

論 文

UDC 669.141.241.2 : 669.063.86 : 669.046.52 : 669.046.55 : 621.746.328.3

フラックスインジェクションによる Si キルド鋼の脱酸*

飯田 義治**・江本 寛治**・難波 明彦**
日名 英司**・新庄 豊***

Deoxidation of Silicon Killed Steel by the Flux Injection

Yoshiharu IIDA, Kanji EMOTO, Akihiko NANBA,
Eiji HINA, and Yutaka SHINJO

Synopsis:

Deoxidation flux powder is injected into a silicon killed steel bath in a 200 ton ladle. The results obtained are as follows:

- (1) Injection of $\text{CaO-Al}_2\text{O}_3\text{-SiO}_2$ flux powder lowers the total oxygen content to the same level as RH-degassed steel.
- (2) The flux injection of 2 kg/t steel is good enough for this deoxidation.
- (3) The quality of flux-injected products is the same as RH-degassed ones.
- (4) The oxygen probe measurement reveals that the flux does not contribute to the reduction of oxygen content dissolved in molten steel. This fact is also proved by flux injection with different silica contents.
- (5) The E.P.M.A. observation shows that oxide inclusions are caught by the flux powder and their rising speed up to the bath surface increases.
- (6) Based on the above-mentioned phenomena, a simple deoxidation model is proposed which explains well the change of chemical compositions of oxide inclusions during the early stage of flux injection.

1. 緒 言

溶鋼の真空処理を主流とする取鍋精錬法は、その目的に応じて各種の方法が開発されているが、精錬機能から見れば、攪拌形態の差であり、単純な脱酸の場合には、必ずしも減圧を必要としない¹⁾。溶鋼中の非金属介在物の浮上を促進する方法として、合成滓処理する方法は古くから知られているが、転炉のような出鋼形態では合成滓の混合・攪拌が弱く、十分な脱酸効果を期待できない。また、Si キルド鋼の場合、単純なガス攪拌処理では、到達酸素値を安定して低レベルに確保することは難しい。そこで、著者らは、混合、攪拌効果の大きいフラックスインジェクション法を採用し、実験の結果、十分な脱酸効果が得られることを確認した。

本報では、Si キルド鋼に適用した結果について述べ、脱酸機構について考察する。

2. 実験条件の設定

2.1 実験対象鋼種

Table 1 に示す化学組成の一般機械構造用鋼および継目無鋼管用素材を対象に、50 ヒートの実験を行った。これらの鋼は Al 含有量が 0.004% 以下で、脱酸は主として Si によつて行われている。継目無鋼管用素材では水素性欠陥が生ずることはなく、地きずあるいは超音波探傷欠陥を低減するために、非金属介在物量の低減が必要である。従つて継目無鋼管用素材は、取鍋内処理法として減圧を必ずしも必要とせず、非金属介在物の浮上促進をはかる適切な処理法の開発が要求されているものである。

なお、フラックスインジェクションを行った溶鋼は湾曲型ブルーム連铸機で铸造した。

2.2 合成フラックスの選定

Si キルド鋼の脱酸フラックスとして具備すべき条件

* 昭和 52 年 10 月、昭和 53 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 53 年 9 月 4 日受付 (Received Sept. 4 1978)

** 川崎製鉄(株)水島製鉄所 (Mizushima Works, Kawasaki Steel Corp., 1 Mizushimakawasakidori Kurashiki 712)

*** 川崎製鉄(株)技術研究所 (Technical Research Laboratories, Kawasaki Steel Corp.)

Table 1. Chemical composition of steel (wt%).

C	Si	Mn	P	S	Al
0.15	0.25	0.50	0.020	0.015	xxx

*** Aluminum was added in ladle by 0.1 to 0.2 kg/t

Table 2. Chemical compositions (wt%) and melting points of fluxes.

Flux	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	CaF ₂	m.p.(°C)
CAS 5	39.6	5.8	39.9	13.8	1300
CAS 14	33.0	13.9	20.2	28.1	1270
CAS 34	43.4	33.6	3.7	9.4	1160
CAS 42	36.9	42.0	19.3	0	1180

は次のとおりである。

- (1) 酸素ポテンシャルが低いこと。
- (2) シリケート系介在物を吸収しやすいこと。
- (3) 融点が低いこと。

代表的な 酸化物間化合物の標準生成自由エネルギー (ΔG°) は RICHARDSON らによつて報告されており、 $Al_2O_3 \cdot SiO_2$, $3CaO \cdot SiO_2$, $CaO \cdot SiO_2$ などの ΔG° が大きな負の値となつており、シリケート系介在物と結合し浮上分離させるためのフラックスとしては、CaO, Al_2O_3 を主体とするものが適当と考えられる。また、横山³⁾は、種々のるつぽ材質について Si 脱酸実験を行い、るつぽの SiO_2 含有量が低いほど到達酸素値も低くなることを報告しており、さらに実験室的規模で Si キルド鋼へのフラックスインジェクション実験を行つた T. A. ENGH⁴⁾は、フラックス中の SiO_2 含有量の低い方が脱酸効果が大いとい述べている。

このような実験結果と前述の(1)~(3)の要件とを勘案し、脱酸フラックスとして、CaO と Al_2O_3 を主体とし、低 SiO_2 領域において低融点を示す組成を基本とした。さらに融点降下のために CaF_2 を加えたもの (Table 2, CAS 5) を採用した。なお、脱酸におよぼす SiO_2 の活量の影響を調べるために、 SiO_2 含有量を変えたもの (CAS 14, CAS 34, CAS 42) も実験に供した。

これらのフラックスは、焼石灰、珪石およびアルミナを粉砕、混合したもので、その平均径は $40 \sim 60 \mu$ である。

2.3 転炉スラグの影響に対する配慮

取鍋内に流出した酸化性転炉スラグは、二次精錬工程の効率、すなわちこの場合、溶鋼の清浄化を著しく阻害することは衆知の事実である。

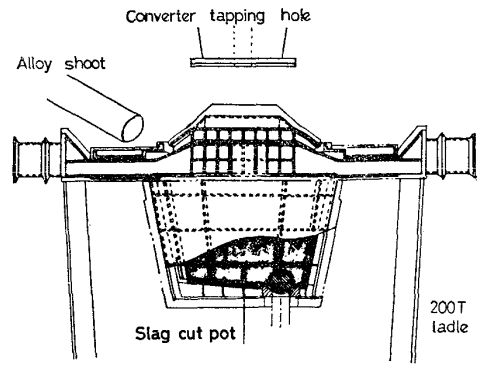


Fig. 1. Drawing of the slag cut pot.

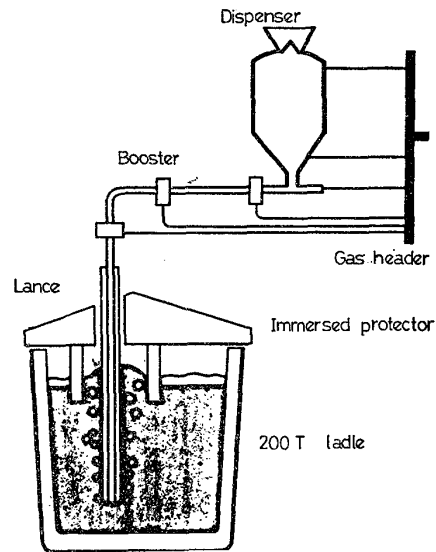


Fig. 2. Plant set-up for flux injection experiments.

そこで、著者らの考案になるスラグカットポット (Fig. 1, SCP 法) により、転炉スラグの取鍋内流入量を低減し、さらに焼石灰 600 kg を投入して流入スラグを固化し、その反応性を低下せしめた。

2.4 実験方法

フラックスインジェクションにはプロトタイプディスプレイを使用し、実験装置は Fig. 2 に示す構成とした。

CaO 系粉体は安息角が大きく、カルシウムカーバイドなどに比較するとノズル詰りを起こしやすいが、ディスプレイとランス上端の間で粉体に螺旋流を与えるブースターを取りつける一方、ノズル先端を水平 2 孔型とすることによつて安定した吹込が可能となつた。鋼浴深く粉体を噴射する場合、ノズル先端形状が重要であつて、各種の形状を試みた結果、水平 2 孔型が最も圧力変動が少なく、混合比も大きくとれることがわかつた。吹込条件は、ランス浸漬深さ、2000mm、粉体供給速度、45kg/min., 搬送ガス流量、2Nm³/min. と一定にし、ヒートサイズは 200 t である。

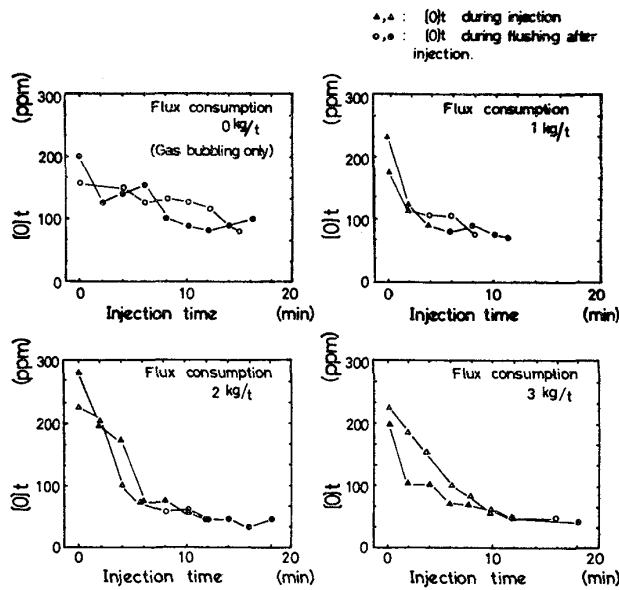


Fig. 3. Change of $[O]_t$ during flux injection.

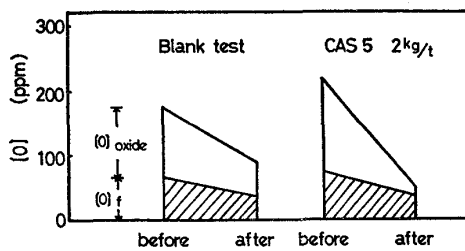


Fig. 4. Change of $[O]_t$ and $[O]_f$ in liquid steel by flux injection.

また、フラックスインジェクション中のサンプリングおよび Oxygen Probe による溶解酸素の測定は、気泡浮上域から約 1000mm/m 離れた鋼浴中、深さ 500mm/m の位置で行った。なお、取鍋ライニングはろう石材質である。

3. 実験結果

3.1 脱酸挙動

CAS 5 (SiO_2 含有量=5%)の合成フラックスの吹込量を変え、得られた脱酸挙動を比較して Fig. 3 に示す。ガスバブリングのみの場合、脱酸速度はかなり遅く、到達酸素レベルも高いが、フラックス量が増大するに従って脱酸速度は増加し、到達酸素レベルは低下してゆく。図中丸印はフラックス吹込完了後のガスバブリング中における脱酸挙動を示したものであり、この間の酸素減少量は比較的少ないが、懸濁しているフラックスの浮上分離に有効であることを示唆している。

Oxygen Probe (Celox-Lo) によりフラックスインジェクション前後の溶解酸素 $[O]_f$ を測定した結果、 $[O]_f$ の減少が認められた。しかし Fig. 4 に模式的に

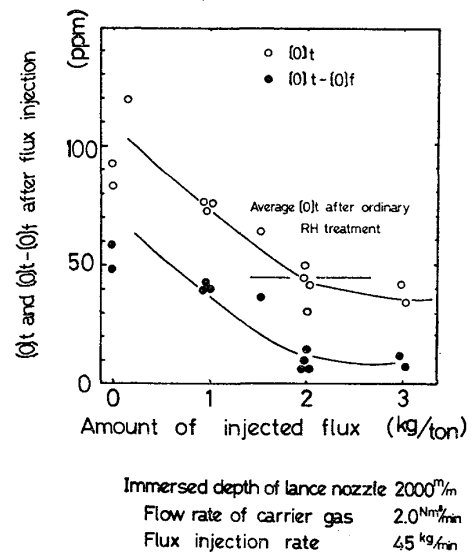


Fig. 5. Relation between amount of injected flux and $[O]_t$ or $[O]_t-[O]_f$ after flux injection.

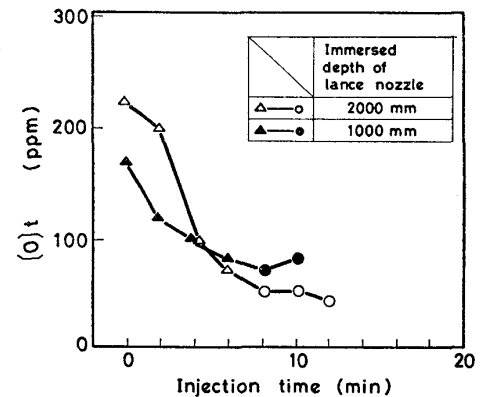


Fig. 6. Influence of immersed depth of lance nozzle on change of $[O]_t$.

示すごとく、フラックスインジェクションによる全酸素 $[O]_t$ の減少に対する寄与は、氧化物系介在物の除去によるところが大きく、 $[O]_f$ の減少の寄与は小さい。さらに、フラックス吹込量と処理後の $[O]_t$ の関係を示せば、Fig. 5 のようになり、吹込量の増加とともに到達酸素値は低下し、2 kg/t 以上のフラックス量ではその効果がほぼ飽和し、通常の RH 環流式真空脱ガス処理後の酸素レベルに達することがわかる。

また、Fig. 6 よりランス浸漬深さが深いほど、 $[O]_t$ は急勾配で低下し、フラックス吹込効果が增大することがわかる。

3.2 介在物挙動

フラックスインジェクション中に溶鋼より採取した急冷試料中の介在物の挙動を $[O]_t$ と対比して調査し、その結果を Fig. 7 に示す。30 μ 以上の比較的大型の介在物の挙動と $[O]_t$ はほぼ対応しているが、 $[O]_t$ が比較的なだらかな減少曲線でフラックス原単位 2.5kg/t 付

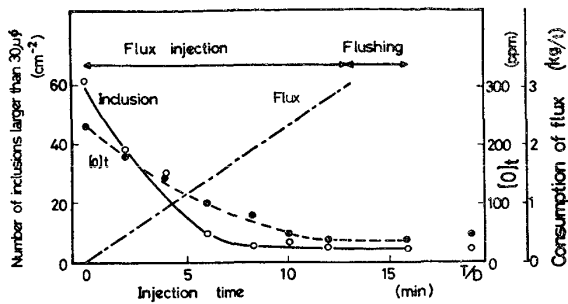


Fig. 7. Change of number of inclusions, $[O]_t$ and consumption of flux during flux injection.

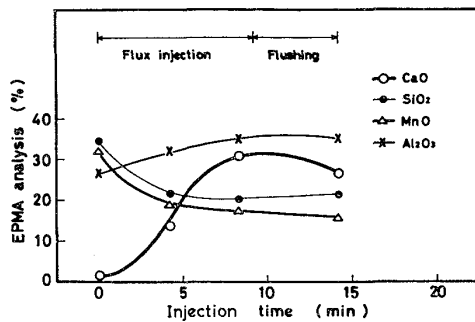


Fig. 8. Change of chemical compositions of oxide inclusions during flux injection (CAS5).

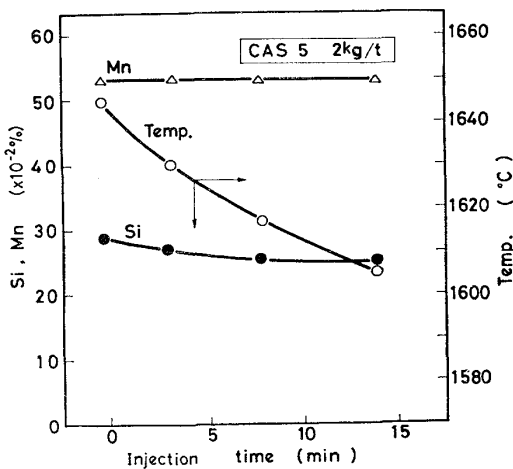


Fig. 9. Change of temperature, silicon and manganese contents during flux injection.

近で定常状態に達しているのに対し、 30μ 以上の介在物はこれより早く、 2 kg/t 付近で定常値に達している。この現象は、初期の $[O]_t$ の減少が比較的大型の介在物の浮上分離によつてもたらされる一方、鋼浴温度の低下によつて生ずる2次脱酸生成物の径は小さく、その浮上が遅れるためである。

さらに、吹込中に溶鋼中に懸濁していた 30μ 以上の介在物はいずれも析出相のない均一相であり、EPMAによる組成分析から、Fig. 8に示す結果を得た。吹込直前の介在物は、後述するごとく、平衡論的に予測される

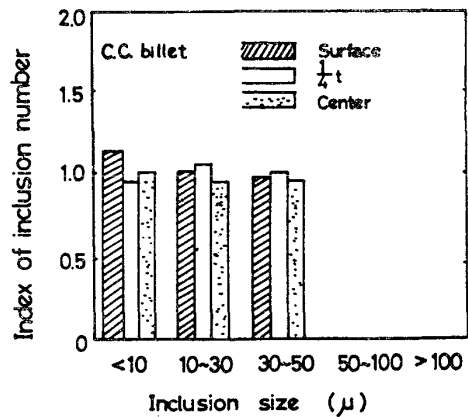


Fig. 10. Size-distribution of oxide inclusions in flux treated billets compared with RH degassing.

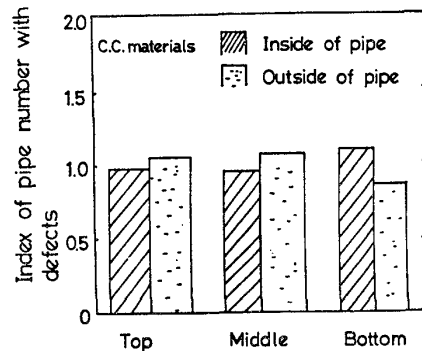


Fig. 11. Quality of flux treated tubes compared with RH degassing.

脱酸生成物の組成に近く、吹込初期の複雑な組成変化を経て、吹込開始5分以降ではほぼ一定の組成となるが、脱酸生成物の組成とはかなり異なっており、これは介在物とフラックスの衝突、凝集が起こっていることを示唆している。

3.3 温度および鋼浴組成の変化

フラックスインジェクション中の鋼浴温度推移の一例をFig. 9に示す。フラックス 2 kg/t の場合、フラックスインジェクション前後の温度降下量は $35\sim 40^\circ\text{C}$ である。また、処理中にSiが $0.03\sim 0.04\%$ 程度減少しているが、これは取鍋スラグ中のFeOによりSiが酸化されたためである。なお、Mnの変化はほとんど認められない。

3.4 製品中の介在物

連铸々片より製造された継目無鋼管用素材(丸ビレット)の介在物の粒径分布を、RH脱ガス処理材と比較してFig. 10に示す。直径が 50μ を越える大型介在物は認められず、フラックスインジェクションによる素材は、RH脱ガス処理材に比較して遜色のない結果が得られている。また、造管成績についても、Fig. 11に示す

Table 3. Chemical compositions of typical oxide inclusions before treatment, determined by EPMA.

Chemical Compositions (%)				
CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MnO	FeO
1.3	24	42	30	1.7
1.1	33	26	38	1.7
0.8	35	24	39	1.9

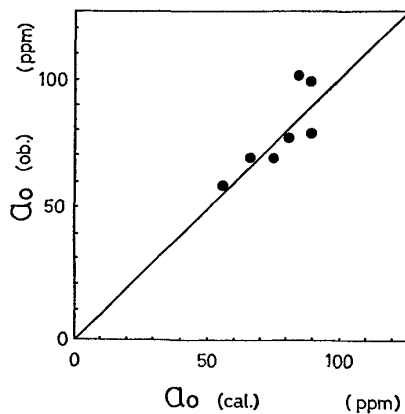


Fig. 12. Comparison of $a_0(\text{ob.})$, observed, with $a_0(\text{cal.})$, calculated from chemical compositions of oxide inclusions.

ごとく RH 脱ガス処理材とほぼ同等であった。

4. 考 察

4.1 フラックスインジェクション前の鋼浴の平衡条件

フラックスインジェクション中の Al 含有量は 0.004 % 以下であり、脱酸反応は実質的に (1) 式で与えられる平衡式により規定されるものと考えられる⁹⁾。

$$\left. \begin{aligned} \text{SiO}_2(\text{S}) &= \text{Si} + 2\text{O} \\ \log \frac{a_{\text{Si}} \cdot a_{\text{O}}^2}{a_{\text{SiO}_2}} &= -30720/T + 11.76^9 \end{aligned} \right\} \dots\dots (1)$$

また、フラックスインジェクション前の急冷ポンプ試料中の介在物組成は、Table 3 に示すごとく、微量の CaO、FeO を無視すれば、SiO₂-Al₂O₃-MnO 系とみなせる。そこで、1650°C で、この三元系における SiO₂ の活量 (a_{SiO_2}) を算出した坂尾らのデータ⁷⁾ を用いて、鋼浴温度 1640~1650°C のヒートについて a_{SiO_2} を算定すると 0.2~0.3 となる。それぞれのヒートについて求めた a_{SiO_2} の値を用い、(1) 式により計算して得た溶解酸素の活量、 $a_{\text{O}}(\text{cal.})$ と Oxygen Probe による実測値、 $a_{\text{O}}(\text{ob.})$ との関係の求めると、Fig. 12 に示すごとく両者はよく一致する。

4.2 フラックスインジェクション後の鋼浴の平衡条件

Si-O 反応によつて平衡が規定されている鋼浴中にフ

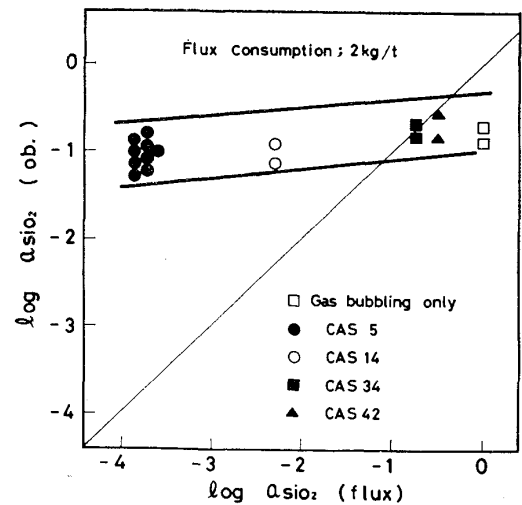


Fig. 13. Relation between activity of silica in flux, $a_{\text{SiO}_2}(\text{flux})$ and $a_{\text{SiO}_2}(\text{ob.})$, observed after flux injection.

ラックスを吹込んだ場合、鋼浴中の介在物が SiO₂-Al₂O₃-MnO 三元系から CaO-SiO₂-Al₂O₃-MnO 四元系へ変化する状況は、すでに Fig. 8 に示したとおりである。

T. A. ENGH らは、0.6% の Si を含む容量 7 t のステンレス鋼浴中に a_{SiO_2} の小さなフラックスを吹込み、150 ppm から 50 ppm 程度まで酸素を低減し得ることを示した⁴⁾。彼らは、ガス-鋼浴界面で溶解した a_{SiO_2} の低い ($\approx 10^{-3}$) フラックスによつて、一種の拡散脱酸が強力に進むと考えた。すなわち、溶解フラックス相に拡散により Si と O が到達し、そこでフラックスの a_{SiO_2} と (1) 式の平衡関係が成り立つように、Si と O が SiO₂ として除去されてゆく機構を提案した。

著者らは、Table 2 に示す SiO₂ 含有量の異なる種々のフラックスを用いて実験を行い、フラックスインジェクション後の鋼浴の平衡条件とフラックス中の SiO₂ の活量との関係を求めた。処理後の鋼浴温度が 1585~1595°C のヒートについて、Oxygen Probe による測定で得られた a_{O} と、[Si] および [Si] の活量係数、 f_{Si} の値⁶⁾ を用い、(1) 式によつて $a_{\text{SiO}_2}(\text{ob.})$ を求めることができる。一方、フラックス中の SiO₂ の活量 $a_{\text{SiO}_2}(\text{flux})$ を、CaO-Al₂O₃-SiO₂ 三元系における 1600°C での CHIPMAN らのデータ⁸⁾ から求め、それぞれのヒートについてこの両者を比較すると Fig. 13 に示すとおりである。すなわち、処理後の $a_{\text{SiO}_2}(\text{ob.})$ はフラックス中の $a_{\text{SiO}_2}(\text{flux})$ によつてわずかに影響を受けるものの、ほとんど (1) 式の Si-O 脱酸平衡によつて規定されており、T. A. ENGH らの提唱するフラックス粒子による拡散脱酸平衡は認められない。

Table 4. Chemical compositions of oxide inclusions during flux injection, determined by EPMA (wt%).

Flux	CaO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	MnO
CAS 5 (SiO ₂ = 5%)	31	20	35	17
CAS 14 (SiO ₂ = 14%)	18	25	34	7.4
	24	32	12	6.9
CAS 34 (SiO ₂ = 34%)	9.1	40	5.1	24
	31	41	5.0	7.6
CAS 42 (SiO ₂ = 42%)	27	32	13	7.0
	6.8	34	2.8	31

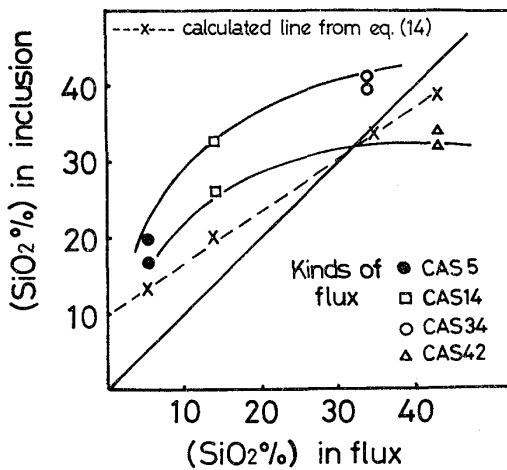


Fig. 14. Relation between silica content of flux and that of oxide inclusions.

以上の実験結果および彼らが Oxygen Probe による溶解酸素 [O]_f の直接測定を実施していない点から考えれば、Fig. 4 に示した処理中の [O]_f の低下は、鋼浴温度の低下に伴う Si-O 平衡の移行によるものが支配的であると考えてよいであろう。

4.3 介在物の挙動

各種のフラックスを吹込み中に採取した溶鋼サンプル内の介在物の組成を EPMA により分析し、Table 4 に示す結果を得た。表中の組成は同一介在物中の 3 点の相対強度に対して、適切な補正計算を実施、算定した値の平均値であるが、介在物中には析出相は認められず、介在物内の組成変動は極めて少ない。また、同一フラックスを用いた場合でも介在物の大きさ、視野を変えれば、Table 4 に示すごとく組成はかなり相異しているが、介在物中の SiO₂ 含有量をフラックス中の SiO₂ 含有量に対して整理すれば、Fig. 14 のごとく両者の間には比較的明瞭な相関関係がある。介在物はフラックス組成より多少 SiO₂ に富んでおり、このことは溶鋼中を浮上して

いる介在物は脱酸生成物を吸収したフラックス融体であることを裏づけ、また同一フラックスにおける介在物の組成変動は、脱酸生成物とフラックス粒子が衝突した時の両粒子の大きさによつて定まるものと考えられる。

したがつて、Fig. 5 で示した吹込フラックス量の増加に伴う [O]_t の減少は、フラックスと脱酸生成物の衝突、凝集が促進され、脱酸生成物の浮上分離速度が著しく増加したことによるものと考えられる。

4.4 脱酸モデル

ノズルから出たガス気泡の挙動については、種々の研究が報告されており、本研究のようにガス流量がかなり大きい範囲では、吐出ガスはノズルオリフィスで笠状の大きな気泡を形成後ただちに小さな気泡に分裂すること、また気泡群はジェットのようにふるまうことが知られている⁹⁾¹⁰⁾。ガス流量と Reynolds 数との関係は(2)式で与えられる。

$$N_{Re} = au\rho_{Ar}/\mu \dots\dots\dots (2)$$

a : ノズル径 (cm)

u : ガス線速度 (cm/s)

ρ_{Ar} : アルゴンガス密度 (g/cm³) at 25°C

μ : アルゴンガス粘度 (g/cm·s) at 25°C

本実験ではノズル个数 = 2 個、ノズル径 = 2 cm、総ガス流量 = 2 Nm³/min (5atm) であり、25°C の条件下で、 $\rho_{Ar} = 8.95 \times 10^{-3}$ g/cm³、 $\mu = 224 \times 10^{-6}$ g/cm·s を用いて Reynolds 数を算出すれば 9.25×10^4 と十分大きく、ノズルから出たガス気泡は前述のような挙動をとると推察される。また、このようにガス流量が十分に大きい範囲では、平均気泡径、 d_B cm は Reynolds 数によつて大きく変化せず、(3)式で与えられることが知られている。

$$d_B = \frac{48\sigma}{\rho_1 v_B^2} \dots\dots\dots (3)$$

v_B : 気泡上昇速度 (cm/s)

ρ_1 : 溶鋼密度 (g/cm³)

σ : ガス-溶鋼界面張力 (dyn/cm)

また、 v_B は(4)式で与えられ、 $\sigma = 1400$ dyn/cm、 $\rho_1 = 7.0$ g/cm³ の値を用いて平均気泡径を算定すると、7.8 cm となる。

$$v_B = \sqrt{\frac{8\sigma g}{\rho}} \dots\dots\dots (4)$$

g : 重力加速度 (cm/s²)

一方、キャリアガスとともにノズルから吐出された固体粒子の挙動、すなわち固体粒子がガス気泡を突き破つて液体中に飛び出すか否かについては、力学的計算により推定可能なことが知られている⁴⁾¹¹⁾。この手法を本実験に適用した結果、固体粒子は気泡内にとどまるか、液

体中に飛び出してもその到達距離はわずかであることがわかった。また、気泡径は 7.8 cm, 気泡内フラックス量は後述のごとく 1.38 g であるので、溶鋼温度を 1600 °C, 溶鋼の熱放射率を 0.3 として放射伝熱量を算出し、フラックスの融点 1300°C における含熱量を 400cal/g¹²⁾ として、フラックスの溶融に必要な時間を求めると約 0.5 s となる。さらに気泡内の強制対流、フラックス粒子と溶鋼との接触を考慮すれば、実際に溶融する時間はこれよりもかなり短いであろう。そこで、本実験ではノズルより吐出されたフラックス粒子は、ガス-溶鋼界面に溶けた薄膜を形成し、ガス気泡とともに浮上するものと考えられる。

そこで、フラックスの薄膜に覆われたガス気泡が溶鋼中を浮上する間に、脱酸生成物を捕捉、吸収するという簡単な脱酸モデルを想定する。

上昇中の気泡に接触する介在物のうち、気泡に吸収される割合を α とすると、単位時間における溶鋼中の介在物の減少量は、(5)式で示される。

$$-W \cdot dN_V = \frac{\pi}{4} d_B^2 \cdot v_B dt \cdot \alpha \cdot n_B \cdot N_V \dots\dots\dots (5)$$

- W : 溶鋼体積 (cm³)
- d_B : 平均気泡径 (cm)
- v_B : 気泡上昇速度 (cm/s)
- α : 気泡の形状因子を含むフラックスの介在物吸収効率
- n_B : 気泡数 (個)
- N_V : 介在物の数密度 (個/cm³)

(5)式において、気泡数 (n_B) は、定常状態下では(6)式で表わされる。

$$n_B = \tau \cdot n_T \dots\dots\dots (6)$$

- n_T : 単位時間あたりの発生気泡数 (個/s)
- τ : 気泡の鋼浴内滞留時間 (s)

なお、単位時間あたりの発生気泡数 (n_T) は、圧力、温度を考慮して(7)式のように与えられ、また τ は(8)式により表わされる。

$$n_T = Q \cdot \frac{T_B}{273} \cdot \frac{1}{P_B} \cdot \frac{10^8}{\pi/6 d_B^3} \dots\dots\dots (7)$$

$$\tau = \frac{h}{v_B} \dots\dots\dots (8)$$

- Q : ガス流量 (NI/s)
- T_B : 気泡内温度 (°K)
- P_B : 気泡内圧力 (atm)
- h : ランス浸漬深さ (cm)

(5)式を積分し、(6), (7), (8)式を用いれば、(9)(10)式が導かれる。

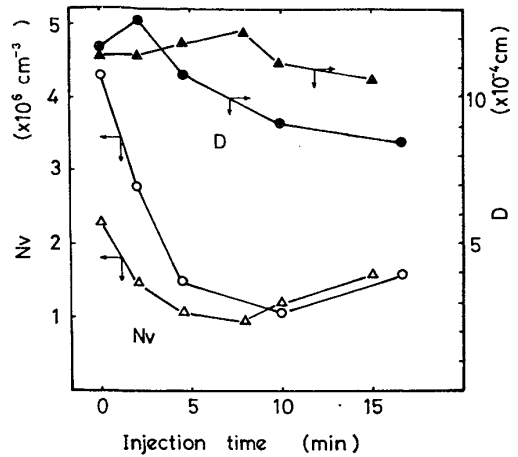


Fig. 15. Change of number density and average diameter of oxide inclusions during flux injection.

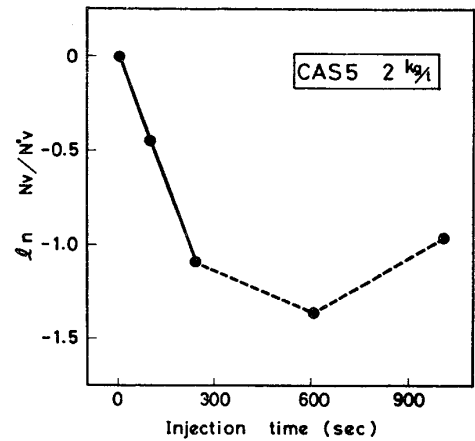


Fig. 16. Change of $\ln N_V/N_V^0$ during flux injection.

$$\ln \frac{N_V}{N_V^0} = -kt \dots\dots\dots (9)$$

N_V^0 : 処理前介在物数密度 (個/cm³)

$$k = \frac{h \cdot Q \cdot T_B \cdot \alpha}{182 \cdot W \cdot P_B \cdot d_B} \times 10^8 \dots\dots\dots (10)$$

気泡内のガス温度は、ノズルから吐出された直後に溶鋼温度に等しくなることが伝熱計算により確かめられ、気泡内ガス圧力は、気泡浮上中の平均値を用いれば、 $P_B = 1.7 \text{ atm}$ となる。そこで、 $T_B = 1873^\circ \text{K}$, $d_B = 7.8$

cm, $W = \frac{200}{7.0} \times 10^6 \text{ cm}^3$, $h = 200 \text{ cm}$, $Q = \frac{2000}{60} \text{ NI/s}$ を

用いて(10)式より k を求めると $0.18 \alpha \text{ 1/s}$ が得られる。

一方、単位面積あたりの介在物個数、 N 個/mm² および面積率、 $S\%$ の QTM による測定結果を用いて、単位体積中の介在物の個数、 N_V 個/mm³ と平均径、 $D \mu$ を次式により推定した。

$$\left. \begin{aligned} N_V &= (N/D) \times 10^8 \\ D &= 138(S/N)^{1/2} \end{aligned} \right\} \dots\dots\dots (11)$$

フラックスインジェクション中の N_V , D の推移を

Fig. 15 に例示する. また $\ln N_V$ と t の関係は Fig. 16 に示され, 大型介在物が急速に浮上分離される処理開始後 4 分までの直線の傾きより, k は 0.003 1/s 程度と見積られる. この値を前述の 0.18α と比較することにより, フラックスの介在物吸収効率 α を求めると, 0.017 を得る.

4.5 脱酸モデルの検討

フラックス吹込速度および(7)式で与えられる単位時間あたりの発生気泡数から, 1 個の気泡がその内部に包含するフラックス量, M_f (g) は(12)式により表わされ, $J=45\,000/60$ g/s, $T_B=1873^\circ\text{C}$, $P_B=1.7\text{atm}$, $Q=2\,000/60$ NI/s を用いれば, $M_f=1.38\text{g}$ と見積られる.

$$M_f = J \cdot \frac{1}{Q} \cdot \frac{273}{T_B} \cdot P_B \cdot \frac{\pi/6 d_B^3}{10^3} \dots\dots\dots (12)$$

J : フラックス吹込速度 (g/s)

したがって, 気泡内の溶融フラックス層の厚さは, フラックス密度として 3.0g/cm^3 を用いれば, 約 24μ と評価される.

一方, 1 個の気泡が浮上過程で吸収する介在物量, M_1 (g) は(13)式で与えられる.

$$M_1 = \frac{\pi d_B^2}{4} \cdot h \cdot N_V \cdot \rho_i \cdot \frac{4}{3} \pi \left(\frac{D}{2}\right)^3 \cdot \alpha \dots\dots\dots (13)$$

h : ランス浸漬深さ (cm)

ρ_i : 介在物密度 (g/cm³)

D : 介在物平均径 (cm)

Fig. 14 よりフラックスインジェクションの初期に注目し, $D=10^{-3}\text{cm}$, $N_V=2 \times 10^6$ 個/cm³, $h=200$ cm, $\rho_i=3.0\text{g/cm}^3$, $\alpha=0.017$ の各数値を用いれば, (13)式より $M_1=0.48$ (g) を得る.

このようにして得た M_f , M_1 の値を用いることにより, SiO₂ 含有量の異なる種々のフラックスを吹込んだ場合の介在物組成変化は(14)式により推定しうる.

$$(\text{SiO}_2)_i = \frac{M_f \times (\text{SiO}_2)_f + M_1 \times (\text{SiO}_2)_o}{M_f + M_1} \dots\dots (14)$$

$(\text{SiO}_2)_i$: 処理中介在物の SiO₂ 含有量 (%)

$(\text{SiO}_2)_o$: 処理前介在物の SiO₂ 含有量 (%)

$(\text{SiO}_2)_f$: フラックス中の SiO₂ 含有量 (%)

M_1 : 1 個の気泡が浮上過程で吸収する介在物量 (g)

M_f : 1 個の気泡中に含まれるフラックス量 (g)

処理前の介在物の SiO₂ 含有量は約 30% 程度であり, 各種のフラックスについて(14)式の計算を行い, その結果を Fig. 14 に示した. 観察された介在物中の SiO₂ 濃度と, (14)式より予想される SiO₂ 含有量はほぼ一致しており, 前述の脱酸モデルに基づいて求めたフラックスの介在物吸収効率, $\alpha=0.017$ は, フラックスインジェクション初期に対し, ほぼ妥当な数値と考えられる.

5. 結 言

Si キルド鋼を対象に, 200 t 取鍋内の溶鋼中に, 各種合成フラックスをアルゴンガスとともに吸込み, 介在物の効率的な浮上分離をはかる実験を行い, 次の知見を得た.

1) 合成フラックス 2 kg/t の吹込みにより, RH 環流式真空脱ガス処理と同等の酸素レベルを得ることができ.

2) フラックスインジェクション処理を行った継目無鋼管の成品品質は, RH 環流式真空脱ガス処理材と同等である.

3) 本研究の実験条件下で, 脱酸機構として支配的なものは, 溶鋼中の介在物のフラックスによる吸収と浮上分離速度の著しい増加である. この点について簡単な脱酸モデルを想定し, 計算によりフラックスの介在物吸収効率を求め, 0.017 の値を得た. また, この値を用いた場合, フラックスインジェクション初期の介在物組成変化を比較的良好に説明できることを示した.

4) フラックスインジェクション中には溶解酸素も低下するが, 温度低下による平衡のずれによるのが支配的と考えられる. なお, 脱酸生成物中の SiO₂ の活量は, 処理後で 0.1~0.2 程度であつて, 合成フラックス中の SiO₂ 含有量の影響は少ない.

以上の実験結果より, フラックスインジェクション法は有効な取鍋内脱酸処理法であることを確認した.

文 献

- 1) 飯田義治: 第54回西山記念技術講座, (1978), p. 27
- 2) F. D. RICHARDSON, J. H. E. JEFFES, and G. WITHERS: JISI, 166 (1950) 3, p. 213
- 3) 横山栄一, 大井 浩: 鉄と鋼, 55 (1969), p. 454
- 4) T. A. ENGH, H. SANDBERG, A. HULTKVIST, and L. G. NORBERG: Scand. J. Met., 1 (1972), p. 103
- 5) K. SUZUKI, A. EJIMA, and Y. IIDA: Trans. ISI, 17 (1977), p. 643
- 6) 学振製鋼19委: 製鋼反応の推奨平衡値, (1968), p. 40 [日刊工業新聞社]
- 7) 藤沢敏治, 坂尾 弘: 鉄と鋼, 63 (1977), p. 1494
- 8) J. CHIPMAN and R. H. REIN: Trans. Met. Soc. AIME, 233 (1965), p. 415
- 9) B. U. N. IGWE, S. RAMACHANDRAN, and J. C. FULTON: Met. Trans., 4 (1973), p. 1887
- 10) I. LEIBSON, E. G. HOLGEMB, A. G. CACOSO, and G. J. JAMIC: AICHEJ, 2 (1956), p. 296
- 11) 中西恭二, 江島彬夫, 鈴木 幸, 数土文夫: 鉄と鋼, 64 (1978), p. 1323
- 12) 日本鉄鋼協会: 溶鉄, 溶滓の物性値便覧, (1972), p. 184