

論 文

UDC 620.192.45 : 669.14-134 : 536.421.4

大型鍛造鋼塊の凝固過程におけるスラグ系介在物の
挙動について*

鈴木 是明**・谷口 晃造***・竹之内朋夫***

Behavior of Slag Inclusions during Solidification of
a Large Forging Ingot

Koreaki SUZUKI, Kōzō TANIGUCHI, and Tomoo TAKENOUCI

Synopsis:

In order to investigate the behavior of slag inclusions during solidification process of large forging ingots, granular mixtures of the synthetic slag and Fe-1%P alloy uniformly containing fine SiO₂ inclusions were held at the solid-liquid coexisting temperature. On the basis of the experimental results, some discussions were made on the behavior of exogeneous slag inclusions during solidification of a 220 t commercial ingot. The results obtained were summarized as follows;

- (1) Slag inclusions were found to absorb fine SiO₂ inclusions distributed in the surroundings, resulting in the decrease of CaO content during holding at the liquid-solid coexisting temperature.
- (2) The change in CaO content in slag inclusions with the distance from the surface to the center of the ingot was well explained by the dilution model obtained by the experiment.
- (3) The maximum diameter of inclusions growing by coagulation during solidification of the ingot was estimated to be 60~70 μm.

1. 結 言

大型鍛造鋼塊中にみられる酸化物系介在物のうち、外来系と考えられる比較的大型介在物の組成を調査すると、鋼塊の表層付近ではCaOが高く、中心に近づにしたがつてCaOが低くなり、SiO₂、MnOが高くなる傾向にある¹⁾。また、介在物の数と大きさを調査すると表層付近では比較的小さいものが多数存在し、中心に近づにしたがつて大きいものが増加するとともに数が減少する傾向にある。一般に、大型鋼塊では凝固時間が非常に長くなるため、このような介在物の組成、数および大きさの変化は鋼の凝固過程に起こることが予想され、その解明は非常に重要と考えられる。

鋼の凝固過程における脱酸生成物の挙動に関してはいくつかの報告^{2) 5)}がある。著者らは固液共存温度範囲の広いFe-1%P合金中に微細なAl₂O₃³⁾あるいはSiO₂⁴⁾介在物を比較的均一に分布させた試料を固液共存温度に

保持したところ、介在物は液体領域に集まつて衝突することにより成長することがわかつた。一方、凝固過程における外来系介在物の挙動は非常に複雑であると考えられ、これまでにほとんど研究がなされていない。

しかし、これらのことから外来系介在物のCaO濃度が表層から中心へ近づにしたがつて減少するのは溶鋼中に懸濁したスラグ粒子が凝固過程に周囲の脱酸生成物を吸収して希釈されるためと予想されるので、この希釈現象を実験室的に調査した。また、その結果に基づいて220t鍛造鋼塊中のスラグ系介在物の挙動を考察した。

2. 実験室的検討

ここでは、鋼が固液共存温度に保持される間に、スラグ系介在物が周囲の脱酸生成物を吸収して希釈される現象を実験室的に調査し、そのモデル化を試みた。

2.1 実験方法

実験としては脱酸生成物を含有する鉄粒子とスラグ粒

* 昭和50年4月本会講演大会にて発表 昭和50年7月17日受付 (Received July 19, 1975)

** (株)日本製鋼所室蘭製作所研究所 工博 (Research Laboratory, Muroran Plant, The Japan Steel Works, Ltd. 4 Chazu-machi Muroran-shi 051)

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

子を混合し、これを鉄の固液共存温度に保持する方法を採用した。

鉄母材は固液共存温度範囲の広い Fe-1%P 合金中に微細な SiO₂ 介在物をほぼ均一に含有させた Fe-O-Si 系であり、3 kg の電解鉄を高周波炉により大気溶解したのち金属 Si を添加して直ちに内径 30 mmφ の金型に鑄込んだものである。また、スラグは Ar 雰囲気下で高周波炉により黒鉛ルツボ中で CaO, SiO₂, Al₂O₃, MnO および金属マンガン試薬を溶融して金型に鑄込んだものである。鉄母材およびスラグの化学組成を Table 1 に示す。これらはいずれも適当な粒度に粉砕して実験に供した。

試料の加熱に使用した実験装置は Fig. 1 に示す木炭抵抗炉であり、加熱浴としては Ni-40%Sn 合金を使用した。実験は 1470°C に保持した Ni-Sn 浴中へあら

Table 1. Chemical composition of base metal and synthetic slag (%)

Base metal	C	Si	Al	P	O	SiO ₂	Al ₂ O ₃
		0.01	0.48	0.003	1.08	0.068	0.129
Synthetic slag	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MnO	FeO	Total	
	48.5	32.3	6.50	10.9	0.15	98.35	

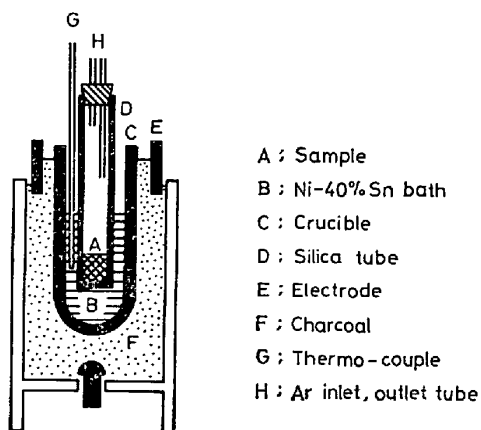


Fig. 1. Experimental apparatus.

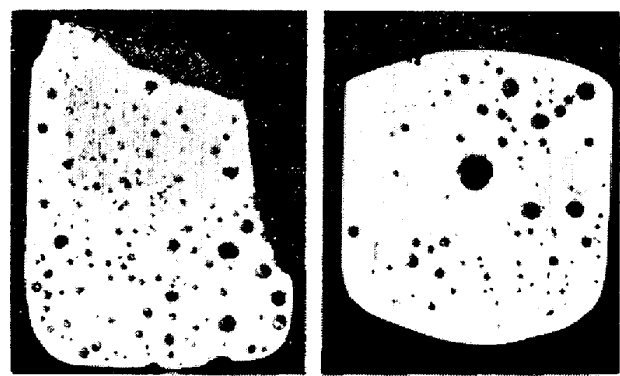
かじめよく混合した粒状の母材とスラグを入れた内径 20 mmφ の石英管を所定時間浸漬して行なつた。なお、浸漬前には混合粒子の入った石英管の底部へ Ar 導入管をセットし、粒子の下方から 200 cc/min の流速で Ar を 30 min 流して空気と十分に置換した。実験条件を、Table 2 に示す。このうち、両系列で添加したスラグ量が異なるのは粒子数をほぼ等しくするためである。

得られた試料は中心で縦断してスラグ系介在物および SiO₂ 介在物の顕微鏡観察、EPMA によるスラグ系介在物の分析などを行なつた。

2.2 実験結果

粒状の母材を固液共存温度に保持して得られた試料の縦断面を Photo. 1 に示す。各試料には空孔がみられるが粒状の母材は固液共存温度に保持することにより互に溶着して一つの鋼の塊となり、時間とともにその形状が変化することがわかる。また、各試料におけるスラグ系介在物の分布を測定したところ、その数は時間とともに若干減少する傾向が認められたが、各試料面にほぼ均一に分布していた。

粉砕前の母材および加熱後の試料をステッド試薬で腐食したときの地鉄組織と SiO₂ 介在物の関係を Photo. 2 に示す。ここで、地鉄の白い領域は磷濃度が高く、保持中は液体であり、黒い領域は磷濃度が低く、固体であつ



(a) 10 min (b) 120 min ×2 (7/10)

Photo. 1. Longitudinal sections of samples holding at the liquid-solid coexisting temperature.

Table 2. Experimental conditions.

Series	Base metal		Synthetic slag		Holding time at 1470°C (min)
	Size (mm)	Weight (g)	Size (mm)	Weight (g)	
Larger slag particle	0.833~0.417 <0.417	30 15	0.208~0.147	0.3	10, 30, 40, 60, 120
Smaller slag particle	0.833~0.417 <0.417	30 15	0.104~0.074	0.03	10, 30, 60, 120

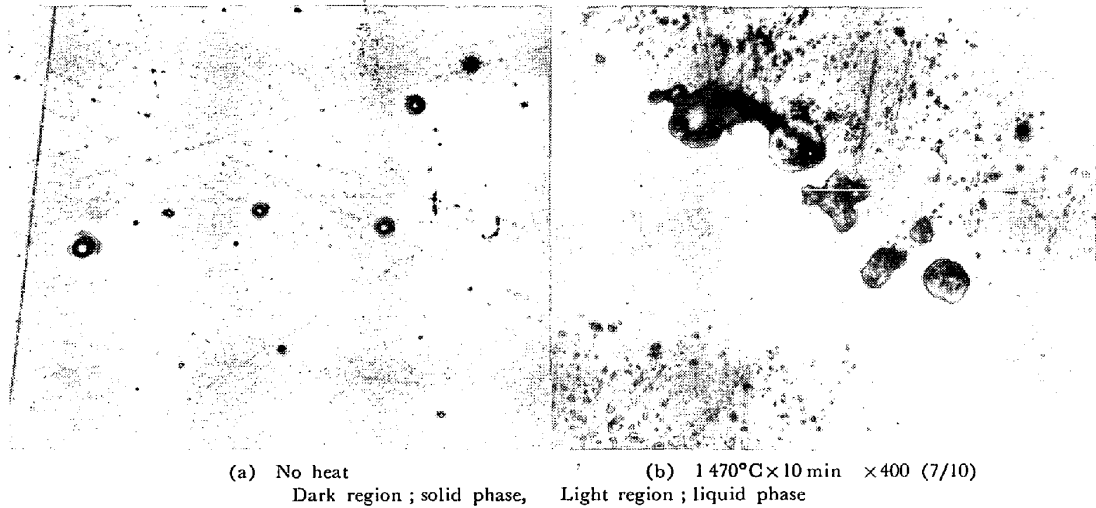


Photo. 2. Growth of silica inclusions during holding at 1470°C of liquid-solid coexisting temperature.

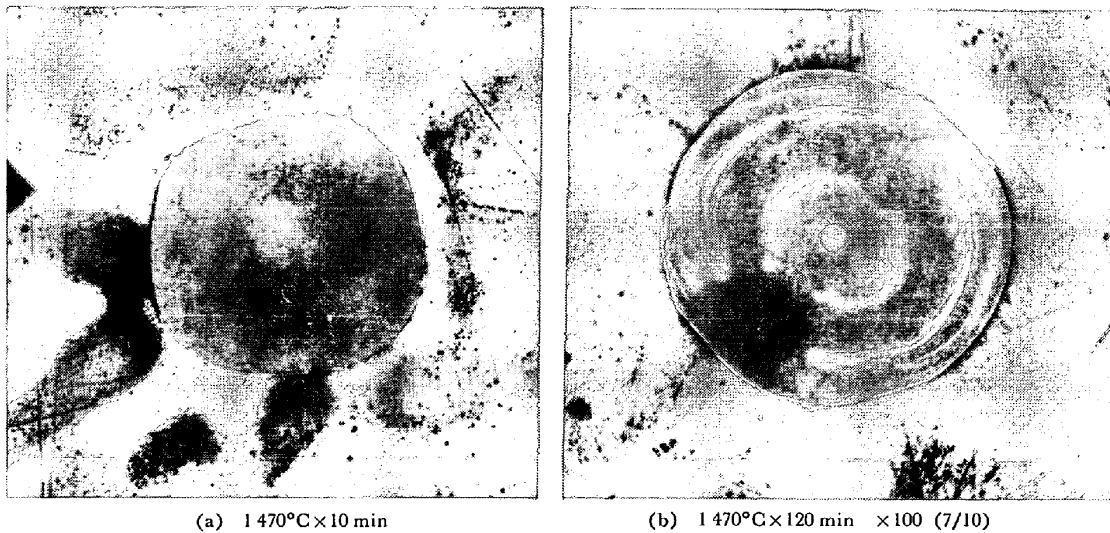


Photo. 3. Slag inclusions in the samples.

た. このように, 母材中の SiO_2 は固液共存温度に保持する間に成長するとともに固相の下に付着した形態で存在するものが多かつた. 一方, 大型スラグ粒子を添加して, 固液共存温度に保持したときのスラグ系介在物を Photo. 3 に示す. これより, スラグ系介在物は固相と液相に囲まれてその動きを止められた状態で存在することがわかる. また, この場合の地鉄組織の変化を Photo. 4 に示す. このように, 保持時間が短かいと固相は細長く連結して存在するものが多いが, 保持時間の増加とともに連結部が切れて粒状になるとともに成長した.

各試料中のスラグ系介在物を EPMA により分析した結果を Fig. 2 に示す. これより, CaO 含有量は時間とともに減少し, 逆に SiO_2 が増加することがわかる. また, 小型スラグ粒子を添加した場合の方が成分変化が大きかつた. なお, 保持前に約 11% 含有されていたス

ラグ中の MnO は保持後には地鉄中の Si により還元されて 1~2% にまで減少しており, FeO は 1~2% であつた.

各試料のほぼ中心部における単位面積当たりの SiO_2 介在物の分布を Fig. 3 に示す. これより, 保持時間の増加とともに小さな介在物が減少して大きな介在物が増加することがわかる. この単位面積当たりの SiO_2 介在物の分布から Dehoff の式⁶⁾ を使用して単位体積当たりの分布を求め, SiO_2 の比重を 2.6 g/cm^3 として 1g 鉄当たりの SiO_2 重量を計算した結果を Fig. 4 に示す. これより, 保持時間の増加とともに地鉄中の脱酸生成物としての SiO_2 介在物は減少し, しかもその減少速度は大型スラグ粒子を添加した場合の方が大きいことがわかる. なお, 母材中の SiO_2 量が各直線の $t=0$ への外挿値より低い値を示したのは母材中には顕微鏡で観察しにく

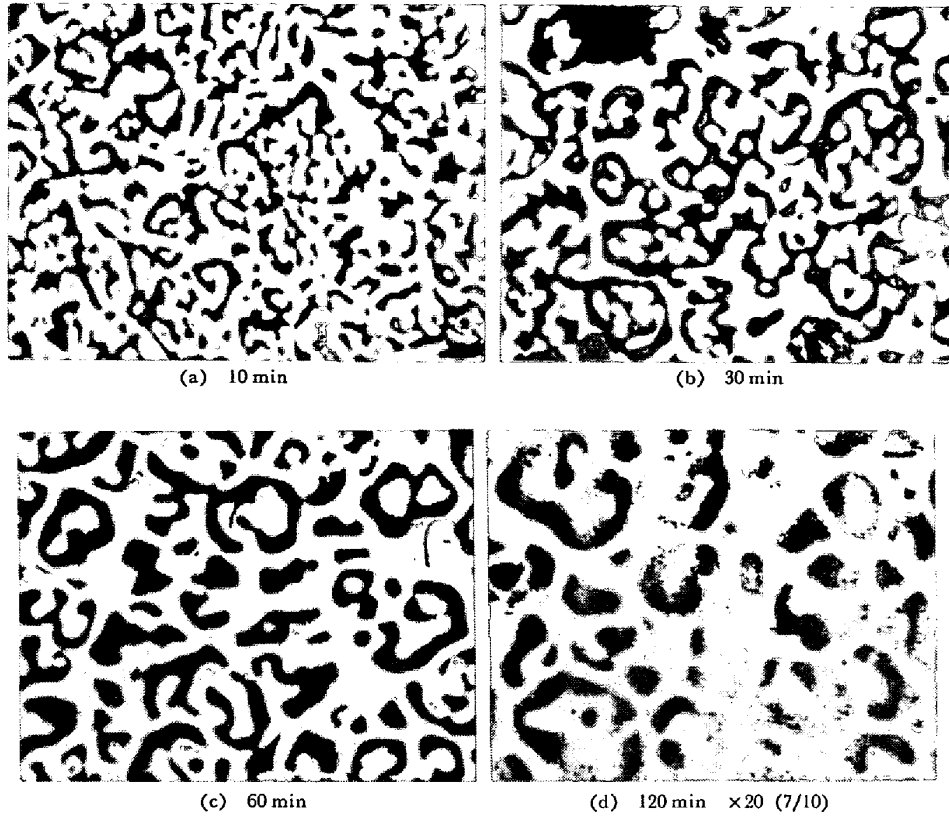


Photo. 4. Change of the di-phase region during holding at the liquid-solid coexisting temperature.

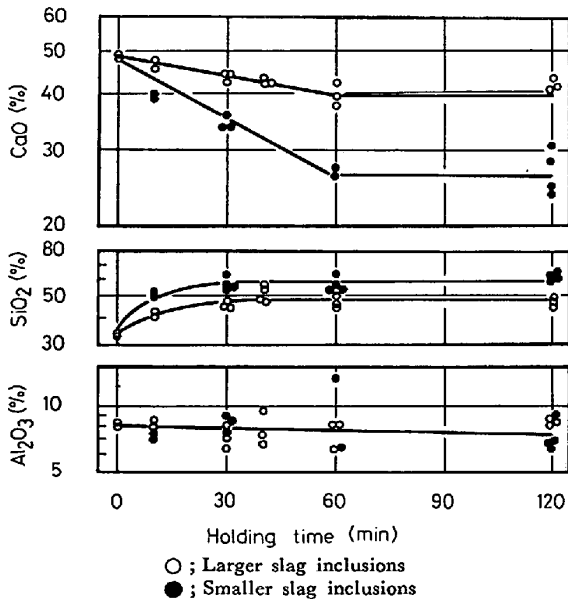


Fig. 2. Change in composition of slag inclusions during holding at the liquid-solid coexisting temperature (by EPMA).

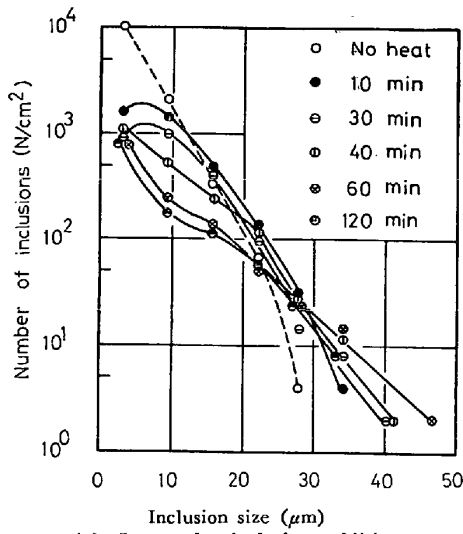
い微細な介在物が含まれることによると考えられる。また、母材中の SiO₂ 量が Table 1 に示した分析値よりかなり低い値を示したのは測定した面積内には多数の空孔があり、その内面に付着した SiO₂ が測定できなかつた

ためと考えられる。したがって、のちの計算では各直線と $t=0$ の交点を初期 SiO₂ 量とした。これまでの研究³⁾から、固液共存温度に保持された試料中の脱酸生成物は浮上分離することができないと考えられるので、この SiO₂ の減少量がスラグ系介在物に吸収されて希釈に寄与したと考えることができる。

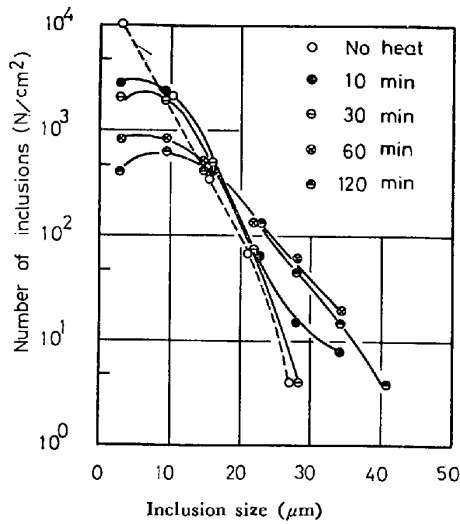
2.3 考察

2.3.1 希釈現象のモデル化

実験として鉄粒子とスラグ粒子の混合物を固液共存温度に保持する方法を採用したので、昇温過程における焼結による鉄の体積収縮により添加したスラグ粒子の一部が押し出されて試料表面に付着する現象が認められた。したがって、モデル化のためには添加したスラグに対する試料内に残留したスラグの割合を求める必要がある。鉄粒子に添加したスラグ粒子重量および地鉄中からスラグ系介在物へ移動した SiO₂ 重量が既知であるので、スラグ粒子が 100% 残留したと仮定してスラグ系介在物中の CaO 濃度を計算し、Fig. 2 に示した実測値と比較すると、その残留割合は大型スラグ粒子の場合には、44.4%、小型スラグ粒子の場合には 37.0% となる。このように大型スラグ粒子の方が残留割合が大きくなるのは鉄粒子の間隙を通りにくいためと考えられる。



(a) Larger slag inclusions addition



(b) Smaller slag inclusions addition

Fig. 3. Change in the size distribution of silica inclusions during residence at the liquid-solid coexisting temperature.

試料が固液共存温度に保持される間にスラグ系介在物に吸収される SiO_2 量はスラグ系介在物の表面積が大きいほど、地鉄中の SiO_2 濃度が高いほど多いと考えられるので、地鉄中の SiO_2 の減少速度は (1) 式で表わされる。

$$\dot{W}_{\text{SiO}_2} = -kANLC_{\text{SiO}_2} = -kANLW_{\text{SiO}_2}/W_{\text{Fe}} \quad (1)$$

ここで

\dot{W}_{SiO_2} ; 地鉄中の SiO_2 の減少速度 (g/min)

k ; SiO_2 の吸収係数 (g/cm²·min)

A ; スラグ粒子の表面積 (cm²/個)

N ; スラグ粒子の数 (個)

L ; 地鉄の液相率 (0.572)

C_{SiO_2} ; 地鉄中の SiO_2 の重量濃度 ($W_{\text{SiO}_2}/W_{\text{Fe}}$)

W_{SiO_2} ; 地鉄中の SiO_2 の重量 (g)

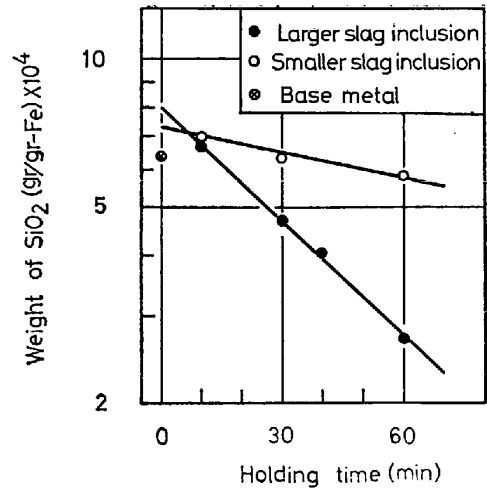


Fig. 4. Decrease of silica inclusion during holding at the liquid-solid coexisting temperature.

W_{Fe} ; 地鉄の重量 (g)

(1) 式を積分する場合、スラグ系介在物が周囲の SiO_2 介在物を吸収するにつれて A は大きくなるため、定数として取扱うことはできない。たとえば、スラグ系介在物の CaO 濃度変化から計算した場合、吸収が起こる時間の $1/2$ である $t=30$ min における A を A_a 、 $t=0$ における A を A_0 とすると、大型スラグ系介在物では $A_a/A_0 = 1.07$ 、小型スラグ系介在物では $A_a/A_0 = 1.25$ となる。一方、試料にみられたスラグ系介在物のうちには添加したものよりかなり大きいものも存在し、スラグ粒子同志の合体が起つたと考えられる。今、添加した粒子数 N 個のうち $1/2N$ 個が 2 個ずつ合体して $1/4N$ 個の粒子が生成したと仮定した場合、合体後の粒子の添加粒子数に対する平均表面積を A_c とすると、 $A_c/A_0 = 0.90$ となる。そこで、これらの粒子表面積の増減を考慮すると、大型スラグ系介在物では $A/A_0 = (A_a/A_0)(A_c/A_0) = 1.07 \times 0.90 = 0.96$ となり、小型スラグ系介在物では $A/A_0 = 1.25 \times 0.90 = 1.13$ となる。したがって、(1) 式で $AN = \text{const}$ と考えることができるので、積分すると (2) 式となる。

$$\ln W_{\text{SiO}_2} = -kANL t / W_{\text{Fe}} + C \quad (2)$$

ここで、 C は積分定数である。 A として添加したスラグ粒子の表面積を、また N として添加数にその歩留りを乗じた数を採用して $W_{\text{Fe}} = 1$ g のときの W_{SiO_2} を示す Fig. 4 の結果を使用して (2) 式から k を計算すると、大型スラグ系介在物の場合には 0.0815 となり、小型スラグ系介在物の場合には 0.0955 となる。

なお、 A は添加したスラグ粒子の平均径を D_m とした場合 $A = \pi D_m^2$ で表わされ、大型スラグ系介在物では

$9.89 \times 10^{-4} \text{ cm}^2/\text{個}$, 小型スラグ系介在物では $2.49 \times 10^{-4} \text{ cm}^2/\text{個}$ となる. また, N はスラグ粒子の添加量を W , その比重を ρ , 母材中での残留割合を η とした場合 $N = 6W \cdot \eta / \pi D_m^3 \cdot \rho \cdot W_{Fe}$ で表わされ, 大型スラグ系介在物では $385 \text{ 個/g} \cdot \text{Fe}$, 小型スラグ系介在物では $257 \text{ 個/g} \cdot \text{Fe}$ となる.

両者は比較的好く一致しているため, その平均値である 0.0875 を採用すると, 時間 t における $W_{SiO_2,t}$ は $t=0$ の値を $W_{SiO_2,0}$ とした場合 (3) 式で表わされる.

$$\ln W_{SiO_2,t} / W_{SiO_2,0} = -0.050 ANt \dots \dots \dots (3)$$

また, (3) 式より時間 t において地鉄からスラグ系介在物へ吸収される SiO_2 重量 $\Delta W_{SiO_2,t}$ は (4) 式で表わされる.

$$\Delta W_{SiO_2,t} = W_{SiO_2,0} \{1 - \exp(0.050 ANt)\} \dots \dots (4)$$

したがって, 1 g 鉄中に N 個のスラグ系介在物を含有した場合, その初期濃度を $(\%CaO)_0$, 1 個の重量を W_s とすると時間 t における $(\%CaO)_t$ は (5) 式で表わされる.

$$(\%CaO)_t / (\%CaO)_0 = NW_s / [NW_s + W_{SiO_2,0} \{1 - \exp(-0.050 ANt)\}] \dots (5)$$

(5) 式が実験により求められた希釈モデルである.

なお, 希釈モデルを導出する場合, 厳密にはスラグ中の MnO が地鉄中の Si により還元されることによる重量変化を考慮する必要があるが, スラグ中の MnO 含有量は比較的低く, しかも 10 min の保持で反応は終了していたので, その影響は小さいと考えて無視した. また試料中には添加したスラグ粒子よりもかなり大きく, スラグ粒子同志の合体により生成したと考えられるスラグ系介在物もみられたが, 添加した粒子と同程度の大きさのものを選んで EPMA により分析したので, その影響を無視した.

2.3.2 スラグ系介在物の SiO_2 吸収機構

固液共存領域では Photo. 3, 4 に示したように液体空間は比較的小さいため, 径の大きいスラグ系介在物は介在物と比較して動きにくいと考えられる. したがって, SiO_2 が移動して 1470°C において液体であるスラグ系介在物と衝突することにより吸収されると考えた.

液体鉄中に懸濁する SiO_2 はストークスの法則にしたがって上昇し, その上昇経路上にスラグ系介在物が存在する場合には衝突して吸収されるが存在しない場合には Photo. 2 に示したように固体鉄の下側に付着すると考えられる. しかし, 液体中に懸濁する SiO_2 だけが吸収される可能性を持つと考えると, 各液体空間は狭いためごく短時間しか吸収が起こらないことになり, 実験事実と矛盾する. したがって, 固体に付着した SiO_2 も動くこ

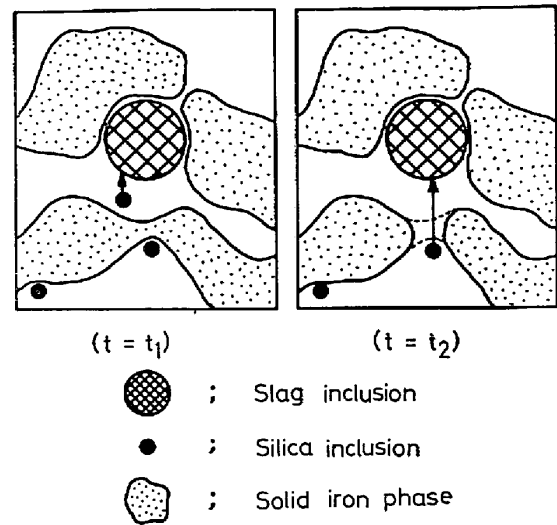


Fig. 5. Schema of the collision mechanism of inclusions in the liquid-solid coexisting state.

とができると考えられる.

実際の鋼塊のように固相率が時間とともに増加する凝固条件下では, 液体から固体になるときの体積収縮に伴う液体流動などにより介在物が移動することが考えられるが, 本実験のように一定温度に保持された固液共存下では介在物を移動させるほど大きな液体流動があるとは考えにくい. 一方, Photo. 4 に示したように, 固体鉄は保持時間の増加とともに細い部分が溶断して粒状に変化している. この現象は既に KATTAMIS ら⁷⁾ および著者ら⁸⁾ により報告されているように, 曲率の違いによる溶解度差で説明することができる. これらのことから, 本実験条件下ではその模式図を Fig. 5 に示すように, 固体の細い部分に付着している介在物はその部分が溶解することにより液体中へ移動してスラグ系介在物に吸収されるものと考えられる.

3. 220 t 鍛造鋼塊中のスラグ系介在物の挙動

ここでは, 220 t 鍛造鋼塊中のスラグ系介在物を調査し, その挙動を実験室的な結果に基づいて考察する.

3.1 鋼塊の製造条件および調査要領

調査した鋼塊は Table 3 に示す組成の溶鋼を真空铸造した Ni-Cr-Mo-V 鋼である. 調査試材は Fig. 6 に

Table 3. Chemical composition of a 220 t ingot.

C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
0.25	0.06	0.27	0.008	0.008	3.39	1.70	0.40	0.14

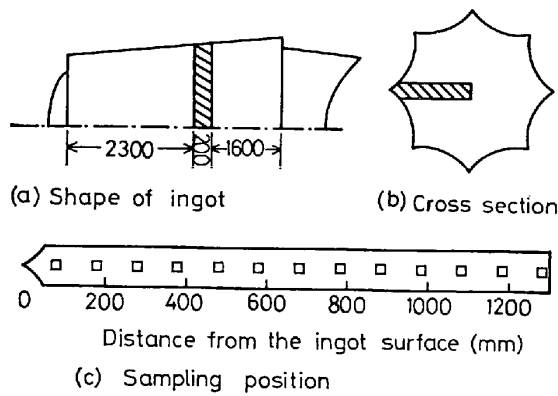


Fig. 6. Sampling position for metallographic investigation in a 220 t ingot.

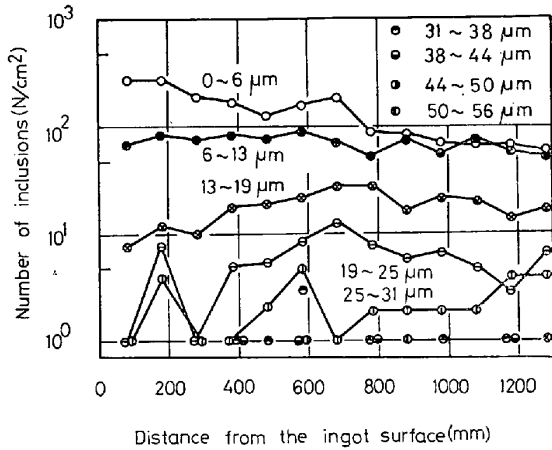


Fig. 7. Distribution of oxide inclusions in a 220 t ingot.

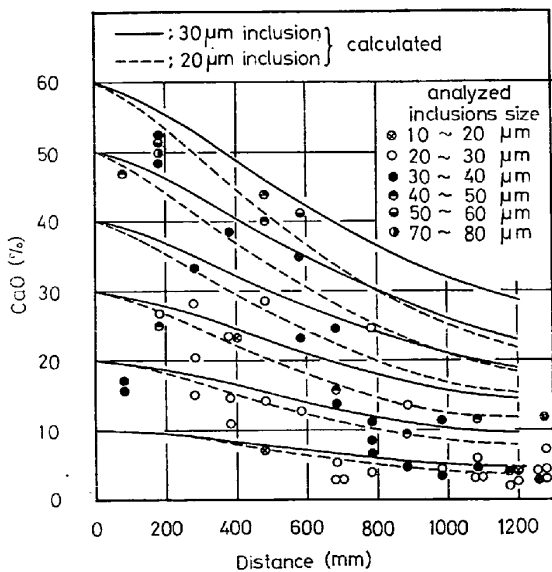


Fig. 8. Change in CaO content of inclusions in a 220 t ingot and calculated dilution curves with the distance from the surface.

示すように鋼塊の高さ方向の中央部より 200 mm 厚の鑄放し状態の円板を採取した。また、調査試料はこの試料の表層から 100 mm 間隔で切り出し、介在物の分布、EPMA による介在物の組成およびデンドライトの 2 次アーム間隔を測定した。

3.2 調査結果

各試料について 1 cm² 当たりの酸化物系介在物の数と大きさを測定した結果を Fig. 7 に示す。これより、鋼塊表層付近では小型の介在物が多く、大型のものが少ないが、中心に近づくにしたがって小型のものが減少し、逆に大型のものが増加する傾向にある。したがって、中心部に近づくにつれて介在物の成長が起こることがわかる。

各試料にみられた介在物のうち、比較的大型のものだけをそれぞれ 3~6 個選んで EPMA により分析し、その CaO 含有量を Fig. 8 に示す。ここで、分析した介在物は試料研磨を繰り返すことにより真の大きさを測定した。このように、介在物のうち比較的大型のものはいずれも CaO を含有しており、スラグに起因したものと考えることができる。また、介在物中の CaO 濃度は表層付近で高く、中心に近づくにしたがって減少する傾向にある。さらに、表層から等距離では大きい介在物ほど CaO 濃度が高い傾向にある。なお、図中の曲線は後述するように希釈モデルにより計算した介在物の CaO 濃度変化を示す。

凝固過程における介在物の挙動を考える場合、鋼塊の各位置が固液共存温度に保持される時間を求める必要がある。これまでに、デンドライトの 2 次アーム間隔 $L(\mu)$ と平均冷却速度 $R(^{\circ}\text{C}/\text{min})$ の間には (6) 式の関係が報告されており⁸⁾、また R と固液共存温度に保持される時間 $t(\text{min})$ の間には (7) 式の関係がある。

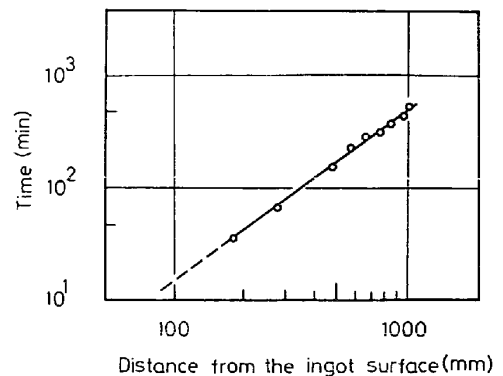


Fig. 9. Residence time at the liquid-solid coexisting range calculated from secondary dendrite arm spacings at the cross section of a 220t ingot.

$$L=630R^{-0.3} \dots\dots\dots (6)$$

$$t=(T_L-T_S)/R \dots\dots\dots (7)$$

ここで

T_L ; 液相線温度 (°C)

T_S ; 固相線温度 (°C)

各試料の dendrite の 2 次アーム間隔の測定結果と (6), (7) 式を使用して t を計算した結果を Fig. 9 に示す. これより, 中心に近づくにしたがって固液共存温度に保持される時間が長くなることがわかる. なお, 表層から 80 mm の位置では dendrite が不明りようであつたため t は求められなかつた.

3.3 考 察

3.3.1 スラグ系介在物の組成変化

Fig. 8 に示したように, 鋼塊の表層付近のスラグ系介在物は CaO 濃度が高く, しかも電気炉の還元期のスラグ組成に類似しているため, これらは溶鋼中に懸濁したスラグ粒子が浮上できず急冷層に捕捉されたものと考えられる. 一方, 内部の介在物でもかなりの CaO を含有しており, しかもその含有量は中心に近づくにしたがって, すなわち固液共存温度に保持される時間が長くなるにしたがって, 減少する傾向にあることから, これらは浮上できずに溶鋼中に残存したスラグ系介在物が凝固過程中に周囲の脱酸生成物を吸収して希釈されたものと考えられる. そこで (5) 式の希釈モデルを使用してスラグ系介在物の組成変化を計算してみる.

本鋼塊の脱酸生成物は $\text{SiO}_2\text{-MnO}$ 系と考えられるので, (5) 式の $W_{\text{SiO}_2,0}$ に対応する $W_{\text{SiO}_2\text{-MnO},0}$ を求める必要がある. 全く同様な条件で製造した 90 t 鋼塊のサンド分析結果によると平均 SiO_2 含有量は 25 ppm で

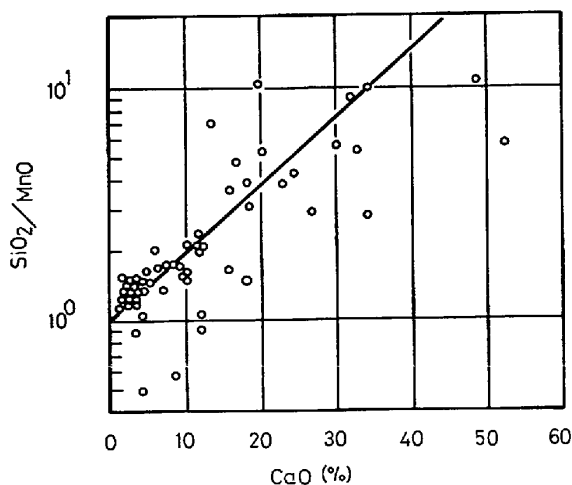


Fig. 10. Relation between SiO_2/MnO and CaO content of inclusions at the cross section of a 220 t ingot.

あり, 本鋼塊の場合にもこの値を採用して差しつかえないと考えられる. 一方, 本鋼塊中の EPMA により分析した介在物の SiO_2/MnO と CaO の関係を Fig. 10 に示す. これより, 介在物がスラグに依存しなくなると考えられる $\text{CaO}=0$ に外挿すると $\text{SiO}_2/\text{MnO}=1$ となる. また, Fe-O-Si-Mn 系溶鋼と平衡する酸化物組成を 1550°C で計算すると, 本鋼塊の $\text{Mn}/\text{Si}=5$ では $\text{SiO}_2/\text{MnO}=1$ となる. したがって, $W_{\text{SiO}_2\text{-MnO},0}=50$ ppm と考えることができる. さらに, (5) 式により計算する場合には N が既知でなければならないが, 本鋼塊については測定が困難であり得られていない. しかし, (5) 式においてスラグ系介在物の大きさを $30 \mu\text{m}$, 固液共存温度に保持される時間を 5 hr とすると, $(1/N)\{1-\exp(-0.050ANt)\}$ は $N \leq 500$ ではほぼ一定とみなすことができ, この場合には (5) 式で $N=1$ として濃度変化を計算することができる. 一方, Fig. 7 に示した介在物のうち, $19 \mu\text{m}$ 以下は脱酸生成物であり, $19 \mu\text{m}$ 以上はスラグ系介在物であると仮定して, 希釈があまり進行していない鋼塊表層から 80, 180 および 280 mm の位置におけるそれぞれの介在物量を計算すると, スラグ系介在物は全体の 23% となる. さらに, 地鉄中には 50 ppm の介在物が含有されるから 1 グラム鉄中のスラグ系介在物は $1.15 \times 10^{-5} \text{g}$ であり, $30 \mu\text{m}$ のスラグ系介在物の 1 個当たりの重量は $3.67 \times 10^{-8} \text{g}$ であるから, N は 313 個となる. この値は上述の 500 より小さいため, (5) 式で $N=1$ として計算して差しつかえないと考えられる. そこで, スラグ系介在物の大きさとして 20μ および 30μ , 初期 CaO 濃度として 10, 20, 30, 40, 50 および 60%, 固液共存温度に保持される時間として Fig. 9 の値, $W_{\text{SiO}_2\text{-MnO},0}=50$ ppm を (5) 式に代入してその CaO 濃度変化を計算した結果を Fig. 8 の曲線で示す.

次に, この計算値の妥当性を確かめるための検討を行なう. EPMA により分析した介在物の大きさは $10 \sim 80 \mu\text{m}$ と広範囲にわたっているため, 介在物の大きさ別に計算結果と対応させて妥当性を検討する必要がある. しかし, 介在物は $20 \sim 30 \mu\text{m}$ および $30 \sim 40 \mu\text{m}$ のものが約 80% を占め, それ以外のものは非常に少ないため大きさ別に対応させることは困難である. 一方, 分析した介在物の平均の大きさは約 $30 \mu\text{m}$ であるので, 便宜上, $30 \mu\text{m}$ の大きさの介在物を Fig. 8 の実線で示した希釈曲線と対応させてその妥当性を検討した. これらの希釈曲線が, 脱酸生成物の吸収によるスラグ系介在物の CaO 濃度変化を満足すると仮定すると, 隣接した 2 曲線間に存在する介在物の初期 CaO 濃度はその 2 曲線の延長が鋼塊表層と交わった 2 点の間に存在することにな

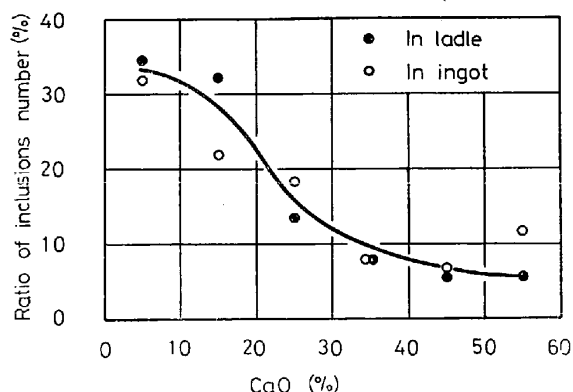


Fig. 11. Relation between ratio of inclusions number and CaO content in ladle and ingot.

る。たとえば、Fig. 8 中の表層から 580 mm の距離にある CaO 濃度が 23% の介在物の初期 CaO 濃度は 30~40% となる。したがって、それぞれの初期 CaO 濃度 (0~10%, 20~30%, …, 50~60%) に対する各隣接した 2 曲線間に存在する介在物の分布が鑄型へ鑄込まれた溶鋼中のスラグ系介在物数の CaO 濃度に対する分布と等しければ、これらの希釈曲線はスラグ系介在物の濃度変化を満足することになる。また、鑄型に鑄込まれた直後の溶鋼中の介在物は取鍋中に懸濁した介在物とほぼ同じと考えることができる。そこで、CaO 濃度に対する取鍋中²⁾ および各隣接 2 曲線間のスラグ系介在物数の割合を Fig. 11 に示す。なお、分析した取鍋中のスラグ系介在物の大きさは 20~50 μm であり、その平均値が約 30 μm であつたので、鋼塊中のスラグ系介在物の大きさと比較的よく対応していた。これより、両者は比較的よく一致しており、(5) 式の希釈モデルは実用大型鍛造鋼塊中のスラグ系介在物の濃度変化をよく説明できると考えられる。

3.3.2 スラグ系介在物の大きさの変化

凝固過程における介在物の成長を考える場合、どの程度の大きさにまで成長しうるかを明らかにすることがとくに重要と考えられる。

固液共存領域における SiO₂ の成長速度については既に報告して⁴⁾いるように $dr/dt = (1\sim 2) \times 10^{-8}$ cm/sec である。一方、Fig. 8 に示した希釈曲線はスラグ系介在物の組成変化をよく説明できると考えられ、30 μ の介在物は表層から 1050 mm の位置 ($t = 500$ min) で、また 20 μ の介在物は 800 mm の位置 ($t = 340$ min) で CaO 濃度は半分になる。すなわち、介在物はその位置(時間)でそれと同重量の脱酸生成物を吸収したことになり、介在物の半径 r はその初期半径を r_0 とすると $r = 1.26r_0$

となるため、成長速度は (8) 式で表わされる。

$$dr/dt = 0.26r_0/60t \dots\dots\dots (8)$$

(8) 式により 30 μ および 20 μ の介在物の成長速度を計算するとそれぞれ 1.30×10^{-8} および 1.27×10^{-8} cm/sec となり、条件は異なるが実験的に求めた SiO₂ の成長速度とよく一致する。

鑄型に鑄込まれた溶鋼に懸濁する介在物はストークスの法則にしたがつて上昇するが、凝固前面には温度差に基づく下向きの自然対流があり、ある大きさ以下の介在物はその流れに沿って下降することが予想される。その対流速度は放射性同位元素を用いた研究によると 0.17⁹⁾あるいは 4.33¹⁰⁾ cm/sec と報告されており、ストークスの法則からこの対流に逆らつて浮上しうる介在物の臨界直径を計算するとそれぞれ 70 μ あるいは 300 μ となる。一方、取鍋に懸濁する介在物は大きいものでせいぜい 50 μ であり、この程度の介在物は浮上せずに鋼塊中に残存しうると考えられる。

そこで、鑄型に鑄込まれた溶鋼中の介在物の最大径を 50 μ、その成長速度を $dr/dt = 2 \times 10^{-8}$ cm/sec および固液共存温度に保持される時間を 500 min と仮定して計算すると、この介在物は 60 μ にまでしか成長しない。この値は 220 t 鋼塊にみられた介在物の最大径である 70 μ と比較的よく一致しており、この程度の大きさの鋼塊に発生する最大介在物径は 60~70 μ と考えられる。

4. 結 言

大型鑄造鋼塊に発生するスラグ系介在物の挙動を明らかにするため、固液共存領域においてスラグ系介在物が脱酸生成物を吸収して希釈される現象を実験的に調査した。また、その結果に基づいて 220 t 鍛造鋼塊中のスラグ系介在物の挙動を考察した。得られた結果を要約すると次のようになる。

(1) 鉄の固液共存温度に保持する間にスラグ系介在物はその周囲の脱酸生成物を吸収して希釈され、その希釈モデルは次式により表わされる。

$$(\%CaO)_t / (\%CaO)_0 = NW_s / [NW_s + W_{SiO_2,0} \{1 - \exp(-0.050ANt)\}]$$

(2) 220 t 鍛造鋼塊中のスラグ系介在物の CaO 濃度は表層から中心に向かうにしたがつてしだいに減少した。その組成変化は希釈モデル式により十分説明することができた。

(3) 220 t 程度の大型鋼塊の凝固過程に凝集肥大しうる介在物の最大径は 60~70 μ と考えられる。

終わりに臨み、本研究の発表を許可された(株)日本製鋼所室蘭製作所所長取締役原昌夫氏ならびに本研究の遂

行に当たり数々のご助言をいただいた研究所長渡辺十郎
博士に深く感謝する。

文 献

- 1) 鈴木, 谷口, 一宮: 鉄と鋼, 60 (1974), S 71
- 2) 鈴木, 福本, 谷口: 鉄と鋼, 58 (1972), p. 60
- 3) 鈴木, 谷口, 竹之内: 鉄と鋼, 59 (1973), p. 725
- 4) 鈴木, 谷口, 竹之内: 鉄と鋼, 58 (1972), S 356
- 5) *M. MYERS and M. C. FLEMINGS: Met. Trans.,*
(1972), p. 2225
- 6) *R. T. DEHOFF: Trans. AIME, 224 (1962),*
p. 474
- 7) *T. Z. KATTAMIS, J. C. COUGHLIN, and M. C.*
FLEMINGS: Trans. AIME, 239 (1967), p. 1504
- 8) 鈴木ら: 鉄と鋼, 53 (1967), p. 1207
- 9) 森ら: 鉄と鋼, 52 (1966), p. 419
- 10) 満尾ら: 鉄と鋼, 55 (1969), S 728