

Photo. 1.—Nonmetallic inclusions in 95 specimens.

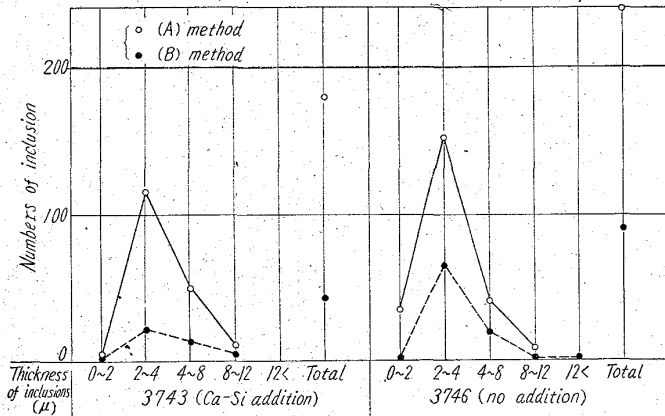


Fig. 1. The numbers of type-I inclusions at (A) and (B) method.

と、(A)法ではA系介在物が若干多い。という事であった。そこでこれ等の点に関連する介在物について更に調査を行なった。先ず、マクロ試片の残材から試片を切り出し、各試料の介在物を顕微鏡で観察した。全体から見出された介在物を大別すると Photo. 1 に示す3種類に分けられる。各試料中に認められる介在物を Photo. 1 によつて分類するとつぎの通りである。

I型は圧延方向に長く伸びた介在物、II型はほとんど塊状のもの、III型は圧延方向に点列状に並んでいるものである。同一溶解で(A)法と(B)法の介在物の形状に顕著な差がみられる 3743 および 3746 について特徴ある圧延方向に長く伸びたI型介在物の一定面積中の数をその厚み別に数えた。その結果を Fig. 1 に示す。これによると 3743 も 3746 も(A)法は(B)法よりI型の長く伸びた介在物が多く、特に 3743 ではその差の大きいことが定量的に認められる。これ等の試料は何れも脱酸剤に Al を使用しなかつたものである。以上の如く、酸性溶滓処理により、加工時、特に長く伸びやすい介在物を有するようになる (Al を使用しない場合) ことを知つたが、このような介在物が如何なるものであるかを調査するために各試料についてサンド分析 (温硝酸法) および電解法で抽出した介在物について電子回折による同定を行なった。サンド分析の結果を Table 4 に示す。3743 および 3746 の (A) においては SiO_2 と Al_2O_3 の含有量が近い。すなわち、 SiO_2 が比較的多い。他のものはかなり差があり、 Al_2O_3 の方が多い。一方、電子回折の結果によれば 3743, 3746 等の酸性溶滓処理したものに多く認められるI型の介在物は多くは andalusite ($\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$) 等の SiO_2 系のものであり、II型のも

のにはアルミナ系のものが認められた。

IV. 総括

以上の結果を括めると軸受鋼の酸性溶滓処理により、大きな変化の認められたのは Al を添加しないもので化学成分は塩基性のものとほとんど変わらないが、酸

素含有量が多く、圧延により加工方向に長く伸びやすい介在物を多く含むことが認められた。且つ、これが SiO_2 系のものであり、多くは SiO_2 あるいは $\text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$ 等の構造を有していることが判つた。このような介在物は寿命が永いと云われる SKF 材の介在物と形の上では特徴が一致している (B系が少いという事も)。従つて、酸性溶滓処理による介在物の変化が鋼品質に如何なる効果を与えるかについてはつぎの段階で調査する。

667.14-412:620, 192.47
620+192.47:620, 179.16

(34) 電炉鍛造用ブルーム材の内部欠陥におよぼす 2, 3 の精錬要因について P. 388~390

日新製鋼具工場

No. 620-34 荒木 茂昭・三溝 裕三
" 呉地区研究所 ○丸 橋 茂 昭

Some Refining Problems Relating to Internal Defects of Electric Furnace Steel Blooms for Forgings.

Shigeaki ARAKI, Yuzo SAMIZO and Shigeaki MARUHASHI.

I. 緒言

大型鋼塊では、その凝固特性に依存して、良好な中心部性状を得ることは、かなり困難な問題である。従つてこの種の鋼塊から断面の大きな成品、例えば、ブルームを製造する場合に、鋼塊中心部の性状の影響が、成品に到るもの大きく残り、最終の成品検査、例えば、超音波探傷時に、不良品発生の一原因となる。この種の問題に対する従来の対策は、造塊作業を含め、それ以後の製造過程に求められ、例えば鑄型形状の変更、あるいは圧下率の増大等に努力が払われて来た。しかしこれ等の対策は、成品寸法、あるいはその他の工場の生産条件に基づく制約のために、必ずしも満足な条件で実施されるとは限らない。しかし一方精錬条件が鋼塊の中心部性状に影響を与えることについても、従来からしばしば言及されているところではあるが、特に鋼中ガス成分の相乗作用の重要性については、具体的には、あまり明らかでない。以下の報告は、以上のような観点から、大型ブルーム (C: 0.25~0.55%, Mn: 0.50~0.70%) の超音波探傷不良をもたらす内部欠陥に関連する因子を、精錬条件中に求め、若干の調査と現場的な実験によつて、これ等におよぼす因子の二、三を確認したものである。

II. 成品の超音波探傷不良と内部欠陥

30 等塩基性電炉出鋼の 3・9~5・5 等 鋼塊 (断面 850×615mm, 710×540mm) より圧延された断面寸法 200mm□ 程度以上のブルームに、しばしば現われる超音波探傷試験不良は、従来の経験によると、欠陥波は、大部分成品の中心軸上に沿って現われ、その程度は、鋼塊頭部側ほど著しく、底部のある範囲にわたつては、ほとんど現われない。これ等の欠陥波と成品の内部性状を関連づけるために、欠陥波の著しい不良ブルームの中心軸に沿う縦断面の調査を行なつた。調査の対象としたブルームは、5・5 等鋼塊より圧延された断面寸法 300mm□ のブルーム (C; 0・20, Mn; 0・51, Si 0・24) である。

(i) 断面の観察

マクロエッチ、サルファープリント等のマクロ的な観察と合せて欠陥周辺の顕微鏡的観察も行なつた。すでに研磨の状態、多数の空孔が中心軸上に沿って、頭部よりほとんど底部近くまで点在している。この断面に現われた空孔の大きさは、長さ 1~20mm, 巾 0・5~2mm 程度のものである。その横方向の分布は、ほとんど中心部にのみ限られ、サルファープリント上では、V 偏析の現われる範囲に存在している。この空孔のあるものは、その下側に偏析線を伴い、一見この偏析線の凝固収縮孔のように見える。しかし空孔、偏析線の形状を円筒形に近似せしめ、空孔の偏析線に対するおよその体積比を検討すると、鋼塊の中部以上に相当する部分では、20% を越えるものがしばしばあり、単純な凝固収縮孔とは考えられない。顕微鏡的な観察によると、空孔周辺には、C がいくらか偏析しているのが認められた。

(ii) 断面性状と欠陥波

縦断面に現われる欠陥と、欠陥波を関連づけるために探傷位置に対応して、調査ブルーム全長を 20 の区分に等分し、各区分に現われた V 偏折、空孔の存在密度、あるいは、空孔の最大長さと、調査面である縦断面に平行に、中心線に沿って探傷した時に得られる欠陥波の反射強度との関係を調査した。この結果

(1) V 偏折、空孔は、底部側 1/4 以下では、ほとんど存在せず欠陥反射も現われない。

(2) 成品の長さ方向にわたる欠陥波反射強度の変化は、V 偏折の存在密度というよりは、空孔の最大長を、または存在密度によりよく対応して変化する。すなわち超音波探傷不良の大部分は、これ等の空孔によりもたらされるものと思われる。

III. 超音波探傷成績と精錬条件

超音波探傷結果を、欠陥波の反射強度に応じて、定量的に表現し、この数値を用いて取鍋分析成分、還元期スラグの性状、あるいは他の精錬条件との関連を調査した。調査した成品は、取鍋 C; 0・20~0・55%, Mn; 0・50~0・70%, Si; 0・20~0・30% 程度の炭素鋼であり、使用鋳型は 3・9, 5・5 等の 2 種類、成品寸法は、断面 200~300mm φ までの範囲にわたつている。

(i) 取鍋分析成分の影響

調査の範囲では、Si, Mn の影響はよくわからないが C 含有量との関係がいくらか認められる。すなわち、C = 0・35% 程度で探傷成績は最良の値を示し、この両側の C % では探傷成績は不良となる。取鍋 [O] の影響は余

り明確ではないが、[C][O]への依存性がやや認められる。

(ii) スラグ成分の影響

還元期終期の塩基度との関係はあまりはつきりしていないが、スラグ中 MgO が高いほど (特に 9% 以上において) あるいは、T.Fe が低いほど、探傷成績は不良となる傾向が認められた。

以上の如く探傷成績は、[C][O] (MgO)/T.Fe に比例して不良となるらしいので、今この両者を同時に考慮して探傷成績との関連をみると Fig. 1 の如くで、この間の関係は更に明瞭となる。

(iii) その他の精錬条件の影響

造滓用コークス 加炭用コークス、取鍋添加コークスの各使用量、還元期時間、出鋼前温度等の影響を調査

したが、造滓用コークスの使用量、あるいは、加炭コークス使用量の少ないものに探傷成績の良好なものが多いという傾向が認められたが、その他の条件は、これ等の調査範囲では明らかでなかつた。

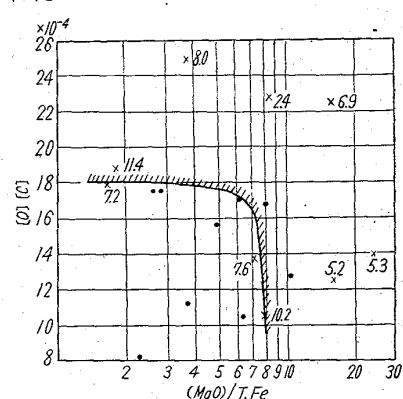


Fig. 1. Dependence of ultrasonic inspection results on the [C][O] in ladle and the (MgO)/(T.Fe) in reducing period. Numbers in the figure show the inspection index.

IV. スラグコントロール、および

A1 添加量の影響

以上の調査を通して、この成品中心部に現われる空孔は、鋼中ガス成分、特に O あるいは H 等が有力な原因となっていることがうかがわれる。すなわち、凝固時における C, O, H 等の濃縮富化の結果生じるガスの発生反応に原因していると思われる。したがって O については溶鋼中の絶対量を下げることが勿論、A1 等のより強力な脱酸剤を使用しこれを固定化する方法、一方 H に対しては特に電炉操業では、還元期の H 上昇を防止するよう考慮されるべきである。このような根拠で、O に対しては A1 の使用量、H については還元期のスラグコントロールを要因として取り上げ、これ等の探傷成績におよぼす影響を調査した。

(i) 実験方法

(a) 探傷成績の C % 依存性が認められるので、対象鋼種は出鋼 C % が、それぞれ 0・25, 0・45% の 2 グループとした。成分範囲を Table 1 に示す。

Table 1. Chemical composition of steels investigated (%).

C	Mn	Si	P	S
0・23~0・27	0・40~0・60	0・20~0・30	<0・035	<0・035
0・43~0・47	0・60~0・80	0・20~0・30	<0・035	<0・035

Table 2. Conditions of experiments..

Slag-control methods	Aluminum added in ladle (Kg)			
	C; 0.23~0.27%		C; 0.43~0.47%	
A	4	8	2	4
B	//	//	//	//
C	//	//	//	//

Table 3. Slag-control methods in reducing period.

Slag-control methods	Ca-Si (kg)	Coke (kg)	(Ca-Si) + (coke) (kg)	% of coke
A	80	8	88	10
B	80	0	80	0
C	40	15	55	37

(b) 使用鑄型は試験チャージすべて同一型式 (3・9 号) とした。

(c) 成品寸法は 200~250mm□ を対象とした。

(d) チャージの超音波結果は、成品の全平均点で表わした。

(e) 各要因の組合せを Table 2 に示す。スラグコントロールとしては、今回は造滓コークス使用量を要因として取り上げた。Table 3 に各スラグコントロールの内容を示す。

(ii) 実験結果

(1) スラグコントロールおよび Al 使用量と探傷成績

Al 添加量を倍加することによつて、高 C、低 C のグループ共に探傷成績は向上するが、この傾向は特に高 C 側で著しいスラグコントロールの影響は明らかでない。

(2) 出鋼前塩基度の影響

低 C のグループでは、いずれの Al 添加量においても塩基度 2.5 以上では探傷成績は不良となる傾向が認められる。一方高 C のグループでは、Al 添加量 2kg の場合の探傷成績は、塩基度との関係が明らかでない。4kg 添加の場合では、ややバラツキは大きい、低 C 側と同様に、塩基度 2.5 以上で成績は不良となる傾向である。

(3) 鍋下 [O] の影響

高 C グループでは、いずれの Al 添加量においても、鍋下 [O] 量が $6 \times 10^{-3}\%$ 以上で探傷成績不良のものが現われやすい。

低 C グループでは、Al 添加量のいかんにかかわらず、鍋下 [O] 量との関連は明らかでない。

以上の他、(T,Fe), (MgO) 等の影響についても述べる予定である。

(35) 小型実験炉による脱ガス作用の実験

(真空アーク溶解法の精錬効果に関する研究—I)

日本冶金工業川崎製造所

工博 川畑 正夫・○渡辺 哲弥

Experiment on Degassing Effects in a Laboratory-Scale Furnace.

(Study on the refining process of vacuum arc melting—I)

Dr. Masao KAWAHATA
and Tetsuya WATANABE.

I. 緒 言

真空アーク溶解における脱ガス精錬の機構は (イ) 酸化物、窒化物等電極材に含有される介在物のアーク・プラズマ中における熱解離、あるいはこれらの浮揚精錬による除去、(ロ) 溶融プール中における減圧下の C-O 反応による脱酸効果等と概念的にいわれてる。しかしながら真空アーク溶解において到達可能な脱ガス限界と被溶解材組成の関係、あるいは炭素の脱酸反応にあづかる役割等の基本的な事項に関して未だ充分解析されていない。このため筆者等は試験室的規模の真空アーク溶解装置を用い炭素濃度の異なる鉄および鉄-クロム系合金等について可及的溶解条件を一定にした真空アーク溶解を実施しその精錬機構に関し若干の考察を加えた。

II. 実験方法

使用した溶解装置は整流器はセレン整流器で直流側の最高出力は 2200 Amp 無負荷電圧 61 Volt の容量のものである。

供試電極材組成は C 0.03~0.20% の間に変化せしめた純鉄、13% Cr-Fe, 18% Cr-Fe, 含 Ti 18% Cr-Fe および窒素を最大 0.15% まで添加した AISI-304 合金で、その製造条件は大気中高周波溶解により約 55 mm φ × 600 mm ml に鑄造した鑄塊を表面 グラインダーにて scale を除去したものを用いた。

真空アーク溶解の溶解条件は適用電流 2000 Amp, モールドは 80mm 径のものを用い約 7kg の鑄塊をえた。

真空アーク溶解した鋼塊は鋼塊中心部から試料を切りだしガス分析を含む分析試験に供し真空アーク溶解前の電極材の組成と比較した。

III. 実験結果および考察

(1) 溶解中の炉内圧力について

本実験の溶解中に観測せられた圧力値は大別して、

(イ) 50 μHg 以下の正常な圧力値を維持して溶解しえたもの。

(ロ) ガス放出が著しく 50 μHg 以上ないしは break-down 直前まで真空度が劣化したもの。

に大別される。後者の場合においては溶解中にはげしい沸騰現象が観察された。緒言においても述べたごとく真空アーク溶解に際しての脱ガス効果が電極中の介在物の浮揚効果にもとづくものであれば溶解中にガス放出は伴わず真空度は著しく劣化しないであろう。また脱ガス効果が介在物の熱解離あるいは C-O 反応によるものが主体となればガス体として除去され真空度劣化を惹起するはずである。今後者の場合を考えると脱ガス反応式は