

## 抄 録

## —耐火物—

連続X線廻折法によつて検査したシリカーアルミナ系の相転移 (F. M. WAHL, R. E. GRIM and R. B. GRAF: Am. Mineral 46 (1961) No. 9~10, p. 1064~1076)

ダイアスポア, 合成ギブサイト, 鋼玉, 合成クリストバライト, 珪酸, 石英などの原料を  $Al_2O_3 : SiO_2 = 4 : 1, 3 : 2, 2 : 3, 1 : 4$  (モル比) に混合し, 高温度における連続X線廻折法と, 高温度に長時間保持した場合のX線廻折法によつてモル比によるムライト化, 原料によるムライト化の影響について研究した.

連続X線データはシリカーアルミナ混合物を  $5 \cdot 6^\circ C / mn$  の速度で  $1450^\circ C$  迄加熱した場合に得られたものであり, 混合物の長時間加熱の場合には,  $540^\circ C, 1h, 1375^\circ C, 24h, 1375^\circ C, 72h$  で処理した混合物についてX線廻折を行なつた. 測定した廻折線は, ムライト  $d = 3 \cdot 41 \text{ \AA}, 3 \cdot 38 \text{ \AA}, \alpha-Al_2O_3(101), \beta$ -クリストバライト(111)である.

連続X線データはシリカーアルミナ混合物を  $5 \cdot 6^\circ C / mn$  の速度で  $1450^\circ C$  迄加熱した場合に得られたものであり, 混合物の長時間加熱の場合には,  $540^\circ C, 1h, 1375^\circ C, 24h, 1375^\circ C, 72h$  で処理した混合物についてX線廻折を行なつた. 測定した廻折線は, ムライト  $d = 3 \cdot 41 \text{ \AA}, 3 \cdot 38 \text{ \AA}, \alpha-Al_2O_3(101), \beta$ -クリストバライト(111)である.

A) アルミナーシリカ系混合物の組成がムライトの生成におよぼす影響については, ①ダイアスポアークリストバライト系: 連続加熱により  $1200^\circ C$  位からムライトが生成し始める. 長時間加熱の場合  $540^\circ C, 1h$  でムライトは生成せず,  $1375^\circ C, 24h, 72h$  ではムライトが生成し, その量はアルミナ量が多くなるにつれて, 増加する. ②ギブサイト-珪酸系においては連続加熱の場合  $1400^\circ C$  迄加熱してもムライトは生成せず,  $1375^\circ C$  長時間加熱の場合には  $Al_2O_3 : SiO_2 = 3 : 2$  のとき, もつともムライトは生成する. B) アルミナ成分のムライト化におよぼす影響については, クリストバライトを1成分とし,  $Al_2O_3 : SiO_2 = 3 : 2$  混合物で実験すると, ダイアスポア, ギブサイトの場合  $1200^\circ C, 1440^\circ C$  でそれぞれムライトが生成し, 鋼玉の場合  $1450^\circ C$  に加熱してみても, また  $1375^\circ C$  において長時間加熱してもムライトは生成しなかつたし, シリカ成分のムライト化におよぼす影響については, ダイアスポアを1成分とすると, クリストバライト, 珪酸, 石英の場合に, それぞれ  $1200^\circ C, 1300^\circ C, 1320^\circ C$  からムライトが生成し始め, 高温になるに従つてその量が増大する.  $1375^\circ C$  に長時間加熱すると, クリストバライト, 珪酸を1成分とした混合物は, 時間の増加と共にムライトの生成量は増加するが, 石英の場合は反対に減少する.

鋼玉: クリストバライト  $= 3 : 2$  の混合物に  $CaCl_2$ , または  $BiCl_3$  を5重量%添加すると, ムライト核の生成を促進する. これらの実験からムライトの生成は,  $Al_2O_3 : SiO_2$  の組成比よりも, 原料の安定性に影響を受ける. 特にムライトの生成開始温度は原料から  $\alpha-Al_2O_3$  高温型のクリストバライトの生成開始温度に関係がある. (宗宮重行)

仮焼ボーキサイト含有高アルミナ質耐火物の二次膨張の機構 (THOMAS D. MCGEE & C. M. DODD: J. Am.

Ceram. Soc., 44 (1961) No. 6, 277~283)

ミズウリ州の高級ダイアスポアは段々資源が枯渇して来たので他のアルミナ質原料を使用せねばならなくなつた. 仮焼ボーキサイトは極めてよい原料であるが, 粘土と共に加熱すると膨張することがある. この膨張は耐火物の大きさ, 密度, スラッグに対する抵抗性を悪化させるので, 本論文はこの膨張の機構の解明と対策について研究するのを目的としている.

研究に使用した原料は British guiana の仮焼ボーキサイト ( $Al_2O_3$  88.85%,  $SiO_2$  6.18%), 仮焼粘土 ( $Al_2O_3$  42.00%,  $SiO_2$  53.20%), 可塑性カオリン ( $Al_2O_3$  36.75%,  $SiO_2$  46.95%, Ig. Loss 14.95%), アルミナ (Alcoa T-61,  $Al_2O_3$  99.5%), である. これらの原料を7%の水分を使用し, 500 lb/in の圧力下で  $3/4''$  (直径)  $\times$   $3/4''$  (高さ) に成形した. 成形物は電気炉で仮焼され, ガス炉で  $1200 \sim 1600^\circ C$  に焼成され, 焼成品のX線解析, 顕微鏡観察, を行なうと共に, (嵩比重, 見掛気孔率, 体積変化などの) 物理的性質を測定した. その結果, 純粋なアルミナを添加し  $1600^\circ C$  に焼成した場合に, 試料は確かに膨張する. 然し仮焼ボーキサイトを使用した場合には,  $1400^\circ C$  以上に焼成する膨張が認められ, その膨張量は焼成温度が高くなるにつれ, また微粉量が増大するにつれて増大する.

この膨張はムライトの生成によつて起る. 不純物の存在は陽イオンの拡散を助長し, ムライトの結晶化を促進するので, 不純物を添加すると, ムライト相, ガラス相の成長を促進させ, 膨張量を増大させる. NaF の添加はこの極端な膨張を防止する. (斎藤進六)

## —製 鉄—

鋳滓の最適組成選択の問題について

(И. С. Куликов: スターリ (1961) No. 11, 972~975)

$$C^S = \frac{L_S^0 \cdot P_{CO}}{f[S]}$$

$L_S^0$ : Sの分配比(S)/[S],  $P_{CO}$ : ガス相中のCO分圧,  $f[S]$ : 銑鉄中のSの活量係数.

この式は最近得られた高炉滓の脱硫能力  $C^S$  を評価するための式で, これを用いて  $CaO-SiO_2-MgO-Al_2O_3$  の4元系スラッグの塩基度  $MgO, Al_2O_3$  を変化した場合の平衡状態に於ける  $C^S$  の値を実験的に研究した. しかし実際に脱硫に適したスラッグを選ぶには,  $C^S$  値のみでは不十分であり, 平衡に極力接近させることすなわち高炉々床において一定の流動性をもつことが要求される. すなわち  $1500 \sim 1550^\circ C$  において  $3 \sim 3.5$  ポアーズ以下の粘性が必要である. かかる見地から  $Al_2O_3$  0~20%の各種スラッグについてさらに粘性および free sunning point の研究を行なつた.

一般に高炉滓は S, Mn および Fe の存在によつて

上記4元系スラッグとは異つた性状を呈する。すなわSが1.5~2.5%添加されると粘性ならびに結晶温度は低下し、それ以上では逆に上昇する。またSが存在しない場合MnOを若干添加すると酸性滓では結晶温度が低下するが、塩基性滓では変化しないか上昇する。この場合Sがあれば両者共低下する。

FeOは酸性および塩基性滓の結晶温度を低下させ、この際Sが存在すればこの効果は強められる。

高炉滓中の $Al_2O_3$ の最適量は10~12%であり、かかるスラッグは良好な物理的性質を有すると共に溶解し易い組成の範囲が広い。これ以上の $Al_2O_3$ %ではMgOがなければ高脱硫能の範囲が縮小する。

高炉の実際条件について考えると送風圧の増大はSの分配比低下の傾向をとる筈であるが、圧力増大に伴う還元促進によりSに関する平衡にさらに接近する結果として寧ろ逆に銑鉄中のSは低下する。併しそれには限界があり、例えば炉頂圧を1.5~2気圧以上に上げるとSの上昇がみられる。しかしてこの限界は原料処理の程度およびスラッグ組成の選択に大いに左右され、自溶性焼結銑の使用とか良好な物理的性質の高炉滓の採用により上昇可能である。

以上実験ならびに実際のデータによつて原料の成分が与えられた場合、最少の滓量で銑鉄中のSを所要の水準に保つための最適組成のスラッグを選ぶことが可能である。(長井 保)

#### 含亜鉛銑を精錬する際に於ける高炉の炉口並にガス管の附着物について

(И. М. Галемин и. А. В. Горох: スターリ(1961) No. 12, 1062~1064)

高炉に装入されたZnは大部分ガスに伴はれて除塵器に達するが、一部はメタリックおよび酸化物の形で煉瓦積の表面に折出し、また一部は附着物として炉頂およびガス管に沈積する。本論文は1959~1961年にウラルおよびクズネツの12基の高炉で、かかる附着物を研究したものである。

炉頂保護金物の附着物は厚さ2~25mmで、金物よりも寧ろ金物の間の煉瓦に密着し、その気孔や亀裂部に侵入している。それは1~3mmの大きさの半球塊より成る灰色および緑灰色の鐘乳石状で、その表面には微小なZinciteの結晶がみられる。内部はダスト層とZn酸化物の層が同心帯として交代している。そのダスト層には煤状カーボンの中に石英、斜長石およびマグネタイトの粒が存在する。しかしてこの附着物は装入線以下ではほとんどみられない。

またウラルの高炉では大ベルに多量の附着物が着き、そのためベルの自然降下という現象が起つたが、それを調査した処、内面に6~20tの附着物が確認され、その主成分がZn酸化物で層状に附着していた。その顕微鏡組織はマグネタイトと石英の粒が疎らに存在し、時にはZn酸化物で囲まれは金属Znの小さい析出がみられた。またこの中にはZnの硫化物も含まれていた。

研究せるとの高炉でも傾斜ガス管には厚さ17~700mmの附着物があり、このため炉内のガス分布が乱されたが、それは穂の形をした黄色ないし灰色で、ダスト層とZn酸化物の交代層をなしていた。これら附着物の形

成はZn酸化物とダストの沈積によるもので、その主成分は硫化物の分解より生じたZnである。すなわち装入物中のZn硫化物が1000~1200°Cの温度帯で酸化鉄と反応してZn酸化物となり、それがCまたはCOで還元されて金属Znとなる。この温度ではZnは直ちに昇華し、高炉上部の低温帯でCOにより再酸化されて凝縮沈積する。層状若くは同心帯の組織は、一方ではダストの沈積、他方ではコロイド的非晶質から結晶状態に移行する際に於ける物質の集積によるものであらう。

(長井 保)

熱風炉の脈動 (А. л. лавлючнко ц. И. Г. Хохлачев: スターリ(1962) No. 1, 13~15)

熱風炉の脈動発生の原因ならびに対策の研究は今日迄の処まだ完成されていないが、ある人はその原因をガスの少い範囲での燃焼にありとし、ある人はガスの着火地点の移動であるとしている。そこで著者らは1960年1513m<sup>3</sup>の高炉の熱風炉についてこの問題を研究した。

まず脈動発生時における排気通路上の各点における圧力を測定し、脈動のない炉と比較した。この場合熱負荷を増すことにより脈動が起り、その時バーナーから排気管迄の抵抗は均一になるかさもなくばその合計が揚力と押込圧力の合計を越えた。

次に爆発性燃焼について過剰空気係数との関連において調査したがその結果によると、かかる燃焼は高炉ガスが燃焼し得る下の限界でみられ、この場合脈動が発生する。

最後にガスならびに空気量の変動の影響を研究したがガス量若くは空気が変動する場合には排気の通路における速度が変化し、その結果排気流の圧力が振動を起し、その振動数が低い場合には、その構造物の固有振動と共鳴して大きくなり得る。

以上が脈動の主要因であるが、その外熱風弁、送風弁の漏洩、自動燃焼制御装置の故障なども原因となる。

またこれらの要因は単独若くはいくつかの組合せで脈動を起すので脈動の激しさにもいろいろの相違がある。

結局脈動現象を予防するためには、正常な熱負荷において20~25mm水柱以上の吸引力をもつべきで、バーナーの選択についてもこのことを考慮する必要がある。さらにガスおよび空気量を正確に表示し、ガス圧やドーム温度の調節装置を正しく動かし、送風の漏洩を減少させ、燃焼用ブローアを機械的に正しく保持することなどが必要である。(長井 保)

近代高炉の限界 (J. CORDIER(IRSID): La Technique Moderne, Tome L III No. 11, p. 419~424)

現在各国に巨大高炉が建設されて居るが、最新技術のすべてを利用しているとは限らない。これ等の最新技術のすべてを利用した場合、コークス比は、400kg以下に下がるであろう。生産量向上のための限界条件として、つぎの四項がある。1. 焼結銑の還元時間。2. 熱の伝達(ガス-固体)。3. 装入物の羽口に於けるfluidization。4. 炉床の容積。

1. 焼結銑の還元時間によつて制約される生産比の限界。

朝顔部に於ける焼結銑の最低滞在時間、を3時間;  
朝顔部に於けるコークスの最低滞在時間、を4時間;

コークス比 400 kg; 焼結鉄分 55%; コークス嵩比重 0.5 とすると、

生産比

$$P = \frac{24}{(400/500) \times 4 + (1730/1600) \times 3} = 3.75 (t/d \cdot m^3)$$

迄可能である。

2. 熱の伝達率を向上するためホットシンターを装入すれば、鉄石を細く砕く必要がなく、シンタークーラーの必要もない。

3. 高炉の fluidization を除くため背圧を炉頂に与える場合、もし断面が楕円形の高炉にすると、断面が円形の高炉と同じ内容積で、同じ装入物が、装入されると仮定し、Leva の式を利用して、計算すると、 $\pi_o = \pi_c / 1.32$  ( $\pi_o$ : 楕円形の高炉の炉頂圧,  $\pi_c$ : 円形の場合) となり、背圧 4 kg/cm<sup>2</sup> で操業している。楕円形の高炉は、 $5 \times 1.32 - 1 = 5.6 (kg/cm^2)$  で操業している。円形の高炉と、同じことになる。

4. 断面が、楕円形の高炉は、円形の高炉と、同じ内容を有する場合、炉床の表面積が、多くなり、炉床を深く出来、能力をませる。

断面が楕円形の高炉の仕様は、有効内容積 900m<sup>3</sup>, 背圧 4 kg/cm<sup>2</sup> 装入ベル二式あり、中心は楕円の焦点と一致する。ベルは、回転させる必要がない。コークスはコンベヤーで装入され、20~80mm のホットシンターはスキップで装入され、熱風温度 1250°C, 送風量 300,000 m<sup>3</sup>/h (5 kg/cm<sup>2</sup>) である。

断面が円形および楕円形の高炉の比較

		Domnarvet No. 9	新 高 炉	
			断面円形	断面楕円形
内容積	m <sup>3</sup>	250	900	900
高さ	m	11	19.5	15.5
装入面での径	m	4.40	6.40	長径10 短径6
表面積(装入面)	m <sup>2</sup>	15	32.5	49.2
直径(平均値)	m	5.30	7.6	長径11 短径6.7
生産量	t/d	590	3.600	5080
生産比	t/d·m <sup>3</sup>	2.36	4	5.64
装入物平均径	cm	3.8	1.9	3.8
装入物温度	°C	370	95	790
鉄鉄 t 当ガス量	m <sup>3</sup>	2.100	2,100	2,100
ガス発生量	m <sup>3</sup> /h	51,600	315,000	445,000
ガス温度	°C	400	230	600
% H <sub>2</sub>	%	1	6	6
炉頂圧絶対値	at	1	10.5	13
炉頂圧相対値	kg/cm <sup>2</sup>	0	9.5	12

— 製 鋼 —

ボトル型鋳型に鋳込まれたリムド鋼

(S. L. LEVIN et alii: Stal in English (1961)

No. 11, 806~809)

リムド鋼をボトル型鋳型に下注し、リミングアクションの一部または全部を停止せしめた鋼は、内部が健全で

頭部の切捨量が少なくてすむし、さらにはラミネーションがないため連続圧延がスムーズに行われると言う特長を持つている。

実験は次のように行われた。50~60%鉄配合の平炉で溶製されたリムド鋼は、ボトル鋳型4本立に下注ぎされる。鋼塊は異つたサイズに圧延される。

St3 リムド鋼 (C=0.16~0.22, Mn=0.37~0.47) 6チャージを半分はボトル鋳型に、残りの半分は通常の鋳型に注入した。注入時間は7~12mnであつた。

分塊での切捨量の平均は、通常型=トップ 3.8%, ボトム 3.3%, に対し、ボトル型=トップ 2.0%, ボトム 2.9% でボトル型の方が少ない切捨量であつた。

スラブのマクロ、サルファープリントを見た結果ボトル型の方がより均一であつた。最大偏析 ([C], [S]について) の位置は、ボトル型がトップより 20% で通常型は 4% であり、ボトル型の方が低い位置であつた。しかも最大偏析量はボトル型の方が少なかった。

別の鋼成分 (C=0.08~0.12, Mn=0.31~0.48) について 9 ch の実験を行つた所 Blooming Mill での切捨量はボトル型=トップ 1.4%, ボトム 2.3% に対し通常型=トップ 3.5%, ボトム 2.4% でその他全般的に、ボトル型の方が優れていた。

転炉鋼について行なつた実験も大体同じ結果を示していた。

実際操業では次の結果を得た。

	A	B	C
試験鋼塊数	3884	611	4061
良鋼片歩留	93.2%	89.4%	91.7%

A: ボトル鋳型(蓋アリ), B: ボトル鋳型(蓋ナシ), C: 通常鋳型  
この結果、蓋付ボトル型鋳型が最も優れた成績を示すことが分つた。(河野拓夫)

— 性 質 —

重油中灰分による合金鋼の耐食性の研究

(N. BIESERT, O. STELLING: Jernkontorets Annaler, 145 (1961) No. 11, 711~734 Fig.18, Table 4.

高温に使用される不銹鋼や耐熱鋼において、加熱燃料に重油を使用する場合、重油の灰分中に5酸化バナジウムと硫酸ソーダが含まれるために、これら成分の接触作

用により 600°C 以上で腐食損傷を起すことは重要な実際問題である。これを防ぐためには、油中のこれら有害成分をあらかじめ取除いたり、燃料と共に中和剤を吹込んだり、材料表面にコーティングを施したり種々の方法が講じられている。しかし根本的にはこの腐食に耐える材料を撰ぶことが重要であつて、本報はこのための一連の研究結果である。実験方法は 35×10×1mm の試料に

16%Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>+84% V<sub>2</sub>O<sub>5</sub> の合成した灰を標準として10 mg 試料面に塗布しておき、これを一度に6個電熱炉内に置き空気、O<sub>2</sub>、N<sub>2</sub>、SO<sub>2</sub>、CO<sub>2</sub>、H<sub>2</sub>O ガスの各種の配合ガスを標準値 10 NI/mn とし、これを 500°C に予熱して炉熱して炉内に送り、炉温は 600~1000°C に調節して約 16h 加熱し、これを取り出して表面腐食状態を観察したり、試料の重量減を測定して比較検討した。

供試々料としては 1~20% Cr 鋼、各種 Ni-Cr 鋼、Cr ベースに Ti, Al, Co を入れたもの、また Ni-Cr ベースに Mo, W, V, Nb などを入れた耐熱鋼など計 14種の鋼を使用した。

実験結果の例をあげると、9% Cr 鋼においては、ガス中に 10% の水分がある場合はかなり腐食されるが、ガス組成中の SO<sub>2</sub> や CO<sub>2</sub> はあまり影響しない。ガス中の水分は大きな影響を有するが、ガス流量そのものは決定的な因子ではない。また、腐食速度は時間とともに低下し、灰分塗布料の多いほど進む。他にボイラーおよびガスタービン用の耐熱鋼、その他の合金鋼において一般的に云えることは、Ni は耐食性を減ずるが Cr は逆に増大すること、Mo はたとえそれがわずかの含有量でも灰分による腐食を非常に増進することである。

(中村信夫)

### —物理冶金—

蒸気管の黒鉛化現象 (B. LÖFBLAD: Jernkont. Ann., 145 (1961) No. 11, 734~750)

蒸気管鋼材の使用中の黒鉛化現象についてスウェーデン鉄鋼協会 (Jernkontoret) 第 287 委員会において研究された。本報はその一環としていろいろの机上実験結果を述べたものである。初めに 0.25% C の炭素鋼について実験した。これは 1 kg/t の高 Al 鎮静を行なったものである。しかし最初に逢着した困難は適当な実験条件を見出すことであつて、結局黒鉛化のための焼なまし処理は、焼ならし、焼入れあるいは溶接試料について 550°C で長時間加熱することにした。実験によると炭素鋼はあまりにも黒鉛化し易い、それゆえ新しいテストでは初めに 0.2% C, 0.5% Mo 合金鋼を使用した。この鋼には 1 kg/t の Al 添加を行なったものである。そしてこれは 550°C, 500 h の焼なまし処理以外どんな熱処理を施しても黒鉛化しなかつた。最後のテストは Ac<sub>1</sub> 直上の温度から焼入れた材料について行なった。この熱処理によると高炭素鋼の場合は当然マルテンサイト組織である。さらにつぎの 3種の材料についてもテストした。

A) 0.2% C, 0.5% Mo (Al 1 kg/t 添加)

B) 0.15% C, 0.35% Mo (Al 無添加)

C) 0.15% C, 1% Cr, 0.35% Mo

(Si 鎮静, Al 無添加)

上記鋼片は 550°C で 8,600 h 加熱した後調べたが、この段階ではどの試料にも黒鉛化現象は見られず、14,400 h 後において初めて高 Al 鎮静の Mo 合金鋼(A) に黒鉛化が見られ、とくに焼入試料にはもつとも多かつた。また、英国製の Mo 鋳鋼バルブについて、その溶接部とそうでない部分の 510°C, 16,500 h の加熱試験を行なったが黒鉛化は起らなかつた。炭素鋼では 0.25% C, 0.02% Al のものは、0.2% C, 0.5% Mo, 0.05

% Al 鋼よりも黒鉛化に鋭敏である。上記 B), C) 鋼はかなり黒鉛化に対して安定であることは首肯できる。要するに高 Al 鎮静鋼 (Al は大部分固溶) や事前に焼入してある試料は黒鉛化し易い。

(中村信夫)

### —分 析—

#### 鋼中非金属介在物の電解抽出法

(S. BERGH, Å. JOSEFSSON: Jernkontorets Annaler, 145 (1961) No. 8, p. 551~560 Fig. 4, Table 2)

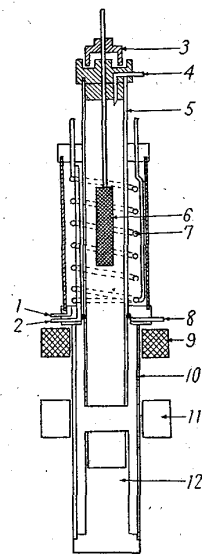


Fig. 1

本法は周知のクリンガー・コッホ式電解抽出法を単純化し、しかも 1 回のセットによつて 100~200 g の試料溶解を行なう装置である。装置の大要は Fig. 1 の通りであつて、図において 1 は陰極液入口、2 はその出口、3 は水封、4 は陽液入口、5 は陽極チューブ、6 は回転する陽極試料、7 は陰極で冷却コイルも兼ねる。8 は陽極液の出口、9 はマグネットコイル、10 は支持管、11 は永久磁石、12 は非磁性介在物を集めるピーカーである。陽極液は 100 g NaCl + 50 g Na<sub>2</sub>C<sub>2</sub>O<sub>4</sub>·2H<sub>2</sub>O + 1 ml HCl (比重 1.19, 蒸留水 1 l 中) であり、陰極液は 1000 ml の蒸留水中に 100 g の NaCl を溶かしたものである。電流密度は 20~30 mA/cm<sup>2</sup> であり 3~4 日間通電放置する。

実施例として、例えば C=0.15%, Si=0.07%, Mn=1.0% の試料について電解分離した非金属介在物の分析結果を示すと Table 1 の通りである。表には真空抽出法による酸素分析値および介在物の粒度も併記してある。

介在物は多量に採取しうるので、化学分析に供するのに十分であり、分別して他のあらゆる検討の対象となしうる。この装置の特徴は炭化物と金属鉄は下方の磁場に作用されて、試料溶解過程で連続的に取除かれるところにある。またこの方法は 10 μ 以上の粒度の非金属介在物のみが採取され、これ以下のものは採取できない。採取歩留りは 50% 台である。従つて厳密には定量的とはいえないかも知れないが、鋼中および抽出介在物中の酸素量を求めることによつて試料中の全酸化物量は推定しうる。上記の限定条件もとくに問題とはならない。

Table 1.

真空抽出		介在物	
位置	%O	平均粒度(μ)	%O
取鍋鋼塊	0.0184	15.2	0.0072
	0.0161	14.5	0.0057

介在物の分析値

位置	SiO <sub>1</sub>	Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	FeO	MnO	CaO	MgO
取鍋鋼塊	42	4.1	3.6	41	3.7	0.7
	44	4.8	4.4	43	2.9	0.7

(中村信夫)