

## 論 文

UDC 669.14-412 : 669.187.26 : 620.192.43 : 620.184.4

## 大型エレクトロスラグ鋼塊の品質およびその適用について\*

三浦正淑\*\*・新実高保\*\*  
松本重喜\*\*・鈴木章\*\*\*

## Quality of the Large ESR Ingots and Products from Them

Masatoshi MIURA, Takayasu NIIMI,  
Shigeki MATSUMOTO, and Akira SUZUKI

## Synopsis:

In order to evaluate the metallurgical homogeneity of large ESR ingots, longitudinal cross sections of the 1 500 mm $\phi$  remelted ingots were examined by metallurgical method, and also the influence of the ESR melting rate was investigated. Furthermore, to confirm the quality of the ESR ingots, some experiments in the application of ESR process of turbine parts were carried out.

The results are as follows:

- (1) Freckles and equiaxial crystal are observed at the top portion of a 1 500 mm $\phi$  ESR ingot with 2 000 kg/hr melting rate. The defects are reduced by decreasing the melting rate.
- (2) It is suggested that the formation of freckles may be related to distance between solidus and liquidus lines.
- (3) From the attempt of manufacturing the turbine parts by the ESR process, superior characteristic of homogeneity and mechanical properties are obtained.

## 1. 緒 言

近年の航空宇宙工業をはじめ原子力産業の発達は、より高度なしかも信頼性の高い材料の供給を要求し、真空アーク再溶解法（以下 VAR 法と称す）を初めとした再溶解法の飛躍的な発展をもたらした。中でもエレクトロスラグ再溶解法（以下 ESR 法と称す）は、特殊なスラグを使用することによつて鑄塊の表面および中心部の品質が優れているため設備コストおよび生産性の優位性とあいまって大型化への発展を容易にした。本法は、我国においても 1962 年頃から研究に着手され、初期においては、その適用によつて良好な鑄肌と均質な鑄塊が得られ、また不純物および非金属介在物の減少が期待できるため主として高級鋼の製造に適用されたが、今日においては、厚肉鋼板や鍛鋼品への適用のため 40~50 t 鋼塊が生産されるに至っている。

本報告は、大型 ESR 炉を用いてこれまで行なつてきた 2, 3 の実験結果および ESR を適用した鍛鋼品の調査

結果について述べる。

2. 1 500 mm $\phi$  ESR 鋼塊の品質

ESR 鋼塊の品質が他の方法によつて製造されたものに比して優れているのは、その凝固機構が一方凝固により近い成分偏析が少なく、スラグを用いるために非金属介在物の少ない鋼塊が得られるためであり、多くの報告<sup>1)</sup>にも述べられている。しかしこのような特性が大型鋼塊においても得られるという報告は少なく、十分な品質解明がなされていない。そこで、50 t ESR 炉によつて溶製した 1 500 mm $\phi$  × 2 900 mmL 40 t 鋼塊および 1 500 mm $\phi$  × 3 600 mmL 50 t 鋼塊の品質を調査し、2, 3 の検討を行なつた。

## 2.1 溶解炉および溶解条件

本調査で用いた溶解炉は、単相交流方式では世界最大級の 50 t 炉 (5 000 kVA) であり、その特徴は、交流電流の使用による誘導損失を最小にするため、トランスを炉に近づけ、更に、電極のセットに若干の不便はあるが、

\* 昭和 51 年 3 月 31 日受付 (Received March 31, 1976)

\*\* (株)神戸製鋼所高砂事業所 (Takasago Works, Kobe Steel, Ltd., 2-3-1 Niihama Araimachi Takasago 676)

\*\*\* (株)神戸製鋼所 工博 (Kobe Steel, Ltd.)

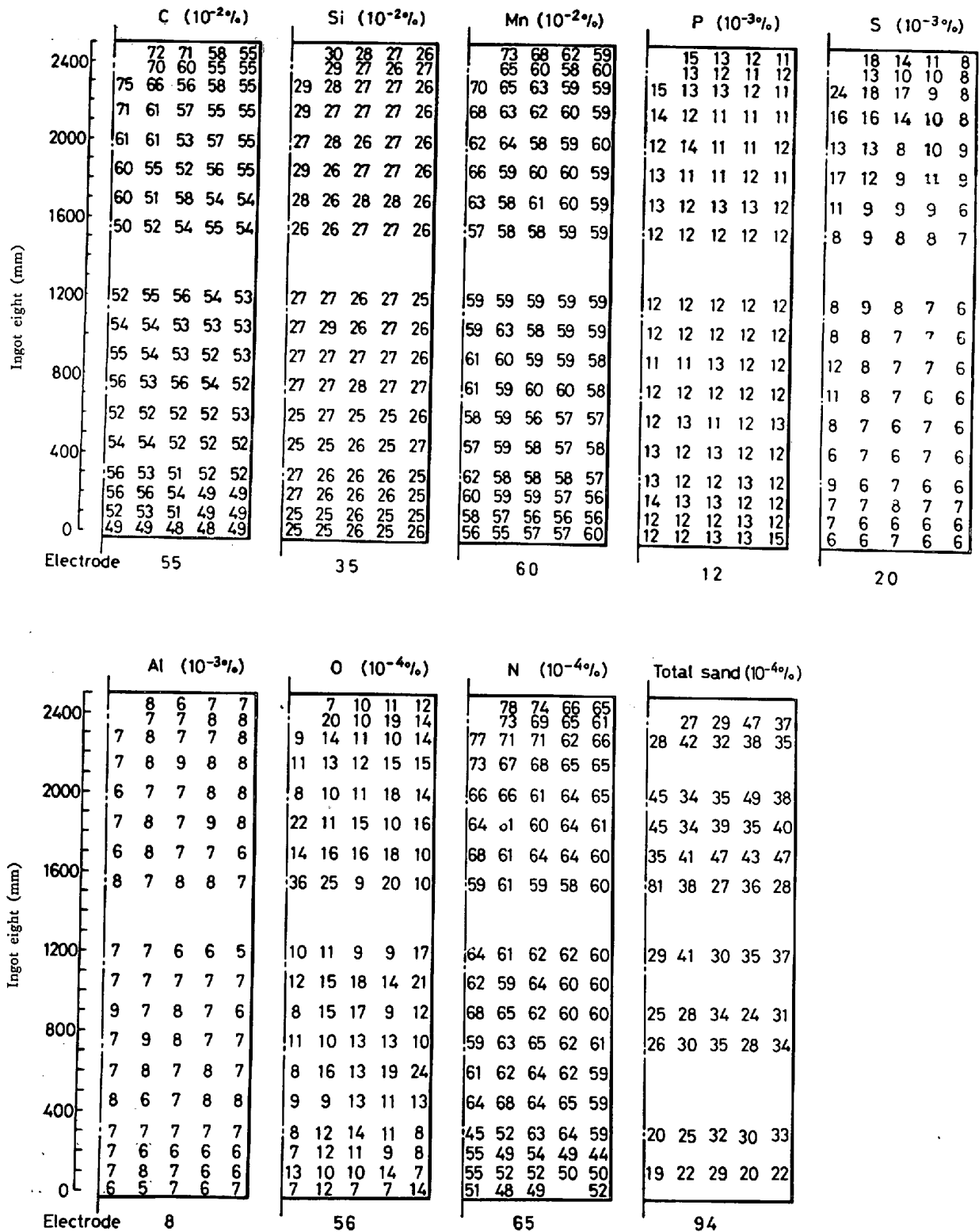


Fig. 1. Distribution of elements and sand in the 1500 φ ESR ingot.

Photo.1 に示した溶残電極から明らかなように導電部を含めた電極溶残部の長さを短くし全線路インピーダンスが少なくなるように設計されている。又現状の生産においては、鋼塊内部品質を確保するために、fill ratio (電

極径/鋼塊径) が 0.75 の電極を使用し、鋼塊径 (mm) ×0.7~0.8 (kg/hr) の溶解速度にて溶製されている。本実験は稼動初期において行つたものであり、A 鋼塊は 1000~2000 kg/hr で、又 B 鋼塊は 1300 kg/hr で溶

製し、溶解速度が大型鋼塊に与える影響について調査した。

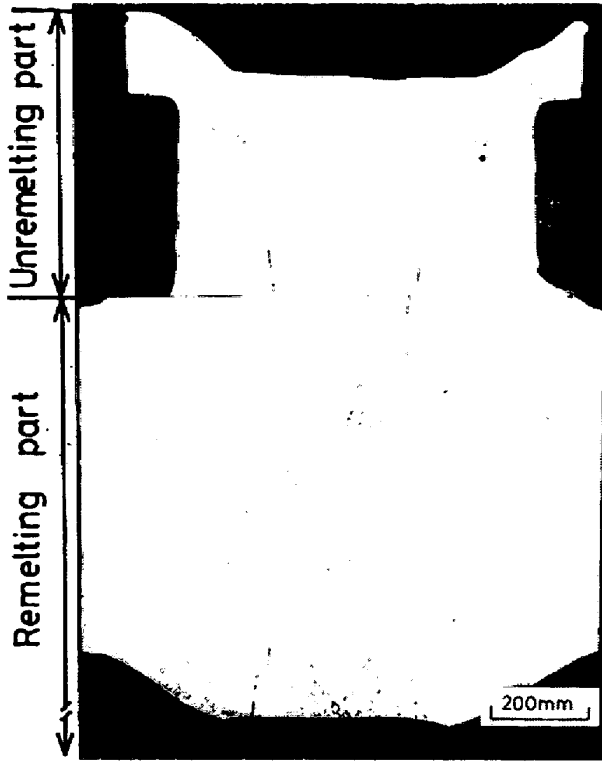


Photo. 1. Sulfur print of the longitudinal section of the top end of the electrode for 1500φ ESR ingot.

2.2 調査結果および検討

Photo. 2 および Fig. 1, 2 に、本実験で行なつた 1500mmφ 鋼塊縦断面のサルファープリントおよび化学組成を示す。これらの結果から明らかなように溶解速度の早いA鋼塊において通常鋼塊に認められるストリング状偏析が発生しており、又鋼塊 Top 中心部において成分濃化現象が認められる。更に、特徴あることは正偏析帯の直下に負偏析があり、酸素および酸化物系介在物の富化が認められることである。一方、溶解速度の低いB鋼塊においては、これらの偏析が減少しており、小型ESR 鋼塊の品質に近いものが得られている。A 鋼塊で認められた成分濃化現象は、溶解中に溶鋼プールから石英管によつて採取した試料の分析結果 (Fig. 3) から明らかなように、使用電極の偏析や溶解の進行にしたがつて生成したものではなく、溶解最終段階の“hot top”が

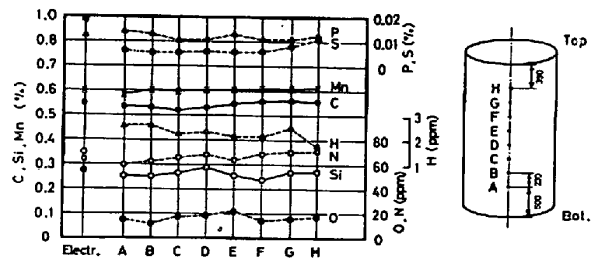
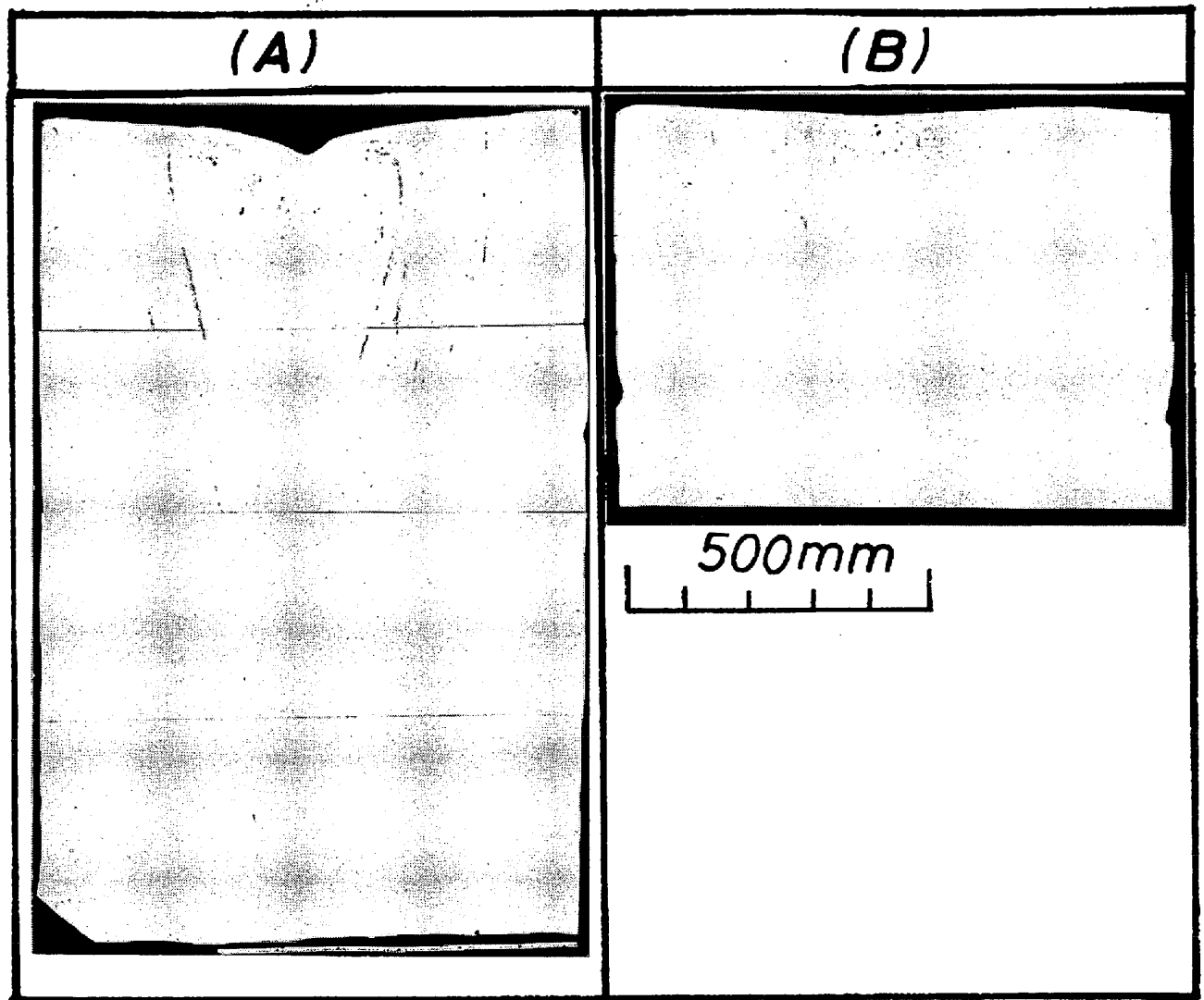


Fig. 3. Behavior of elements in molten pool during ESR (1500φ ingot).

mm Ingot height (mm)	C (10 <sup>-2</sup> %)				S (10 <sup>-3</sup> %)				O (10 <sup>-4</sup> %)				Cleanliness, d 60X400 (10 <sup>-3</sup> %)			
	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4	1	2	3	4
3600	66	61	53	54	<5	<5	<5	<5	7	29	29	16	33	29	33	67
3400	52	51	54	53	<5	<5	<5	<5	20	26	18	16	71	38	29	21
3200	50	54	51	52	5	<5	<5	5	20	26	18	16	21	21	33	25
3000	54	53	53	51	<5	<5	5	<5	10	13	17	12	25	29	38	21
2800	51	50	52	53	5	5	5	5	10	13	17	12	13	33	33	25
2600	52	52	53	53	5	5	<5	5	8	8	12	12	29	21	25	25
2400	52	53	52	54	5	5	5	5	8	8	12	12	33	25	38	30
600	51	54	54	53	5	6	5	5	12	10	16	17	17	29	21	30
400					5	6	6	6	8	13	15	18	21	30	17	29
200																
0																
Electrode	51				16				62				125			

Fig. 2. Homogeneity of 1500φ ESR ingot melted at lower melting rate.



Melting rate; (A) Early stage 1 000 kg/hr, Middle stage 1 400 kg/hr, Last stage 2 000 kg/hr  
(B) 1 300 kg/hr

Photo. 2. Sulfurprints of 1 500 φ ESR ingots.

不十分なために発生したものと推察される。

Fig. 4 に、A 鋼塊縦断面の代表的なマクロ組織および非金属介在物を示した。図に示した点線はマクロ組織の変化が認められる位置を示しており、又この線の鋼塊表層部の位置から判断して、下部点線が定常溶解から hot top に入った時期の溶鋼プール形状を示しているものと推定される。すなわち、図から明らかのように投入電力の変化が大きかったと思われる位置には粒状の等軸晶が認められ、その上部の成分濃化域はデンドライト状等軸晶になっていた。Photo. 2 で認められたストリング状偏析は粒状等軸晶域の下方にも認められ、hot top に入る前に既に発生しており、ESR 鋼塊でも操作条件によっては、ストリング状偏析が生成することを示している。又このストリング状偏析や負偏析および酸化物系介在物の富化を伴う粒状等軸晶の生成は、大型 ESR 鋼塊の品

質および歩留の低下を来す要因となるので、次に 2, 3 の検討を行なった。

#### 2.2.1 ストリング状偏析について

Photo. 2 で認められたストリング状偏析は、VAR 等の再溶解でよく論じられている“freckles”に類する欠陥と考えられる。この freckles の生成機構は、既に多くの人によつて研究されており、大別すると、a) 固液共存域における密度差によるもの<sup>2)</sup>、b) ガス発生による溶液の流れによるもの<sup>3)</sup>、c) 磁気攪拌によるもの<sup>4)5)</sup>がある。本実験鋼塊の場合、Fig. 3 に示したように溶鋼プール内の酸素含有量は、欠陥の発生した位置においても低く、MITCHELL<sup>3)</sup> が指摘するようなガス発生は起こり難い。又 ESR 鋼塊においても、一般的には表層部にいわゆる“帯状偏析”が認められるので、溶鋼の流れが存在することは明らかであるが、本炉はもちろんのこと

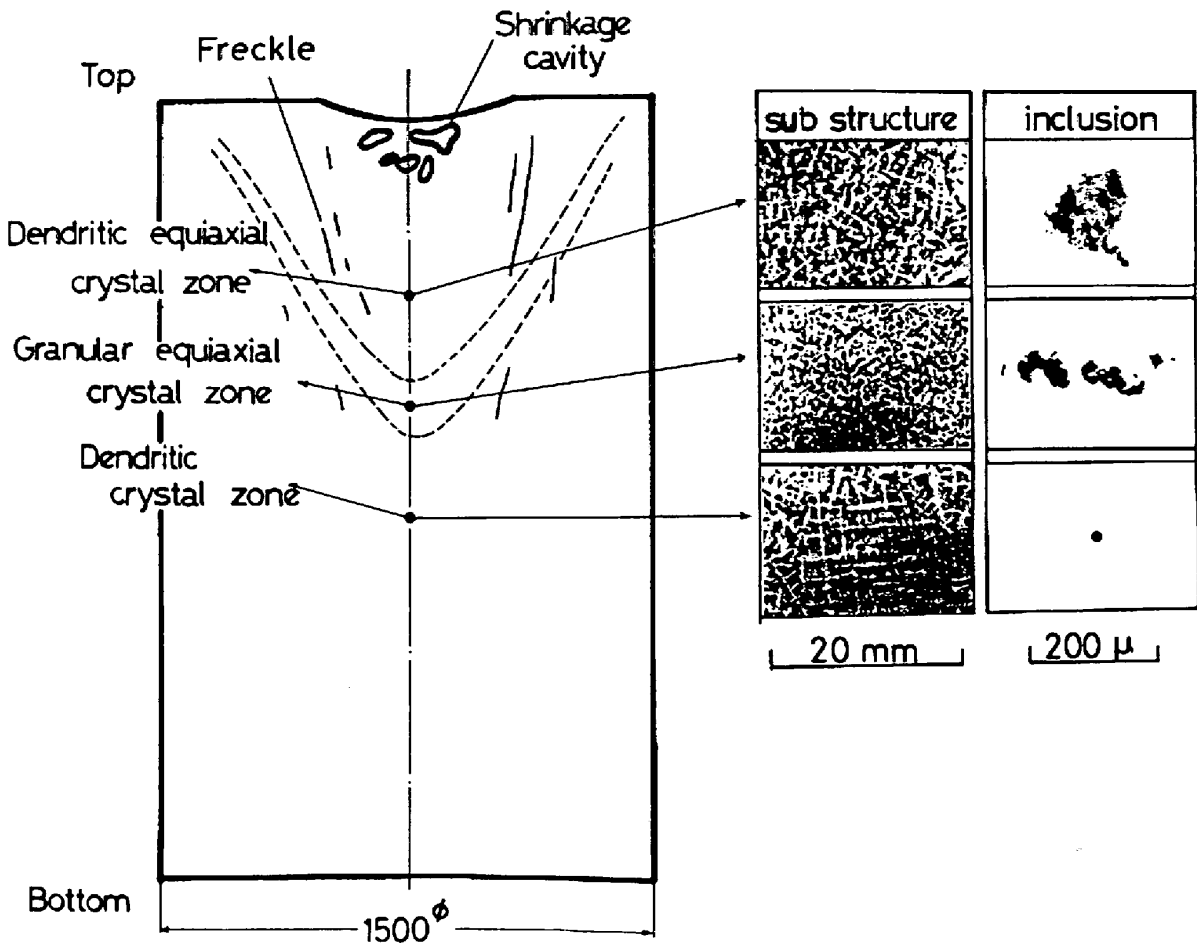


Fig. 4. Typical structure and inclusion of 1500φ ESR ingot.

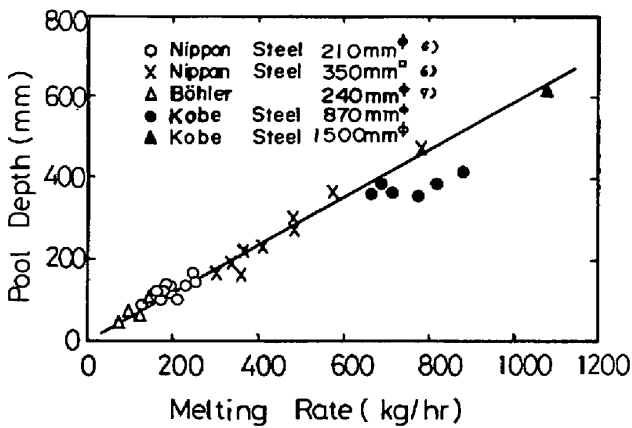


Fig. 5. Relation between melting rate and pool depth.

ESR 炉は交流が一般的に使用されるので、直流を使用する VAR 炉に比し磁気攪拌による freckles の発生は起こり難いと考えられる。

COPLEY<sup>2)</sup> らによると、一定の凝固条件における freckles の発生は、 $R \leq \frac{\Delta T}{\Delta t^*} \cdot \frac{1}{G}$  (ただし、 $R$ : 凝固速度、 $\Delta T$ : 液相線と固相線の温度差、 $G$ : 温度勾配、 $\Delta t^*$ : freckles

Table 1. Solidification conditions at the center portion of 1500 mmφ ESR ingot.

Ingot	A steel*	B steel**
Solidification rate (cm/min)	0.24	0.17
Average cooling rate (°C/min)	0.8	1.0
Temperature gradient (°C/cm)	3.3	6.0
Distance between solidus and liquidus isotherm (cm)	21	12

Distance from bottom end : \*1900 mm  
\*\*2200 mm

を発生させるに十分なジェット流が固液共存域を通過する時間) の条件のときに認められ、温度勾配が小さくなるほど、又固相線と液相線の温度差が大きくなるほど freckles が発生しやすいことが提案されている。又この式における  $\Delta T/G$  は固液共存域の幅を意味しており、固液共存域の幅が大きくなるほど freckles の発生が起こりやすいことを示唆している。ESR 鋼塊の場合、Fig.5 に示したように、溶解速度と溶鋼プール深さとの間に一定の関係が認められ、一定の溶解速度においてはメニス

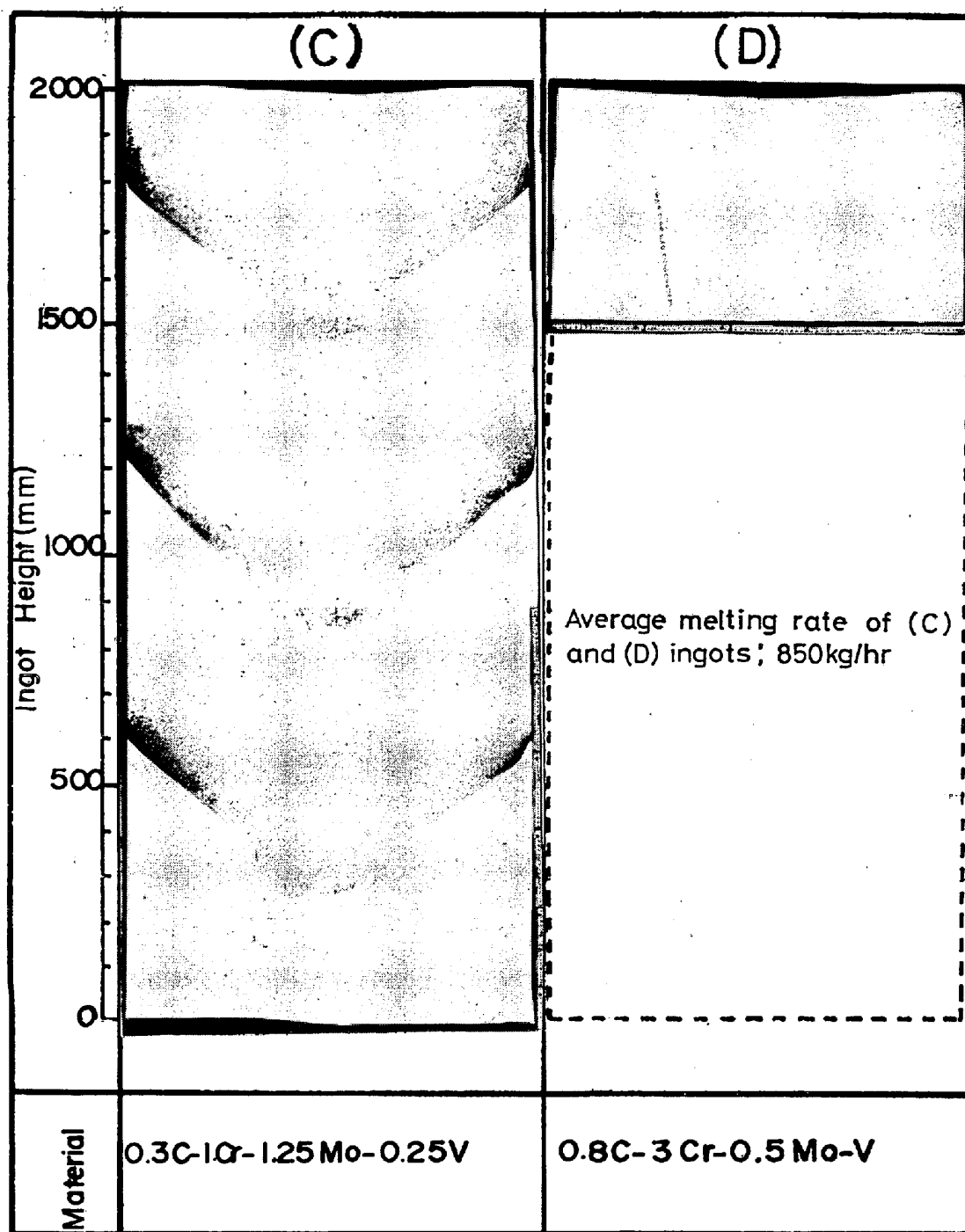


Photo. 3. Comparison of longitudinal sulfur prints in ESR ingot between low- and high-carbon Cr-Mo-V steel.

Table 2. Chemical composition of the turbine blades after VAR and ESR process. (%)

Steel		C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	N
12 Cr-Mo-V	VAR	0.22	0.59	0.90	0.020	0.011	0.42	11.50	0.90	0.22	—
	ESR	0.22	0.38	0.93	0.020	0.007	0.41	11.10	0.96	0.20	—
12 Cr-Ni-Mo-V-N	VAR	0.14	0.20	0.63	0.017	0.010	2.90	11.95	1.72	0.28	0.031
	ESR	0.14	0.11	0.80	0.018	<0.005	2.77	11.66	1.65	0.29	0.035

カスの移動速度と凝固前面の垂直方向の移動速度は同じ値になるものと推定されるので、プール形状がわかれば溶解速度から凝固速度を推定することができる。したがって、 dendrite の二次アームの間隔を測定すること

によつて求めた平均冷却速度から温度勾配が決定でき、更に、固相線と液相線の温度差がわかれば固液共存域の幅を求めることができる<sup>8)</sup>。Table 1は本実験鋼塊 Top

部の凝固条件をこの法によつて求めた結果である。偏析

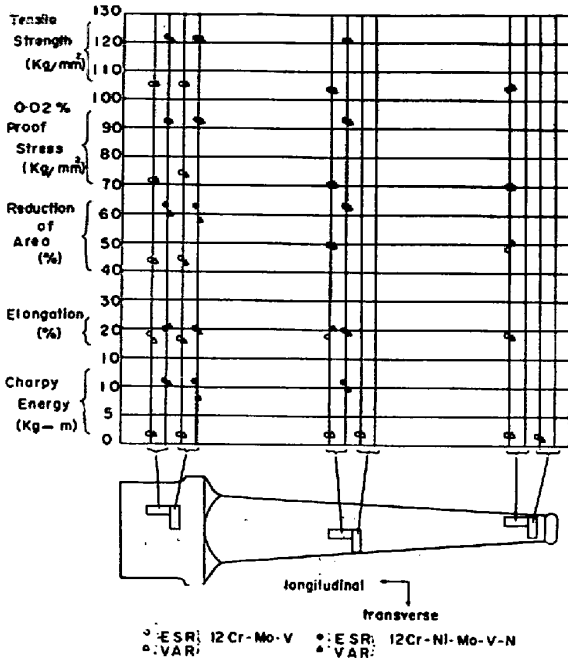


Fig. 6. Distribution of mechanical properties in turbine blade.

Table 3. Results of tensile test and V-notch charpy test in the tangential and radial direction of the turbine disc.

Direction and position			0.02% p. s. (kg/mm <sup>2</sup> )	$\sigma_B$ (kg/mm <sup>2</sup> )	El. (%)	R. A. (%)	Charpy (kgm)	F. A. T. T. (°C)
T	C	O	66.3	81.5	24.0	67.0	16.1	-40
		M	67.3	81.5	23.0	62.0	14.7	-20
		I	66.3	82.2	23.0	61.0	10.7	-15
	$\frac{1}{2}C$	M	65.3	81.9	23.0	61.0	10.4	-15
		I	66.3	81.9	22.0	61.0	10.7	-10
R	C	O	66.3	80.8	24.0	66.0	14.1	-40
		M	65.3	81.9	23.0	61.0	12.4	-20
		I	66.6	82.5	22.0	61.0	12.4	-15
	$\frac{1}{2}C$	M	66.3	81.9	23.0	61.0	10.7	-15
		I	66.6	82.5	23.0	60.0	10.7	-10

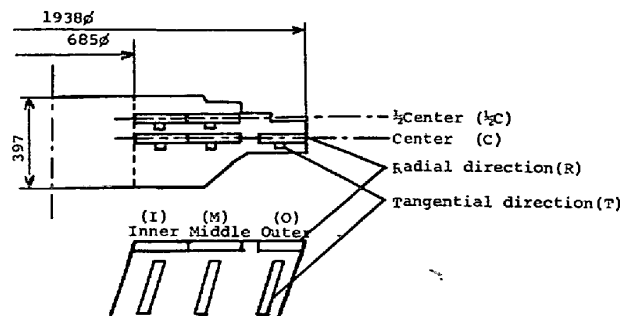
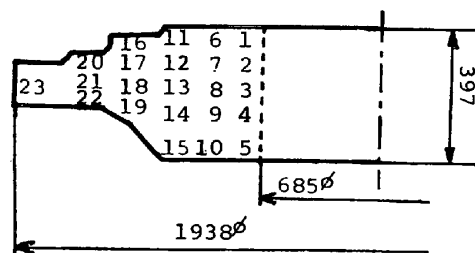


Fig. 7. Comparison of oxygen and cleanliness (JIS G 0555) between ESR and VAR steel.

Table 4. Distribution of chemical composition in the turbine disc.

Position	Chemical Analysis (wt%)								
	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V
1	0.31	0.10	0.62	0.009	0.006	1.77	1.28	0.55	0.10
2	0.31	0.10	0.63	0.009	0.006	1.75	1.28	0.55	0.10
3	0.31	0.09	0.63	0.009	0.005	1.77	1.25	0.53	0.10
4	0.31	0.09	0.63	0.009	0.006	1.77	1.27	0.54	0.10
5	0.31	0.09	0.62	0.009	0.005	1.75	1.30	0.55	0.10
6	0.31	0.09	0.61	0.009	0.006	1.77	1.30	0.55	0.10
7	0.31	0.09	0.62	0.009	0.006	1.78	1.25	0.54	0.10
8	0.31	0.09	0.63	0.010	0.006	1.77	1.30	0.55	0.10
9	0.30	0.09	0.63	0.009	0.005	1.77	1.25	0.54	0.10
10	0.31	0.08	0.61	0.009	0.005	1.77	1.28	0.55	0.10
11	0.30	0.09	0.62	0.010	0.005	1.74	1.30	0.53	0.10
12	0.31	0.09	0.63	0.010	0.006	1.77	1.27	0.55	0.10
13	0.31	0.09	0.63	0.009	0.006	1.77	1.28	0.55	0.10
14	0.31	0.09	0.63	0.009	0.006	1.77	1.28	0.54	0.10
15	0.32	0.09	0.63	0.009	0.005	1.77	1.28	0.54	0.10
16	0.31	0.08	0.63	0.009	0.006	1.79	1.30	0.54	0.10
17	0.31	0.09	0.63	0.010	0.006	1.77	1.30	0.57	0.10
18	0.31	0.09	0.62	0.009	0.005	1.78	1.30	0.55	0.10
19	0.31	0.09	0.62	0.009	0.005	1.77	1.28	0.54	0.10
20	0.31	0.09	0.63	0.009	0.005	1.76	1.30	0.55	0.10
21	0.30	0.09	0.63	0.009	0.005	1.75	1.28	0.52	0.10
22	0.31	0.09	0.63	0.010	0.005	1.76	1.30	0.55	0.10
23	0.31	0.10	0.63	0.009	0.005	1.77	1.30	0.55	0.10



の減少している B 鋼塊は、溶解速度を低下することによって鋼塊内部の温度勾配が大きくなり、固液共存域の幅が狭くなっており、COPLEY らの提案を裏付けている。

又 Photo. 3 は、同一溶解条件 (850 kg/hr) における 870 mm $\phi$  鋼塊の縦断面サルファプリントを示したものであり、0.3C-1Cr-1.25Mo-0.25V 鋼塊は、プール形状を確認するため溶解中に FeS および W を添加しているが、ストリング状偏析は全く認められず、同じ Cr-Mo 鋼であるが C 量の高い 0.8C-3Cr-0.5Mo-V 鋼塊において偏析が認められる。この二鋼種の伝熱係数にそれほど大きな差はない溶解速度も同じであるので、温度勾配はあまり変わらないと考えられ、固相線と液相線の温度差が大きい D 鋼塊にストリング状偏析が認められることは、やはり固液共存域の幅がこの偏析に関与しているものと推察される。

このように、大型 ESR 鋼塊に発生したストリング状偏析は固液共存域の幅が関与しているものと考えられるので、溶解速度を適正な値に低下させ溶鋼プールを浅く

することは、鋼塊品質を確保する上で重要なことである。

#### 2.2.2 等軸晶について

Fig. 3 で認められた粒状等軸晶帯には、わずかではあるが負偏析も認められ、その現象は通常鋼塊に現われる沈澱晶帯に似ている。等軸晶の生成機構としてはよく知られているように、a) 組成的過冷却説、b) 自由チル晶説<sup>10)</sup>、c) デンドライトの再溶解説<sup>11)</sup>、d) showering<sup>12)</sup> 説などがあるが、本実験鋼塊の場合、溶鋼の接触部に過冷却を起こすような低温部がなく、又強力な異質核となるような成分も含まれていないし、更に、溶滴が電極の未溶解粒子を伴って落下することも考え難いので、“デンドライトの再溶解”あるいは“機械的な分裂”などが考えられる。例えば、前述したように本実験鋼塊に発生した等軸晶域は、投入電力の変動(減少)が大きいため、変動前と変動後の類推されるプール形状から推定して凝固前面の移動速度は投入電力変動直後に大きくなり、定常状態に近づくにつれ変動前より小さくなることが考えられ、デンドライトの成長速度の変動によつて再溶解が起



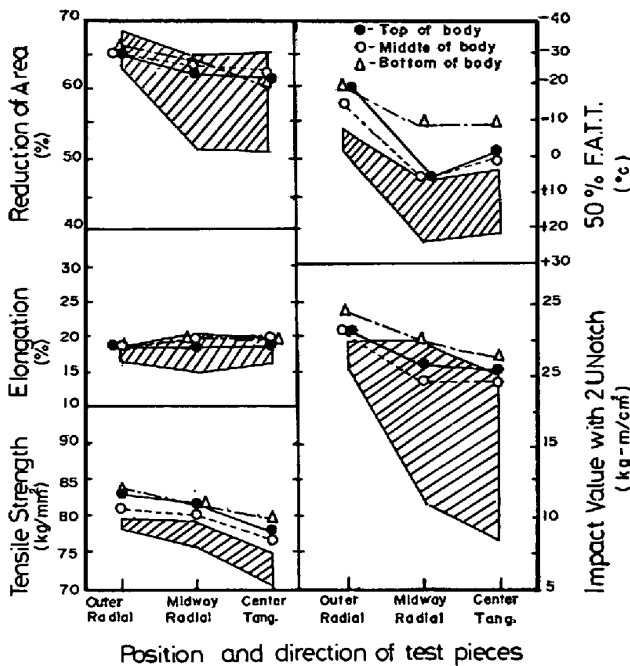


Fig. 8. Variation of transverse tensile properties and impact properties from outer to center of body. Hatched area shows the range of data obtained from the test of conventional rotor forging.

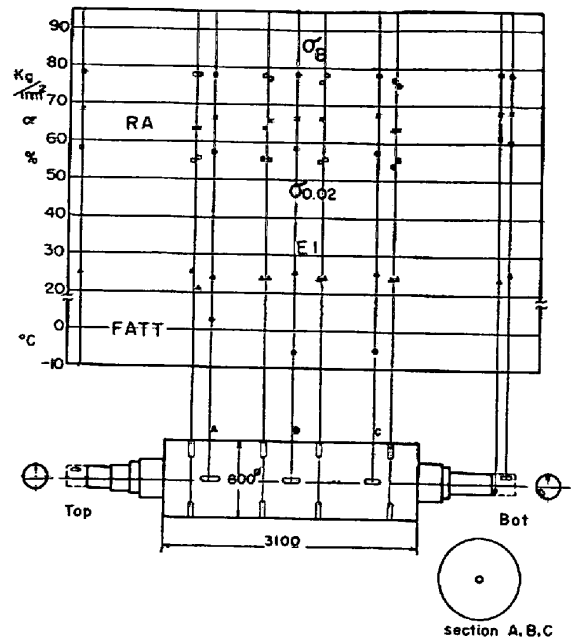


Fig. 9. Distribution of mechanical properties in the generator rotor shaft.

こる可能性がある<sup>11)</sup>。又投入電力の変動は溶鋼流のベクトルが変動することも考えられるので、デンドライトの機械的な分裂が起こる可能性もある。このようにして発生した結晶片は溶鋼の流れが小さくなるにしたがつて沈降し、粒状等軸晶帯を形成しそしてその上方は溶鋼プール内の固相率の低下に伴ってデンドライト状等軸晶に成長したものと推察されるが、本実験では十分な確認はできなかった。

いずれにしても、大型鋼塊は溶鋼プールが深くなるので、最終 hot top に入る前に溶解速度を低く押えて溶鋼プールを浅くし、hot top の投入電力変動率を少なくして、等軸晶の発生を少なくする必要がある。

### 3. ESR 鋼塊の鍛鋼品への適用

ESR 鋼塊は、一般に鑄塊肌が良好であり、非金属介在物が少なく、緻密であり、組織および成分的均一度が高いので、これらの特性をいかした鍛鋼品への適用を行なってきた。例えば、組織的均一性が要求される鏡面又はシボ加工を行なうプラスチック用金型材の製造、あるいは、非金属介在物などの欠陥が使用上重要な問題となる鋼板冷延用ワークロールの製造などがある。更に、最近においては、高い応力で使用されるタービン部品の信頼性を高めるため ESR 材が使用されつつある。本項は、

著者がこれまでに行なってきたタービン部品への適用材の調査結果について述べる。

#### 3.1 タービンプレード

発電用タービンロータに使用されるブレードは、品質確保のため通常 VAR 材によつて製造されているが、ESR 材の品質水準を調査するため 851 mm ブレードを 480 mmφ 2 t ESR 鋼塊から製造し、通常流れている VAR 材と比較試験を行なつた。使用材の鋼種は Table 2 に示したとおりである。供試材は、規定の熱処理 (12Cr-Mo-V : 1000°C 油冷, 600°C 焼戻し, 12Cr-Mo-V-N : 1000°C 油冷, 575°C および 475°C 焼戻し) を行なつた後、ブレード各部より試験片を採取し、各種の機械的試験を行ない、Fig. 6 にその結果を示した。試験結果から明らかなように ESR 材は VAR 材に比較して全般的に差はないが、高強度・高靱性材である 12Cr-Ni-Mo-V 鋼において V ノッチシャルピー値の方向性によるバラツキが少ない。これは、Fig. 7 に示したように A 系の介在物、特に MnS がスラグの脱硫効果によつて減少したためで、ESR 法の特徴を示している。

#### 3.2 タービデスク

原子力発電用タービデスクは、通常、真空炭素脱酸法によつて製造されている。しかし、通常の造塊法においては、ストリング状偏析の発生および成分の不均一性は避け難いことであり、鋼塊が大型化するにつれ問題となる。そこで、700 MW 級原子力発電用タービデスクを、1000mmφ 14 t ESR 鋼塊から試作し、品質を調査し

た。本鋼種は真空炭素脱酸法の適用を受けるため、ESR後のSi値が0.10以下になるよう再溶解中のESRスラグに特別の配慮を行なっている。製品はリング鍛造を適用し、900°Cおよび830°Cから2回油冷し650°Cで焼戻しを行なった。熱処理後におけるデスクのハブ部およびボス部の残留応力は2.5 kg/mm<sup>2</sup>で特に問題はない。又製品は出荷寸法まで加工され、超音波探傷・浸透探傷・磁気探傷検査を行なったが、欠陥は全く検出されなかつたため、縦断して製品各部の機械的性質を調査した。Table 3に示した試験結果から明らかなように、衝撃性質が質量効果のため内部で若干低下しているが、引張り性質は方向性もなく均一な値を示している。これは、Table 4に示したようにESR材により製造されたデスクは成分偏析もなく、又清浄度のよい均一な組織が得られたためであり、Kroneis<sup>13)</sup>らの試験結果と一致する。

### 3.3 ロータシャフト

Fig. 8に840 mmφ 10 t ESR鋼塊から製造した3% CrMo鋼船用LPロータの胴部各位置における横目方向の機械的性質を真空鑄造材と比較して示した。このようにESR材は真空鑄造材に比べて材力のバラツキが少なく優れた値を示し、苛酷な使用条件にさらされるタービン材の安全性に対して優位であることは言うまでもない。自家発電などの比較的大きなロータシャフトにおいてもこのような値が得られるかどうかを確認するため、1500 mmφ 40 t ESR鋼塊から製造した55 MW発電機軸(3.5 Ni-Cr-V鋼)について調査した。製品は鋼塊から圧縮鍛錬工程なしに胴径870 mmφに直接鍛伸(鍛錬比3)され、820°Cから噴水焼入れを行ない610°Cで焼戻しを行なった。製造工程上の各種の非破壊検査は全く問題がなく、又Fig. 9に示した製品各部の機械的性質も十分な値が得られている。更に2.2項で述べたストリング状偏析の発生も認められず、適正な溶解条件で行なえば1500 mmφ ESR鋼塊においても健全な鋼塊が得られることを示している。

## 4. 結 言

大型ESR鋼塊の品質を調査し、溶解条件の悪い鋼塊においては、通常鋼塊と同様なストリング状偏析および大型介在物の発生を認めた。このストリング状偏析は、溶鋼プールが深くなるほど、又固相線温度と液相線温度の差が大きいほど起りやすいことから、固液共存域の幅が関係あることを示した。又鋼塊が大型化するにつれ、通常鋼塊に認められる等軸晶の発生する危険性があることも示した。

このようにESRの大型化に伴い適正な溶解条件の選定が必要であるが、1500 mmφ ESR鋼塊までは小型鋼塊で認められる特性が得られることを実際の鍛鋼品について調査し確認した。

## 文 献

- 1) 例えば, H. TAKADA, Y. FUKUHARA, and M. MIURA: "Proc. 2nd inter. symp. on ESR, Mellon Inst., 1969," part III
- 2) S. M. COPLEY, et al.: Met. Trans., 1 (1970), p. 2193~2204
- 3) S. MITCHELL: Ironmaking and Steelmaking, (1975) 3, p. 198~204
- 4) 鈴木, 湯河, 徳田: 日本特許576119号 (出願公告1964年4月)
- 5) R. C. BUEHL and J. K. MCCAULEY: "Trans. vacuum metallurgy conf., 1967", p. 695
- 6) H. KAJIOKA, et al.: "Proc. 4th inter. symp. on ESR, Tokyo, 1973", p. 102
- 7) W. HOLZGRUBER, et al.: "Vacuum metallurgy conf., Beverly Hills, 1968"
- 8) 鈴木, 三浦, 松本, 新実: "第1回 ESR シンポジウム講演概要集, 名古屋, 1974", p. 39
- 9) W. C. WINEGARD and B. CHALMERS: Trans. ASM, 46 (1954), p. 1214
- 10) B. CHALMERS: J. Aus. Inst. Metals, 8 (1963), p. 255
- 11) K. A. JACKSON, et al.: Trans. Met. Soc. AIME, 236 (1966), p. 149
- 12) R. T. SOUTHIN: Trans. Met. Soc. AIME, 239 (1967), p. 220
- 13) M. KRONEIS, et al.: "6th inter. forgemasters conf., Cherry Hill, 1972"