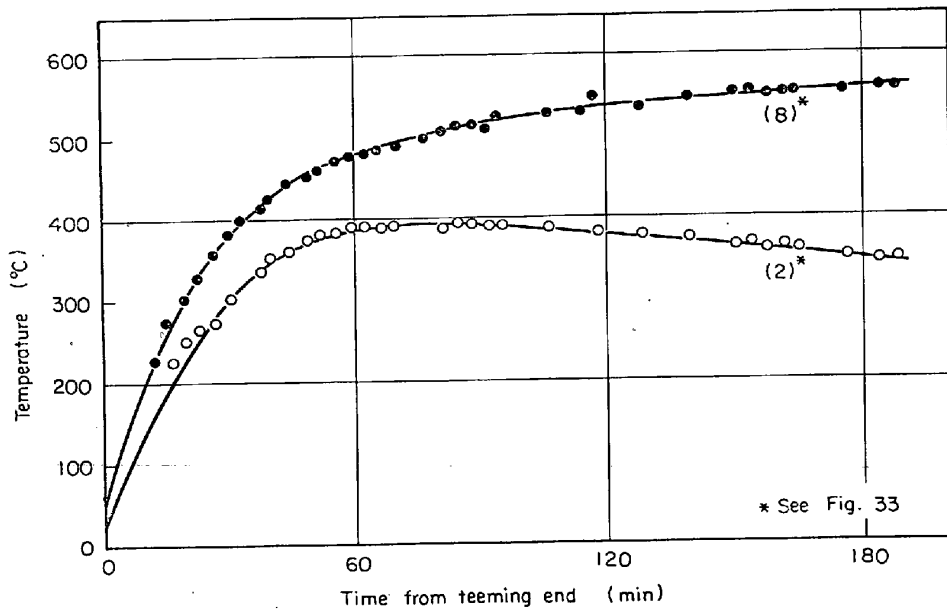


Fig. 34. Comparisons of the mold surface temperature between the enhanced cooling and the standard.

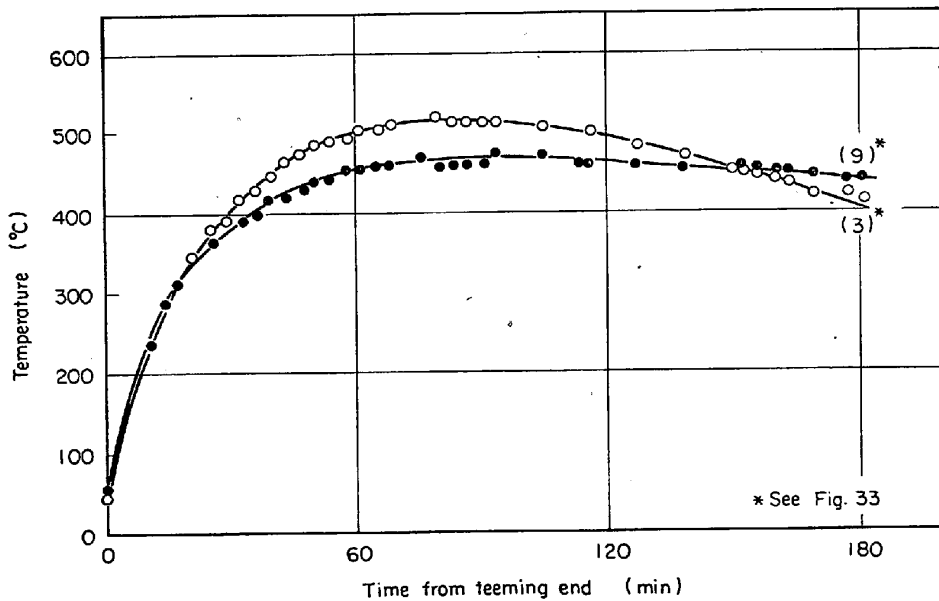


Fig. 35. Comparisons of the mold surface temperature between the enhanced cooling and the standard.

つぎに(47)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、これらから(45)式を用いて標準、試験鋼塊の凝固速度を鋼塊中心部 ($\lambda = 29.8 \text{ cm}$) 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。

$$f_0 = 1.74 \times 10^{-3} \text{ cm sec}^{-1} \dots\dots\dots (51)$$

$$f_1 = 3.02 \times 10^{-3} \text{ cm sec}^{-1} \dots\dots\dots (52)$$

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. 32 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、(52)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、(52)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無視できる程度にしか起こりえないであろう。鋼塊の自然凝固が進行する場合、(52)式で与えられる凝固速度を下回らぬための鋼塊の厚み D は、つぎの(53)式で与えられる。

$$D = (0.324)^2 / 3.02 \times 10^{-3} = 34.8 \text{ cm} \dots\dots\dots (53)$$

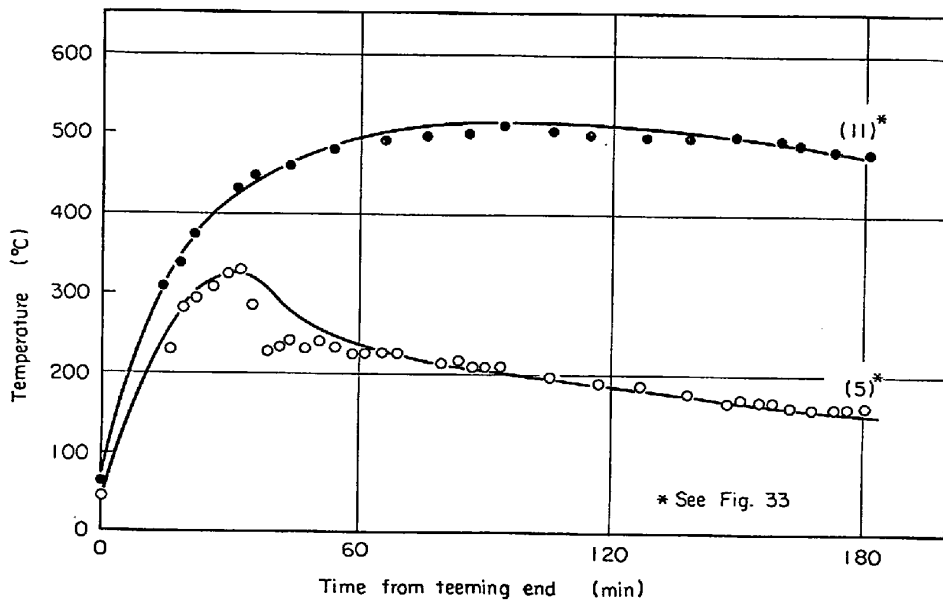


Fig. 36. Comparisons of the mold surface temperature between the enhanced cooling and the standard.

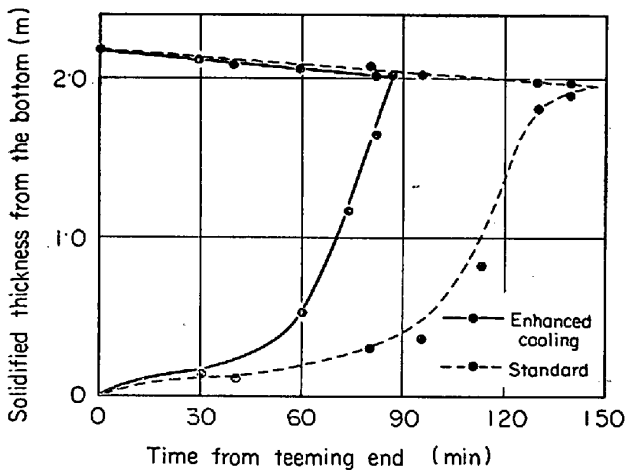


Fig. 37. Comparisons of the solidification rate measured by bar test method between the enhanced cooling and the standard.

すなわち、鋼塊の短径 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実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。先にスクレイプ実験を実施した鋼塊短径は 35cm であつた。Fig. 18 によれば上述の結論と矛盾していないことが明りようである。

以上の結論を(34)式で与えられる k^{ob} すなわち実効分配係数を用いて言い換えれば、 S を注目元素として先に用いたと同じ $D=4 \times 10^{-5}\text{cm}^2\text{sec}^{-1}$, $k_0=0.02$ および、 4.2 で得た $\gamma=0.945$, $\delta=265\mu$ などを用いて、(52)式の凝固速度に対応する k^{ob} として(54)式を得る。

$$k^{ob}=0.895 \dots \dots \dots (54)$$

したがつて、 k^{ob} が 0.895 を下回らぬ条件で凝固が進行する限り成分偏析は問題とならない。またかかる下限の k^{ob} を満たすためには、鋼塊短径は 34.8cm を越えてはならないことになる。

以上定性的、定量的に実験結果の検討を行なつたが、空隙内に冷却剤を送入して鑄型内鋼塊を強制冷却することは、従来とられてきた鑄型外部の強制冷却に比較して著しく大きな冷却効果を期待できること、したがつ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。

6. 結 言

本研究は、とく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える方法について考察したものである。すなわち、成分偏析防止策を議論するに先立つて、まず鑄型内溶鋼の凝固速度に関する多角的知見を得た。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プ法に注目し、本法の効果を検討した。最後に先に得た凝固速度に関する知見をもとに、鑄型鋼塊空隙の強制冷却法を考案し、その偏析低減効果について考察したものである。かかる一連の実験および理論的解析からえられた結論を以下にまとめる。

(1) 実用扁平下広鑄型について bar test 法を実施して凝固速度を測定した。これらの結果は、SARJANT 法による鋼塊の凝固速度計算結果とかなりよく一致した。

(2) 鑄型内径を 580 mm×1110 mm に保持した 8 t 鋼塊用鑄型について、鑄型肉厚と凝固速度の関係を SARJANT 法により計算したところ、鑄型肉厚が 160 mm から 320 mm に増しても、凝固完了時間は前者のそのの 10% しか短縮されなかつた。

(3) 鑄型外周に設けられたラジエータは、大気 of 自然熱対流を考慮しても鋼塊の凝固完了時間を高々 2% しか短縮しなかつた。

(4) 上記 (1)~(3) から溶鋼注入後鑄型-鋼塊間に生成する空隙が、鋼塊の凝固を律する最も重要な因子と推定された。そこで、空隙生成時刻を測定しその結果を理論的に考察したところ、任意諸元の鑄型に対して注入開始後空隙が生成するまでの時間 t_g は次式で与えられることを知つた。

$$t_g (\text{sec}) = \frac{4}{9} t_{t.e} + \frac{2}{3} \beta \sqrt{t_{t.e}} + \frac{1}{4} \beta^2$$

$$\beta = 0.617 \sqrt{1.37 \times 10^{-7} h l^2 (\text{mm}^{-3} \text{sec})}$$

ここに、 $t_{t.e}$ は注入終了時刻 (sec)、 h は鑄型高さ (mm) および l は鋼塊長径 (mm) である。

(5) 上記 (1)~(4) の知見をもとに、鋼塊の新しい強制冷却法を確立するに先立つて成分偏析防止に有益と報じられているスクレイプ法の効果を 2 t 鋼塊について調べた。スクレイプ実施中は、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。したがつて、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態で本法を実施し、押湯量を十分に確保してその部位に不純物濃縮層を移動させれば、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、スクレイプ法が偏析防止上有効な手段とはなりえないという結論に達した。

(6) 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つた。これに溶質成分濃縮層が凝固層に捕捉される可能性を組み入れた次式を用いて実験事実を無理なく説明することができた。

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

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

ここに k^{ob} は溶鋼バルク内の着目溶質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 は溶質成分の拡散係数、 δ は凝固前面液側拡散境界膜厚み、 β は溶質濃縮層が捕捉凝固す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。

(7) 上記 (5) の結果より、鑄型内鋼塊の成分偏析を防止するためには、鋼塊を強制冷却する方向へ進まざるをえないが、(1)~(3) より明らかとなり鑄型鋼塊間の空隙間を直接冷却しなければ、鋼塊の凝固速度を著しく増加することは望めない。そこで鑄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。その結果著しい冷却効果が 8 t 鋼塊について確認され、したがつて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 鋼塊を冷却したさい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 8 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% であつ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。

終わりに臨み本研究を遂行するにあたりご協力を賜つた千葉製鉄所製鋼部各位、計測課各位、本社機械計算課各位、兵庫工場製鋼課各位ならびに技術研究所製鋼研究室各位に厚く御礼申し上げます。

本研究の発表を許可された今井研究所長に厚く御礼申し上げます。

文 献

- 1) 鍵和田, 中川: 鉄と鋼, 52(1966), p. 454
- 2) 鍵和田, 中川: 鉄と鋼, 52(1966), p. 457
- 3) 中川, 鹿野: 鉄と鋼, 51(1965), p. 908
- 4) D. H. LANE, et al.: Trans. Met. Soc. AIME, 218 (1960), p. 985
- 5) A. H. FREEDMAN: Trans. Amer. Found. Soc. 65 (1957), p. 578
- 6) J. F. WALLACE: J. Metals, 15 (1963), p. 372
- 7) F. C. LANGENBERG: Blast Furn. Steel Pl., (1965), p. 938
- 8) F. C. LANGENBERG, et al.: Trans. Met. Soc. AIME, 221 (1961), p. 993
- 9) 萩原, 高橋: 金属試, 29(1965), p. 637
- 10) 萩原, 高橋: 金属試, 29(1965), p. 1152
- 11) 中川, 萩原: 鉄と鋼, 51(1965), p. 886
- 12) 森永, 佐藤: 鉄と鋼, 48(1962), p. 1333
- 13) 森永, 佐藤: 鉄と鋼, 48(1962), p. 1335
- 14) 浅野, 大橋: 鉄と鋼, 52(1962), p. 1517

- 15) 浅野, 大橋: 鉄と鋼, 52(1962), p. 1519
- 16) 中川, 百瀬: 鉄と鋼, 53(1967), p. 1477
- 17) D. H. HOUSEMANN: Steel Times, 27 (1966), p. 689
- 18) 足立, 高松: 鉄と鋼, 51(1965), p. 345
- 19) E. MARBURY: Trans. Met. Soc. AIME, 197 (1953), p. 157
- 20) J. W. SPRETANK: Trans. Met. Soc. AIME, 139 (1947), p. 569
- 21) N. M. H. LIGHTFOOT: JISI, 119 (1929), p. 364
- 22) N. M. H. LIGHTFOOT: Fourth Report on the Heterogeneity of Steel Ingots, Spec. Rep. No 2 (1932), p. 162, London, The Iron and Steel Inst.
- 23) P. VALLET: Compt. Rend. Ac. Sc. Fr., 242 (1956), p. 2305
- 24) P. VALLET: Compt. Rend. Ac. Sc. Fr., 242 (1956), p. 2448
- 25) P. VALLET: Compt. Rend. Ac. Sc. Fr., 242 (1956), p. 2514
- 26) J. H. WEINER: Brit. J. Appl. Phys., 65 (1955), p. 361
- 27) H. S. CARSLAW and J. C. JAEGER: Conduction of Heat in Solid, (1956), p. 282, [Charendon Press]
- 28) R. J. SARJANT and M. R. SLACK: JISI, 177 (1954), p. 428
- 29) N. R. EYRES, et al.: Phil. Trans. Roy. Soc., 240, (1946), Ser. A, p. 1
- 30) J. H. LUDLEY and J. SZAKELY: JISI, 191 (1966), p. 12
- 31) J. H. AWBERY, et al.: JISI, (1946) 2, p. 83
- 32) R. W. RUDDLE: The Solidification of Casting, (1950), Monograph No 7, Institute of Metals, London
- 33) C. H. M. JENKINS, et al.: Second Report of the Alloy Steels Research Committee, Spec. Rep., No 24. (1939), p. 181, The Iron and Steel Institute, London
- 34) W. H. McADAMS: Heat Transmission, (1942), [McGraw-Hill Book Co. Inc.] New York
- 35) H. M. SPIERS: Technical Data on Fuel, 5th ed., (1950), British National Committee, London, World Power Conference
- 36) J. SAVAGE, et al.: JISI, 194 (1962), p. 41
- 37) W. G. PFANN: Zone Melting, (1966), p. 8 [John Wiley & Sons. Inc.]
- 38) B. CHALMERS: Principles of Solidification, (1964), p. 126 [John Wiley & Sons. Inc.]
- 39) W. A. TILLER: J. Metals, 11 (1959), p. 512
- 40) W. A. TILLER: Trans. Met. Soc. AIME, 224 (1962), p. 448
- 41) W. A. TILLER: Acta Met., 1 (1953), p. 428
- 42) J. J. KRAMER, et al.: Trans. Met. Soc. AIME, 227 (1963), p. 374
- 43) 丹羽, ほか: 学振資料19委, 6765, (1962)
- 44) 丹羽, ほか: 同上, 6945, (1962)
- 45) 丹羽, ほか: 鉄と鋼, 53(1967), p. 1425
- 46) 川合: 金属試, 20(1956), p. 514
- 47) H. D. BRODY and M. C. FLEMINGS: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966), p. 301
- 48) T. F. BOWER, et al: Trans. Met. Soc., AIME 236 (1966), p. 624
- 49) M. C. FLEMINGS and G. E. NEREO: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), p. 1449
- 50) H. KNÜPPEL, et al.: Arch. Eisenhüttenw., 33 (1962), p. 729
- 51) 森, ほか: 鉄と鋼, 52(1966), p. 419
- 52) 化学工学協会編: 化学工学便覧, (1968), p. 217 [丸善]
- 53) 矢木, ほか: 化学工学便覧, (1958), p. 57 [丸善]