

## 論 文

UDC 669.365.3 : 669.14-412 : 620.182/.183 : 620.192.43 : 621.365.3 : 669.187.27

## スラブ型 40 t ESR における精錬効果と品質について\*

広瀬 豊\*\*・大河平和男\*\*\*・清水 高治\*\*  
佐藤 宣雄\*\*・平居 正純\*\*・西脇 実\*\*

Refining and Quality of Slabs and Heavy Plates Produced  
by 40 t Electro-Slag-Remelting Process

Yutaka HIROSE, Kazuo OKOHIRA, Takaharu SHIMIZU,  
Nobuo SATO, Masazumi HIRAI, and Minoru NISHIWAKI,

## Synopsis:

Our experience and study on the refining and solidification in a 40 t slab ESR process at Yawata Works and the properties of the rolled heavy plates are reported in this paper.

Inclusions in the ESR ingot are quite small and few. Desulphurization to gaseous phase plays an important role in the total desulphurization of ESR. The deoxidation is discussed from the viewpoint of Al-O equilibrium. In order to obtain hydrogen contents lower than 1 ppm, the control of atmosphere and the use of recycled slag are necessary.

The secondary mist cooling practice has been developed for the prevention of ghost lines in large ESR ingots.

Heavy plates rolled from the ESR ingot show excellent ductility and impact properties to conventional materials.

A high reliability in material properties is secured by the application of ESR process.

## 1. 結 言

当所では高度の信頼性と品質をもつ鋼材の製造法として、昭和46年にスラブ重量5t規模のESR法(エレクトロスラグ再溶解)の研究に着手し<sup>1)</sup>、昭和49年には最大重量40tまでのスラブ型鋼塊を製造するESR炉を新設し、現在稼動している。本設備の内容と操作結果についてはすでに他に報告している<sup>2)3)4)</sup>。本報告では40t ESRにおける脱硫、脱酸、脱介在物などの精錬挙動を検討するとともに、大型ESRにおいて特に注意を払わねばならないマクロ偏析発生と水素ピックアップなどの防止対策について検討した。またESR鋼塊を適用した特殊鋼厚板の品質についても述べる。

## 2. 設 備 概 要

当設備のESR炉模式図をFig. 1に示す。鑄型上部に鑄型内雰囲気コントロールするためのフードを設け、鑄型直下には凝固鋼塊を強制冷却するミスト冷却装

置をつけてある。本炉は電極4本使用のダブル・バイファイラー方式と2本使用のシングル・バイファイラー方式のどちらでも可能であるが、本報告はダブル・バイファイラー方式での調査結果である。調査対象とした鋼塊の断面サイズは510mm厚×2400mm幅、510×1900、300×1900の3種類である。

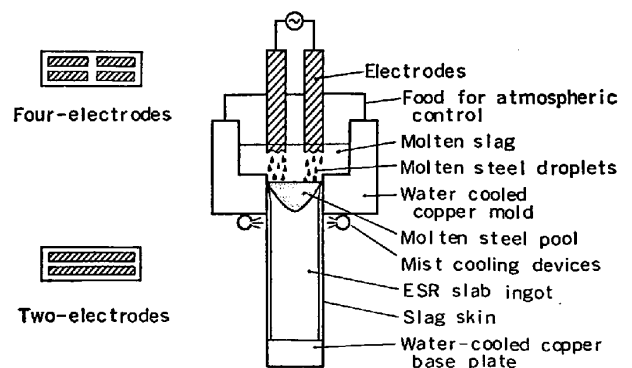


Fig. 1. Electrode configurations and longitudinal sectional view of a bifilar ESR furnace.

\* 昭和51年10月本会講演大会にて発表 昭和52年2月23日受付 (Received Feb. 23, 1977)

\*\* 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 (Yawata Works, Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yawatahigashi-ku Kitakyushu 805)

\*\*\* 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 Dr. Ing. (Yawata Works, Nippon Steel Corp.)

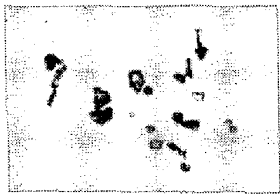
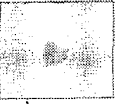
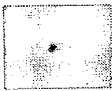
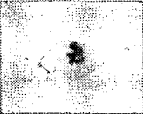


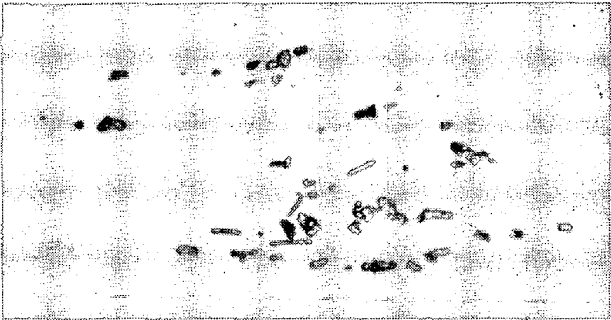

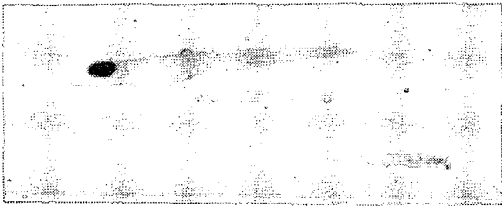
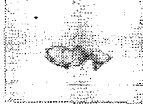
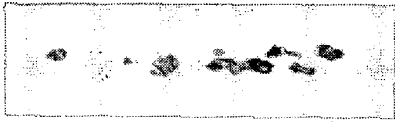

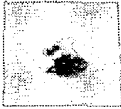


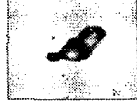
### 3. 40 t ESR 炉における精錬

#### 3.1 介在物清浄度

ESR 溶製によつて極低硫かつ 高纯净度鋼が得られることはすでに多数の報告がなされている<sup>5)</sup>が、40 t ESR について素材電極と、その電極から溶製した ESR 鋼塊

の両者の介在物清浄度の比較調査を行なつた。ここで調査した電極はいずれも分塊スラブであるのに対し、ESR 鋼塊は鑄込のままの状態である。

顕微鏡観察された介在物を Photo.1 に示す。ESR 鋼塊は清浄度が極めて高く、同時に介在物が微細なため、JIS に制定されている点算法で清浄度を数量化しようと

	Electrode	ESR ingot
BS4360-50D	 Oxide cluster	 Sulphide
	 Sulphide + Oxide	 Sulphide + Oxide
	 Oxide	 Oxide
S45C	 Oxide cluster	 Sulphide
	 Sulphide	 Sulphide + Oxide
5Ni-Cr-Mo	 Oxide cluster	 Oxide + Sulphide
	 Sulphide + Oxide	 Oxide
	 Oxide	 Oxide

20μ

Photo. 1. Typical inclusions in electrode and ESR ingot.

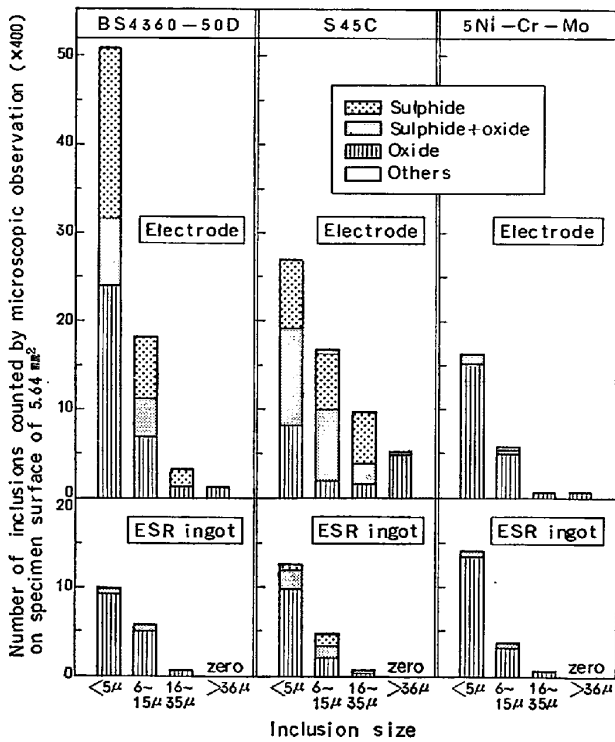


Fig. 2. Comparison of size and number of inclusions between electrode and ESR ingot.

する場合に測定格子点に介在物がかからない恐れもあつたので、別の表示方法として顕微鏡視野  $237.5\mu\phi$  内に存在する介在物の数を全数計測し同時に、大きさで層別して示す方法を試みた。その結果を Fig. 2 に示す。Photo. 1 および Fig. 2 に見られるように、ESR 溶製によつて硫化物系介在物はほとんど消滅し、酸化物系介在物も数が減少する。特に大型のもの、クラスター状のものは全くなくなる。ESR 鋼塊内の介在物は  $15\mu\text{m}$  以

下の微細な酸化物系介在物 (C系のアルミナ) のみと云つてよい。

ここで、鋼種の異なる3本の ESR 鋼塊の清浄度を相互に比較すると、介在物のサイズ及び数が近似していることが指摘できる。また、BS 4360 および S 45C は電極の介在物が多く、ESR 溶製による清浄度向上幅が大きいのに対し、電極の介在物が少ない 5Ni-Cr-Mo 鋼では  $36\mu\text{m}$  以上の大型の酸化物系介在物は消失しているが  $15\mu\text{m}$  以下の微細な酸化物系介在物の減少幅は僅かである。この点から、ESR 溶製にも、介在物の極めて少ない水準では、精錬、特に脱酸の限界があると考えられる。

電極および ESR 鋼塊の肌下から厚さの中心までの介在物清浄度の変化を比較して Fig. 3 に示す。従来鋼塊から圧延されている電極では厚さの中心へ向つて介在物が増加しているが ESR 鋼塊ではその傾向がない。この

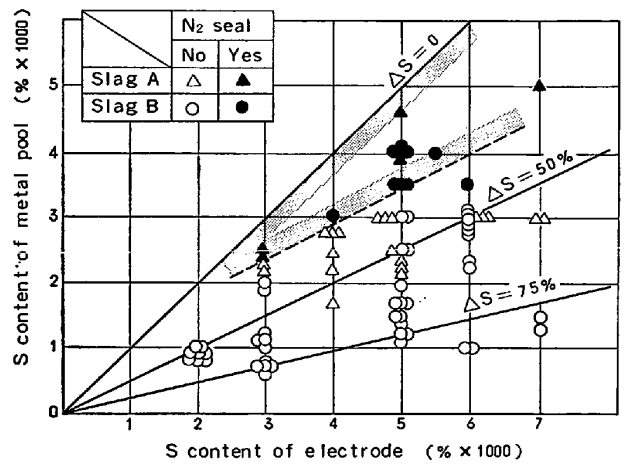


Fig. 4. Desulfurization in 40 t ESR melting.

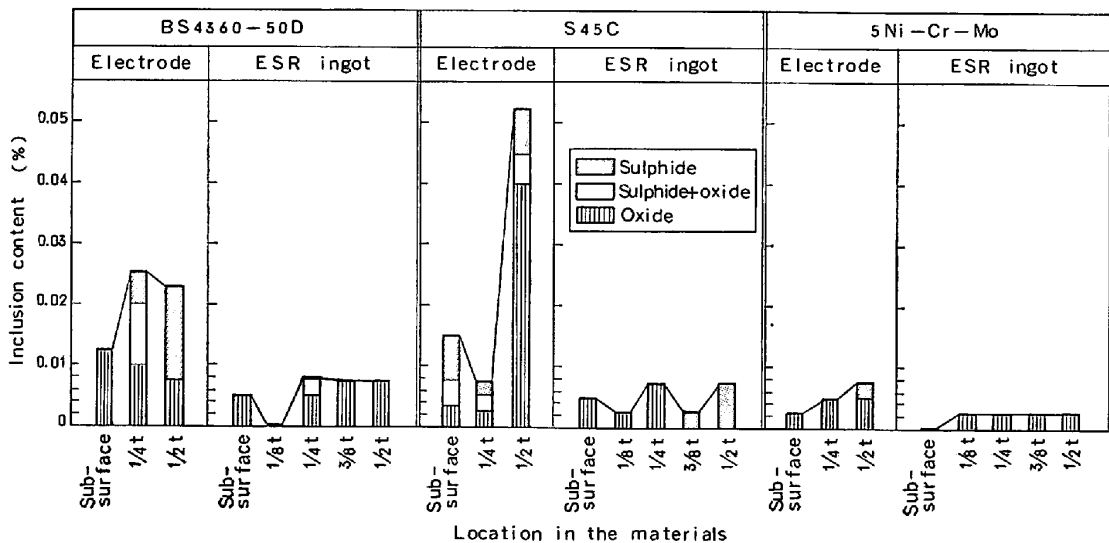


Fig. 3. Distribution of inclusions in the materials.

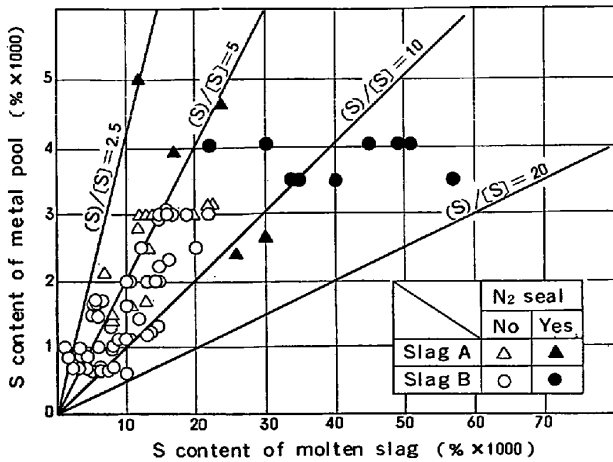


Fig. 5. Relation of sulphur content between metal pool and molten slag in 40 t ESR.

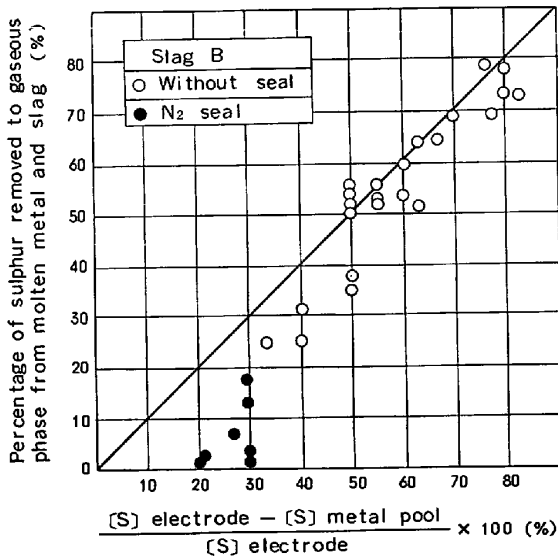


Fig. 6. Relation between two desulphurization indexes.

点からも高纯净性と同時に ESR 鋼塊の均質性が認められる。

この特徴は ESR 溶製時の溶鋼プールが浅く、凝固に伴う各種の偏析が従来鋼塊より著しく少ないことと同じ要因によると考えられる。

### 3.2 脱硫

素材電極の [S] と ESR 鋼塊の [S] の関係は Fig. 4 のごとくである。データは 40 t 炉稼動初期のものが含まれており、脱硫成績のバラツキが大きい。その中で N<sub>2</sub> ガスでスラグ浴上雰囲気シールした場合は脱硫率が極端に悪い。スラグの精錬効果を見るため、鋼浴の [S] とスラグの (S) を対比して Fig. 5 に示した。N<sub>2</sub> シールを行わない溶解では (S) は 0.025% 以下であるが、N<sub>2</sub> シール溶解では大きなバラツキを示す。ESR

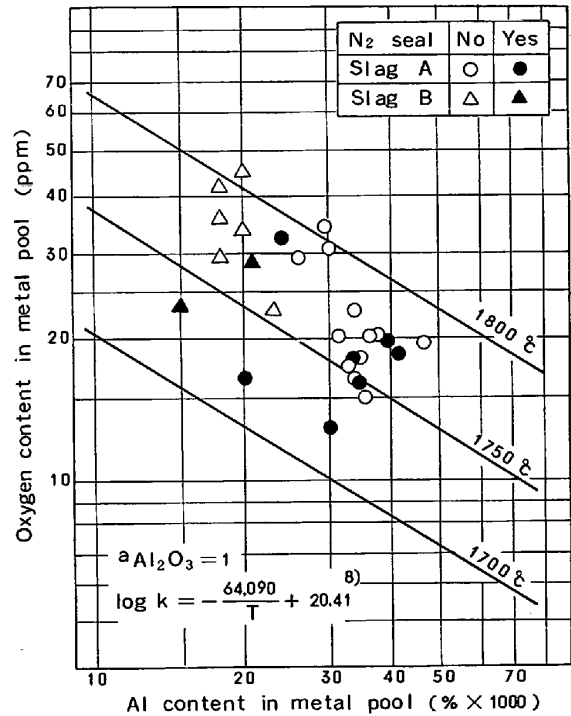


Fig. 7. Relation of Al and oxygen content in metal pool.

で気化脱硫の起こるのは周知のことであるが、40 t ESR 炉でスラグ銘柄 B を用いた最近の溶製データについて、電極と ESR 鋼塊の [S] から計算する脱硫率と気化脱硫率 ( $4S_G^*$ ) を対比させたのが Fig. 6 である。この両者は N<sub>2</sub> シール溶解の場合を除き極めてよい相関を示し、脱硫に対する気化脱硫の寄与率は 90% 以上を占めている。この点は、(S) の問題を含めて後で考察する。

### 3.3 脱酸

Al キルド鋼の ESR 溶製時の [O] は [Al] と  $a_{Al_2O_3} = 1$  の平衡を示すという報告<sup>7)</sup>がある。40 t ESR での溶鋼中の [Al] と [O] の関係は Fig. 7 のごとくである。40 t 炉の値は 1750°C ~ 1800°C の平衡値の間に分布の中心がある。小型炉による実験では [Al] と [O] は 1800°C の平衡値を中心としたバラツキを示している<sup>7)</sup>のに対し、40 t 炉では見掛けの平衡温度が 25~50°C 低くなっている。特に [Al] ≤ 0.030% で高温時の平衡値に近づく傾向があると同時に、本報では割愛したが [Al] = 0.020 ± 0.003% の一定 Al 量で、スラグ塩基度低下とともに O レベルが上昇する傾向が認められていること、またスラグ浴温の実測値は約 1650°C と前記平衡を仮定した際の推定温度より 100~150°C 低いこ

$$* \text{ 気化脱硫率 } (4S_G) = \frac{S_{\text{INPUT}} - (\text{鋼塊, スラグへの S の残留量})}{\text{電極, スラグよりの } S_{\text{INPUT}}} \times 100$$

$$\text{気化脱硫率 } (4S_G) = \frac{S_{\text{INPUT}} - (\text{鋼塊, スラグへの S の残留量})}{\text{電極, スラグよりの } S_{\text{INPUT}}} \times 100$$

と、さらには微細な介在物が懸濁していることも考えると、脱酸平衡についてはなお検討の余地が残る。

### 3.4 水素の挙動

ESR 法は使用するスラグが持ちこむ水分や大気中水分が ESR 溶解時のスラグに吸収されるなどの影響を受けて水素ピックアップを起こしやすい。特に大型炉の場合にこの問題が顕著となる。このため ESR における水素の挙動、水素ピックアップ防止法については数多くの研究がなされている<sup>10)11)</sup>。

著者らは下記の 3 種類の 方法での 溶鋼プール内水素 [H] とスラグ中水素 (H) の 挙動を調査した。なお溶鋼プールよりの水素サンプリングには、内径 7.5φ の石英管を用い吸上げ、水中に急冷後魔法ビン中の冷媒 (アルコール+ドライアイス) 中に浸漬し保管後速やかに分析に供した。またスラグ中水素は、30×30×150 mm の銅片を熔融スラグ中に瞬間的に浸漬し採取したスラグ急冷薄片を、乾燥脱湿したガラスビンに密封保管し、高真空抽出法で分析した。

方法 A : 鑄型内面に 17 個の小孔を設け、小孔 1 個につき 32 個の微細孔をもつプラグを通して Ar または (Ar+O<sub>2</sub>) 混合ガスで熔融スラグを ESR 処理中にバブリングした。流量は総量 200 l/min とした。スラグ原料は精製螢石、生石灰、アルミナ、珪石を希望する組成に混合 (以下、新スラグと称する) した。

方法 B : ESR 後のスラグを回収破碎し、再度スラグ原料として使用 (以下、リサイクル・スラグと称す) した。この場合リサイクル・スラグを全量使用する場合もあり、また組成変化を防止するために新スラグを混合 (30% まで) することもあつた。方法 B では鑄型内雰囲気コントロールは実施しなかつた。

方法 C : リサイクル・スラグを使用し、かつ鑄型内雰囲気コントロールを実施した。Fig. 1 に示した鑄型上部フードにノズルを多数設置してガスを噴出させ、ESR 溶製時のスラグ浴面上の P<sub>H<sub>2</sub>O</sub> を 2 mmHg 以下に維持した。ガスとして N<sub>2</sub> または (N<sub>2</sub>+O<sub>2</sub>) 混合ガスを用い、総流量 8 Nm<sup>3</sup>/min であつた。

上記 A, B, C の各方法とも、スラグ原料は電気加熱炉で 900°C・6h 乾燥後、スラグ溶解炉で溶解し熔融状態で ESR 鑄型に注入した。スラグ系は CaF<sub>2</sub>-CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub> の 4 元系である。素材電極は低合金鋼または炭素鋼の分塊スラブで、電極の水素は 1 ppm になるように工程設計された。Fig. 8 に溶鋼プール [H] の挙動を鋼塊高さとの関係で示した。どの方法でも鋼塊底部での [H] が他の部分よりもやや高い値となり、この傾向は特に新スラグを用いた方法 A において顕著であ

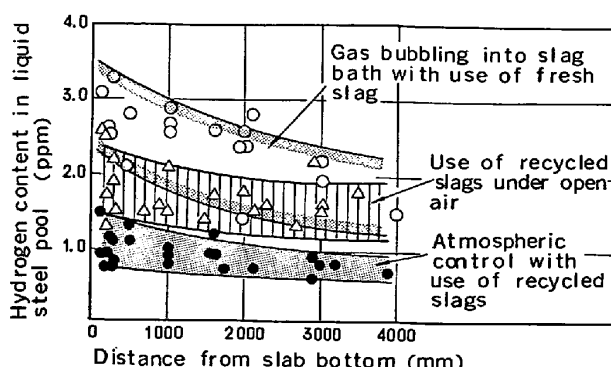


Fig. 8. Comparison of effects of three different methods on hydrogen content in liquid steel pool.

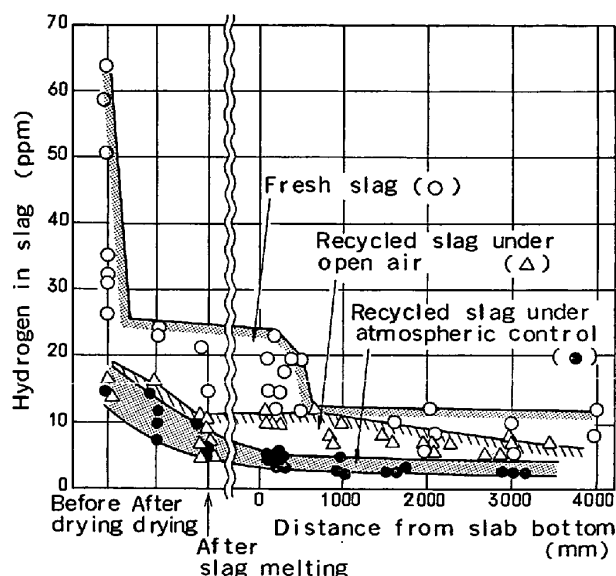


Fig. 9. Comparison of hydrogen in slag between fresh and recycled slag.

る。水素ピックアップが鋼塊全高さにわたって最も小さく、電極水素レベルと溶鋼プール [H] がほぼ同一レベルになる方法は C であつた。ESR 時の (H) の挙動を追跡した Fig. 9 をみるとこのことがよく理解できる。新スラグを使用した方法 A では原料中の水素が高く、乾燥→スラグ溶解をへても ESR 初期スラグ (H) はかなり高い。このため鋼塊底部の [H] ピックアップをひきおこす。ESR 初期の (H) の一部がガス-スラグ-メタル間の分配平衡まで溶鋼プールに移行してしまうと、その後の (H) はほぼ一定の値となる。B. I. MEDOVAR<sup>12)</sup> らによると ESR におけるスラグのガス・バブリングは低水素化に有効であるとしているが、本研究での方法 A では否定的結果となつた。これはガス量が 200 l/min では鑄型内雰囲気 P<sub>H<sub>2</sub>O</sub> を大気中 P<sub>H<sub>2</sub>O</sub> よりも低くすることができなかつたためと、スラグ中水素の存在形

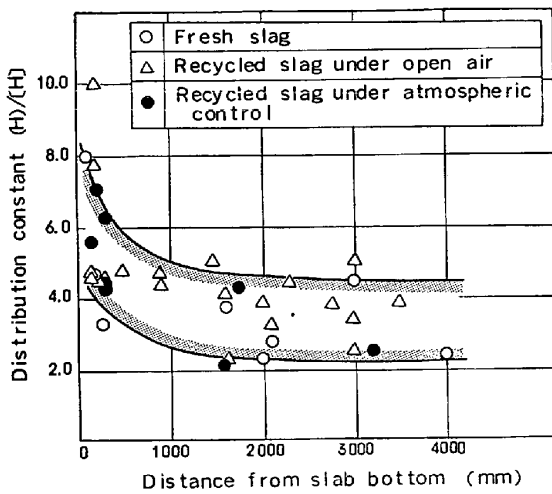


Fig. 10. Hydrogen distribution constant between in the slag and in the metal pool during ESR.

態が  $(OH^-)$  であるといわれており<sup>13)14)</sup>, 吹込ガス中への移行が困難であるためと考えられる。

リサイクル・スラグを使用すると Fig. 9 にみるように  $(H)$  を低くすることが可能であり, その効果は ESR 初期で著しい。さらに鋳型内雰囲気コントロールして  $P_{H_2O} \leq 2 \text{ mmHg}$  にした方法 C では, ESR 初期から末期の全域にわたって  $(H)$  を低く抑えることができ, 水素ピックアップをほとんど皆無にすることが可能となった。

本研究でのスラグ-メタルの水素分配比  $(H)/[H]$  を鋼塊高さとの関係で Fig. 10 に示す。かなりのバラツキがあるが定常状態で  $(H)/[H]$  は 2~5 の一定値を示し, 方法 A, B, C とは関係がないようである。しかし鋼塊高さ 500 mm までの ESR 初期では  $(H)/[H]$  が定常時よりも高くなる傾向にある。中村<sup>15)</sup>らは ESR 中の  $(H)/[H]$  はスラグ組成がきまれば一定値を示すと述べているが, ESR 初期ではスラグ中  $(H)$  が高く, 分配平衡に到達する過程にあり,  $(H)/[H]$  は高くなるものと思われる。

#### 4. ESR 鋼塊の内部性状

ESR 鋼塊は, 一方向凝固によりその組織が中心部まで緻密で, かつ均質なことが大きな特徴と考えられている。しかし大型鋼塊になると溶解条件によつては, マクロ偏析が生ずることが認められており, その軽減策あるいは防止策として, 一般には溶解速度を低減する方法<sup>16)</sup>, スラグ浴を深くする方法<sup>17)18)</sup>などが採用され, また特殊合金元素の添加により抑制する可能性<sup>19)20)</sup>も指摘されている。これに対し著者らは, 冷却強化という別の観点よ

り取り組んで, 溶解速度を低減することなくマクロ偏析の全くない健全鋼塊を製造する方法を確立<sup>21)</sup>した。

#### 4.1 マクロ組織とマクロ偏析線の実態

300 mm 厚の鋼塊では通常の溶解条件で, マクロ偏析線は全く発生しないが, 510 mm 厚の大型スラブ用炭素鋼塊では, 普通鋼塊の逆 V 偏析線, VAR 鋼塊で見られるフレッケルに類する, 鋼塊厚み方向の縦断面で, マクロ腐食後に V 型を呈するマクロ偏析線が認められる。後に示す Photo. 2 には 510 mm 厚の中炭素鋼塊断面のマクロ組織とサルファープリントを示す。この偏析線は, ESR 溶製により鋼塊内 S 含有量が著しく低下しているためサルファープリント上では認め難い。

510 t × 1900 W × 2300 H の鋼塊 (炭素鋼 0.15% C - 0.45% Si - 1.35% Mn) を 5 mm/min の溶解速度で溶製後, 鋼塊 1/2 幅面をガス切断し, 1/2 幅での縦断面ならびに底面より 1500 mm 高さでの横断面試料を平削, 研磨し組織観察用試料を作製した。この試料を約 80°C のピクリン酸飽和水溶液中で約 30 min 間腐食し, 一次組織を観察した結果を模式的に Fig. 11 に示した。鋼塊底面あるいは肌部は非常に緻密な組織を呈し, 底面よりの柱状晶は約 400 mm 高さまで伸びており, 一方側面からの柱状晶は水平軸に対し 45~50° 程の傾きで伸びているが, 中心部に近づくとともにその角度は小さくなる。また中心部はデンドライト状の等軸晶よりなり, 最終凝固位置に相当する頭部には収縮孔が認められる。問題のマクロ偏析線は底面より約 600 mm 高さで, 側面より伸びた柱状晶と中心部のデンドライト状等軸晶組織との境界近くに端を発し, 水平に対し約 80° の傾きで V 状に発達している。横断面では 2~4 mmφ の点状偏析として認められるが, 表層部, 中心部および両端部には認められない。

#### 4.2 偏析線の特徴

横断面での点状偏析の数カ所より, 3 mmφ のドリル

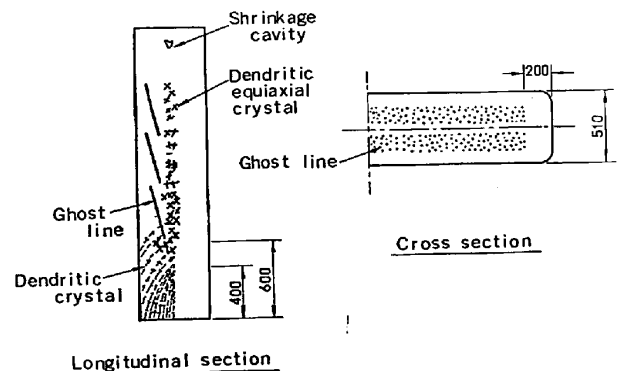


Fig. 11. Schematic macro structure of a large ESR ingot.

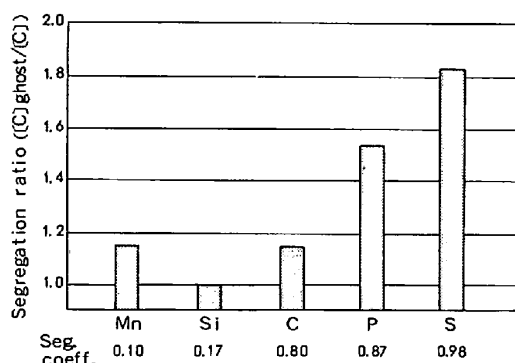


Fig. 12. Segregation of elements in a ghost line.

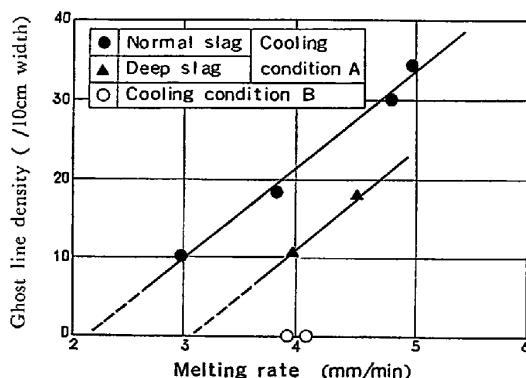


Fig. 13. Dependence of ghost line density on melting rate and melting conditions.

を用い約 10 mm 深さより分析用試料を採取し、正常部より同様の方法で採取した試料と共に化学分析に供した。各元素の濃化状況を偏析係数<sup>22)</sup>の大きさにより整理して、Fig. 12 に示した。いずれの元素も正偏析していることが確認された。C の偏析度が、偏析係数が大きい割に低いのは、他の元素に比較して固体中での拡散速度が大きいので、冷却過程で拡散し、濃度が低下したものと考えられる。さらに介在物量、ミクロポロシティーも正常部より多く、この部分の凝固が周囲より遅れたことが推察される。

また横断面での広幅方向中央での 10cm 幅当りの点状偏析の個数をマクロ偏析線密度と定義して、偏析程度の指標として後の検討に使用した。

#### 4-3 マクロ偏析線密度と溶解条件との関係

マクロ偏析線の発生防止を目標に、4 水準の溶解速度とスラグ浴深さを通常の約 2 倍にした 510 mm の鋼塊を合計 6 本製造し、溶解速度とマクロ偏析線密度との関係を求め、Fig. 13 に示した。通常の溶解法では約 2 mm/min、スラグ浴を深くすれば約 3 mm/min まで溶解速度を低下させれば、マクロ偏析線の発生が防止できることがわかった。

しかるに溶解速度の低下、スラグ浴深さの増大はいず

れも電力原単位を大幅に増大する<sup>2)</sup>とともに鋼塊の肌性状の悪化にもつながり問題が大きい。

これらの問題点を解決し、かつマクロ偏析線の発生を防止する方策を見出すために凝固時の溶鋼プール深さを凝固状態の指標に用いて、マクロ偏析線の発生する臨界条件を検討した。プール深さの測定のために、溶解途中で 3 mm 以下に破碎した Fe-S と Fe-W の細粒をおのおの約 8 kg トレーサーとして投入した。凝固後の鋼塊を切断し、サルファープリント上で溶鋼プール深さを実測した。Fe-S は溶鋼中に溶解し S は固相率 35% の点近くまで到達すると考えられている。これに対し Fe-W は Photo. 2 に見るごとく、Fe-S より、より深い位置まで到達し、その到達位置は固相線相当位置に近い点を示すと考えられる。

高さ方向のプール発達状況と、溶解速度と定常域でのプール深さとの関係を、後述する計算結果とともに Fig. 14, 15 に示した。4-1 項で述べたごとく 5 mm/min の溶解速度では鋼塊高さ 600 mm 以下ではマクロ偏析線の発生がなく、また前述のごとく溶解速度を 2 mm/

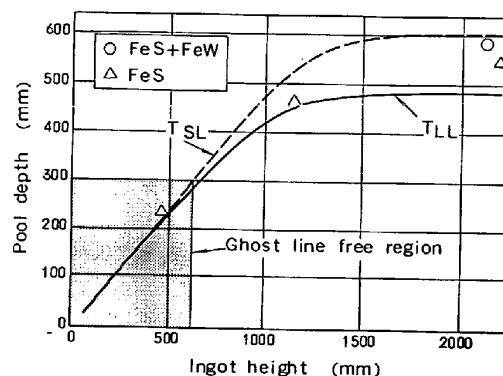


Fig. 14. Comparison of growth of pool-depth between computed and measured pool-depth.

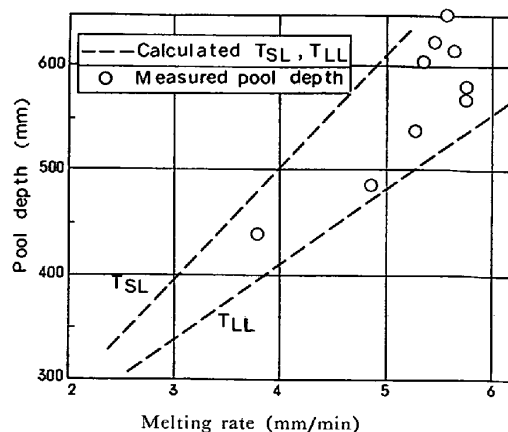


Fig. 15. Dependence of pool depth on melting rate.

min 以下にすれば、マクロ偏析線が全くなくなることが期待された。Fig. 14, 15 よりこれらの臨界条件はいずれも溶鋼プール深さが 300 mm 以下という条件に対応している。つまり現象的にはプール深さを 300 mm 以下にできればマクロ偏析線が防止できることが期待されたので凝固シミュレーションを利用して最適冷却条件を探索した。

4.4 冷却条件の設定とその効果の確認

冷却条件の設定のために、(1)式に示す 2次元の非定常熱伝導方程式を基本式として、次の境界条件のもとに定常域における液相線 ( $T_{LL}$ ) および固相線 ( $T_{SL}$ ) の、スラグ-溶鋼プール界面からの深さ、つまりプール深さに対するミスト冷却の適用方法の影響を検討し、最適冷却方式を求めた。

$$\frac{\partial T}{\partial t} = \alpha \left( \frac{\partial^2 T}{\partial x^2} + \frac{\partial^2 T}{\partial y^2} \right) \dots \dots \dots (1)$$

$$\alpha = \frac{\lambda}{\rho C_p}$$

$\lambda$  : 熱伝導率.  $\rho$  : 密度.  $C_p$  : 比熱

境界条件 :

1) スラグ-メタル浴界面の温度  $T_{S/M} = 1650^\circ\text{C}$

2) 溶鋼プール内での熱伝導率 ( $\lambda_{\text{eff}}$ )

$$\lambda_{\text{eff}} = 3.6 \lambda (\text{conductive}) \quad \lambda (\text{conductive}) = \text{静止浴内での熱伝導率}$$

3) 高さ方向各位置での総括熱抵抗の与え方 ( $R_S$ )

i) 鑄型内

$$R_S = \frac{1}{h_W} + \frac{d_{Cu}}{\lambda_{Cu}} + \frac{d_S}{\lambda_S} + \frac{d_A}{\lambda_A} + X \dots \dots \dots (2)$$

$h_W$  : 伝熱係数,  $\lambda_i$  :  $i$  の熱伝導率

$d_i$  :  $i$  層の厚み, Cu : 鑄型の銅

$S$  : スラグスキン,  $A$  : エア・ギャップ

$X$  : ふく射に關与する項

ii) 鑄型下端より下部

$$R_S = \frac{d_A}{\lambda_A} + X \dots \dots \dots (3)$$

iii) 気水冷却部

$$R_S = f(T_S, Q_W) \dots \dots \dots (4)$$

iv) 定盤での冷却

$$R_S = \frac{1}{h_W} + \frac{d_{Cu}}{\lambda_{Cu}} \dots \dots \dots (5)$$

上述の境界条件について若干補足説明すると i) のスラグ-メタル浴界面温度は、スラグ浴温度の実測値を参考に  $1650^\circ\text{C}$  とした。また、メタルプール中の熱伝導率 ( $\lambda_{\text{eff}}$ ) の値として、メタルプール内の流れの効果を考慮し、これまでの経験をもとに静止浴での熱伝導率  $\lambda(\text{con.})$

の 3.6 倍の値を採用した。さらに、ミスト冷却帯での熱抵抗は、実験データより、鋼塊の表面温度 ( $T_S$ ) とミスト中の水量 ( $Q_W$ ) の関数として与えた。

この計算により、ミスト冷却を特定の条件下で適用する冷却条件 B (B法) において、4 mm/min という溶解速度をとれば  $T_{SL}$ ,  $T_{LL}$  より推定した定常状態でのプール深さが、目標とする 300 mm を達成する可能性のあることを見出した。その結果を Fig. 16 に示す。シミュレーションによる推奨条件下(B法)で 4 mm/min の溶解速度で溶解実験を行い、その鋼塊の 1/2 幅での縦断マクロ組織を従来法である A法で溶製した鋼塊の組織と比較して Photo. 2 に示した。溶解末期に FeS と FeW をトレーサーとして投入し、実測したプール深さは約 310 mm となり、シミュレーションによる期待値の 300 mm とよく一致するとともに Photo. 2 に見るごとく、期待通りマクロ偏析線の全くない鋼塊が製造できた。この結果を溶解速度とマクロ偏析線密度との関係として、前述の Fig. 13 中に○印で示した。なお、図中○印が 2 個あるのは、同一条件で 2 回試験し、再現性を確認したことを意味する。

さらに本法には一次組織を微細化し緻密にする効果が

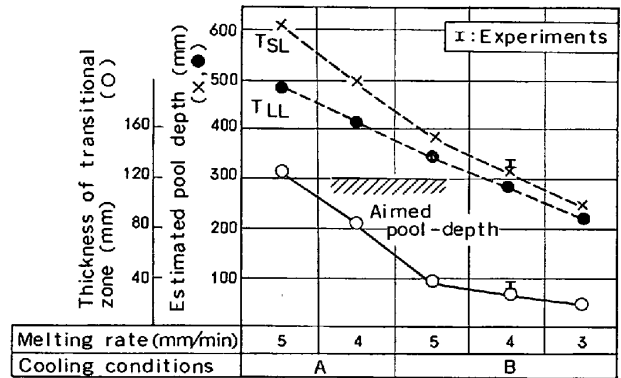


Fig. 16. Pool-depth estimated by calculations.

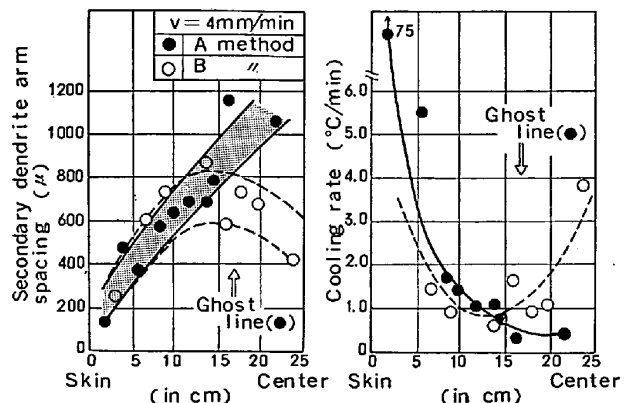


Fig. 17. Comparison of dendrite arm spacings.



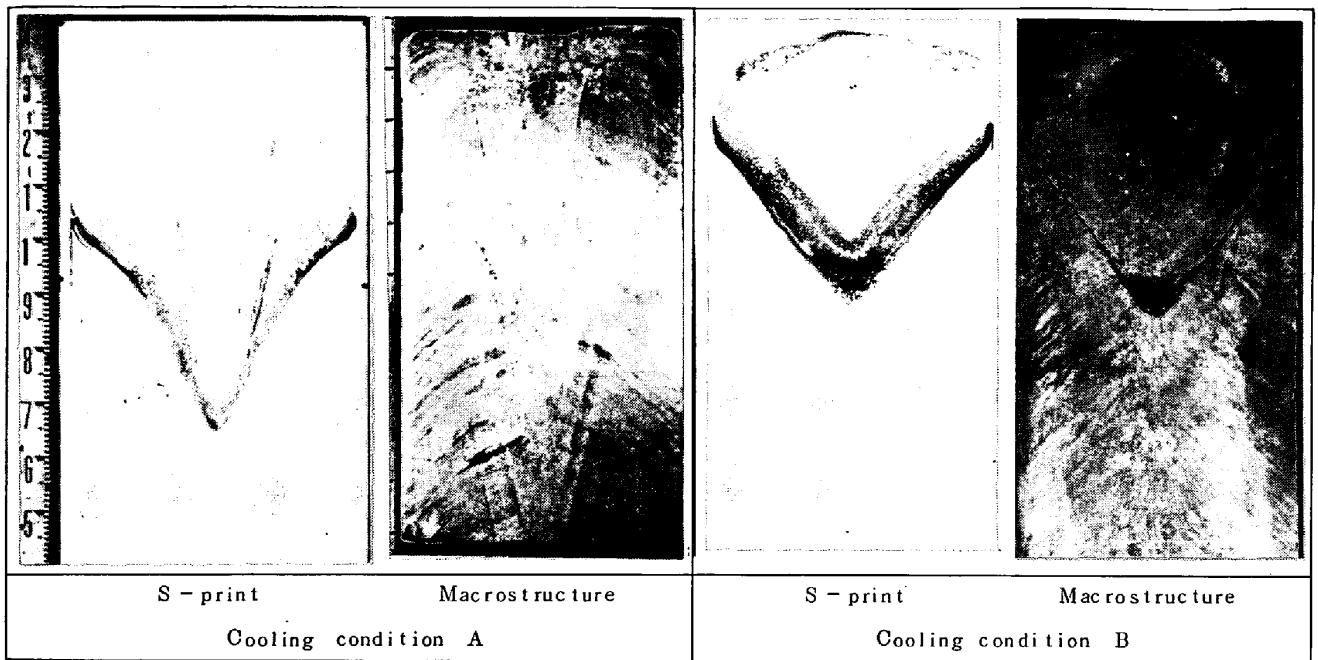


Photo. 2. Comparison of the structure of the ESR ingot produced under A-and B-cooling condition.

あることを, Fig. 17 に二次アームスペーシングの実測値で示した. 新法であるB法では, 鋼塊厚み全域で冷却速度が  $0.5^{\circ}\text{C}/\text{min}$  以上であり, 中心部まで加速冷却されていることが確認された. なお冷却速度の算出には鈴木<sup>24)</sup>らの式を用いた.

4.5 鋼塊内における成分変動

鋼塊内での成分元素の分布を調査するために,  $510\text{t} \times 2400\text{W} \times 3500\text{H}$  (約 33.7 t) の鋼塊を1本切断し, 鋼塊内の成分変動を調査<sup>2)</sup>した. 一例としてCの分布を

Fig. 18 に示した. 通常の造塊法で製造する大型鋼塊で認められる<sup>25)</sup>ごとき, 底部の負偏析, 頭部の正偏析は全くなく, ESR 鋼塊の均質性がはつきり認識され, 均質な大型素材の製造法として卓越した方法であることが理解できる.

5. ESR 材の材質特性

ESR 鋼塊では, S, O などの不純物や非金属介在物が少なく, 圧延された鋼材中にも延伸された大型介在物がきわめて少い. Fig. 19<sup>26)</sup>に圧延鋼板中のS量と介在物総長さの関係を示す. ESR 溶解時におけるスラグの選定および雰囲気制御の結果として, 0.002% 以下の低Sレベルが安定して得られ, 介在物の長さも電気炉 (EF) 材や LF (Ladle Furnace) 材に比較して短かくなっている. また, 前述のように ESR 鋼塊では成分偏析もなく, 中心部まで緻密で均一な組織が得られる. このような内部性状は鋼材の材質特性と密接な関係があるので, ESR による大幅な材質向上が期待できる. ここでは ESR 鋼塊から圧延した厚鋼板の材質特性について述べる.

5.1 衝撃特性

圧延鋼材の衝撃特性がSなどの不純物や非金属介在物に影響されることはよく知られている<sup>27)28)</sup>. ESR 材では不純物および介在物が著しく少ないので衝撃値が大幅に向上する. Fig. 20, 21, 22 に各種厚板の衝撃特性を示す. いずれの鋼種でも ESR 材は電炉材と比べても高

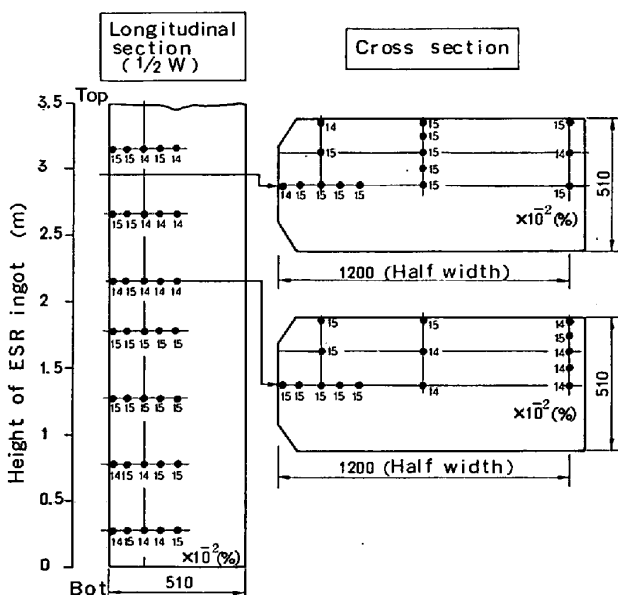


Fig. 18. Carbon distribution in ESR ingot.

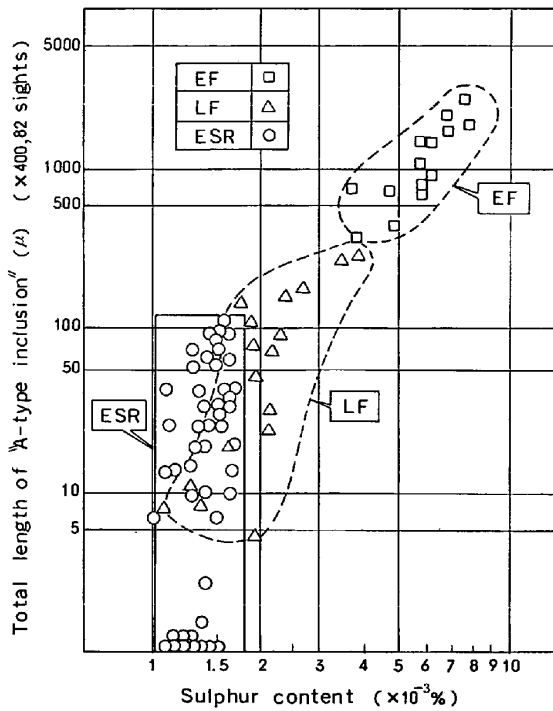


Fig. 19. Relation between total length of inclusions and sulphur content.<sup>26)</sup>

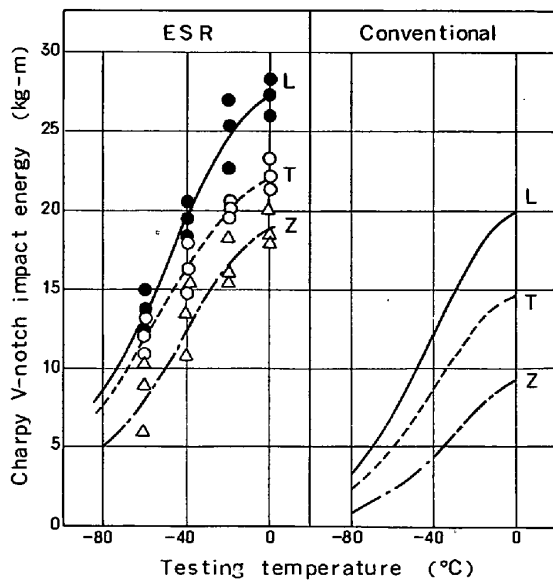


Fig. 20. Impact properties of Si-Mn steels (HT50, plate thickness 100 mm).

い衝撃値が得られている。とくに、Fig. 20 からわかるように板厚方向 (Z 方向) の衝撃値の向上が大きい。

5.2 異方性および均質性

ESR 材では圧延方向と直角方向 (T 方向) や Z 方向の衝撃値の向上が著しく、圧延方向 (L 方向) との差が小さくなり異方性が改善されている。(Fig. 20 参照)

Fig. 23 は板厚の 1/4 相当部と板厚中心部から衝撃試

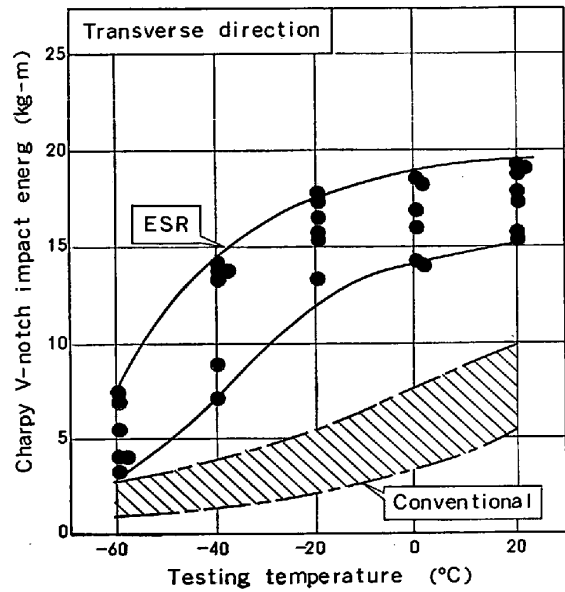


Fig. 21. Impact properties of high tensile strength steels (HT 80, Plate thickness 100 mm).

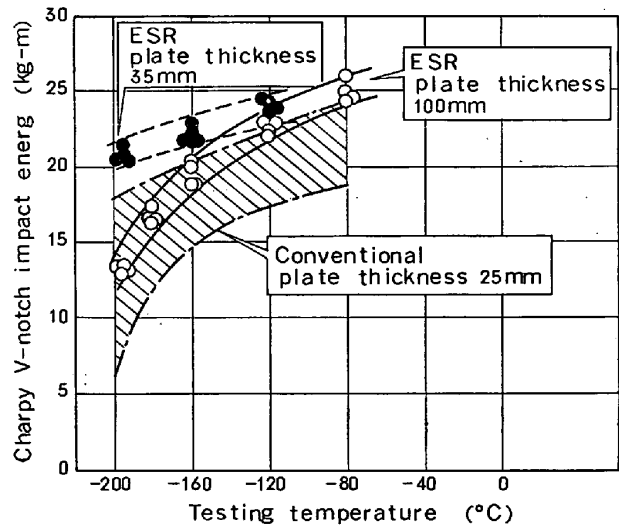


Fig. 22. Impact properties of 9%Ni steels. (Transverse direction).

験片を採取してその試験値を比較した図である。1/4 部と中心部の試験値に差はなく、板厚方向のいずれの位置でも安定した特性を示すことがわかる。また、Fig. 24 に板厚方向引張り試験における絞り値 (RA<sub>(Z)</sub>) を鋼板内の各位置について調査した結果を示す。RA<sub>(Z)</sub> は試験片の採取位置に関係なく高い値が得られ、板内変動は認められない。異方性の改善および均質性の向上は鋼板の材質に対する信頼度を高めるとともに、とくに RA<sub>(Z)</sub> の向上は大型構造物の溶接部に見られるラメラティアに対してきわめて有利とされている<sup>29)</sup>。Fig. 25 は各種板厚の ESR 材の RA<sub>(Z)</sub> を通常材と比較した図である。ESR 材では安定して高い RA<sub>(Z)</sub> が得られることがわか

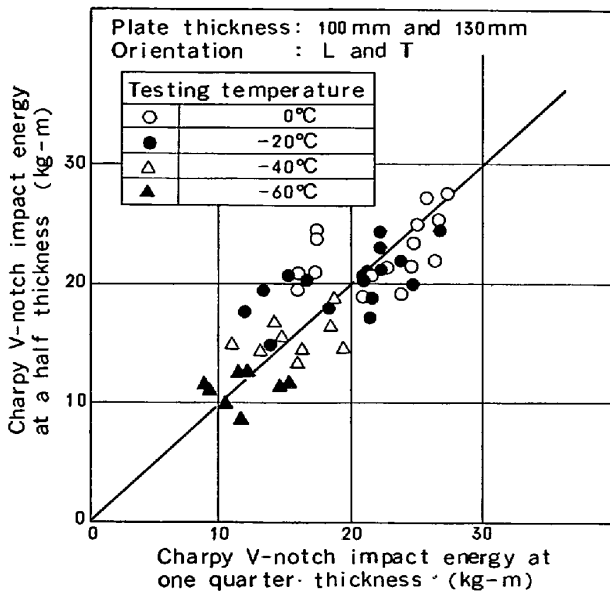


Fig. 23. Comparison of impact properties at one quarter and half thickness of Si-Mn steels (HT 50).

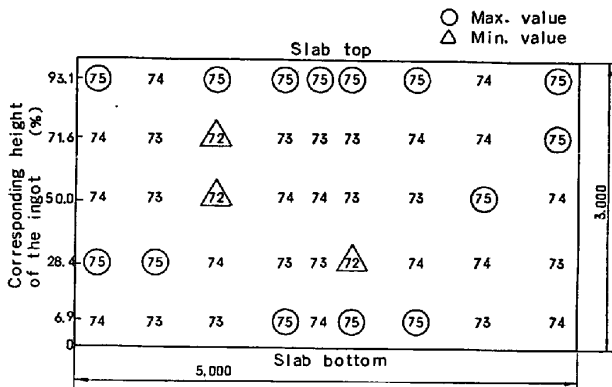


Fig. 24. RA(z) distribution of Si-Mn steels. (HT 50, plate thickness 100 mm)

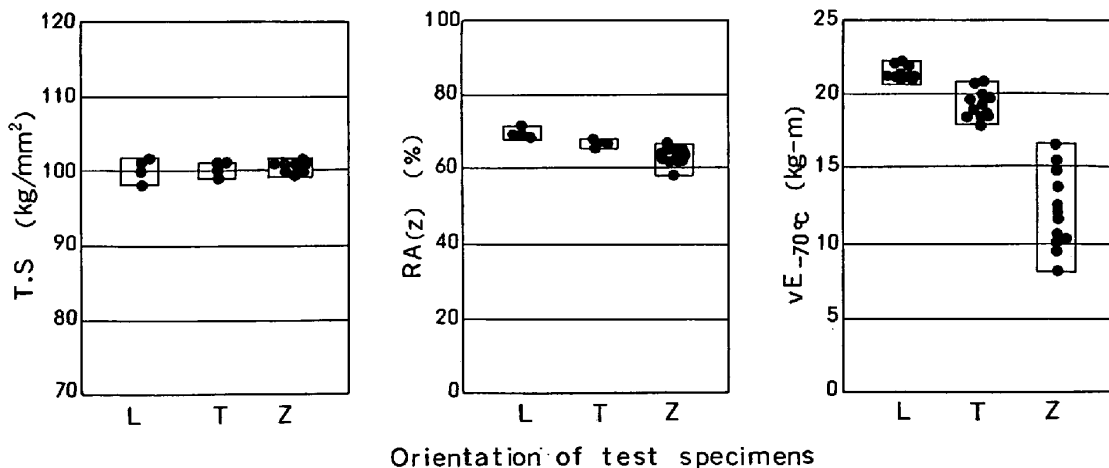


Fig. 26. Mechanical properties of 5 Ni-Cr-Mo-V steels (plate thickness 65 mm).

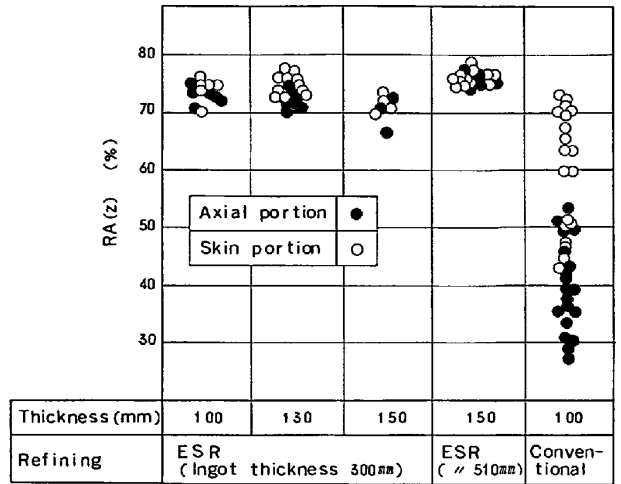


Fig. 25. RA(z) of Si-Mn steels. (HT 50)

る。また、圧下比(鋼塊厚み/板厚)が2の場合でも、高いRA(z)が得られている。

### 5.3 高級鋼への適用例

ESR材は靱性がすぐれているばかりでなく、板厚方向の特性も良好で板内変動も小さいので、高い信頼性が要求される高級部材に適していると考えられる。Fig. 26に高強度、高靱性が要求される強靱鋼(5Ni-Cr-Mo-V)の材質を示す。引張強さには異方性はほとんどなく、100 kg/mm<sup>2</sup>級の高強度にもかかわらず、Z方向の衝撃値もvE-70°Cで8 kg-m以上の高い値が得られている。Fig. 22の9%Ni鋼の例では板厚100mmの極厚板でも良好な低温靱性が得られている。

## 6. 考察

### 6.1 脱硫について

本文中で述べたごとく40t ESR溶製時の脱硫はほと

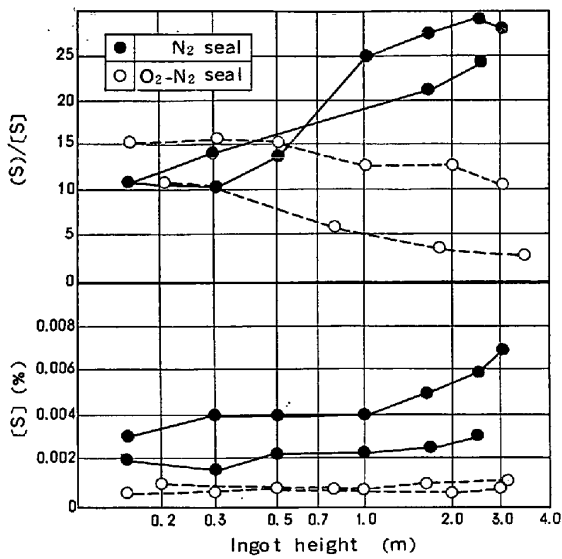
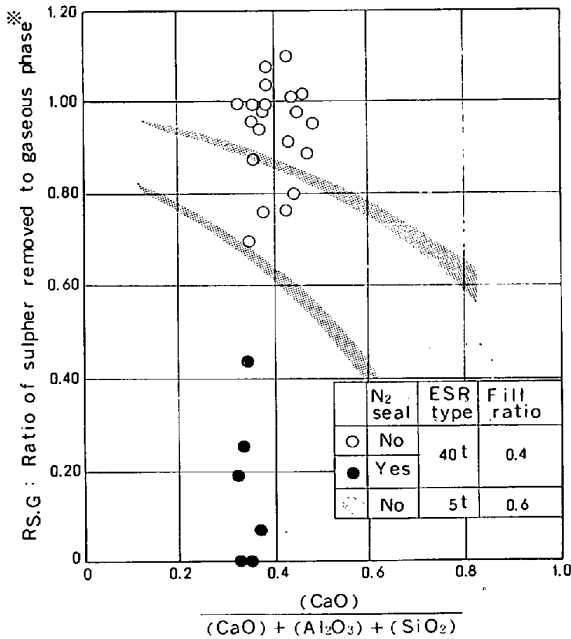


Fig. 27. Change of (S)/[S] and [S] along the ingot height.



$$*RS.G = \frac{\text{Total input S} - \text{S recovered in ESR ingot and slag}}{\text{S in electrode} - \text{S in ESR ingot}}$$

Fig. 28. Relation between  $R_{S.G}$  and slag composition.

んど気化脱硫により進行すると考えられる。溶製時の脱硫挙動を見るべく、溶製経過にともなう溶鋼プール中 [S] ならびに、硫黄の分配比 (S)/[S] の経時変化を  $N_2$  シール時と  $N_2+O_2$  雰囲気コントロール時に分けて Fig. 27 に示した。 $N_2$  シール時には [S] がしだいに上昇するのに対し、 $N_2+O_2$  雰囲気使用時には、ほとんど [S] の上昇は認められない。この差は分配比の挙動にもはつきりと認められる。すなわち (S)/[S] は溶解初期は 10~15 であるが  $N_2$  シール時には溶解経過とともに急激に上昇し、25~30 に達する。これに対し、 $N_2+O_2$

雰囲気使用時には (S)/[S] は逆にわずかに低下して 3~10 の値となる。

つまり ESR 溶製時の脱硫促進には気化脱硫の活用が最も有効である。(S)/[S] は平衡分配係数より著しく小さく、気化脱硫の影響を強くうけているといえる。

次に、ESR 溶製時の気化脱硫量の素材電極と ESR 鋼塊間での脱硫量に対する割合を、5 t ESR の実績とスラグ特性値を考慮して比較したのが Fig. 28 である。

40 t ESR 炉は、5 t ESR 炉に比較してより気化脱硫に有利な条件にあることがわかる。 $R_{S.G}$  が 1.0 より大きいのは (S) の初期濃度が高く、ESR 溶製時に (S) 自体が低下したことを意味する。

40 t ESR 炉で気化脱硫が進行しやすい理由の一つは Fill Ratio が 5 t ESR 炉より小さいことによる。また、 $N_2$  シール時にも若干の気化脱硫が認められているが、これはシールが不完全だったケースに相当するものと考えられる。

### 6.2 マクロ偏析線の生成機構について

大型 ESR 鋼塊内で観察されるマクロ偏析線は、普通鋼塊本体内で観察されるマクロ偏析線が、 $\wedge$  状であるのに対して、 $\vee$  状に発達しむしろ形状は普通鋼塊の押湯部で観察される偏析線<sup>32)</sup>に似ている。ESR 鋼塊の偏析線

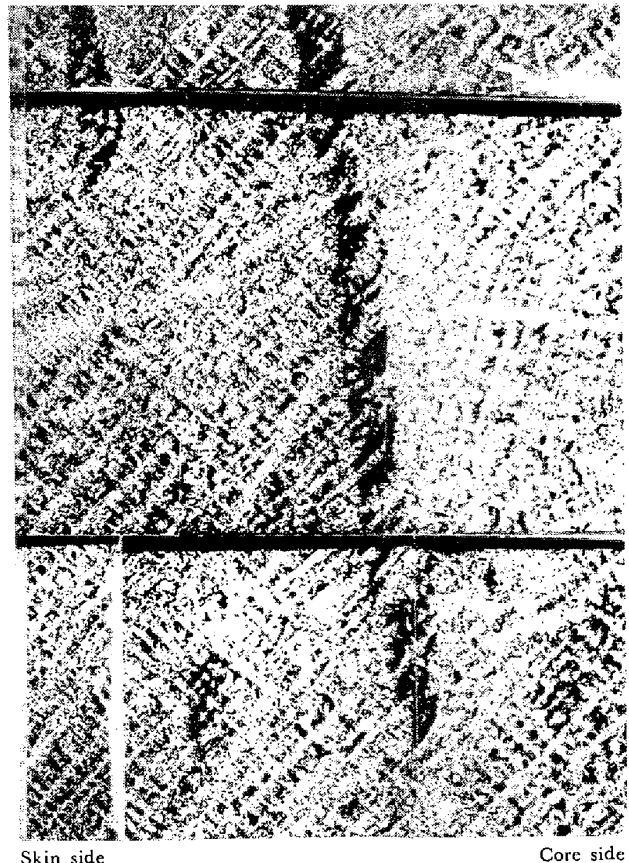


Photo. 3. Primary structure and ghost line.

がV状を呈する理由<sup>30)~34)</sup>と、偏析線の生成する臨界条件についてこれまでの研究結果と比較検討して考察した。

普通鋼塊で観察される偏析線に関して、その成長方向は、偏析線の浮上速度と凝固前面の進行速度とのベクトル和の方向になるものと一般に考えられている。さらに押湯部の偏析線がV状を呈する理由として、田代<sup>32)</sup>らは押湯部上部では溶質成分の濃化が大きくなっているため、この部分の溶鋼の密度は浮上してきた偏析線のそれより小さくなり、したがって偏析線にはこの時点を超えて逆に沈下現象が生じ、この沈下現象と浮上による押し上げの相互作用で比較的溶質富化の少ない外周部方向へわん曲するためと説明している。しかし、この説明では外周部方向へわん曲する必然性が十分に説明されていない。

Photo. 3 には、本実験で観察された偏析線を、ピクリン酸飽和水溶液によりエッチし、デンドライト組織とともに示した。中央部に斜めに太く伸びているのが偏析線であり、その発端はデンドライトの樹間にあり、斜め上方の樹間の濃化溶鋼を順次統合して行く様子がうかがえる。

また、偏析線では鋼塊の内側から優先的にデンドライトが伸び、外側に濃化溶鋼が残り組織の境界が明瞭になっている。(なお、写真中の水平方向に走る2本の黒い線は写真の接合部である。)

偏析線の外側は柱状晶状デンドライトであるが、その方位は水平方向に対して約45~50°とばらついており、デンドライト方位の不整合により一次の樹間が異常に大きくなる点が生ずるはずである。このような点では凝固分率が高い位置での樹間残溶鋼、すなわち溶質濃化が十分に進行し浮上力を有する樹間の残溶鋼が流動可能となり浮上しやすくなる。したがって、このような点が偏析線の起点になると考えられる。

普通鋼塊本体では凝固前面がほぼ鉛直になった状態で凝固が進行するので、浮上開始した濃化溶鋼は凝固前面

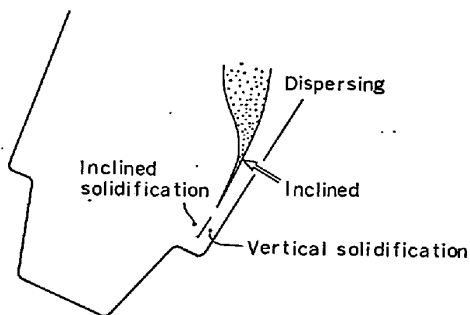


Fig. 29. Schematic model of an inclined ingot<sup>35)</sup>.

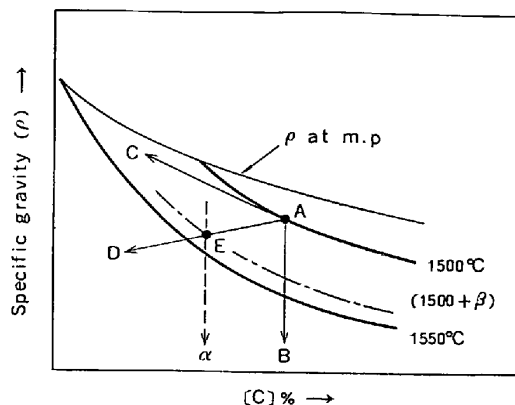


Fig. 30. Change of specific gravity by segregation streaks floating-up<sup>36)</sup>.

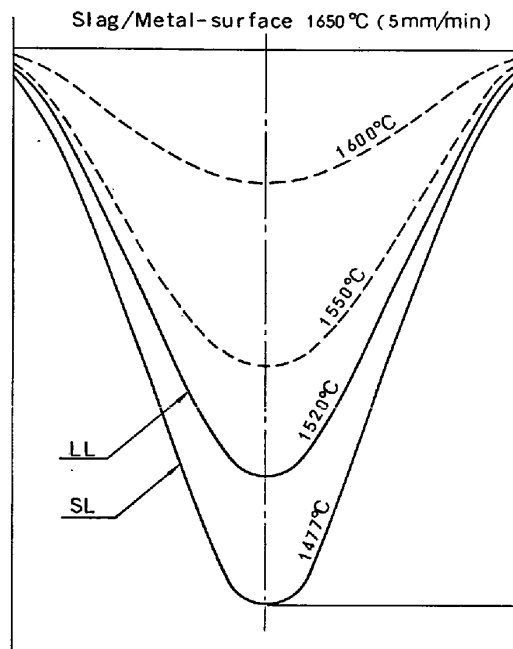


Fig. 31. Calculated temperature distribution in liquid steel pool.

に沿って浮上し、順次周辺の樹間から濃化溶鋼を補給されつつストリーク状に発達する。

これに対して凝固前面がV状をなす際には Fig. 29<sup>35)</sup>に示すごとく、濃化溶鋼は鉛直方向に浮上すると考えられている。すなわち、鋼塊を凝固途中で傾斜させると凝固前面が鉛直からV状に変化するとともにストリーク状に発達していた偏析線は、凝固前面を離れて鉛直に浮上を開始し次いで拡散肥大化する現象が観察されている。次に樹間より鉛直方向に浮上開始した濃化溶鋼が、ESR鋼塊では Fig. 29 に示したごとくどんどん上方に浮上していかない理由を考えてみる。

溶鋼の密度は溶質濃度とその温度によつて変り、溶鋼密度と温度、溶質濃度との間には Fig. 30 のごとき関

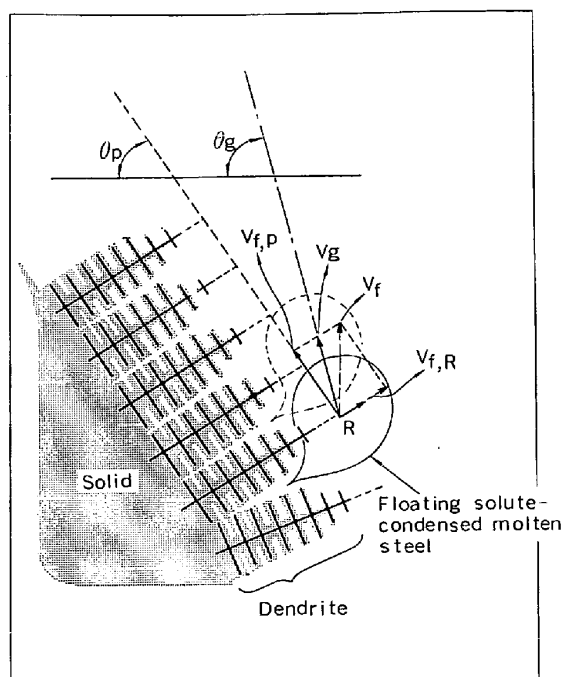


Fig. 32. Schematic representation of the growth of V-segregation streaks.

係<sup>36)</sup>が認められる。さらに、普通鋼塊の凝固前面の未凝固域ではほとんど温度が均一なのに対して、ESRの溶鋼プール内には Fig. 31 に示すごとき温度分布がある。

樹間の濃化溶鋼を Fig. 30 中の A とすると、A は浮上開始とともに温度上昇し A→B へと密度低下し、さらに C などの溶質の拡散による濃度低下により、A→C へと密度上昇するので両方の効果が合わさって浮上とともに A→D に密度が変化する。一方プール内溶鋼には Fig. 31 のごとき温度分布があるものの、溶質濃度は一定と考えられるので、この濃度を  $\alpha$  とすれば溶鋼プール内の凝固前面での密度分布は、温度分布と対応して点線で示すように低下する。したがって、浮上してくる濃化溶鋼とプール内溶鋼とは E 点に相当する温度で密度差がなくなり、その位置で停滞する。このような現象が連鎖的に起こり、偏析線に発達するものと考えられる。

マクロ偏析線の組織写真や前述の考えを総合して、マクロ偏析線の成長機構を模式的に Fig. 32 に示す。

つまり特別に大きな樹間などの濃化溶鋼の浮上しやすい点に端を発した濃化溶鋼は、隣接する樹間の濃化溶鋼を統合しつつ浮上するが、前述の E 点に対応する位置で停滞しつつ成長していく。したがってその成長方向 ( $\theta_g$ ) は濃縮溶鋼の浮上速度 ( $V_f$ ) の凝固前面に平行な方向のベクトル ( $V_{f,p}$ ) と、凝固前面の進行速度 ( $R$ ) とのベクトル和の方向 ( $V_g$ ) になるものと考えられる。浮上速度の凝固方向ベクトル ( $V_{f,r}$ ) は偏析線の広がり、すなわち

偏析線の太さを支配すると考えられる。なお  $\theta_p$  は凝固前面が水平となす角を示す。

本実験でマクロ偏析が発生したものについて、凝固前面の進行速度 ( $R$ )、 $\theta_p$ 、 $\theta_g$  より、隣接する濃化溶鋼を統合する時点での、鉛直方向への浮上速度を算出すると、その値 ( $V_f$ ) は 8.7~10.3 mm/min 程度の値となる。

さらに、マクロ偏析線の発生のない場合は、ESR 材での溶質の濃化偏析がない点を考慮すれば、組織の微細化などによりマクロ偏析発生の起点となる樹間溶鋼の浮上が起り得ない場合に相当するものと考えられる。

次に偏析線生成の臨界条件を検討する。この臨界条件についてこれまでに、以下に述べる説が提出されている。COPLEY<sup>38)</sup>らは  $\text{NH}_4\text{Cl}$  水溶液を上向きに凍結してゆくと、固液共存域内を噴出上昇する相があることを認めており、その噴出のしやすさを示すフレックルポテンシャルを定義し、この値は温度勾配 ( $G$ ) の 2 乗に逆比例し、したがって  $G$  がある値以下ではフレックルが発生するとしている。これは凝固遷移層の厚み ( $X_r$ ) がある厚さ以上になることに対応する。

田代<sup>37)</sup>らは普通鋼塊での逆 V 偏析線は凝固遷移層厚みが 4.0 cm 以上になると発生するとしており、また鈴木<sup>34)</sup>らは固相分率 30~35% の面を凝固前面と考え、この点での凝固速度 ( $R$  mm/min) と冷却速度 ( $\epsilon$  °C/min) の間に (6) 式の関係が成立する際に逆 V 偏析線が発生することを見出している。

$$\epsilon \leq 8.75R^{-1.1} \dots \dots \dots (6)$$

$\epsilon = 8.75R^{-1.1}$  に相当する凝固遷移層厚み ( $X_r$ ) を  $X_r = (T_{LL} - T_{SL}) / (\epsilon / R)$  として算出すると、6.8~50 cm まで変化し田代<sup>37)</sup>らの条件とは一致しないことになる。さらに ESR 材について原<sup>39)</sup>らは凝固前面の進行速度 ( $R$ ) の水平方向成分 ( $R_r$ ) が鉛直方向成分 ( $R_L$ ) より大きい際に、つまり凝固前面が水平となす角 ( $\theta_p$ ) が 45° 以上の際に偏析線が発生するとしている。これまで報告されている偏析線生起の臨界条件と、これに相当する特性値

Table 1. Comparison of the critical conditions suppressing occurrence of ghost line.

Ingot or ESR	Ref.	Critical condition	T. Niimi <sup>※</sup> (16)	Present work
Ingot	Tashiro <sup>(37)</sup>	1) $X_r \leq 4.0 \text{ cm}$ ( $C = 0.2 \sim 0.9\%$ )	~4.1 cm	4.0 cm
	Suzuki <sup>(34)</sup>	2) $\epsilon > 8.75R^{-1.1}$	$\epsilon = 2.4$ $R = 0.158$	$\epsilon = 0.6$ $R = 2.44$
ESR	Hara <sup>(39)</sup>	3) $\theta_p \leq 45^\circ$	?	52.5°

※ Ghost line is not yet completely suppressed.

を本実験結果ならびに、T. NIIMI<sup>16)</sup>らの結果よりまとめて Table 1 に示した。

凝固遷移層厚みが小さくなれば偏析線が軽微になる点では、田代らの条件は ESR 鋼塊にもあてはまる。本実験結果、T. NIIMI らの結果は、鈴木らの与えた条件では偏析線生成域に入り、また原らの示した条件についても本研究の B 法で溶製した鋼塊の  $\theta_p$  が  $52.5^\circ$  と偏析線発生域内に入っているにもかかわらず、実際には偏析線が全く認められなかつたこととわかるように、いずれも本実験結果にはあてはまらなかつた。これは田代らの臨界値が 0.2~0.9% C までの広い鋼種に対し適合性をもっているのに対し、鈴木らおよび原らの結果は特定鋼種における臨界条件を述べているためと考えられる。

## 7. 結 言

40 t 大型スラブ用 ESR 鋼塊の精錬と品質に関し、その概要をまとめ、低硫、高纯净度で緻密な組織を有し、高い材質特性と均質性のすぐれた大型素材が提供できることを示した。大型スラブの製造体制を確立する中で確認された点を以下に総括した。

(1) 清浄化効果：ESR 処理により A 系の介在物がほぼ皆無となり、残留する酸化物系介在物は大幅に小型化し、 $15\mu$  以下となる。また、従来の鋼塊とことなり、介在物の中心への局部集積がなく極めて均質となる。

(2) 脱硫：ESR における脱硫を十分に達成するには、気化脱硫を積極的に利用する必要があり、0.002% 以下の S レベルの製品を安定して製造できる。

(3) 脱酸：[O] レベルは  $1750\sim 1800^\circ\text{C}$  での [Al] との平衡に相当する値になるが、この温度はスラグ浴温度の実測値より約  $100\sim 150^\circ\text{C}$  高い値となる。

(4) 低水素化：低水素化にはスラグの再使用と、スラグ浴上面の  $\text{N}_2$  ガスと  $\text{O}_2$  ガスとの混合ガスによる雰囲気中  $P_{\text{H}_2\text{O}}$  のコントロールの効果が大きく、鋼塊全長にわたり 1 ppm 以下の低水素レベルの確保が可能である。

(5) 内質：510 mm 厚の大型の炭素鋼鋼塊内で発生するマクロ偏析線を、ミスト冷却を利用し、消滅させる溶解法を開発した。また、鋼塊内の成分偏析は極めて少く均質である。

(6) 材質：靱性および延性が大幅に向上し、かつ異方性が減少する。さらに板内変動が極めて少ない均質な、信頼性の高い材料を製造できる。

終りに臨み本研究を遂行するに当たり、データの収集と各種調査に協力された、副島薫、松崎秀生、石川憲雄、

松藤茂行、斎田一仁、木庭昌輝、後藤武幸、山田直臣、中原哲男の諸氏と、凝固シミュレーション計算にあたって種々助言をいただいた斎藤力研究員に心より感謝いたします。

## 文 献

- 1) H. KAJIOKA, K. YAMAGUCHI, N. SATO, K. SOEJIMA, and S. SAKAGUCHI: Proc. 4th. Int. Symp. on ESR, Tokyo (1973), p. 102
- 2) 新日鉄八幡製鉄所：特殊鋼部会資料 (1975)
- 3) 新日鉄八幡製鉄所：特殊鋼部会資料 (1976)
- 4) 西脇 実, 森山 康, 佐藤宣雄：特殊鋼, 25 (1976) 3, p. 54
- 5) M. M. KPUEV and A. F. KABPUKOVSKY: 最近エソクトロスラグ冶金法, S 45, p. 152 (日ソ通信社)
- 6) A. CHOUDHRY, J. KLINGERHÖFER, and M. WALSTER: Proc. 2nd. Int. Symp. on ESR Part II, Pittsburgh (1969), p. 161
- 7) H. MISKA and M. WALSTER: Arch. Eisenhüttenw., 44 (1973), p. 19
- 8) A. MCLEAN and R. G. WARD: JISI, 204 (1966), p. 8
- 9) 梶岡博幸, 石川英毅, 坂口庄一, 副島 薫：鉄と鋼, 61 (1975), A 65
- 10) W. HOLZGRUBER, A. SCHNEIDHOFER, and H. JAEGER: Int. Symp. on Special Electrometallurgy Kiev (1972), p. 306
- 11) N. POCKLINGTON: JISI, 211 (1973), p. 306
- 12) B. I. MEDOVAR, V. I. ARTAMNOV, V. M. MARTIN, and N. N. KALINJUK: Int. Symp. on Special Electrometallurgy Part I, Kiev (1972), p. 101
- 13) J. H. WALSH, J. CHIPMAN, P. B. KING, and N. J. GRANT: J. Metals, 8 (1956), p. 1568
- 14) L. E. RUSSEL: J. Soc. Glass. Tech., 41 (1957), p. 304
- 15) 中村 泰, 原島和海：鉄と鋼, 62 (1976), S 499
- 16) T. NIIMI, M. MIURA, S. MATSUMOTO, and A. SUZUKI: Proc. 4th. Int. Symp. on ESR, Tokyo, June (1973), p. 322/336
- 17) W. HOLZGRUBER, P. MACHNER, Ch. KUBISCH, and L. SCHWARZ: Report from the Research and Development Departments of Böhler Bros. Co. Ltd.
- 18) Yu. V. LATASH and B. I. MEDOVAR: Electroslag Melting, p. 76
- 19) 鈴木是明, 宮本剛汎：鉄と鋼, 62 (1976), S 457
- 20) 高橋忠義, 工藤昌行：鉄と鋼, 62 (1976), S 455
- 21) 広瀬 豊, 大河平和男, 副島 薫, 佐藤宣雄：鉄と鋼, 62 (1976), S 501
- 22) D. C. HILTY, et al: Electric Furnace Steelmaking vol. II. (1963) [John Wiley & Sons] New York
- 23) 鈴木是明, 宮本剛汎：鉄と鋼, 63 (1977), p. 55
- 24) 鈴木 章, 鈴木 武, 長岡 豊, 岩田至弘：金属学会誌, 32 (1968), p. 1301
- 25) 例えば 平原弘章, 橋尾守規, 丸川雄浄, 白石博章：鉄と鋼, 62 (1976), p. 1641
- 26) 清水高治, 矢野清之助, 中原哲男, 斎田一仁, 広瀬 豊：鉄と鋼, (1976), S 710

- 27) 学振製鋼 19 委員会: 鉄鋼と合金元素 (下) 1966, p. 197 [誠文堂新光社]
- 28) 小指軍夫: 鉄と鋼, 61 (1975) 14, p. 2998
- 29) 金沢正午, 山戸一成, 井上尚志, 橋本勝邦: 溶接学会全国大会講演概要第 12 集 (April 1973) p.46
- 30) 荻原 徹, 高橋忠義: 鉄と鋼, 53 (1967) 1, p. 27/37
- 31) 成田貴一, 谷口政行: 鉄と鋼, 56 (1970) 2, p. 212
- 32) 田代晃一, 藪木 透, 木村重夫: 鉄と鋼, 57 (1971) 10, p. 1654
- 33) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 63 (1977) 1, p. 45
- 34) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 63 (1977) 1, p. 53
- 35) 守川平四郎, 小野寺真作, 荒木田豊: 鉄と鋼, 44 (1958) 11, p. 1259
- 36) C. BENEDICKS, et al: Arch. Eisenhüttenw., 3 (1929/30), p. 473
- 37) 田代晃一, 藪木 透, 木村重夫: 鉄と鋼, 57 (1971) 9, p. 1479
- 38) S. M. COPLEY, A. F. GIAMEI, S. M. JOHNSON, and M. F. HORNBECKER: Met. Trans., 1 (1970), p. 2193
- 39) 原 貞夫, 舟崎光則, 谷口晃造: 鉄と鋼, 62 (1976), S97