

大型鍛造用鋼塊の製造法*

中 川 義 隆**

Production Process of Large Forging Ingots

Yoshitaka NAKAGAWA

1. 緒 言

原子力発電，石油化学工業，製鉄製鋼業の設備は，最近，急速に巨大化され，このために使用される機器部品も特に大型化し，かつ，その品質的要求も非常に高度のものとなっている。

これらの機器部品を製造するため，超大型の鋼塊や鋳鋼塊が素材として必要とされるが，形状が大型化すればする程，内部性状が健全で所要の品質要求を満足する鋼塊や鋳物を作ることは困難となる。

健全性や品質維持に大きな影響をあたえる鋼塊などの不均質性の原因は，鋼塊の凝固に際しての鋼の物理的および化学的性質の変化に基づくものである。鋼の液体および固体における各種元素の溶解度および拡散速度，密度，熱伝導度などの相違は各種成分の偏析，引け巣，パイプ，気泡，介在物などの欠陥を生じ，鋼塊などの不均質性の原因となる。

特に鋼塊などが大型化するにつれて小型のものに比較した上記の諸現象が急速に助長される。

一般に，良質な鋼塊をうるためには，溶鋼の十分な精錬が基礎となるが，均質，無欠陥なものをうるためには上記の理由により溶鋼の凝固過程の適切なるコントロールが必要である。従来，このために，鋼塊形状，押湯形状，押湯の加熱保温，鑄込温度，鑄込速度，注入方法などに多くの研究や試みがなされているが，最近では，積極的に溶鋼の凝固そのものに影響をあたえ，凝固速度，凝固方向などをもコントロールして均質，無欠陥の鋼塊をうるための方法が採用されつつある。

特に従来は比較的小型なものに適用されることの多かった上記方法も大型化の要求に対応して，超大型のものにも試みられて効果をあげている。

本報では，最近の大型鋼塊製造法の趨勢について記述する。

2. 通常の製造法による大型鋼塊の性状

通常の製造法によつて作られた鋼塊の性状とそれに発生する各種欠陥の成因については，多くの人により数多くの解説がされており，筆者も既に本誌 57 (1971)No. 7, p. 125 に詳細を述べたので細部については省略する。しかし，前述のように小型鋼塊と大型鋼塊では，凝固にともなつて起こる諸現象の程度が異なるので，両者を比較しながら大型鋼塊の性状と各種欠陥の発生状況について簡単に説明する。

2.1 鋼塊の組織分布とその大型化の影響

キルド鋼塊は，その形状や大きさによつて，組織分布や欠陥の分布は異なるが，その現れ方は基本的に同じ傾向にある。

大きさの異なる鋼塊の縦断面のサルファプリントおよびマクロ腐蝕の状況を Photo. 1, 2 および 3 に，また，組織分布の模式的状況を Fig. 1 に示した。

2.1.1 チル晶部および柱状晶部

鋳型壁と接する部分の溶鋼は急冷凝固する。この部分は結晶が微細で方向性のないことを特徴とし，通常チル晶部と称している。この部分は一般に薄い層である。急冷凝固するため成分的偏析はないが，介在物の浮揚の機会が少ないため鑄込時の溶鋼中に存在する介在物がそのまま残存し，砂疵系の欠陥を生じやすい。また鋳型塗料などの影響や空気の捲込みなどに原因して微細なブローホールを生ずることもある。しかし，鋼塊の大小によつて，その発生状況や各種欠陥の程度などにはほとんど影響されない。

チル晶から内部に，鋳型壁に対して直角よりやや上向きに中心に向かつて柱状に発達した結晶部を柱状晶部と称している。Photo. 1 に示すように柱状晶はきわめて明確な方向性を有し，これは凝固時の熱放散の方向と一致している。

柱状晶の成長の状況は鑄込温度や鋼種によつて異なる

* 昭和 53 年 2 月 17 日受付 (Received Feb. 17, 1978) (依頼技術資料)

** (株)日本製鋼所室蘭製作所 理博 (Muroran Works, The Japan Steel Works Ltd., 4 Chatsu-cho Muroran 051)

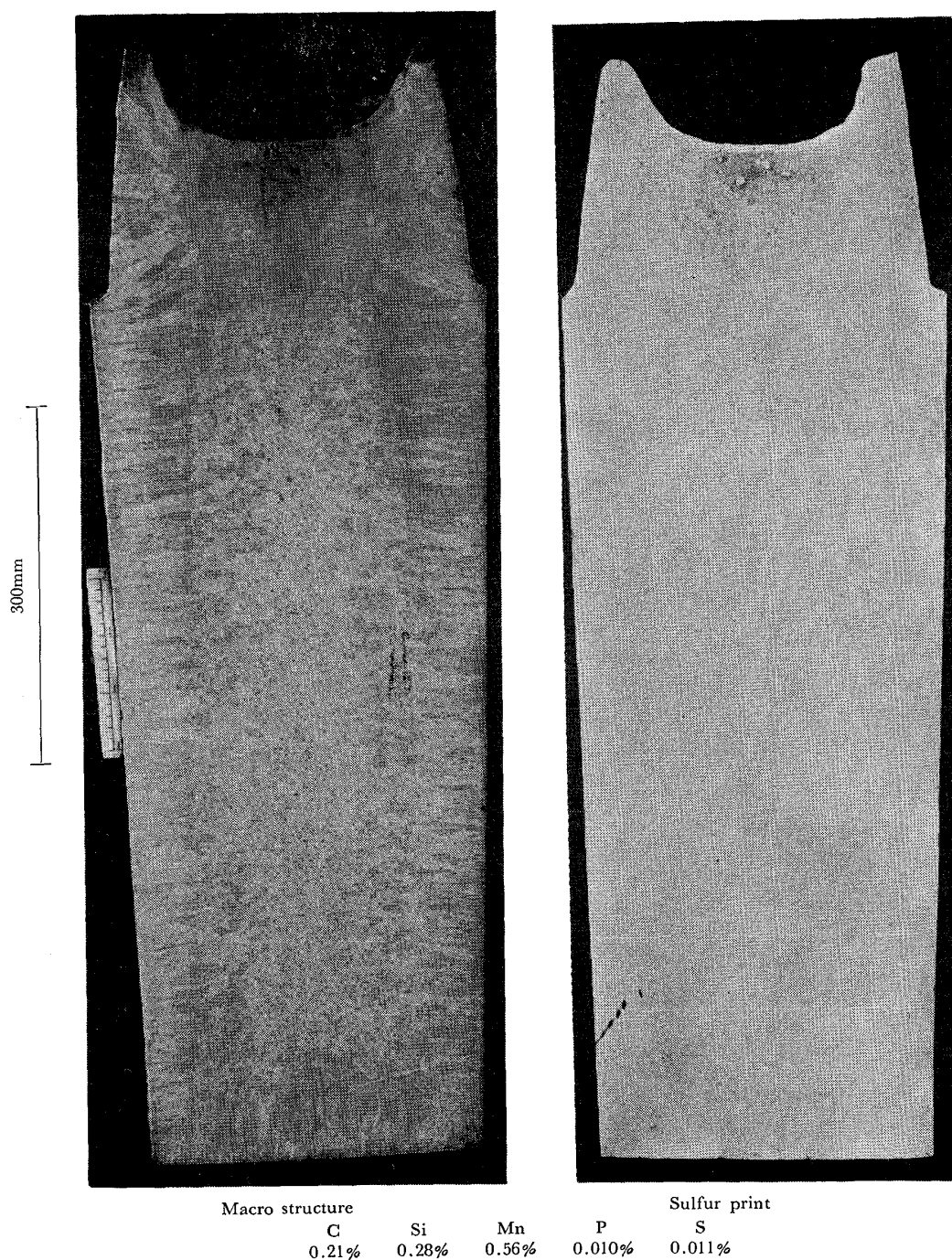


Photo. 1. Macro structure and sulfur print of the 3 ton ingot.

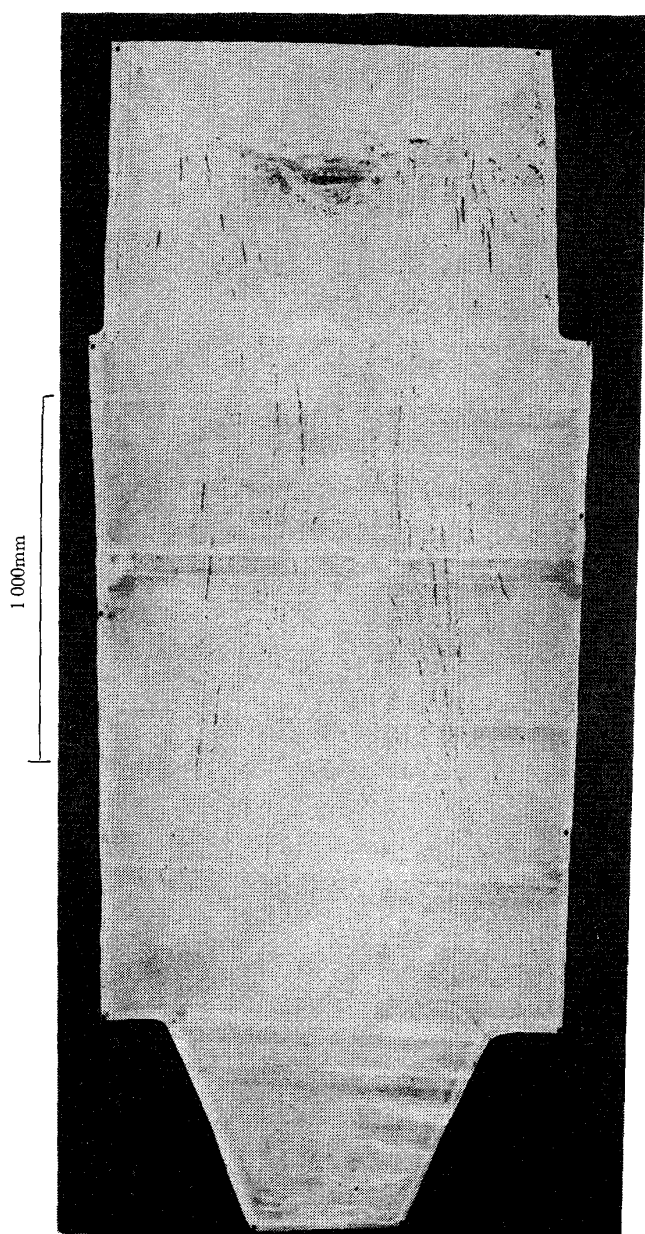
が、この部分は欠陥が少ない。しかし、隅角部では柱状晶の尖端の交点で割れや偏析（いわゆるコーナーゴースト）を生じやすい。

柱状晶は、一般に鋼塊の大きい方が長く伸びているが鋼塊底部に近づくにつれ尖端付近に逆Vゴーストのきざしが認められる。

2.1.2 分岐柱状晶（樹枝状晶）

この部分は柱状晶に連なり、鑄型の冷却効果の影響が次第に小さくなる時期に凝固するものと考えられる。このときは熱放散速度がおそくなり、凝固界面近傍の温度

勾配がゆるくなるため、個々の結晶成長方向が一定とならなくなる。このため組織は樹枝状となり、普通分岐柱状晶と呼ばれるが、その形状より樹枝状晶と称することもある。しかし、小型鋼塊ではあまり明瞭に認められないことがある。この部分は、成長速度がおそい上、その成長に方向性を有するため、凝固相尖端付近への各種成分の濃化程度は著しく、逆V偏析（逆Vゴースト）を生成する。逆Vゴーストは Photo. 3 に見られるよう主として分岐柱状晶部に数列に不連続な線として現出する。鋼塊横断面ではリング状に分散した斑点として見える。逆



C	Si	Mn	P	S
0.34%	0.27%	0.52%	0.012%	0.011%

Photo. 2. Sulfur print of the 25ton ingot.

V偏析の生成機構について古くから多くの説明がなされているが不明の点も多い。

この部分は各種成分の濃化が著しいため硫化物、酸化物、微小空隙(ザク疵)、炭素などをはじめとする各種成分の偏析を生ずる。

写真に示すように、鋼塊の小さい場合は明瞭にあらわれないが、大きくなるにつれて急激に顕著にあらわれる。したがって、大型鋼塊において、この部分の均質化、清浄化は重要な問題となる。

2.1.3 等軸晶部および沈殿晶部

鋼塊の中央に頭部から底部近くまで、方向性のない結晶によつて占められる等軸晶部が存在する。この部分は溶鋼の温度勾配がほとんど消失し、溶鋼全体がほぼ凝固

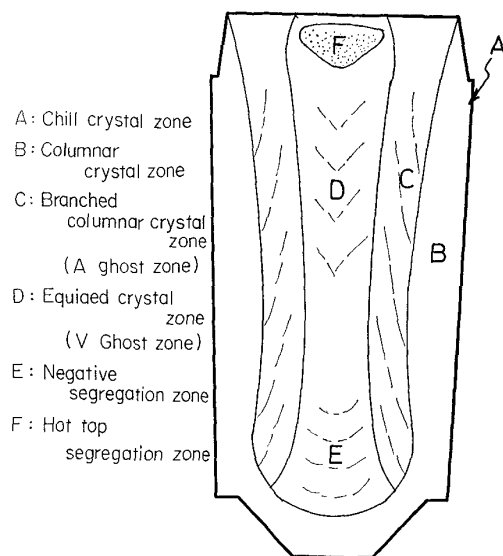


Fig. 1. Sketch of macrosegregation in large steel ingots.

点に達するところになつて結晶の発生が急速に多くなつてきたためと考えられる。この部分の底部に近い部分でおよそ1/3付近までに顕著な負偏析帯(この部分をとくに沈殿晶部と称す)があり、さらにその上方にV偏析帯が存在する。

負偏析帯は他の部分に比較し、各種成分は低値を示し酸化物系介在物や砂疵は他の部分より多く鋼塊の品質上問題が多い。この部分の成因および現象の説明は古くから沈殿晶説をはじめの多くの説があり、一致しない点が多い。

鋼塊の小さいものは沈殿晶が明りようでないが6 t程度の大きさよりはかなり明りように認められ、大型鋼塊では極めて顕著にあらわれ、この部分の成分のコントロールが問題となる。また、この部分の介在物や砂疵の存在範囲が鋼塊底部切捨量を決定する。

一方、V偏析は鋼塊高さ中央から頭部にわたり等軸晶部内に現われる。その性状は逆V偏析と類似しており、燐、硫黄、その他の成分の偏析、硫化物、酸化物、ザク疵などが多く、いわゆる粗しよう部分となつている。

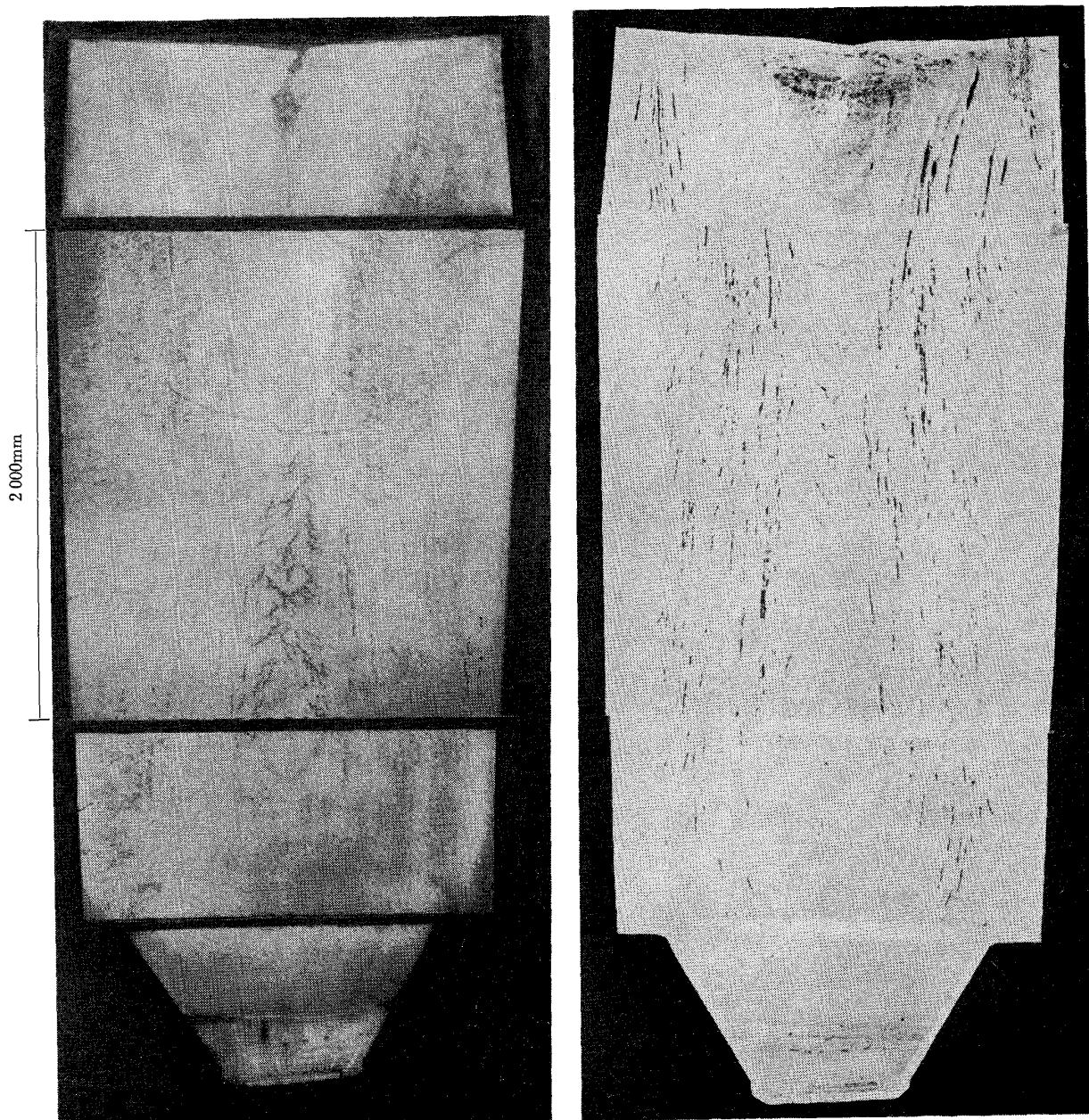
2.1.4 押湯濃化部

この部分は各種成分が濃縮、集積した部分で炭素、硫黄、燐、水素、窒素、酸素などはもとの溶鋼の平均濃度の2~3倍になることもめずらしくない。凝固収縮によつて生ずるパイプはこの部分に残り、押湯の大小は歩留に大きな影響をおよぼす。

2.2 通常の製造法による大型鋼塊の欠陥と問題点

2.2.1 砂疵(酸化物系介在物)

砂疵の鋼塊内における分布は、鋼塊底部と沈殿晶部ならびに鋼塊の肩の部分に多発する傾向にある。また、鋼塊の中心のV偏析帯にも微細な介在物が生成する。鋼塊底部と負偏析帯の砂疵の分布は、製品の歩留に大きな影



Macro structure

C 0.33% Si 0.32% Mn 0.55% P 0.013% S 0.017%

Sulfur print

Photo. 3. Macro structure and sulfur print of the 75 ton ingot.

響を有し、切捨量は 10~20% に及び、大型鋼塊になるにしたがつて大きくする必要がある。

砂疵の生成については、従来より多く研究がある。最も新しい研究として Bethlehem Steel Corp. の H. C. SMITH ら¹⁾が直径 1 370~3 300 mm の鋼塊より鍛造したローター、ホイール、デスクの超音波で発見した非金属介在物について分析し、それらの起因について考察している。

通常の真空造塊法および真空カーボン脱酸法によつた鋼塊を対象としているが、その介在物のいずれもが外来系であり、表 1 に示す成因であると推定している。この結果では内生的成因の脱酸生成物以外の考えられる原因

表 1 非金属介在物成因の分類¹⁾

グループ	数	%	推定成因	主成分
A	15	54	スラグまたはスカム	Ca
B	6	21	耐火性ロープ	Al, Al-Si
C	3	11	押湯保温剤	Al, Fe
D	2	7	耐火物 (煉瓦系)	Si-Al-Ti, Al-Ti
E	2	7	炉補修材	

のすべてを網羅しており、対策の難しさを示している。また、その大半が鋼塊下半部に集中しており、いずれにしても外来系介在物の混入の防止と、鋼塊底部の適切な切捨量の決定が重要であろう。

砂疵（酸化物系介在物）の分布は、ESR法、BEST法、PESC法、MHKW法、又普通造塊法でもVCD法などの採用により大きく変化しており、その個々の場合については後述する。

2.2.2 偏析

鋼塊の内部にあらわれる欠陥として、成分の偏析による不均質性があげられる。成分の偏析の度合は凝固条件が同一であれば各成分の凝固時の分配係数に左右される。分配係数の大きい硫黄は偏析の度合が大きく、磷、炭素も次にかなり大きな偏析傾向を示す。

Fig. 2 および Fig. 3 に 3 t, 25 t および 75 t 鋼塊の炭素および硫黄の鋼塊軸心部における分布を示した。

図によると大型鋼塊の負偏析および頭部濃化のはげしいことを示している。

J. COMON²⁾は、多数の鋼塊の偏析を調べ、炭素の偏析は次式によって示されると報告している。

$$\frac{(C_M - C_m)}{C_0} \cdot \frac{1}{D} = 2.81 + 4.31 \cdot \frac{H}{D} + 28.9 \cdot \text{Si}\% + 805.8 \cdot \text{S}\% + 235.2 \cdot \text{P}\% - 9.2 \cdot \text{Mo}\% - 38.2 \cdot \text{V}\% \quad (1)$$

ここで、

C_M : 鋼塊本体内の最大炭素濃化部における炭素分析値（押湯部を除く）

C_m : 鋼塊本体内の炭素最低部の炭素分析値

C_0 : 取鍋炭素分析値

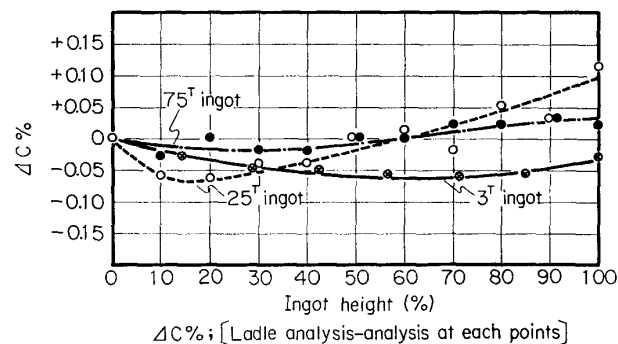


Fig. 2. The carbon distributions along the central axis of ingots.

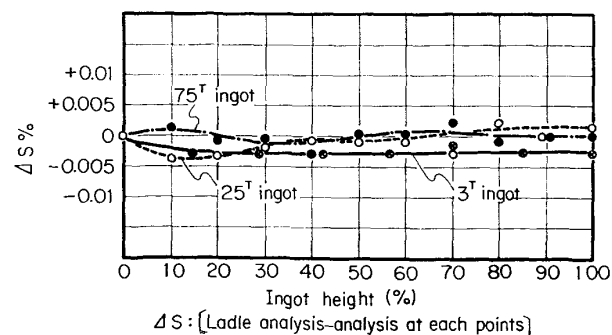


Fig. 3. The sulfur distributions along the central axis of ingots.

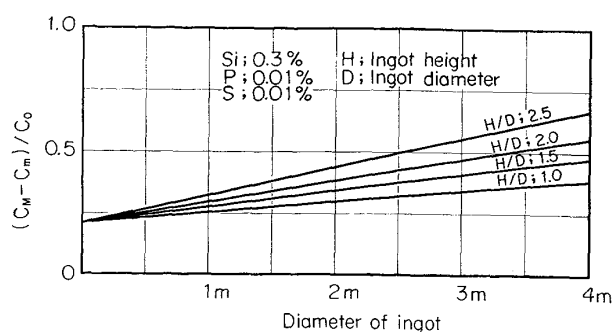


Fig. 4. The relation between carbon segregation and ingot size, calculated in accordance with equation.

D : 鋼塊径（内接径）

H : 鋼塊高さ

(1)式において、珪素 0.3%、磷および硫黄 0.01%、バナジウムおよびモリブデンは 0%と仮定し、 D ならびに H と $(C_M - C_m)/C_0$ との関係を求めると図 4 のようになる。当然のことながら D ならびに H が大きくなるに従い、すなわち、鋼塊が大きくなるにつれて偏析度は増大することを示している。

したがって、大型鋼塊については成分の偏析のコントロールが重要な課題となる。特に炭素の偏析は、鋼析の機械的性質に大きい影響をあたえ、また、硫黄、磷などの偏析は、後述のゴーストなどの生成を左右する。

硫黄は凝固の尖端などにおいて、単に微細な硫化物として鋼中に残存するばかりでなく、これが集合していわゆるV偏析や逆V偏析として偏析帯（ゴースト）を生ずる。

この部分は、他成分の濃化偏析をともなうて現われ、微小亀裂、ザク疵、酸化物なども共存し、欠陥の集合帯とみなすことができる。

逆V偏析の生成は溶鋼の冷却条件によって支配される。また、冷却条件は凝固速度(R)、冷却速度(ϵ)ならびに温度勾配(G)のいずれか2つによって決定され3者は

$$R = \epsilon / G^3 \quad (2)$$

であらわされる。

ここで R はバーテストなどで測定される凝固前面の進行速度であり、 ϵ は鋼塊内のある位置における冷却速度で、その位置において溶鋼が温度降下して固液状態で存在する時間を示す因子である。また G は固液共存層の幅を示す因子である。

従来の研究では、逆V偏析の生成条件としては鈴木、宮本⁴⁾、田代、轟木、木村ら⁵⁾は

$$R^{1.1} \cdot \epsilon \leq 8.75^4 \quad (3)$$

(ただし、 R : C_m /min, ϵ : $^{\circ}\text{C}/\text{min}$)

$$X \geq 4 \text{ cm}^5 \quad (4)$$

(ただし、 X : 凝固遷移層)

を示しているが、いずれにしても鋼塊の大型化や鋼塊の

内部に入るにしたがつて逆V偏析生成傾向が助長されることを示している。

V偏析については、底部よりの冷却効果の影響が減少して側壁よりの冷却が支配的に影響する範囲において、凝固が進行し鋼塊軸心部まで固液共存状態になった時期に、凝固収縮に原因するサクシヨン作用によつて生成されるものとされている⁶⁾⁷⁾。したがつて、鋼塊が大型になるにつれて、V偏析の発生範囲は鋼塊の底部まで拡大されている。これは前掲の写真3によつても明らかである。

2.3 小 括

鋼塊の大型化につれて、鋼塊の内部性状も変わり、鋼塊の均質性が著しく悪くなることは明らかである。

特に炭素、硫黄および磷などの偏析程度の激化、逆VおよびV偏析の増長やその生成範囲の拡大は、均質良好な内部性状を持つ鋼塊の製造を非常に困難にしている。

古くは、鋼塊の形状、鑄込条件のコントロールや適正な切捨量の決定などによつて均質良好な内部性状を有する鋼材を得ていたが、前述のように、最近では真空造塊法をはじめとし、各種の造塊法が多く採用されるに至つた。すなわち、凝固状態を直接コントロールして、砂疵成分偏析、逆V偏析あるいはV偏析をなくする方法が盛んに行われている。

しかし、各種の方法も現在の所、実用化されているのは高々 100 t 未満の鋼塊に限られ、最近のように 200 t ~ 500 t の鋼塊を必要とする大型鋼材のため製造にはいまだ多くの問題をかかえている。

以下、現在実用化されている方法や実用化されつつある 2.3 の大鋼塊製造法について、簡単に解説する。

3. 各種大型鋼塊製造法

3.1 エレクトロスラグ溶解法 (Electro Slag Remelting)

エレクトロスラグ溶解法は溶融スラグプールのもとで

消耗電極を再溶解するプロセスであり、溶融スラグにより非金属介在物、硫黄などの有害元素を著しく低減することが可能であり、また凝固のコントロールが可能のため普通造塊法による鋼塊で発生するザク、マクロ偏析などの凝固に起因する欠陥を著しく軽減することが可能である。

最近では高品質の鋼を製造する方法として広く普及され、規模も大型化し高品質の大型鍛造用鋼塊の製造も可能になっている。

現在のところ工業的なベースで生産が行なわれているのは鋼塊径 1500 mm ϕ (重量で max, 60 t) 程度までであり、現在まで数多くのデーターが報告されており、内部性状、機械的性質など種々の鋼種で普通造塊法による鋼塊より優れていることが明らかにされている^{8)~11)}。

Photo. 4 に 12Cr 鋼で 1300 ϕ 鋼塊の Top 側のマクロ組織を示し、Photo. 5 に 0.2% C-Mn-Ni-Mo 鋼で 1000 mm ϕ 鋼塊の Top 側のマクロ組織を示す。成分偏析もほとんどなく極めて均質な鋼塊が製造されている。

一方、1500 mm ϕ を越える大型 ESR 鋼塊については現在のところその装置を有するのはソ連と西独の Röschling 社だけである。ソ連についてはその詳細は明らかではないが、Röschling の報告^{12)~15)}によれば鋼塊径が 2300 mm ϕ であり、装置としては 5m 長さで約 160 t の鋼塊が製造できる能力を有している。

この装置で 80 t の ESR 鋼塊を製造し、その内部性状、成分分布、介在物の分布などを調査した結果を普通製造法による鋼塊と対比させて報告している。

Photo. 6 に 2300 mm ϕ 鋼塊の縦断面マクロ組織 (材質発電機用ロータ材 Ni-Cr-Mo-V 鋼)、Photo. 7 に径方向のサルファープリントを示す。これらの写真ではストリーク状の偏析は観察されておらず、またサルファープリントでも硫黄含有量が低いこともあり、硫黄の濃化は全く観察されていない。

Fig. 5 には鋼塊の高さ方向の炭素の偏析程度を普通造

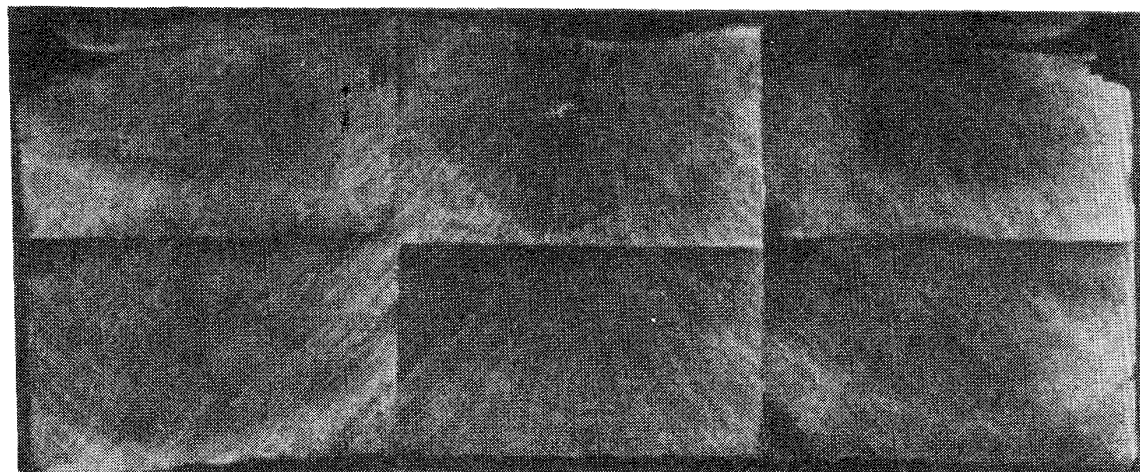
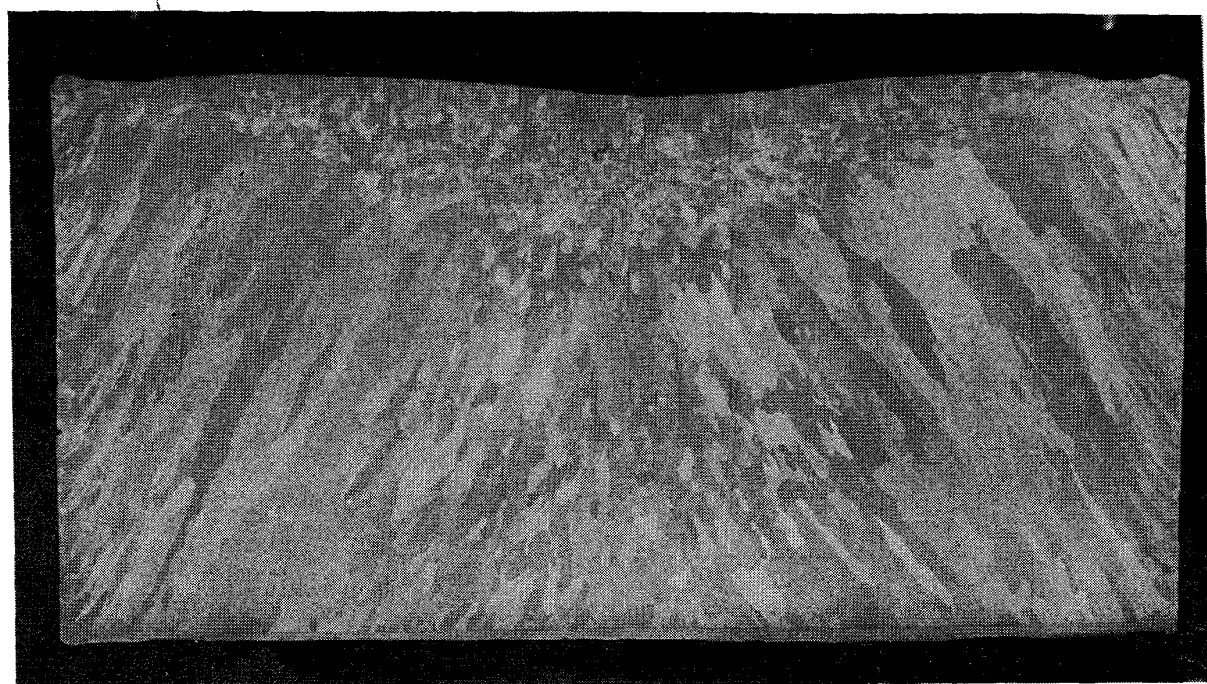
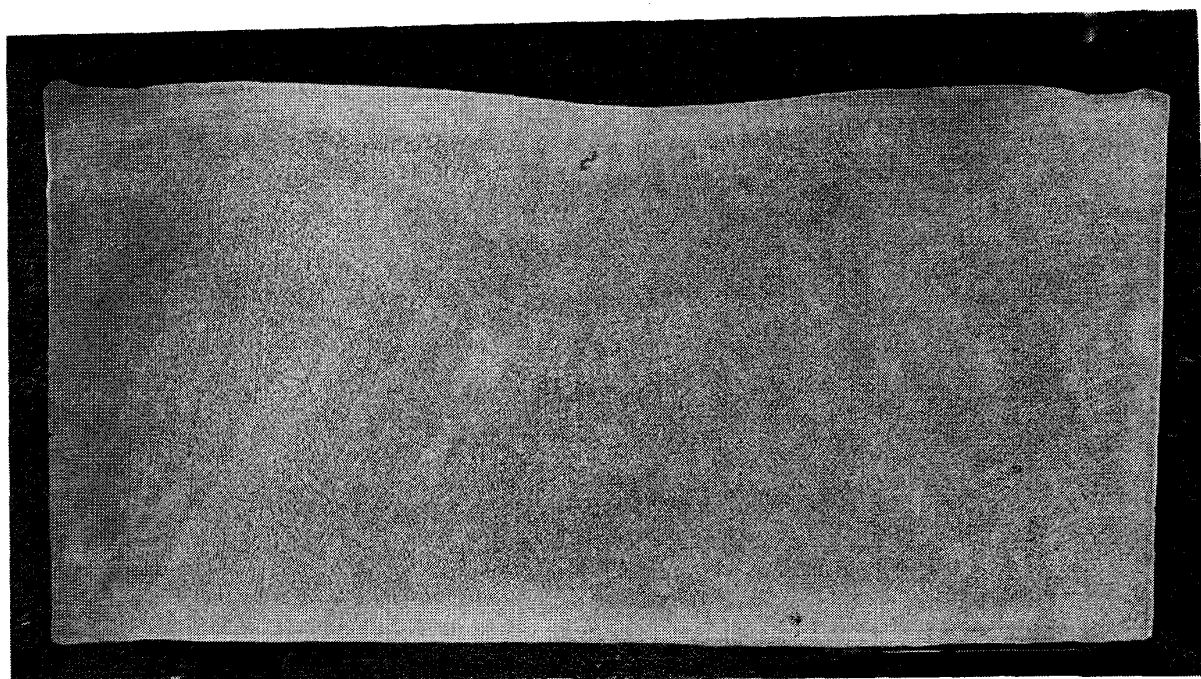


Photo. 4. Primary structure in hot topping area of a 60t ESR ingot of steel type $\times 22$ CrMoV 121 with a diameter of 1300 mm¹⁰⁾.



Primary structure



Dendrite structure

Photo. 5. Macro etched structure of longitudinal section, ingot diameter 1 000 mm⁽¹⁾.

塊法による鋼塊と比較して示す。炭素含有量は鋼塊の高さ方向でほぼ一定であり普通造塊法による鋼塊で観察されるような負偏析、正偏析は観察されていない。Fig. 6 に 2 300 mm ϕ E S R 鋼塊の酸素含有量を示す。酸素含有量は E S R が 20~30ppm、位置によりバラツキが小さいのに対し、普通造塊法のものは平均 35ppm でそのバラツキも大きい。またデンドライト二次間隔も後者の 1/3 ~1/2 程度であり、内部まで密な組織を有している。

以上のように 2 300 mm ϕ 鋼塊においても普通造塊法による鋼塊と比較して優れた品質の鋼が製造されている。現在のところ 160 t まで製造を計画中とのことであるが、その結果が期待される。

E S R の機構から考えれば、より以上の大型化は可能であろうが、大型化すればする程その操業は難しくなる。例えば水素のピックアップの問題、鋼塊の凝固収縮に伴うモールド壁との間隙が増大することによるスラグの流

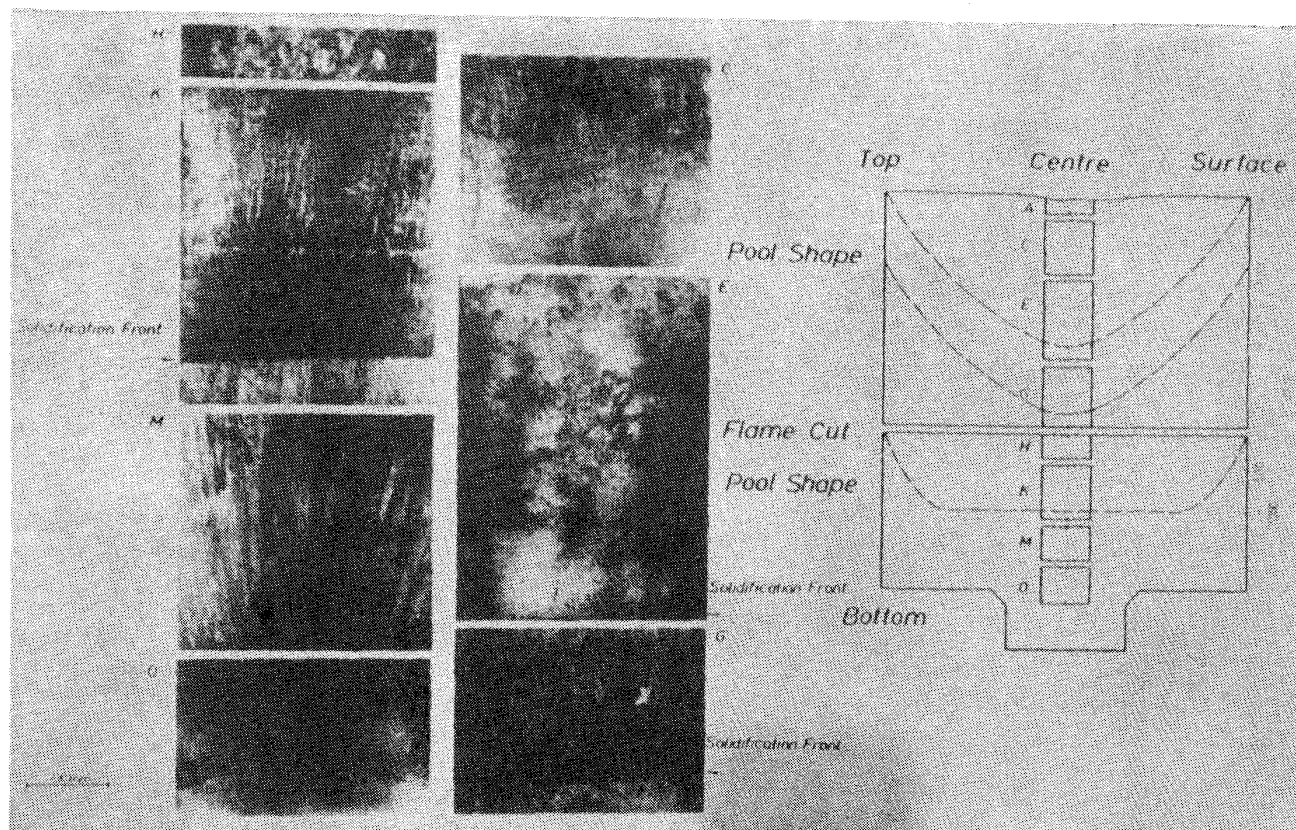


Photo. 6. Primary structure in centre of an ESR ingot. Ingot diameter 2 300 mm¹⁴⁾.

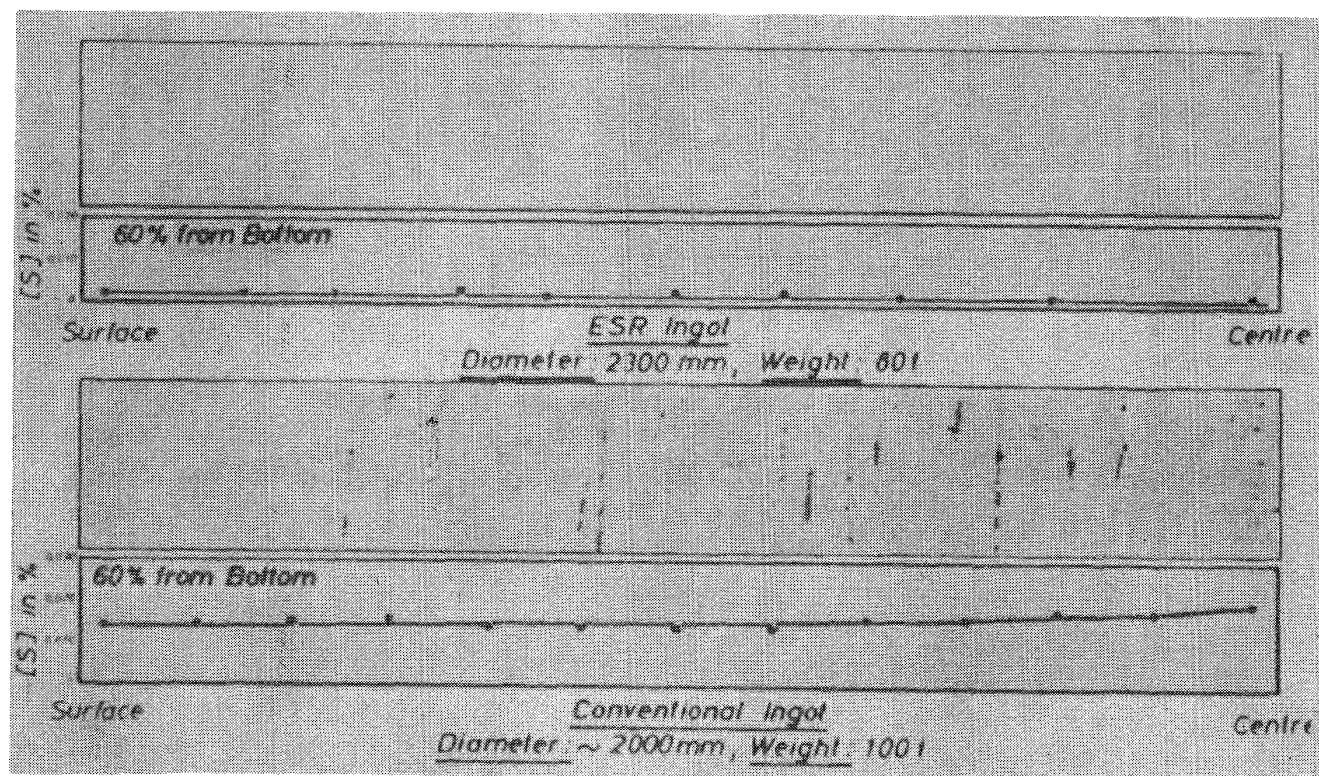


Photo. 7. Sulphur print and sulphur distribution over the radius.
Steel type : 26NiCrMoV 115¹⁴⁾.

出 (break out) などである。前者は大気と完全に遮断することにより解決され得るが、後者はモールドの形状を溶解速度、鋼種により検討する必要がある。

3.2 PESC 法 (Portion Electroslag Casting)¹⁶⁾¹⁷⁾

本法はソ連の E. O. Paton Welding Institute で 1964 年に健全な高合金鋼塊を得ることを目的に開発された E S C 法 (Electroslag Casting) を、大型鋼塊製造に適用すべくさらに発展させたもので、E B T (Electroslag Batch Teeming) 法とも呼ばれる方法である。

本法の原理を Fig. 7 で説明する。水冷モールドの中で非消耗電極を用いて造滓剤を溶融し、高い精錬能力を有するスラグ浴をつくる(a)。ついで第1回目の溶鋼をスラグ層を通して注入する。この際、電極はスラグ層に浸漬され通電状態のまま、溶鋼表面の上昇にあわせながら自動的に上昇させる(b)。溶鋼を注入した後、エレクト

ロスラグ加熱は溶鋼上面が完全に溶融状態に保たれるような条件でおこなわれる。下方から上方への凝固が進行しつぎの溶鋼が注入される直前は少量の溶鋼が残存する状態である(c)。第2回目の溶鋼が第1回目同様注入され、前回の未凝固溶鋼と混合する(d)。

このような操作を数回繰返して、要求重量の鋼塊がつけられるが、最後は漸次入力を減少して頭部に収縮孔の

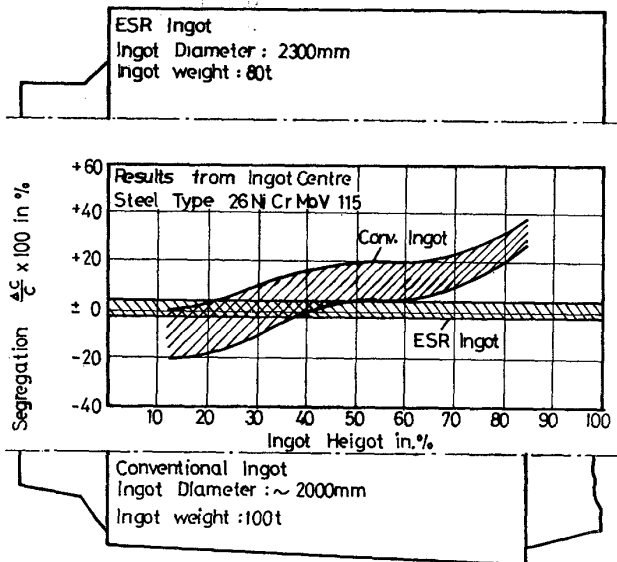


Fig. 5. Carbon segregation over ingot height in conventional and ESR ingots¹⁴⁾.

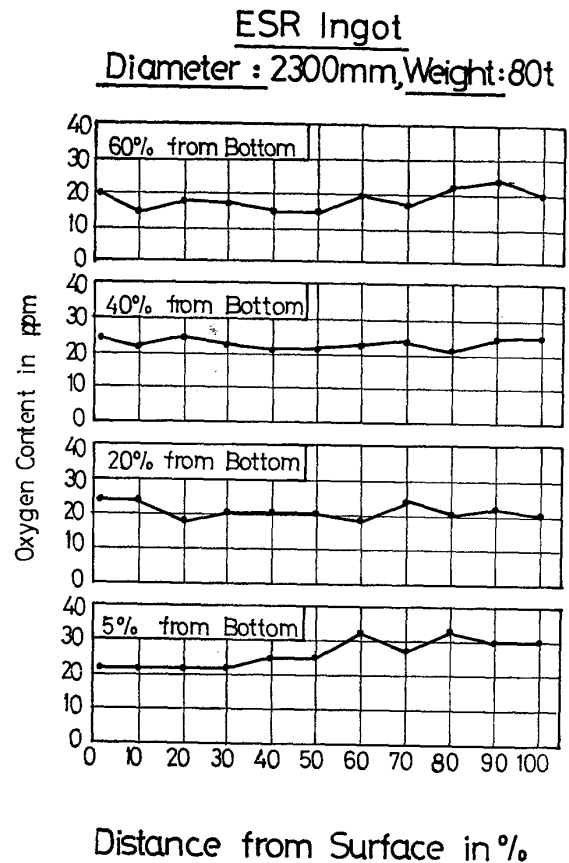


Fig. 6. Oxygen distribution over the cross section¹⁴⁾.
(Steel type 26Ni-Cr-Mo-V 115)

1-non-consumable electrodes; 2-water-cooled mould; 3-bottom plate; 4-primer;
5-molten slag; 6-slag lining; 7-molten metal; 8-solidified ingot

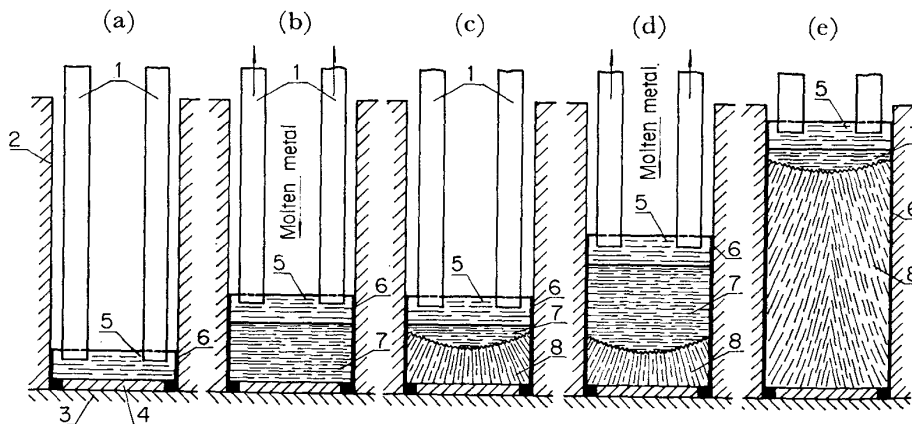


Fig. 7. Scheme of ingot production by the PESC method.

発生を防ぐ(c)。

本法では溶鋼注入時にはスラグ粒子の懸濁、また注入時外は過熱されたスラグ層との接触により精錬がおこなわれる。鋼塊製造過程のどの時期をとつても、普通鋼塊に比較し溶鋼の深さは浅く、温度勾配は大きく、上方への指向性凝固がおこなわれるため、凝固遷移層の増大にともなう欠陥や収縮孔の生成を防止される。

以上のような品質上のメリットのほかに、本法の特徴として見逃せないのは、溶鋼供給能力が小さくても大型鋼塊の製造が可能なことである。30~50 t の炉であれば6~10回の継注により 300 t 鋼塊の製造が可能である。

E. O. Paton Welding Institute を中心に、工業的規模の試験が最大直径 1m、重量 5~15 t の鋼塊で 2Kh13, ShKh15, 18Kh2N4VA, 9Kh, 9KhM, 5KhNM および 25KhN2MFA の各鋼種についておこなわれた。

鋼塊表面は滑らかで、後工程における手入れは不要である。内部性状は縦断面、横断面とも健全かつ均一であった。25KhN2MFA 鋼の 15 t 鋼塊の密度を Fig. 8 に示す。従来の鋼塊に比較して中心部における Cavity の少ないことが判る。

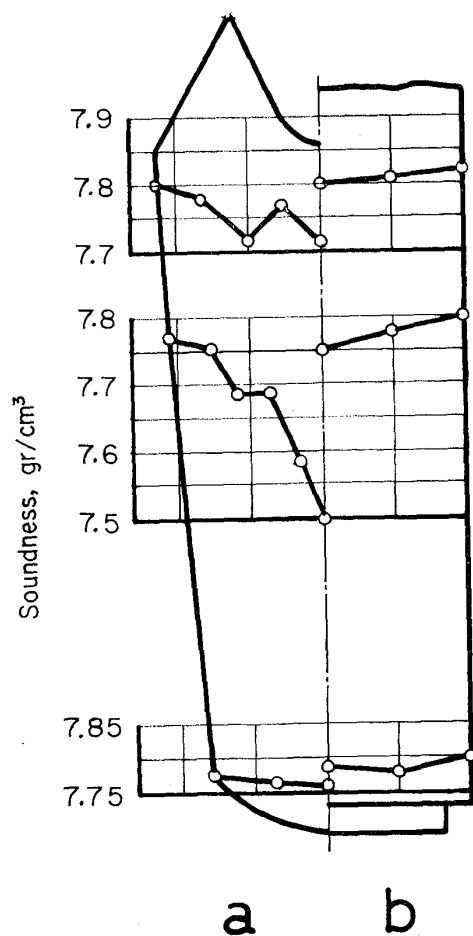


Fig. 8. Soundness of ingot of the commercial production (a) and portion electroslog casting (b).

凝固遷移層の少ないことは、当然偏析の形成を抑制する。とくにV偏析の抑制効果は顕著であり、逆V偏析に対する効果も条件の選定により十分期待できる。

硫黄は表2に示すように著しく低下する。また酸化物系介在物は、浮上が容易な条件で凝固が進行するために低減する。したがって非金属介在物の少ない清浄鋼が得られる。表3に ShKh15 鋼鋼塊 (1%C, 15%Cr) のまた、Fig. 9 に Steel 9X の各位置での酸化物量と組成および非金属介在物量を示す。バラツキが少なく、酸素量に換算すると 20~25ppm である。水素量ははじめの溶鋼と

表2 PESC法における脱硫効果

鋼 種	S 含有量 (%)	
	注入前溶鋼	鋼 塊
ShKh15	0.005~0.008	0.003~0.006
2Kh13	0.012~0.018	0.006~0.008
18Kh2N4VA	0.006~0.010	0.003~0.004
9Kh	0.011~0.015	0.003~0.005
9KhM	0.010~0.011	0.002~0.003
26KhN2MFA	0.009~0.011	0.001~0.003
5KhNM	0.008~0.011	0.003~0.004

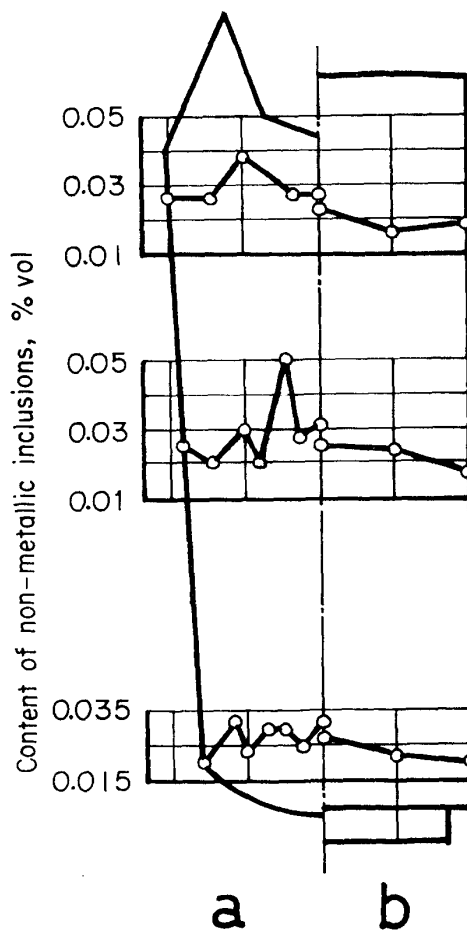


Fig. 9. Distribution of non-metallic inclusions (Steel 9X) of the commercial production (a) and portion electroslog casting (b).

表3 ShKh15 鋼 PESC 鋼塊の酸化物系介在物系量と組成

試料位置	酸化物量 (wt%)	介在物組成 (%)				
		SiO ₂	FeO	CaO	MgO	Al ₂ O ₃
0.915H	0.0045	17.60	no	3.11	5.49	87.33
0.86 H	0.0050	25.94	no	no	6.22	74.30
0.81 H	0.0040	12.34	no	6.0	no	78.93
0.705H	0.0049	17.66	7.97	6.22	no	68.44
0.47 H	0.0041	8.33	7.06	2.43	8.20	88.42
0.36 H	0.0048	6.05	no	2.01	no	79.81
0.25 H	0.0054	6.55	6.56	3.21	10.20	68.85
0.08 H	0.0050	8.90	no	3.93	16.08	67.76
0.04 H	0.0050	14.65	1.7	7.24	17.51	67.76

変わらないので、大型鋼塊製造時には脱ガス処理、不活性ガスの使用によるガス吸収防止等が心要となる。

溶鋼を注入すると、結晶の成長方向が変化する。また広い温度範囲で凝固が進行する鋼では、注ぎ足し時に微細な等軸晶層が形成されその上に再び柱状晶が成長する。

しかし、このようなマクロ組織上の不均一はあつても密度、ミクロ偏析、非金属介在物などにおいては差がないといわれている。

本法では溶鋼プールが深過ぎると、逆V偏析が形成されるため各回の注入量には限界がある。一般に品質は鋼塊直径と溶鋼プールの比、縦方向の液相線温度および固相線温度位置の上昇速度によつて評価できると言う。したがつて、シミュレーションにより大型鋼塊製造時の技術的条件を検討でき、現在ソ連においては 200 t 鋼塊までについて最適操業条件が求められてこれに必要な設備が建設中である。

3.3 MHKW 法 (Midvale-Heppenstall-Klöckner-Werke)¹⁸⁾¹⁹⁾

本法も普通造塊法に ESR 技術を活用したものであり通常の方法でつくられた鋼塊の軸心部を抜き取り、この部分を ESR 方式で埋め、健全な鋼塊を得るものである。

Fig. 10 に本法の原理を鋼塊縦断面図で示す。真空流滴脱ガス法で製造した鋼塊(a)の頭部と底部を切断除去した後、プレスで直径の 25~30% に相当する中心部をパンチアウトして(b)、中空鋼塊(c)をつくる。これをモールド (MHKW モールドと称す) として、内径に対し 0.6~0.7 の直径の同材質電極を用いて ESR 方式で埋める(d)。電極の再溶解時に中空鋼塊の内壁も溶融し、その直径は鋼塊直径の 1/3~2/3 となる。

Photo. 8 は 1976 年 11 月 Klöckner-Werke AG の Osnabrück 工場に設置された MHKW 装置である¹⁹⁾。この装置は、両側に 850 mm φ 最大鋼塊重量 13 t の ESR 装置があり、20kA のトランス 2 基を有し、併行して溶解がおこなえる。中央にはこの両側の ESR 装置を利用して電極交換方式で最大直径 1500 mm、最大重量

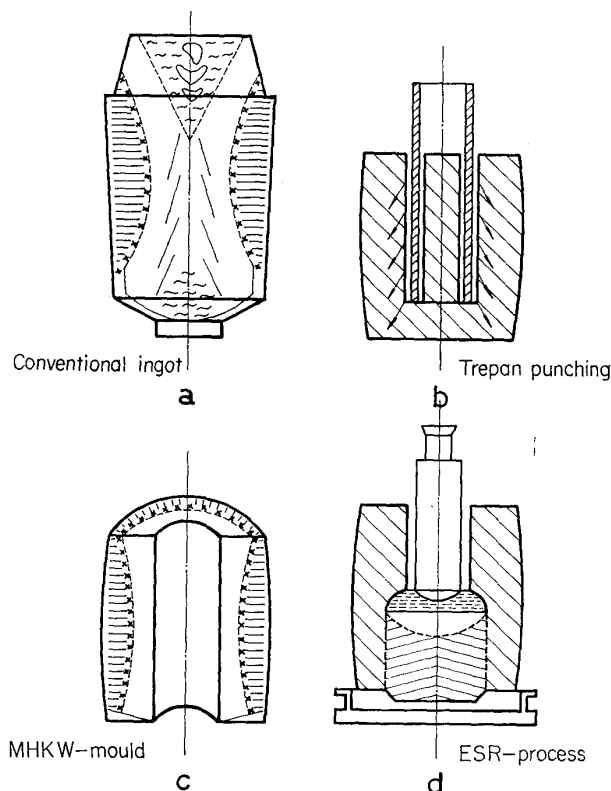


Fig. 10. MHKW-process.

60 t の鋼塊を製造できる大型 ESR 炉 (移動モールド) がある。この大型 ESR 炉のモールドを外し、この位置に中空鋼塊を移動テーブルに載せて導き、同鋼塊をモールドとした MHKW 操作をおこなう。

この装置における製造可能な最大鋼塊は 300 t (直径 3.5m, 高さ 4m) であり、この場合に使用する消耗電極は 800 mm φ × 2900 mm L で、4 本必要となる。

Photo. 9 に本法を用いて製造した鋼塊 (SA 508 Cl 3 鋼) の外周と ESR 部の境界 (fusion line) 近傍のサルファープリントを示す。外周に比較し ESR 部は其特征がよく現われており、きわめてきれいである。

ESR 部は電極に比較して Si の低下が認められるが清浄度も良好であり、非金属介在物は微細でかつ均一に分布している。マクロ組織で fusion line には欠陥が認

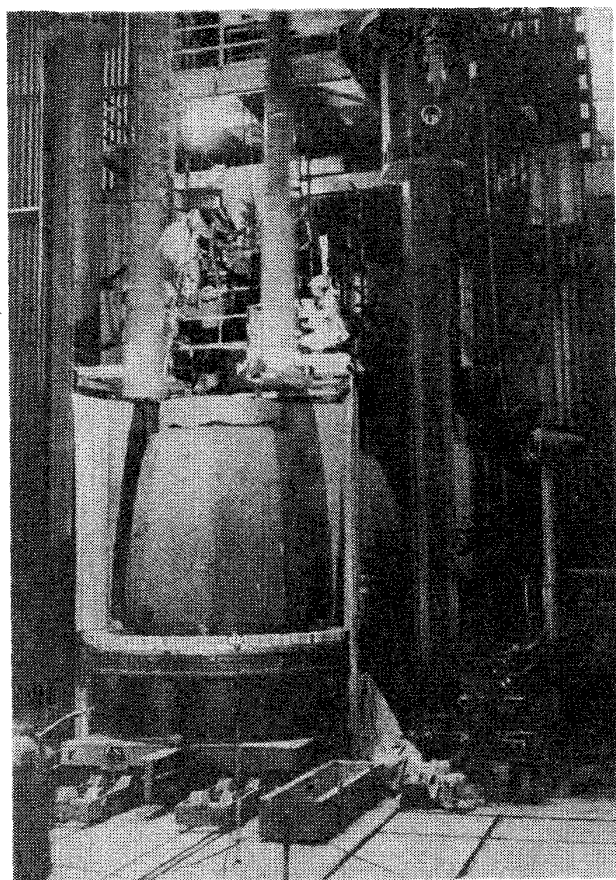
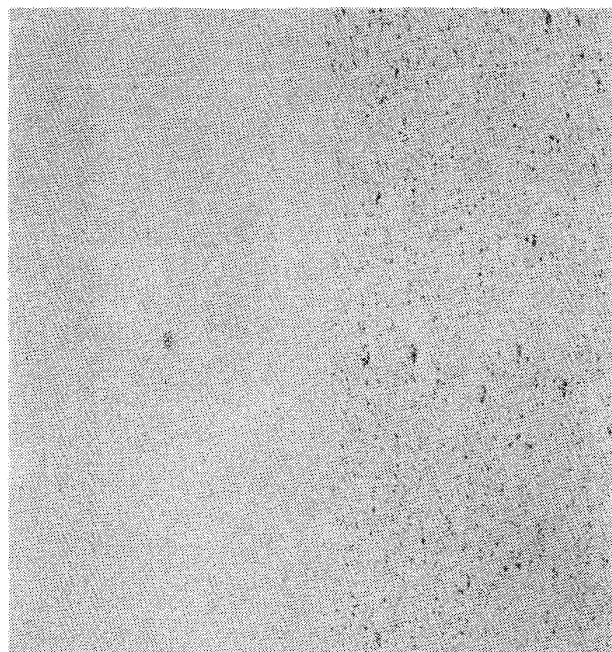


Photo. 8. ESR-MHKW-furnace¹⁹⁾
(Klockner-Werk at Osnabrück)

Parts of ESR

Parts of conventional ingot



Inside diameter 2500mm
Outside diameter 3000mm

Photo. 9. Sulfur print of the MHKW ingot¹⁹⁾.

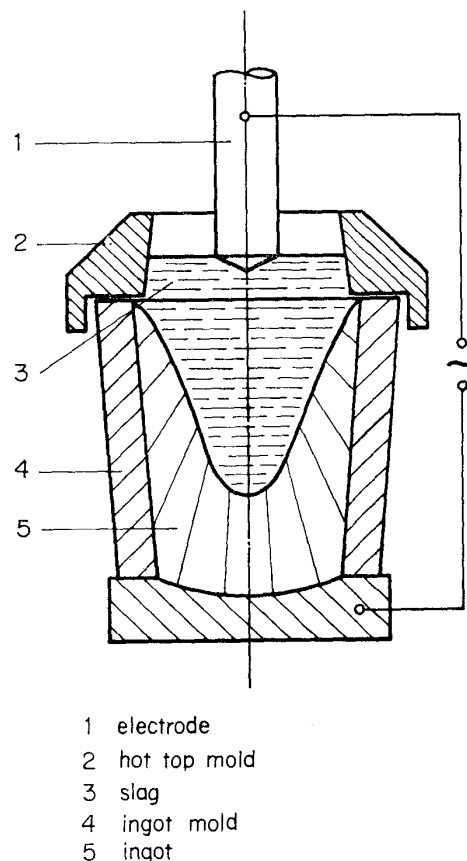
められず、ESR部に偏析のないことが観察された。ミクロ組織は外周と差がなく、組織上断続性は認められない。fusion line を含む直径方向の試験片を用いた引張り試験での破断位置は、fusion line ではなく、主として外周部であり、fusion line の健全性が立証されている。Toughness ではESR部のほうが優れている。

本法による鋼塊性状改善は中央部に限られるから外周性状に関しては、はじめの鋼塊製造に際して充分の注意が要求される。軸心部をパンチアウトするため、はじめの鋼塊の押湯は通常の鋼塊より少なくてすむので、大型鋼塊製造時にそれだけ溶鋼供給上有利である。

Klöckner-Werke AG では 1976 年中に本法による 300 t 鋼塊の製造と、この鋼塊を用いて胴部最大径2.5m という巨大ローターシャフトの製作することを計画といわれ注目を集めている。

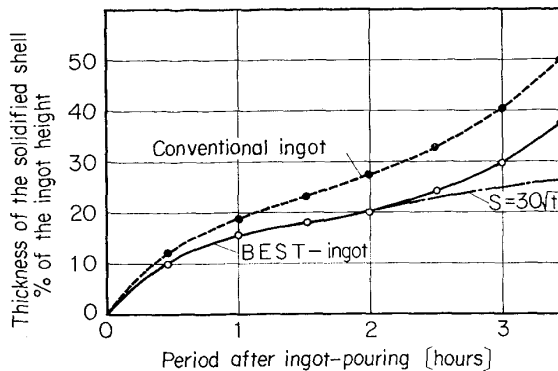
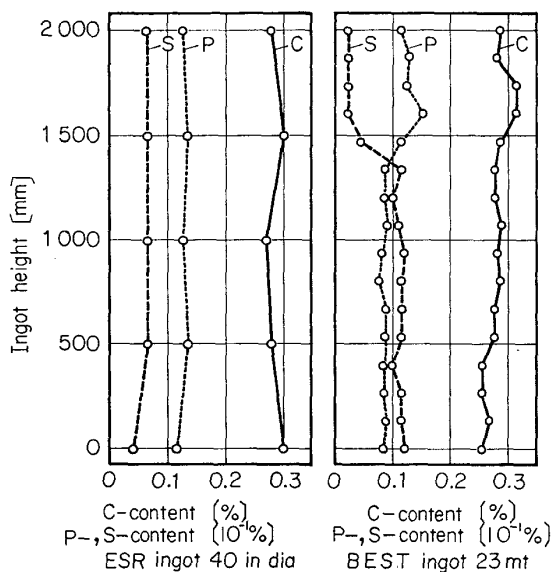
3.4 BEST 法 (Böhler Electro Slag Topping)²⁰⁾

Böhler 社で実用化された方法で、その概略を図 11 に示す。通常のモールドの上に水冷金枠を置き、溶鋼をモールド上端まで注入し、その上に熔融スラグを注入する。同一鋼種の消耗電極をスラグに浸漬し、鋼塊本体の凝固の進行に適合させた通電をおこない、電極を溶融していく。すなわち、凝固の進行にともなう収縮や成分濃化などによって生ずる欠陥をESRの適用によって防止する方法である。この方法では、必要とする鋼塊本体重



- 1 electrode
- 2 hot top mold
- 3 slag
- 4 ingot mold
- 5 ingot

Fig. 11. BEST-process.

Fig. 12. Vertical solidification of 17mt ingots²⁰⁾.Fig. 13. Variation in C, S and P in the center of NiCrMoV-steel ingot²⁰⁾.

量より約4%少い溶鋼があればよいので、大型鋼塊製造時の溶鋼供給の面で有利である。

頭部に熱が供給され、この部分での過冷、結晶生成が抑制されるため沈殿晶領域がきわめてせまい。したがって通常非金属介在物が多いとされる沈殿晶域の減少により鋼塊底部の性状が改善される。また鋼塊軸心における縦方向の凝固速度は Fig. 12 に示すごとく普通鋼塊より遅くなるため、V偏析の軽減に有効である。

本体の凝固の進行にともなう偏析元素の濃化浮上が起きるが、このような元素の含有量が少い電極を用いることによつてマクロ偏析を防止できる。頭部では一種の精錬がおこなわれるので、適正な高塩基度スラグを用いることにより脱硫がおこなえる。Fig. 13 は本法を用いた 23 t Ni Cr Mo V 鋼塊軸心における C, P および S の分布を示すものであるが、C は上方ほど高くなっているものの頭部での濃化はきわめて少く、S は頭部でかなり低くなっている。

この方法では鋼塊本体の中心部の性状改善はともかく

表層に関しては従来とあまり変化ないと予想され、また鋼塊の形状や大きさによつては逆V偏析領域の改善効果も制約されよう。押湯と称される部分がきわめて小さいことも、大型鋼塊の鍛造工程における取扱い上問題となることが予想される。

現在、本法によつて 50 t までの鋼塊が作られているが、さらに大型化された場合の内部性状が注目される。

3.5 普通造塊法 (Conventional Pouring Process)

大型鋼塊製造における普通造塊法とは、鑄込を一度におこない、押湯を保温してそのまま凝固させる方法をいう。さらに、溶鋼の注入方法、脱ガス処理方式、合せ湯の有無およびその方法によつて区分される。

注入方法は一般に上注法が採用されており、これは真空を含む鑄込雰囲気、耐火物の侵蝕、合せ湯、成分偏析防止などの問題に起因している。鑄込雰囲気としては、再酸化を防ぐと同時に脱ガスもおこなうことの可能な流動脱ガス鑄込みが普通におこなわれ、脱ガス後アルゴンなど不活性ガス雰囲気中で鑄込む方法より圧倒的に多い。大型鋼塊の場合、長時間注入による湯道耐火物の損耗増大ならびに合せ湯への適応性の点で下注法はほとんど採用されていない。

成分偏析の点からみると、下注法は鑄型内で溶鋼の混合均一化が十分におこなわれるため、成分濃度差をつけて偏析の軽減をはかることができない。

以上の点より、特に大型鋼塊の普通の製造法としては Fig. 14 のような合せ湯による上注で真空流動脱ガス法が一般に採用されている。

大型鋼塊の製造においては、溶解炉の能力によつては数基の炉からの溶鋼を合わせて作る必要がある。大型鋼塊の製造頻度は、一般サイズの鋼塊に比較して少いため、大型鋼塊に必要な溶鋼量を同時に溶解できるような多数の溶解炉を設置するのではなく、保持炉 (Holding Furnace) を設置する場合が多い。保持炉の機能としては、溶解炉から最初の溶鋼を受鋼した後、同じ溶解炉の次回または次々回の出鋼まで最初の溶鋼を保持し、この間の温度調整、成分調整およびその均一化をすることができる。このため、ライニングを塩基性とし底部にアルゴン吹込口を有する炉体 (取鍋) で、電弧加熱をおこなう形式が一般的である。

Fig. 15 は 130 t 保持炉の既略図であり、これは炉体が取鍋を兼ねた簡便なもので、投資が少なくて済む。

操業の例として中炭素鋼における鋼浴成分の変化を Fig. 16 および Fig. 17 に示す。

塩基度を約 2.5 とし、還元性雰囲気を保つことにより脱酸が進行する。一方、水素および窒素には変化がないが、酸素はフェロリコン添加とアルゴン攪拌によつて 50 ppm 以下となる。

このように保持炉は通常の塩基性アーク炉よりも鋼浴を安定状態に保つのが容易であるため大型鋼塊製造時の

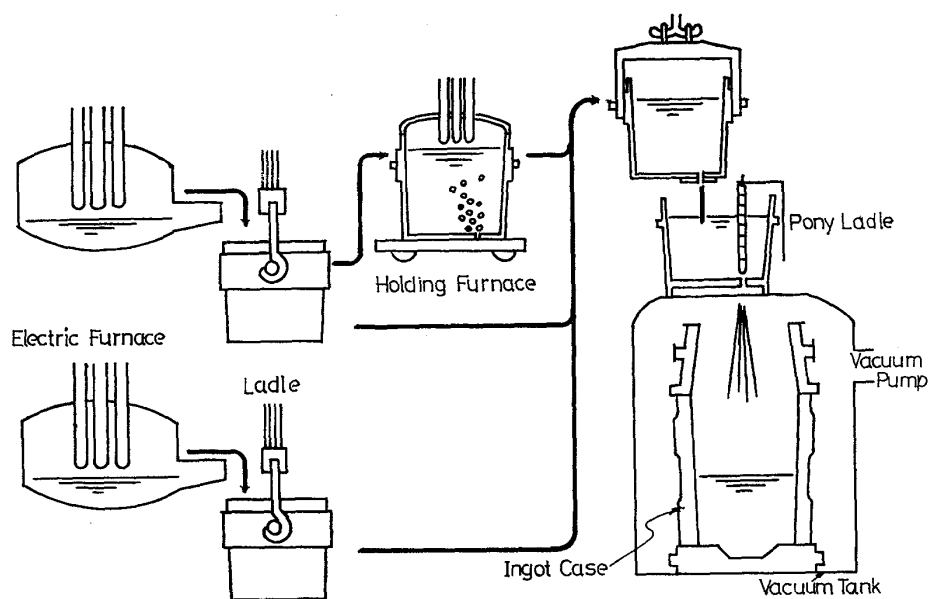


Fig. 14. Conventional Pouring Process of large ingot.

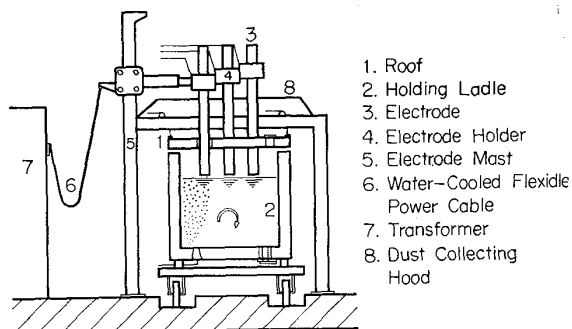


Fig. 15. Schematic diagram of holding furnace.

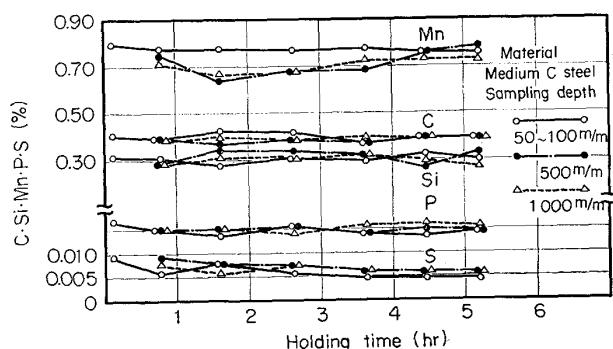


Fig. 16. Contents of various elements during holding operation.

湯量確保にきわめて有効である。

なお、ASEA-SKF 炉、VAD 炉も本来の目的とは異なるが、保湯に活用できる。

大型鋼塊は、鍛造、熱処理等後工程における脱水素効果が期待できないため、溶鋼の段階で脱ガスをおこな

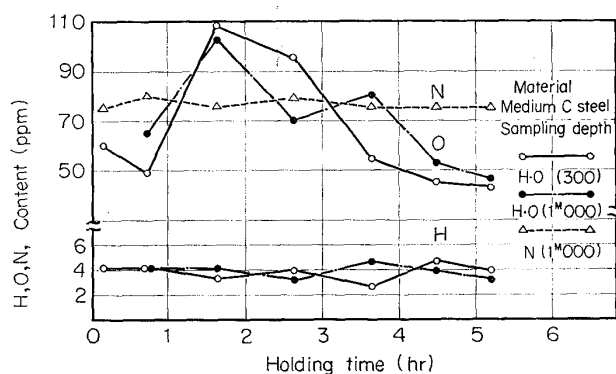


Fig. 17. Hydrogen, oxygen and nitrogen contents during holding operation.

う必要がある。脱ガス法としては流滴脱ガス casting およびこれと出鋼脱ガスとの組合せ（2重脱ガス）が多い。両者の評価は分かれており、一概に断定できない。脱水素率はCO発生ポテンシャルとの関係が強く、その意味では真空度、炭素および酸素の活量に支配され、低珪素鋼ほど有利である。

他の真空処理は合せ湯の場合に欠点がある。

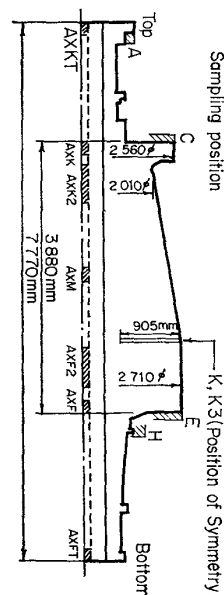
鋼塊が大型になると、一般的にその高径比(H/D …本体部)を小さくする。これは成分偏析、(前掲 Fig. 4 参照)ゴースト、2次パイプ、鍛造効果などに対する配慮である。また、大型鋼塊ではこの種の問題を鑄型のテーパー増大などによつて解決することが困難である。鋼塊の横断面におけるコルゲートまたはフルート数は大型化に伴つて増加するのが普通である。

大型鋼塊では成分偏析が大きくなるので、これを抑制するために種々の方法がとられる。

合せ湯(上注法)においては、炭素濃度に差をつけ、はじめの溶鋼の炭素量を高く、逐次低くする方法がとら

表 4 分 析 値

分 析 位 置			C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Cu	Mo	V
表 層	A		0.23	0.03	0.29	0.007	0.007	2.87	1.51	0.06	0.37	0.11
	C		0.23	0.03	0.29	0.008	0.008	2.92	1.53	0.06	0.38	0.11
	E		0.23	0.03	0.29	0.007	0.008	2.93	1.52	0.06	0.38	0.11
	H		0.24	0.03	0.30	0.007	0.008	2.95	1.54	0.06	0.40	0.11
半径方向	K-1	100 mm	0.24	0.03	0.29	0.007	0.007	2.78	1.55	0.005	0.39	0.11
		300 mm	0.24	0.03	0.28	0.007	0.006	2.75	1.53	0.005	0.37	0.11
		500 mm	0.25	0.03	0.29	0.007	0.009	2.74	1.57	0.005	0.40	0.11
		700 mm	0.25	0.03	0.29	0.007	0.006	2.81	1.54	0.005	0.37	0.11
	K-3	100 mm	0.23	0.04	0.29	0.007	0.007	2.78	1.53	0.05	0.39	0.11
		300 mm	0.23	0.04	0.30	0.007	0.007	2.83	1.54	0.05	0.38	0.11
		500 mm	0.25	0.04	0.29	0.007	0.007	2.85	1.54	0.05	0.37	0.11
		700 mm	0.25	0.03	0.29	0.007	0.007	2.78	1.54	0.05	0.39	0.11
軸 中 心	A X K T		0.33	0.04	0.34	0.009	0.012	3.18	1.64	0.05	0.48	0.14
	A X K		0.31	0.04	0.33	0.008	0.008	3.08	1.66	0.07	0.45	0.13
	A X M		0.30	0.04	0.32	0.008	0.007	3.09	1.59	0.06	0.40	0.12
	A X F		0.25	0.04	0.29	0.005	0.007	2.93	1.54	0.06	0.37	0.11
	A X F T		0.23	0.03	0.29	0.005	0.008	2.88	1.50	0.04	0.39	0.12



れる。

また合金元素では、珪素を低くすることがおこなわれる。炭素の偏析に及ぼす共存元素および本体の直径と高さの影響を前掲式で示される。

式によると $D=2\text{m}$, $H/D=1.6$ の鋼塊において取鍋分析値、炭素：0.20%，硫黄：0.010%，磷：0.010% モリブデン：0.20%，バナジウム：0.10%，が同一で、珪素のみ 0.30% と 0% と異なる場合の C_M-C_m は前者が 0.13%，後者が 0.06% となることが予想される。

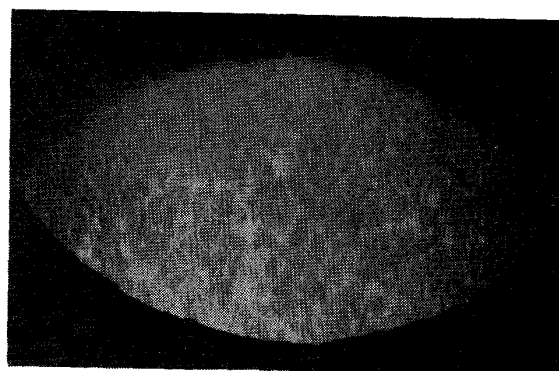
現実には押湯量や保湯法などの影響を受けるため、必ずしも上記の結果とは一致しないが既に報告されているとおり、低 Si 鋼の内部成分偏析は軽微である。

表 4 は保持炉を用い、合せ湯で低珪素 400 t 鋼塊をつくり、その製品内部の成分について示したものである。合せ湯にて炭素濃度差をつけたことにもより、成分的にきわめて均一である。

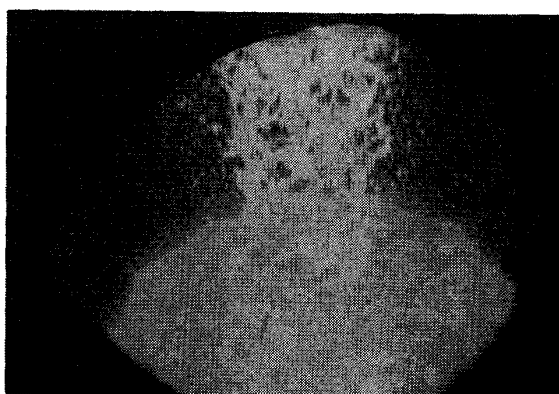
3.6 流滴脱ガス真空炭素脱酸法 (Vacuum Carbon Deoxidation)

3.6.1 流滴脱ガス真空炭素脱酸による脱ガス効果の向上

流滴脱ガス真空炭素脱酸法による造塊は珪素やアルミニウムなどの脱酸元素を含まない溶鋼を真空処理しながら鑄型に注入し凝固させる方法である。この際、活性度の高い酸素が真空中にさらされると同時に炭素との減圧平衡に達しようとして大量の CO ガスを発生し、これによつて溶鋼注入流は著しく微細に分散し、続いておこる微細粒滴の落下中における脱水素と脱窒素にも十分な効果がえられる。真空炭素脱酸時の注入流と予め強制脱酸された溶鋼の注入流の飛散程度の差の一例を Photo. 10 に示す。また、本法による脱水素向上例²¹⁾を Fig. 18 に示す。



a) VOD



b) Normal deoxidation

Photo. 10. Condition of stream droplet.

3.6.2 流滴脱ガス真空炭素脱酸における酸化物系非金属介在物の低減による清浄度向上

酸化物系介在物はその根源から内生的なものと外生的なものに区分されるが、内生的な酸化物系介在物の根源としては強制脱酸剤の使用による一次ならびに二次脱酸生成物がある。真空炭素脱酸と通常の強制脱酸との差

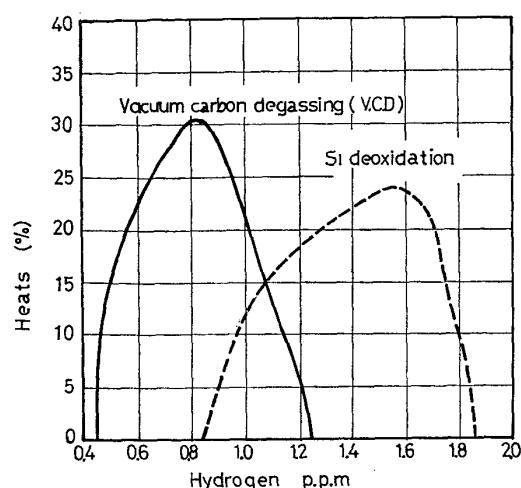


Fig. 18. Effects of V.C.D on hydrogen removal during stream degassing²¹⁾.

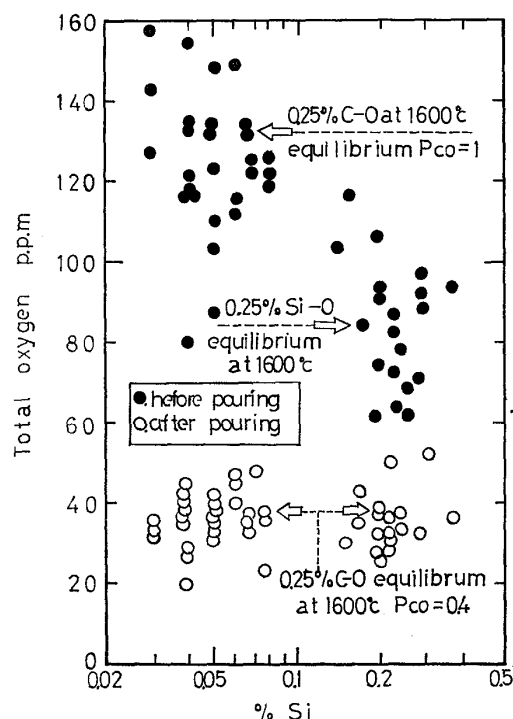


Fig. 19. Deoxidation during stream degassing.

は前者では脱酸生成物がガスとして放出されるため一次脱酸生成物による清浄度劣下は著しく軽減される。また高真空下における真空炭素脱酸による脱酸効果は Fig. 19 に示すように著しく大きく処理直後の溶鋼酸素レベルは非常に低いので、凝固条件が同一ならば二次脱酸生成物による清浄度劣下も軽減される。実際製品での酸化物系非金属介在物清浄度劣下の軽減例を Fig. 20 に示す。

3.6.3 流滴脱ガス真空炭素脱酸によるマクロ偏析の軽減

V 偏析に関しては鋼塊形状のコントロールと軸心部凝固速度の制御とによりある程度工業的にも解決が可能であるが逆 V 偏析に関してはその発現機構がかなり解明

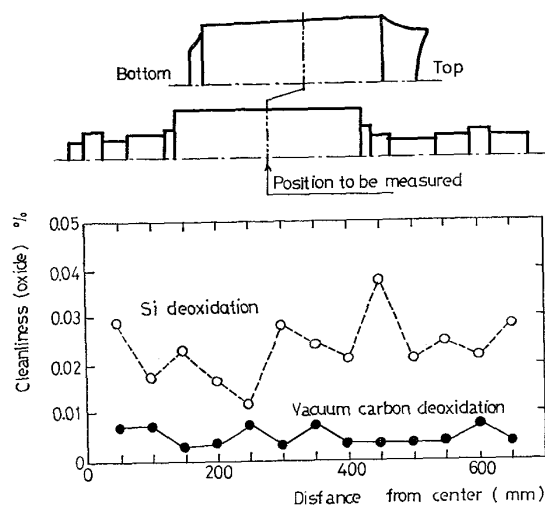


Fig. 20. Cleanliness of 180 Ni-Cr-Mo-V rotor shaft (oxide only).

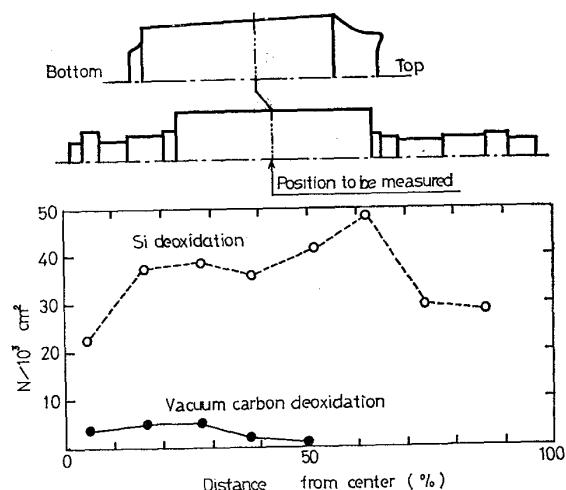


Fig. 21. Numbers of A ghost in Ni-Cr-Mo-V rotor shaft²³⁾. (cross section)

されてきた²²⁾にもかかわらず工業的規模でこれを軽減することは非常に困難である。しかし、真空炭素脱酸による低合金大型鍛鋼品の調査実績によれば本法により逆 V 偏析が大幅に軽減されることがわかっている^{23)~26)}。またその軽減機構に対しても逆 V 偏析の発現条件と密接に結びつく凝固過程の固液共存領域におけるデンドライト形態と関連させた考え方が提出されるようになってきている。真空炭素脱酸による逆 V 偏析軽減効果の一例として Fig. 21 に大型鍛造材の胴端面における逆 V 偏析スポットの単位面積当たりの数の分布²³⁾を示す。

3.7 その他の方法²⁷⁾

その他の方法としては ESR ingot または ESR ingot から作られた billet を ESW により接合した大型の billet もしくは鍛造用鋼塊を製造する方法がある。

1 500 mm ϕ 程度の rotor billet (材質 Ni-Cr-Mo-V) 鋼を ESW した結果は良好で ESW 部の機械的性質も

十分要求値を満足している。今後さらに 3000 mm ϕ までテストして行くと述べているが、その後の報告は今のところない。

フランスでは普通造塊法による鋼塊を ESW し鍛造して大型 forging 材製造の試験を行なっているが現在のところその結果は全く報告されていない。

4. 結 言

以上、比較的実用的と考えられる大型鋼塊の製造法について概述した。しかし、ESR 法、PESC 法、MHKW 法、BEST 法、普通造塊法、VCD 法、ESW 法の内、現在要求されている 200 t 以上の高品質鋼材を作るためには、十分なる実績をえているものは少い。ESR 法は大型化の必要性、大型化にともなう内部性状、特にゴーストの発生有無の確認、水素含有量の減少などに多くの問題点を有している。PESC 法についても同じような問題を有していると考えられる。MHKW 法は鋼塊中心部の V ゴースト部分の改善に効果があると考えられるも、逆 V ゴースト部の改善に問題がある。BEST 法については MHKW 法と同じ問題を持つ上、鋼塊負偏析部の改善に余り効果は期待しえないことも推定される。ESW 法については、有効な方法であるが溶接部の信頼性と経済的に問題がある。したがって、以上の各種方法は大型鋼材をうるためには、いまだ実用の域に達していないと考えられる。

したがって、現在、大型の鋼材をうるためには、普通造塊法、あるいは、この延長線上にある VCD 法などに頼らざるを得ない。昨年 11 月京都において開かれた第 8 回国際自由鍛造会議における発表論文や討議の内容よりもこの感が強い。

前述のように鋼塊の大型化に比例して製造上の困難、欠陥発生などの問題点が急増する。それらはいずれも溶鋼の凝固現象に関係しているが、最近この方面の研究が非常に進歩し、製造上の困難や欠陥発生に関する問題点が着々と解決しつつある。

普通造塊法における逆 V ゴースト、負偏析部の砂疵、V ゴーストなどに対して、VCD 法の採用、注湯成分のコントロールなどにより鋼塊内部性状の向上は著しく、さらに性状向上にともなう歩留も逐次改善の方向に向っており、大型鋼塊の製造方法としての普通造塊法（特に、VCD 法）の地位は当分の間、ゆるがないものと考えられる。

文 献

- 1) H. C. SMITH, R. F. CAPPELLINI, and T. G. GREBNAR: The 8th Intern. Forgemasters Meeting, Tokyo, (1977) No. 11
- 2) J. COMON, J. DELORME, and P. BASTIEN: The 6th Intern. Forgemasters Meeting, (19-2)
- 3) 鈴木是明, 宮本剛汎: 学振第19番 9628-凝固 145
- 4) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 63 (1977) 1, p. 53
- 5) 田代晃一, 轟木 透, 木村重夫: 鉄と鋼, 57 (1971) 9, p. 473
- 6) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 59 (1973) 3, p. 451
- 7) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 59 (1973) 12, p. 1539
- 8) 宮脇哲彦, 三浦正淑, 松本重喜: 神鋼技報, 23 (1976) 3, p. 10
- 9) 成田貴一: 鉄と鋼, 63 (1977) 13, p. 54
- 10) A. CHOUDHURY, R. JAUCH, H. LÖWENKAMP, and F. TINGE: Stahl u. Eisen, 97 (1977), p. 857
- 11) 日本製鋼所内報: (1976)
- 12) A. CHOUDHURY, R. JAUCH, and H. LÖWENKAMP: Stahl u. Eisen, 96 (1976), p. 946
- 13) M. WAHLSTER and R. SCHUMANN: Proc. 4th Intern. Symp. on Electro Slag Remelting Processes, Tokyo (1973), p. 337
- 14) A. CHOUDHURY, R. JAUCH, and H. LÖWENKAMP: Proc. 5th Intern. Conf. on Vac Metallurgy and Electroslog Remelting Processes, Munich, (1976), p. 233
- 15) A. CHOUDHURY, R. JAUCH, H. LÖWENKAMP, and F. TINGE: 同上, (1976), p. 237
- 16) Yu. V. LATASH, A. E. VORUNIN, and V. A. NIKOLAEV: 6th Japan-USSR Joint Symp. on Phys. Chem. of Metallurgical Processes, Tokyo. (1977)
- 17) B. E. PATON, B. I. MEDOVAR, C. A. BOJKO, I. I. KUMISH: Proc. 4th Intern. Symp. on Electroslog Remelting Processes, Tokyo, (1973), p. 202
- 18) L. R. COOPER, W. MOGENDORF, and H. HEYMANN: Proc. 5th Intern. Symp. on Electroslog, + Other Special Melting Technology, Pittsburgh, (1974), p. 202
- 19) W. AUSTEL and Ch. MAIDORN: Proc. 5th Intern. Conf. on Vac. Metallurgy and Electroslog Remelting Processes, Munich, (1976), p. 241
- 20) P. MACHNER, G. KÜHNELT, H. JÄGER, and F. J. WEISS: Proc. 5th Intern. Conf. on Vac. Metallurgy and Electroslog Remelting Processes, Munich, (1976), p. 223
- 21) G. E. DANNER and E. DYBLE: Metal Progress, (1961) May. p. 75
- 22) 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 63 (1977) 1, p. 53
- 23) 中川義隆, 前田健次, 鈴木是明, 宮本剛汎: 鉄と鋼, 62 (1976), A41
- 24) DYBLE, and TAYLOR: Proc. Open Hearth Steel Conf., (1961), p. 107
- 25) A. S. McMILLAN: JISI Spe. Rep. (1965), p. 63
- 26) F. HOCHSTEIN: Stahl u. Eisen, 95 (1975), p. 785
- 26) F. HOCHSTEIN: Stahl u. Eisen, 95 (1975), p. 785
- 27) B. E. PATON, B. I. MEDVAR, and G. A. BOJKO: Proc. 4th Intern. Symp. on Electro Slag Remelting Processes, Tokyo (1973), p. 376