

Table 2. Influence of radius of suspension wire for the values of the density of Na₂O-SiO₂ melt (SiO₂: 47%) at 1250°C.

Method	Radius of wire (mm)		
	0.25	0.4	
Single sphere method	Small sphere (0.27cm ³)	2.18	2.09
	Large sphere (0.53cm ³)	2.21	2.16
Double sphere method		2.23	2.23

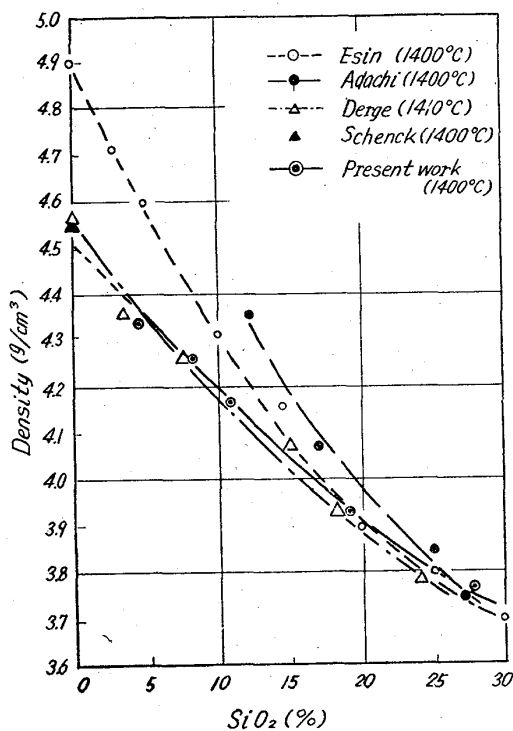


Fig. 2. Relation between the density and slag composition and comparison of the present results with previous workers.

FeO-SiO₂ 系について 1400°C において得られた密度の値と組成の関係を Fig. 2 に示す。察度は SiO₂ の含有量の増加とともに減少を示す。この測定値を本系についての従来の結果と比較すると Fig. 2 に示すように G. DERGE らの値³⁾と大体一致する。著者らによつて以前、最大泡圧法で実施した値は今回にくらべて FeO の含有量の多いほど高い値を示しているが、これはタンマン炉で直接純鉄ルツボ中でスラグを溶解測定しているのが、霧囲気からのわずかな CO ガスによつてスラグが還元されて生じた金属鉄によるのではなからうかと考えられる。Wüstite 融体については小球のみによる測定しかなされていないが、他の組成の値より推定して約 4.5 g/cm³ と考えられる。

V. 結 言

体積の異なる Pt・10% Rh 球 2 コを用いてアルキメデス法によつて FeO-SiO₂ 系溶融スラグの密度を 1400°C

で SiO₂ 0% から 27% の範囲で測定した。その結果 1400°C の密度は SiO₂ の含有量の増加とともに減少し、Wüstite 融体の推定値約 4.5 g/cm³ から SiO₂ 27% で 3.76 g/cm³ であつた。

文 献

- 1) S. I. POPEL and O. A. ESIN: Zhur. Priklad. Khim., 29 (1956), p. 651.
- 2) A. ADACHI, K. OGINO and S. KUNO: Technol. Repts. Osaka Univ., 12 (1962), p. 147.
- 3) J. HENDERSON, R. G. HUDSON R. G. WARD. and G. DERGE: Jrans Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 221 (1961), p. 807.
- 4) H. SCHENCK, M. G. FROBERG and K. HOFFMANN: Arch. Eisenhiittenw. 33 (1962), p. 369.
- 5) J. O'M. BOCKRIS, J. W. TOMLINSON and J. L. WHITE: Trans. Faraday. Soc., 52 (1956), p. 299.
- 6) J. W. TOMLINSON, M. S. R. HEYNES. and J. O'M. BOCKRIS: Trans. Faraday Soc., 54 (1958), p. 1822.
- 7) M. G. FROBERG and H. H. BRANDI.: Arch. Eisenhiittenw., 34 (1963), p. 591.

(71) Al キルド鋼塊における Al₂O₃ 系 群落介在物の分布について

富士製鉄, 室蘭製鉄所

北川 一智・工博 佐藤 進・広本 健
田海 幹生・伊藤 秀雄

On the Distribution of Alumina-grouping Inclusions in Aluminium Killed Steel Ingots.

Kazutomo KITAGAWA, Dr. Susumu SATŌ
Takeshi HIROMOTO, Mikio TAUMI
and Hideo ITOH

I. 緒 言

Al が脱酸剤として非常に有効であることは、いうまでもないが、これを実際に使用した場合に、しばしば群落状の介在物を生成し、いろいろの成品欠陥の原因になることもよく知られている。

この報告は、鋼塊における群落状介在物の分布を調査したものである。また、その結果から Al₂O₃ 系介在物の溶鋼内の挙動について、若干考察を加えた。Al₂O₃ の生成機構については、たとえば Bogdandy²⁾によつて、核生成および成長過程の研究がなされている。また、一安は³⁾、Al₂O₃ の半溶融状態での集合性について報告している。しかし、これらはいずれも、鋼塊のような広範囲の群落介在物の分布を説明するには十分でないと思われる。

Al で完全脱酸した場合に生成する群落状介在物の構成粒子は、主として α-Al₂O₃ であるとするのが定説であるが、ここでは一応 Al₂O₃ 系群落介在物という言葉

を使うことにする。なお、この言葉は Al_2O_3 系雲状介在物⁶⁾あるいはアルミナクラスター⁷⁾という言葉と同意義であると考えてよい。

II. 調査方法

試験対象鋼塊は、C 0.03% 程度の極軟鋼に、Al を取鋼で 900~1700g/t、鋳型で 800~1300g/t 投入し、上注法で製造した。いずれも下広扁平型実用鋼塊で、単重約 8 t の Open top 鋼塊 (鋼塊 A) と、単重約 15 t の Hot top 鋼塊 (鋼塊 B) である。

鋼塊 A と鋼塊 B は短辺に平行に中心で縦断し、切断面 (1/2 面) を観察した。 Al_2O_3 系群落介在物の分布は、4% 硫酸溶液による S プリントと、 $H_2O_2 : HCl : H_2O = 1 : 4 : 16$ の腐食液によるマクロエッチで調査した。

群落介在物は S プリント上に明瞭な褐色点として現われる。この介在物が硫化物を大量にともなっていることは考えられないが、研磨面の介在物存在個所にある微細な凹凸部に、発生するガスが集合して褐色点となるものと考えられる。また、上記の腐食液で凝固組織がでない程度に弱く腐食すると Al_2O_3 系群落介在物が表出する。見出された介在物の代表的なものを光学顕微鏡によつて観察した結果、Photo. 1, に示したような Al_2O_3 系群落介在物とその他の介在物は、上の 2 つの方法ではほとんど完全に区別できることがわかった。

群落介在物の構成粒子は、一般に 3μ から 10 数 μ の微小な介在物で、不定形のものが多いが、球形に近いものもある。群落の大きなものには数 10μ の中型介在物を数個含む場合もある。

III. 調査結果

鋼塊 A と鋼塊 B の Al_2O_3 系群落介在物の分布を、S プリントによつて、おのおの Photo. 2, と Photo. 3 に示す。

鋼塊 A の Al_2O_3 系群落介在物の分布にはつぎのような特徴がある。

1. 頭部一帯に超大群落があるが、その両端にはない。

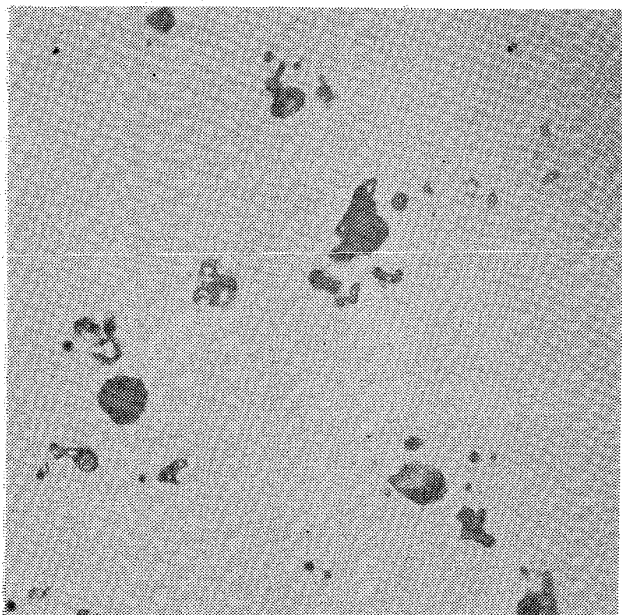


Photo. 1. Alumina-grouping inclusions.
×1000 (1/1)

2. 側部の鋼塊表面から 20~40mm の範囲に通常 5~15 個程度点在する。その間隔は一定しない。

3. 収縮パイプのブリッジの上端付近に細長く存在する。

また、鋼塊 B についてはつぎのような特徴がある。

1. Hot top 肩部に大群落がある。
2. 側部に点在する。傾向は鋼塊 A と同じ。
3. 沈殿晶部に数個の大群落がある。

なお、鋼塊 A のいわゆる沈殿晶部には群落介在物は見られない。鋼塊 B の最頂部は熱影響を受けて変質している。鋼塊側部の群落介在物の存在する層で、縦方向に 11 個所、20g 程度の分析試料を径 20mm のドリルで採取し、チェック分析を行なつたところ、群落介在物の存在しない個所では、 Al_2O_3 は 0.015~0.020% であり、群落個所では 0.400% 以上の高値を示した。

IV. 考 察

Al_2O_3 系介在物の溶鋼内における挙動について、たとえば PLÖCKINGER⁸⁾によつて、この介在物の分離の難易が溶鋼の運動・攪拌によつて影響されやすいことが報告されている。

この現象と関連して、群落介在物を形成する Al_2O_3 は、一次脱酸生成物の浮上しきれなかつたものであるということが考えられよう。しかし、一方では泉田ら⁹⁾によつて、温度降下にもなつて析出する Al_2O_3 が群落介在物を形成するという結果も報告されていて、現在のところ定説といえるものは存在しない。この報告では Al キルド鋼塊についての調査結果に基づいて溶鋼内の Al_2O_3 系介在物の挙動を考察してみたい。

前節でのべたように、鋼塊 A (Photo. 2) の頭部に大群落があり、しかもこの部分の両隅には存在しない。また、収縮パイプのブリッジの上端付近にのみ群落介在物が分布している。これらはいずれも Al_2O_3 系介在物が鋼塊の凝固進行中に、溶鋼の上面に向つて浮上していることを示していると考えられる。

鋼塊側部に点在する Al_2O_3 系介在物は、光学顕微鏡の範囲で、頭部に存在するものと全く同一と判断される。したがつて、これは頭部群落介在物と同一成因で浮上しきれなかつたものと考えてよいであろう。しかし、高さ 1.5m 以上の実用鋼塊で縦方向に 5~10 数個の群落个点在するという現象は、stokes の法則によつてもまったく説明できないもので、別な新しい要因を考えねばならない。

Al_2O_3 系群落介在物の存在個所をさらに詳細に観察した結果、その部分の鋼塊表面状況がとくに悪い場合が多く、しばしば割れをともなうこともあるという事実が認められた。この一例を Photo. 4 に示す。鋼塊の表面状況の悪化が凝固進行の不均一を伴うことは容易に想像されよう。群落介在物の存在個所が鋼塊表面から 20~40mm で、チル晶部から柱状晶部に移行する部分であることを考えれば、凝固進行の不均一は特に著しいものと思われる。凝固前面を洗っている溶鋼流に小さな渦流を生ずることも推定されるであろう。上注法の場合、注入流は溶鋼のかなり深い部分にまで到達することが考えられる⁹⁾。すでに溶鋼内に存在している Al_2O_3 は、この注入流の惰力によつて生ずる溶鋼流に乗つて凝固前面に

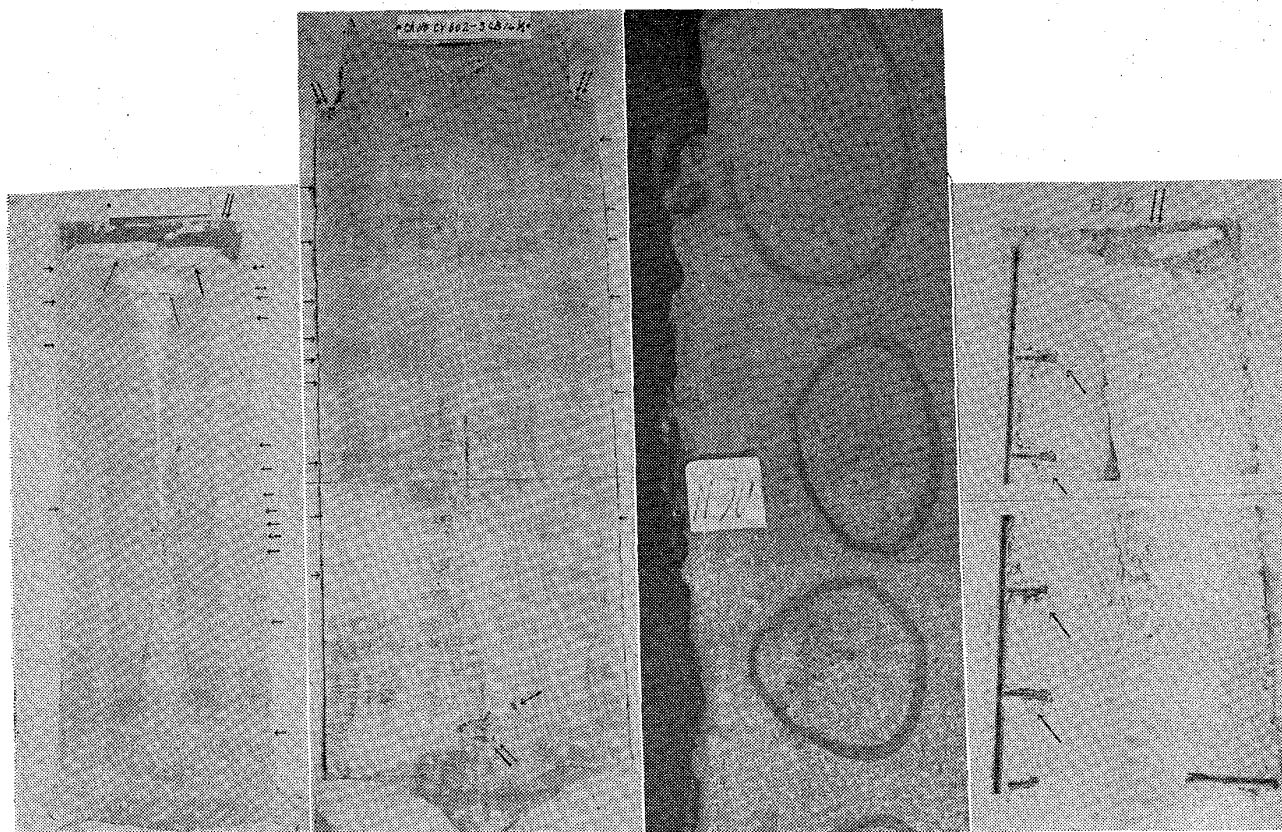


Photo. 2

Photo. 3

Photo. 4

Photo. 5

Photo. 2. Sulfur print for distribution of Alumina-grouping inclusions in tested ingot A. $\times 2/27$

Photo. 3. Sulfur print for distribution of Alumina-grouping inclusions in tested ingot B. $\times 2/25$

Photo. 4. Alumina-grouping inclusions with ingot surface imperfection (slightly macro etched) $\times 3/2$

Photo. 5. Sulfur print of additional tested ingot for the change of distribution of grouping inclusions with artificial eddy currents in molten steel stream. (1/2)

移動し、渦流部分に集合し、凝固相によつて捕捉されるのであろうと考える。

鋼塊B (Photo. 3) の Hot Top 肩部に大きな群落が見られることは、肩部で比較的大きな渦流が生じ易いことを考えれば、この推定を裏付けるものと思われる。

なお、鋼塊Bの沈澱晶部に存在する大群落は、従来の沈澱同伴説によつても一応説明できるが、注入流の影響も併せて考慮する必要がある。

前述の推定をさらに確認するため、溶鋼内に人工的に過流部分を作り、 Al_2O_3 系群落介在物の分布の変化を検討する他の実験を試みた。

溶解原料として軟鋼ピレット屑を使い、高周波電気炉から、25mm のノズルを持ったタンデイツシュに出鋼して、あらかじめ階段状の厚板を設置した角型鑄型に鑄込んだ。この鋼塊の単重は、約 150kg である。Al 投入量は炉内で 0.29%、鑄型で 0.67%、他に炉内で Fe-MnO 54% を使用している。

得られた鋼塊の S プリントを Photo. 5 に示す。これによると、 Al_2O_3 系群落介在物は、主として、溶鋼内に張出した階段状厚板の下部および先端付近の厚板から約 15~30mm の部分に分布していることが認められた。

注入直後は、注入流の惰力によつて、凝固前面に上向きの流れが存在すると考えられ、階段状厚板の下部には

渦流部分を生じる。 Al_2O_3 系群落介在物は、この渦流部分に集合、捕捉された Al_2O_3 によるものと思われる。実用鋼塊による考察が一応裏付けられたと考えてよいであろう。

V. 結 言

Al キルド鋼塊の Al_2O_3 系群落介在物の分布を調査した。

Open top 鋼塊 (約 8 t) では鋼塊頭部に超大群落が発生し、側部に小群落が点在する。パイプブリッジの上端にも群落がある。Hot top 鋼塊 (約 15 t) では Hot top 肩部に大群落があり、側部に小群落が点在する。沈澱晶部にも群落がある。

この結果から推定される溶鋼内の Al_2O_3 系介在物の挙動を述べた。鋼塊側部に点在する群落介在物の分布は凝固進行の不均一に伴い凝固前面の溶鋼流に小さな渦流が生ずることを推定することによつて、ほぼ説明できる。

文 献

- 1) C. H. HERTY, JR: Deoxidation of steel A. I. M. E., (1957) chapter. VII. Deoxidation of Steel with Aluminium.
- 2) L. BOGDANDY: Arch. Eisenhüttenw., 34 (1963) 4, S235~241.

- 3) 一安六夫: 鉄と鋼, 48 (1962) 4, p. 409~411.
- 4) G. R. BOOHER, J. NORBURY and A.R. WESTROPE : J. Iron & Steel Inst. U. K), 169 (1960), 3 p. 294~300
- 5) 井関剛, 泉田和輝: 学振 19 委. 7326 (1963, 10)
- 6) 荒木透: 鉄と鋼, 48 (1962) 11, p. 1535~1540.
- 7) 内山郁: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 431~433
- 8) E. PLÖCKINGEN und M. WAHLSTER: Stahl u. Eisen, 80 (1960) 10, S659~669.
- 9) 島田道彦, 清水 亮: 鉄と鋼, 45 (1959) 3, p. 251~252.

(72) Mn-Si 鋼の酸化物系介在物について

日新製鋼, 呉工場

角谷 卓爾・〇丸橋 茂昭

Oxide Inclusions in Mn-Si Steel.

Takuji KAKUTANI and Shigeaki MARUHASHI

I. 緒 言

Si, Mn は鋼の強化元素としてよく用いられているが, この成分範囲の決定は, 主として材力的な面から行なわれることが多い. 一方鋼中 Si, Mn の含有比が介在物の形態, 量などにも大きな影響を与えることもよく知られている. したがって介在物が問題となる用途に対しては, この面からの検討も必要である.

本報では, 抗張力 45~50 kg/mm² の Mn-Si 鋼の冷間成型性と清浄度の関係, およびこれら介在物の生成源についての若干の検討を通して適切な Mn, Si の含有比を決定する根拠を検討した. また Al 投入量の影響についても若干の考察を加えた.

II. 実験方法

実験鋼種は, 以下のような成分範囲のものである.

C: 0.12~0.15% Si: 0.20~0.30% Mn: 0.85~0.95%

溶製は 30 電塩基性電炉で行ない, 実験溶解では, 520 g/T, 360 g/T, 210 g/T の 3 種の異なる Al 脱炭を行ない, 原則として同一条件で 2 回繰返し出鋼した. 出鋼温度は全て 1595~1605°C でほぼ一定である. 出鋼終了より注入開始までの時間も現場的に可能な限り一定としている. 注入は 5.4 電鋼塊 4 本の下注, 3.9 電 2 本の上注である. 注入速度は下注 400~1,000 mm/min, 上注 590~790 mm/min である. これらの鋼塊のうち, 下注同一一定盤内の一定位置に相当する鋼塊, および上注鋼塊各 1 本を供試材とした. 各実験鋼塊は, 全て同一厚さ (6 mm) のストリップに圧延した.

III. 実験結果

(1) 冷間成型性におよぼす介在物の影響

(a) 鋼板の冷間成型性, 伸び率異方性におよぼす注入方法, Al 投入量の影響.

供試鋼塊の T 部より B 部までの 6 カ所に相当する位置の鋼板において調査したが, 冷間成型性, 伸び率異方性に対する Al 投入量の影響, あるいは, 鋼塊位置との関係は明らかでなかつた. しかし注入方法に基く差が認め

られ, 孔拡率, 突曲げ値は一般に上注材が良好であり, 伸びの異方性も少ない.

(b) 鋼板酸素量, 清浄度におよぼす注入方法, Al 投入量の影響.

鋼塊内 3 カ所の位置で, 鋼塊外周部, 軸心部相当位置, およびその中間の位置で調べた.

いずれに対しても Al 投入量の影響は明らかでなかつた. また酸素量に対しては, 注入方法の影響も認められぬが, 清浄度は明らかに上注材が良好である. 鋼塊位置による特徴は確認できなかつた.

(c) 残留全 Al 量, および清浄度と冷間成型性の関係.

残留全 Al 量と孔拡率, 突曲げ値の関係はいずれもばらつきが著しく明瞭でないが, 清浄度が良好になると冷間成型性も向上する傾向が認められる. Fig. 1 は一例として孔拡り率と清浄度の関係を示した.

冷間成型性には, このような介在物の影響以外に, 圧延条件を通してきてくる材料自体の強度, 延性などの影響も大きい. したがってこれらの要因に基く影響を除いて清浄度の影響を調べた.

すなわち, 圧延条件に支配される因子で, しかも清浄度には独立であると思われるような因子として, 抗張力降伏応力, 加工硬化係数などと冷間成型性試験値との関係を検討した. その結果, 孔拡り率に対しては, これらの要因による寄与はほとんど認められなかつたが, 突曲げ値に対しては, 降伏応力の影響が最も大きいことが明らかになつた. したがって, 降伏応力を考慮して, 清浄度の冷間成型性試験値に対する偏相関を検討してみると, 清浄度は, 孔拡り率, 突曲げ値に対して, いずれも有意な相関 (10% 有意) が認められた. これに対して降伏応力の偏相関係数は, 有意水準に達せず, 比較的圧延条件の管理された状態で, この鋼種の冷間成型性を支配する最も大きな因子は介在物であると推定された.

(2) 介在物の生成源についての検討.

(a) スラブにおける電解抽出残渣の X 線分析結果.

試片は鋼塊内 3 カ所, 軸心部より採取した. 抽出方法に問題があつたためか, 残渣量も少なく, 確かなことはいえないが, 参考までにその結果をまとめると次のよう

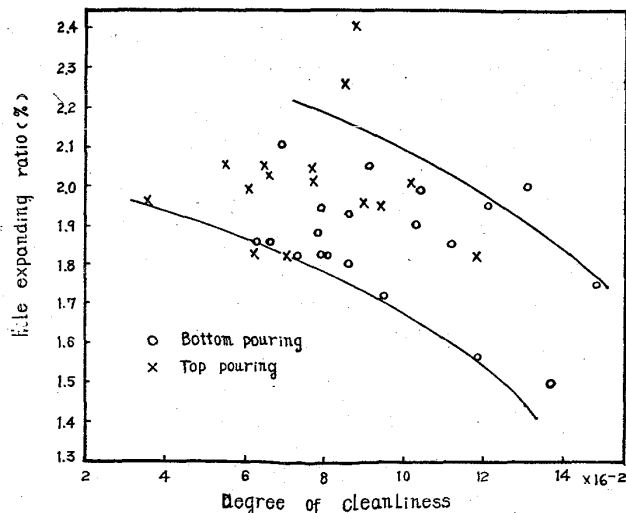


Fig. 1. Effect of cleanliness formability.