

論 文

酸素吹き込みによる溶銑脱珪法の冶金的特徴

河内 雄二*・前出 弘文*・神坂 栄治*

佐藤 信吾*²・井上 隆*²・名木 稔*²Metallurgical Characteristics of Hot Metal Desiliconization
by Injecting Gaseous OxygenYuji KAWAUCHI, Hirobumi MAEDE, Eiji KAMISAKA,
Singo SATOH, Takashi INOUE, and Minoru NAKI

Synopsis:

The metallurgical characteristics and reaction mechanism of hot metal desiliconization by using gaseous oxygen as a desiliconizing agent, which is injected into hot metal through submerged lance, are investigated and following results are obtained:

- 1) Desiliconizing reaction is controlled by the rate of oxygen supply until Si content reaches 0.10%, and efficiency of oxygen used for desiliconization is as high as 50-60%. Demanganization reaction is suppressed by the promotion of reduction of MnO with Fe during the floating process from fire spot up to surface. Decarburization reaction is also suppressed with the effect of ferrostatic pressure at fire spot with increasing the depth of submerged lance.
- 2) Hot metal temperature after treatment increases in proportion to the amount of desiliconization and thermal flexibility of total process increases extensively.
- 3) The reaction by gaseous oxygen injection starts from the formation of Fe-oxide at fire spot and succeeds to the oxidation of Si, Mn and C by Fe-oxide. But MnO is reduced by Fe during floating process.
- 4) Hot metal desiliconization technology by gaseous oxygen injection is applied to the stainless steel production process. The production of stainless steel with very low P content and the reduction of production cost of stainless steel are attained by this application.

1. 緒 言

昭和 48 年のオイルショックを境にして、わが国鉄鋼業はそれまでの量的拡大から質的レベルアップの時代へと大きな転換を余儀なくされた。

このような状況にあつて製鋼精錬の分野においても、溶銑脱珪、溶銑脱りん等溶銑予備処理技術の開発および上底吹転炉に代表される LD 転炉法の改良等による精錬反応効率化の推進は鋼材の製造コスト低減、高級化要請に寄与してきた。

著者らも、いち早く従来の LD 転炉製鋼法の再検討をおこない、溶銑の事前脱珪の冶金的優位性を確認するとともに、溶銑脱珪と低シリコン溶銑の LD 転炉精錬を組み合わせたスラグミニマム精錬プロセスの (SMP)¹⁾ 工業化に成功し、量産鋼のコスト低減を中心として多大の成果を収めた。

さらにその後、ステンレス鋼、高炭素特殊鋼等の品質

高級化およびコスト低減に対処しうる精錬プロセスに関する研究開発を重ねその要素技術として、気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪技術を開発するに至つた。

気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪技術は脱珪剤として気体酸素を用いるために脱珪後の溶銑温度を低下させることなく自由にコントロールすることが可能であり、トータルプロセスの熱的自由度を大幅に拡大できる。また気体酸素を直接溶銑中に吹き込むために固体酸化鉄による溶銑脱珪技術とほぼ同等の冶金効果が得られることなどの利点を有する。従つて溶銑予備処理を前提としたバッチ式機能分割型精錬プロセスの重要な要素技術と考えられる。以下本報告では気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪法の冶金的特徴およびその反応機構を中心に述べる。

2. 気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪法の
技術的位置付け

最近、転炉でのスラグミニマム精錬、あるいは溶銑脱

昭和 57 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 58 年 3 月 30 日受付 (Received Mar. 30, 1983)

* 新日本製鉄(株)室蘭技術研究部 (Muroran Technical Research Laboratories, Nippon Steel Corp., 12 Nakamachi Muroran 050)

*² 新日本製鉄(株)室蘭製鉄所 (Muroran Works, Nippon Steel Corp.)

りん処理を効率的におこなうため溶銑 Si を 0.20% 以下 (好ましくは 0.1% 以下) にコントロールすることが望まれている。一方、高炉から供給される溶銑の Si レベルは現状では 0.3~0.7% であり、精錬反応の効率化のため溶銑脱珪処理は不可欠な冶金手段となつている。

溶銑脱珪処理における脱珪剤としては一般にミルスケール、鉄鉱石等の固体酸化鉄が広く用いられてきた¹⁾²⁾³⁾。この方式では、簡便な装置で済むという利点を有するものの、一方では脱珪精錬中の溶銑温度降下が大きくなる欠点もあつた。このため、溶銑脱珪後の溶銑脱りん工程および転炉工程において熱的制約を受けることもあつた。

従つて、溶銑脱珪精錬後所定の溶銑顕熱を確保すると同時に溶銑温度を自由にコントロールできる気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪法の技術的意義は大きい。

本法は、耐火材に保護された二重管ノズル製の気体酸素吹き込みランスを溶銑中に浸漬させ、外管からノズル冷却用の N₂ ガスを流しながら内管より気体酸素を供給する方式である。その特徴は、多数の溶銑運搬容器への適用が可能であること、また後述するように気体酸素を直接溶銑中へ吹き込むため固体酸化鉄による脱珪方式とほぼ同等の冶金効果が得られることである。

3. 実 験

3.1 100 t 溶銑鍋による実験

100 t 溶銑鍋内の溶銑に耐火材で保護された二重管ノズルの内管より気体酸素を吹き込み冶金効果を調査した。気体酸素の供給速度は 200~1 000 Nm³/h であり、吹き込みランスのノズル浸漬深さは溶銑表面より 200~1 300 mm とした。またノズル保護用冷却ガスとして N₂ ガスを採用した。実験条件をまとめて Table 1 に示す。

また、反応機構解明のため Fig. 1 に示す、特殊サンプラーを製作し、気体酸素吹き込み中溶銑内の任意の深さ (気体酸素が溶銑中に吹き込まれた近傍を除く) から

Table 1. Experimental conditions in 100 t hot metal ladle and 300 kg hot metal ladle experiment.

		100 t	300 kg
Heat size		50-75 t	300 kg
Chemical composition of hot metal before treatment	C	4.3-4.6%	4.2%
	Si	0.30-0.75%	0.28%
	Mn	0.40-0.58%	0.35%
	Temp.	1 350-1 400°C	1 380°C
Oxygen injection rate		200-1000 Nm ³ /h	30 l/min
N ₂ flow rate		50-200 Nm ³ /h	—
Hot metal depth		2 000-2 400 mm	400-600 mm
Nozzle depth		200-1 300 mm	200-500 mm

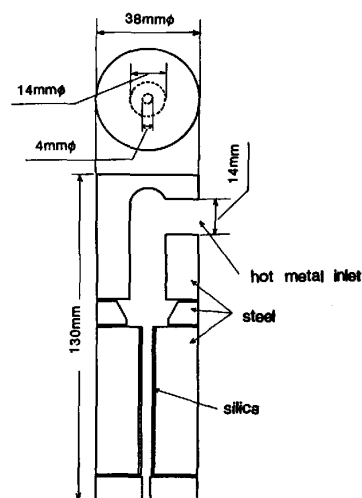


Fig. 1. Cooling metal sampler.

急冷メタルサンプルを採取し、酸化物を調査した。この特殊サンプラーには溶銑内の任意の深さに達するまで溶銑が入らないように溶銑吸引孔に厚さ 1 mm の鉄箔を巻き、溶銑表面から 700 mm の深さまで挿入してもこの鉄箔が溶けないことを確認した。

3.2 小規模溶解炉による実験

(1) 300 kg 試験溶銑鍋を用いた実験

300 kg 高周波溶解炉にて銑鉄を溶解して得た溶銑を試験溶銑鍋に出銑し、アルミナキャストブル施工した吹き込みランス (内径 4 mm^φ の単管ノズル) を溶銑中に挿入し気体酸素を吹き込んだ。100 t 溶銑鍋による実験と同様の特殊サンプラーを用い、100 t 溶銑鍋による実験ではサンプリングが困難なノズル近傍の急冷メタルサンプルを採取し、反応火点における反応生成物を調査した。この実験条件を Table 1 に示した。

(2) タンマン炉を用いた実験

また、気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪処理において生成したスラグの泡立ち特性を解析するためタンマン炉を用いた実験をおこなつた。実験は Fig. 2 に示すようにアルミナのつぼ内で溶銑および脱珪スラグを溶解し、るつぼ底部から Ar ガスを導入し泡立ち現象を再現させ、泡立ちレベルとしてスラグ高さを測定した。この実験に供したスラグ組成を Table 2 に示す。

4. 実験結果および考察

4.1 冶金的特徴

100 t 溶銑鍋での気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪処理における Si の経時変化の代表例を Fig. 3 に示す。同図中には溶銑を N₂ ガスにより攪拌しながら溶銑表面へ固体酸化鉄を添加する脱珪方式¹⁾ (以下固体酸化鉄上

Table 2. Chemical composition of slag in Tammann furnace experiment (wt%).

	SiO ₂	MnO	T.Fe	FeO	Al ₂ O ₃	MgO	TiO ₂	P ₂ O ₅	S
Oxygen injection slag	49.8	15.6	3.5	4.4	5.9	3.0	5.3	0.05	0.04
Scale addition slag	45.7	18.4	20.4	16.3	5.3	1.8	4.5	0.06	0.04

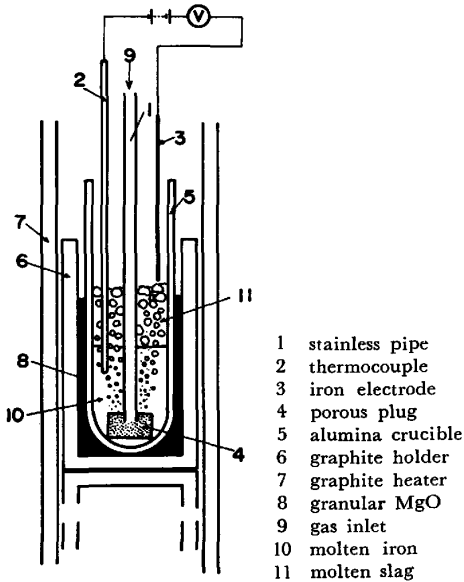


Fig. 2. Apparatus of Tammann furnace experiment.

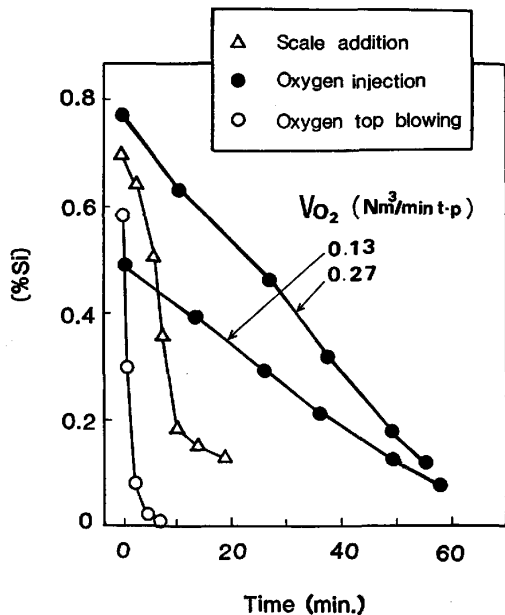


Fig. 3. Comparison of desilicization behavior.

方添加法と称す) および 120 t 上吹き転炉精錬初期における Si の経時変化も合わせて示した。Fig. 3 から気体酸素吹き込み法 (以下本法と記す) では [Si%] ≈ 0.10% の低 Si 域まで Si がほぼ直線的に低下していることがわかる。またその勾配は気体酸素供給速度の増大に伴い大きくなる傾向を示した。これに対して上吹き転

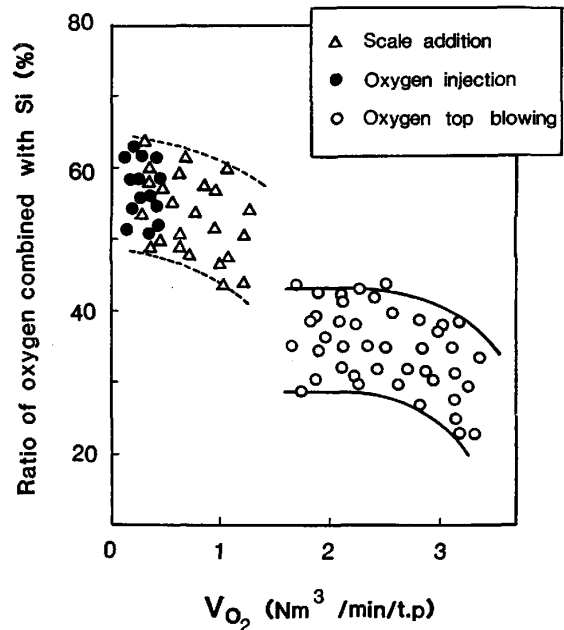


Fig. 4. Relation between V_{O_2} and ratio of oxygen combined with Si.

炉精錬初期における Si の経時変化をみると、酸素供給速度が大きいこともあり、本法より脱珪速度は速くなっているが、福沢⁴⁾が指摘しているようにほぼ指数関数的に低下する傾向にある。また固体酸化鉄上方添加法では、酸素供給速度が本法と上吹き転炉法の間にあるため、脱珪速度も両者の中間レベルであるが、Si は 0.20% 程度まではほぼ直線的に低下し、それ以降指数関数的に低下している。固体酸化鉄を用いる方法において低 Si 領域で Si が指数関数的に低下することは宮下⁵⁾らも確認している。これらの結果から本法においては、スプラッシュ発生等の制約もあつて酸素供給速度を大きくできないため脱珪速度は遅いが、逆に Si 含有量 0.10% 程度の低 Si 域までは酸素供給速度で脱珪反応が進行する点の特徴であろう。一方、Fig. 4 には全供給酸素のうち Si の酸化に消費された酸素の割合 α_{Si} と酸素供給速度 V_{O_2} の関係を示した。本法では V_{O_2} が低く狭い範囲ではあるが、 V_{O_2} によらず α_{Si} は 50~65% とほぼ一定となつている。これに対して上吹き転炉精錬初期の α_{Si} は $V_{O_2} < 2.5 \text{ Nm}^3/\text{min.t.p}$ で 35~45% と低レベルである。両者の差は気体酸素の供給方式の違いによるものと考えられる。すなわち、後述するように本法では気体酸素を直接溶鉄中へ吹き込むため、気体酸素上吹き法よ

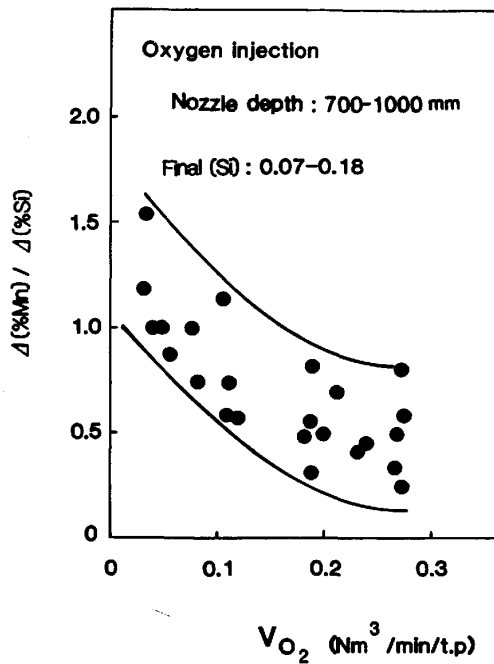


Fig. 5. Relation between $\Delta[\%Mn]/\Delta[\%Si]$ and V_{O_2} .

り脱マンガン、脱炭反応が抑制され、相対的に α_{Si} が増大すると思われる。また Fig. 4 において固体酸化鉄上方添加法の α_{Si} は 50~70% であり本法とほぼ同レベルである。しかし固体酸化鉄を吹き込みランスによりキャリアガスとともに吹き込むインジェクション法では α_{Si} 50~90% が得られており⁶⁾ 本法よりまさっている。

次に脱マンガン反応の特徴について述べる。Fig. 5 に 100 t 溶銑鍋での気体酸素吹き込み実験における脱マンガン量と脱珪量の比 $\Delta Mn/\Delta Si$ と V_{O_2} の関係を示した。固体酸化鉄上方添加法では V_{O_2} 増大に伴い $\Delta Mn/\Delta Si$ が大きくなる傾向にあつた。しかしながら本法では Fig. 5 から明らかなように逆の傾向となつており、固体酸化鉄上方添加法および上吹き転炉精錬では不可能であつた $\Delta Mn/\Delta Si < 0.5$ も得られている。この点は本法の冶金的特徴のひとつであり、4.4 で詳述する。

一方、脱炭反応については 100 t 溶銑鍋による実験から、Fig. 6 に示すように本法では浸漬ランスのノズル浸漬深さ（溶銑表面から溶銑中気体酸素が吹き込まれる位置までの距離）に比例して脱炭量は減少することが明らかとなつた。例えば、浸漬深さを 700 mm 以上にすると処理後 Si が 0.1~0.2% の場合脱炭量は 0.05~0.15% まで低下し、固体酸化鉄上方添加法に匹敵する。

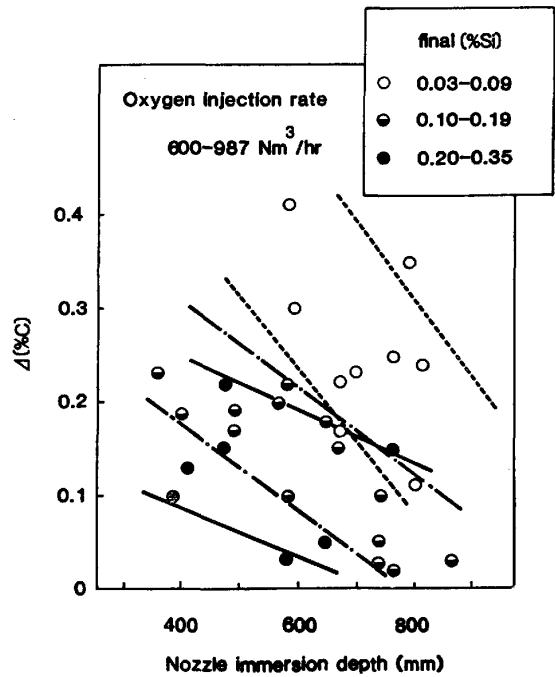


Fig. 6. Relation between $\Delta[\%C]$ and nozzle immersion depth.

この点も本法の冶金的特徴であり、浸漬深さを深くすると気体酸素吹き込みにおける反応火点の静鉄圧が増大するためガス生成反応である脱炭反応が抑制されるものと考えた。

4.2 生成スラグとその泡立ち特性

100 t 溶銑鍋での気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪処理において生成した脱珪スラグの代表的組成を固体酸化鉄上方添加法での生成脱珪スラグと比較して Table 3 に示す。本法の脱珪スラグは固体酸化鉄上方添加法より、T.Fe および MnO が低く SiO₂ が高い傾向にあり、前述の冶金的特徴とも対応する。また除さい性も本法では脱珪処理後の溶銑温度が高いため全く問題はない。

一方、100 t 溶銑鍋による実験から、本法の脱珪スラグは固体酸化鉄上方添加法の脱珪スラグよりも泡立ちにくい傾向が明らかとなつた。Table 3 に示したごとく、本法の脱珪スラグは固体酸化鉄上方添加法の脱珪スラグと比較して、高 SiO₂、低 T.Fe であるためスラグの表面張力は小さいと考えられる。従つて、従来の知見⁷⁾ から本法の脱珪スラグは泡立ちやすいものと推定され、実験結果と矛盾する。この原因を明らかにするためタン

Table 3. Chemical composition of oxygen injection and scale addition slag (wt%).

	SiO ₂	MnO	T.Fe	FeO	Al ₂ O ₃	MgO	TiO ₂	P ₂ O ₅	S	CaO
Oxygen injection slag	52.2	14.7	3.5	4.4	5.7	2.9	5.3	0.06	0.04	0.5
Scale addition slag	48.7	19.0	18.2	15.4	4.7	1.9	4.9	0.06	0.05	0.6

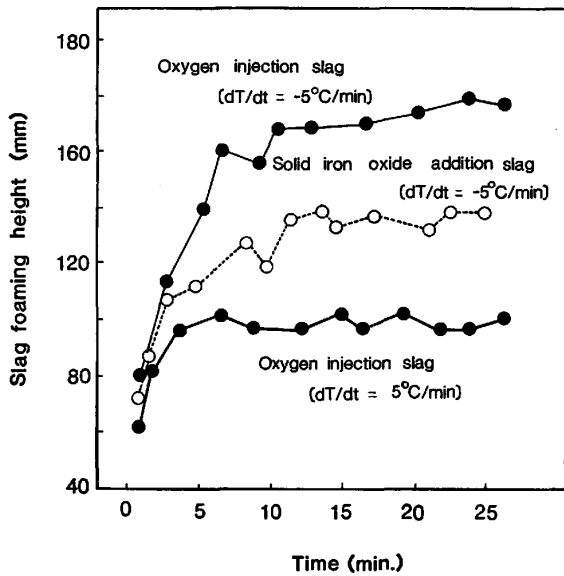


Fig. 7. Comparison of slag foaming height.

Table 4. Fe loss and heat balance in oxygen injection method and scale addition method.

		Oxygen injection	scale addition		
Fe loss	Fe-oxide in slag	0.62 kg	3.07 kg		
	granular iron in slag	3.18 kg	2.90 kg		
	Slag off	before treatment	2.82 kg	2.80 kg	
		after treatment	1.10 kg	1.06 kg	
heat balance	input	sensible heat	282.45×10 ³ kcal	282.45×10 ³ kcal	
		heat of reaction	C	137.77×10 ³ kcal	137.77×10 ³ kcal
			Si	44.42×10 ³ kcal	44.42×10 ³ kcal
			Mn & P	11.63×10 ³ kcal	11.63×10 ³ kcal
			Fe	0.70×10 ³ kcal	—
	output	sensible heat	305.90×10 ³ kcal	274.06×10 ³ kcal	
		heat of reaction	C	134.22×10 ³ kcal	137.30×10 ³ kcal
			Si	11.02×10 ³ kcal	11.02×10 ³ kcal
			Mn & P	8.04×10 ³ kcal	7.30×10 ³ kcal
		slag	8.22×10 ³ kcal	7.70×10 ³ kcal	
heat loss	9.57×10 ³ kcal	13.21×10 ³ kcal			

マン炉による実験をおこなった。その結果を Fig. 7 に示す。本法の脱珪スラグを溶銑表面上で溶解させ、溶銑温度を 1400°C から 5°C/min で降下させながら Ar ガスを吹き込んだところ、固体酸化鉄上方添加法の脱珪スラグよりも激しく泡立った。しかし、溶銑温度を 5°C/min で上昇させると、泡立ち高さは徐々に低下した。この知見から、本法の脱珪スラグが泡立ちにくい原因は、処理中に溶銑温度が上昇するためにスラグ中への C の析出が抑制され、スラグ中で析出 C と FeO の反応による新たな微細気泡の生成がないためと考えられる。

4.3 鉄収支と熱収支

100 t 溶銑鍋での実験結果から、気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪処理における鉄ロスと熱収支を固体酸化鉄上方添加法による溶銑脱珪処理と比較して Table 4 に

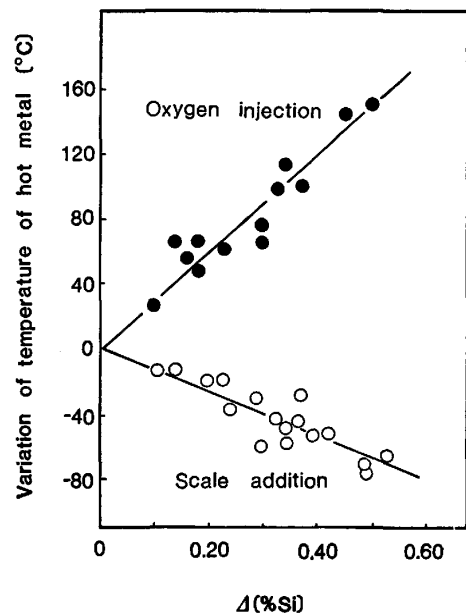


Fig. 8. Relation between $\Delta[\%Si]$ and variation of temperature of hot metal.

示す。鉄ロスをみると、本法はスラグ中への鉄ロスが少ないこと、また熱収支では反応系外への熱ロスが比較的小さいことが特徴である。

なお 100 t 溶銑鍋による実験から、Fig. 8 に示すよう本法では脱 Si 量に比例して処理後の溶銑温度を上昇させることができ、トータルプロセスの熱的自由度が大幅に拡大される。

4.4 気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪法の反応機構

100 t 溶銑鍋, 300 kg 試験溶銑鍋を用いた実験から得られた冶金特性および特殊サンプラーによる急冷メタルのサンプリング結果から気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪法の反応機構について考察を加えた。

気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪法の反応領域を (A) 気体酸素が浸漬ランスから溶銑中に吹き込まれた近傍 (Fire spot と称す), (B) Fire spot から溶銑表面付近までの領域 (Transitory reaction zone と称す), (C) 溶銑表面上のスラグと溶銑との反応領域 (Permanent reaction zone と称す) に分けて考えた。

Fire spot では吹き込まれた気体酸素が溶銑中に存在するすべての元素と反応するものと考えられる。しかしながら 300 kg 試験溶銑鍋での実験において Fire spot からサンプリングした急冷メタル中には、Photo. 1 に示すように SiO₂+Fe-oxide 9 個/mm², SiO₂+MnO+Fe-oxide 4 個/mm², Fe-oxide 3 個/mm², SiO₂ 1 個/mm² が確認された。この結果から、Fire spot では溶銑中最も多く存在する元素である Fe の酸化が最初におこり、続いて Fe-oxide あるいは一部の気体酸素により

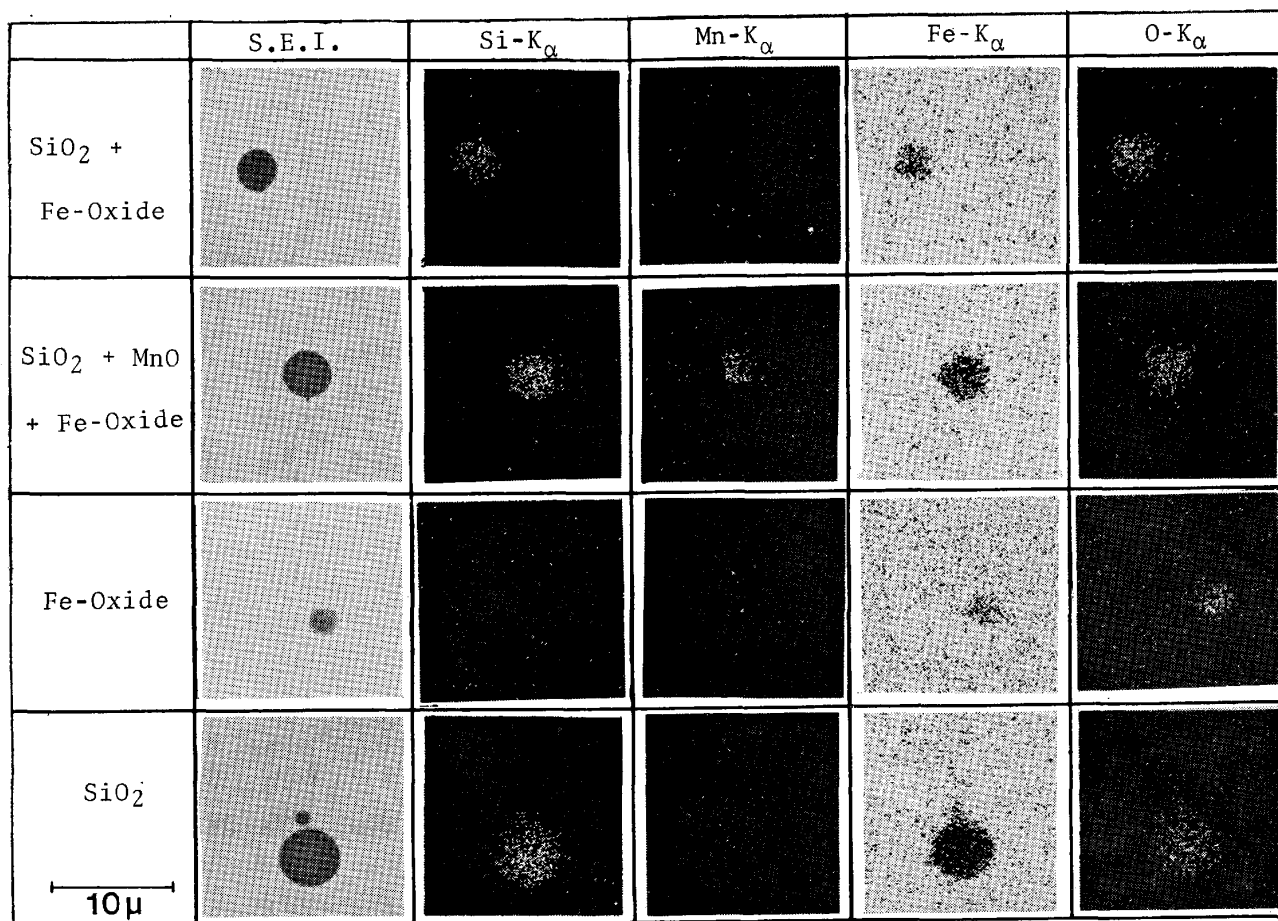


Photo. 1. Example of EPMA images of various oxide of cooled metal sample in fire spot.

Si, Mn の順に酸化されることが推察された。またCの酸化に関しては、C含有量がSi, Mnより高いこともあり、気体酸素とCの直接反応およびFe-oxideとCの反応が考えられる。いずれもガス生成反応であり、前述のごとく静鉄圧効果すなわちノズル浸漬深さの増大によりガス生成反応が抑制されるものと考えられる。

Transitory reaction zone においては Fire spot での反応が継続して起こることのほか、Fire spot で生成した Fe-oxide および MnO の浮上過程での反応が考えられる。そこで 100 t 溶銑鍋実験においてランスノズルを溶銑中へ 650 mm 浸漬し気体酸素を吹き込み、ランスノズルより上方への距離 L' = 150, 300, 450 mm の位置で急冷メタルサンプルを採取しサンプル中の酸化物を調査した。その結果 Fig. 9 に示すように、浮上距離 L' の増大に伴い Fe-oxide および SiO₂+MnO+Fe-oxide が減少し相対的に SiO₂ が増加する傾向が明らかとなった。この結果から、Transitory reaction zone では次のように反応が進行するものと考えられる。

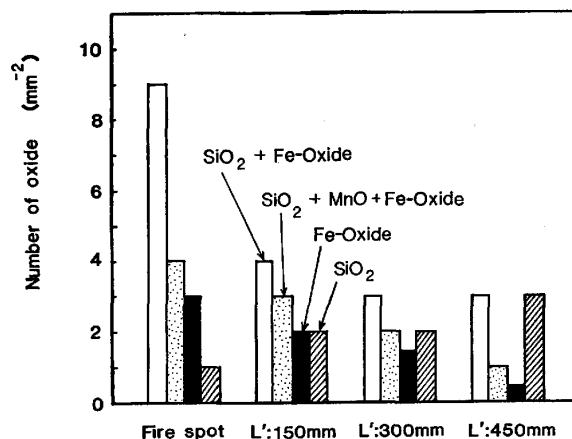
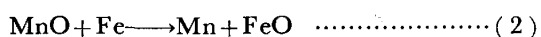
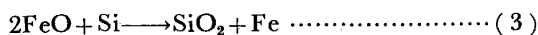


Fig. 9. Variation of oxide in transitory reaction zone.



すなわち、Fire spot で生成した Fe-oxide(Fe_tO) による脱珪反応に加えて、特徴的な反応として Fe による MnO の還元反応がおこる。この反応により Mn が銑中にもどり、FeO が生成する。FeO は新たに脱珪反応に寄与する。この結果、Transitory reaction zone では浮上距離の増大に伴い、Fe-oxide および SiO₂+MnO

+Fe-oxide が減少し、相対的に SiO₂ が増加するものと考えられる。もちろんCによる Fe₂O の還元反応が進行している可能性もある。

なお、Fe による MnO の還元反応に関して GERO⁹⁾らは(4)式を得ている。

$$\log \frac{a_{MnO}(l)}{a_{FeO}(l) \cdot a_{Mn}} = \frac{6440}{T} - 2.95 \dots\dots\dots (4)$$

(4)式から、Fe による MnO の還元反応は高温ほど進行しやすいことになる。従つて、本法において脱マンガン反応が抑制される傾向にある点は、Transitory reaction zone が存在すること、および V_{O2} 増大により Transitory reaction zone が高温になるためと考えられる。

一方、Permanent reaction zone では、溶銑表面上のスラグ中の T. Fe が5%程度であること、および Transitory reaction zone 上部で Fe-oxide がほとんど無くなっていることから、全体を支配するような反応はおこつておらず補足的な反応のみ進行しているものと思われる。

以上の知見から、気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪法の反応機構を推定すると Fig. 10 のごとくである。本法においては Fire spot での Fe の優先酸化、および Transitory reaction zone での Fe-oxide による Si の酸化、Fe による MnO の還元を中心として反応が進行するものと考えられる。

5. 本法の工業的実用例

以上述べた気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪技術の工業的実用例として、LD 転炉-RH.OB 法によるステンレス鋼溶製プロセスへの適用について述べる。

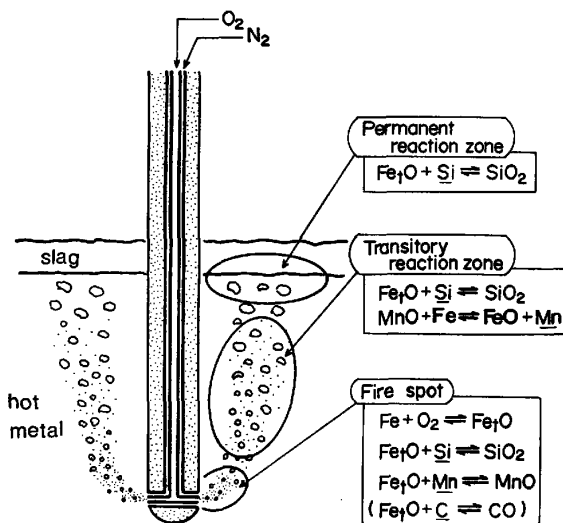


Fig. 10. Mechanism of gaseous oxygen injection method.

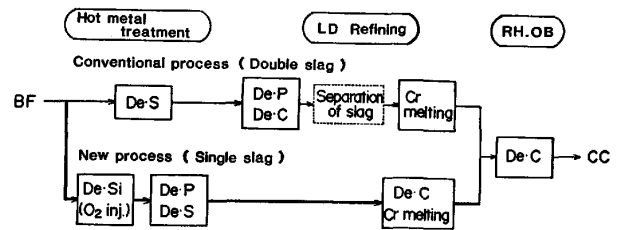


Fig. 11. Comparison of production steps of stainless steel between the conventional process and new process.

Fig. 11 にステンレス鋼溶製プロセスのフローを示す。従来法では、LD 転炉での脱りん精錬において脱りん促進のため、熱源である炭素を低レベルまで吹き下げ、かつスクラップを多量に使用し吹き止め温度を適正にコントロールしていた。また、出鋼排滓をおこなうため溶鋼の温度ロスを余儀なくされていた。このため、次工程での Cr 溶解精錬での熱源不足を生じ、Fe-Cr 溶解のために高価な Fe-Si を多量に使用しなければならなかつた。

一方、新プロセスでは本法の適用により溶銑脱りん処理が可能となるため、LD 転炉における出鋼排滓による熱ロスを回避できる。さらに溶銑脱りん後の炭素は3.5%以上確保されており、また溶銑脱珪-脱りん処理中の温度降下も最小限に抑制されている。それゆえ新プロセスでは従来熱源として用いられていた Fe-Si の大幅節減が可能となる。また、溶銑脱りん処理の導入により、低りんステンレス鋼の製造も容易におこなえる。

なお、溶銑脱りん処理においてフラックスを気体酸素とともに吹き込む方式¹⁰⁾¹²⁾を採用すれば、脱りんのための酸素源である固体酸化鉄使用量を低減でき、トータルプロセスの熱的自由度をさらに拡大できる。

6. 結 言

浸漬ランスにより脱珪剤として熱的に有利な気体酸素を直接溶銑中へ吹き込む溶銑脱珪法の冶金的特徴および反応機構を調べ以下の結果を得た。

(1) 脱珪反応は [%Si]≒0.1% の低 Si 域まで気体酸素の供給律速で進むと考えられた。また脱珪酸素効率 α_{Si} は 50~65% であり、上吹き転炉精錬初期の α_{Si} より高レベルにあり固体酸化鉄上方添加法と匹敵する。

(2) 脱マンガン反応は気体酸素供給速度 V_{O2} の増大に伴い抑制される傾向にあり、脱マンガン量も固体酸化鉄上方添加法より少ない。また脱炭反応はノズルの浸漬深さを大きくすることにより抑制可能である。

(3) 脱マンガン反応が V_{O2} の増大により抑制されることは浮上過程の温度上昇に伴う MnO の還元促進効

果、また脱炭反応がノズル浸漬深さの増大により抑制されることは静鉄圧による効果と推定される。

(4) 処理後の溶銑温度は脱珪量に比例して上昇し、トータルプロセスにおける熱的自由度が大幅に拡大される。

(5) 溶銑中から採取した急冷メタルサンプルの酸化物調査結果から反応機構を推定した。その結果、気体酸素が吹き込まれた近傍における Fe-oxide の生成が反応の出発点であり、続いて Fe-oxide による Si, Mn, C の酸化が起こり、さらに浮上過程における Fe-oxide による Si の酸化, Fe による MnO の還元を中心として全体の反応が進行するものと考えられる。

(6) 気体酸素吹き込みによる溶銑脱珪技術をステンレス鋼溶製プロセスに適用し、製造コスト低減および成品低りん化を達成した。

文 献

- 1) 伊藤幸良, 佐藤信吾, 河内雄二: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 2675
- 2) 阿部幸弘, 奥田康介, 梅津善徳, 久米正一, 中村展, 土岐正弘: 鉄と鋼, 68 (1982), S 133
- 3) 大西稔泰, 高木 弥, 山地 保, 勝田順一郎, 松本 洋, 彦坂明秀: 鉄と鋼, 68 (1982), S 948
- 4) 福沢 章: 鉄と鋼, 59 (1973), S 412
- 5) 山瀬 治, 小倉英彦, 半明正之, 宮脇芳治, 山田健三, 宮下芳雄: 鉄と鋼, 68 (1982), S 947
- 6) 丸川雄浄, 山崎 勲, 城田良康, 植木弘満: 鉄と鋼, 68 (1982), S 131
- 7) 荻野和巳, 原 茂太, 生田昌久: 鉄と鋼, 65 (1979), S 741
- 8) 伊藤幸良, 伊藤秀雄, 河内雄二, 佐藤信吾, 井上隆, 名木 稔: 鉄と鋼, 67 (1981), S 929
- 9) J. B. GERO, T. B. WINKLER, and J. CHIPMAN: Trans. Metall. Soc. AIME, 188 (1950), p. 341
- 10) 小野修二郎, 伊藤 虔, 佐藤信吾, 井上 隆, 名木 稔, 木下和宏: 鉄と鋼, 68 (1982), S 967
- 11) 金子敏行, 溝口庄三: 鉄と鋼, 68 (1982), S 963
- 12) 拜田 治, 竹内秀次, 野崎 努, 江見俊彦, 数土文夫: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1744

コ ラ ム

諸外国の溶銑成分について

諸外国の溶銑成分の例について、高炉操業データの中から最近数年間の比較的新しいものを抜き出して一覧表としたものを下表に示す。これは必ずしも各国の実態を正確に代表するデータではないが、諸外国における溶銑成分の特徴はよみとれると思う。

上段の表はヨーロッパの6か国11基の高炉の溶銑成分例である。西ドイツの2例ならびにフランスの3例は Si 0.3~0.4%, S 0.02~0.04% とシリコン低目の特徴が見られる。その他の大部分は Si 0.5~0.7%,

S 0.02~0.03% であり、りんについては輸入鉱石の多量使用により、フランスの高りんの例を除いて 0.1%前後である。

下段の表は、アメリカ、カナダなど5か国11基の例である。アメリカの1例ならびに韓国の2例に Si 0.4%, S 0.03~0.04% の低シリコンの例がみられる。カナダならびにオーストラリアの4例は Si 1.0~1.4%, S 0.02~0.04% とシリコン高く、ソ連の2例の Si 0.6~0.8% はこれに次いで高い。りんについては韓国を除きその地域の産出鉱石により高低がついている。(新日本製鉄(株)第三技術研究所 林 洋一)

諸 外 国 の 溶 銑 成 分 例

国 名		西 ド イ ツ			フ ラ ン ス			ベルギー	オ ラ ン ダ		イ タ リ ア	イ ギ リ ス
高 炉		A	B	C	D	E	F	G	H	I	J	K
溶銑成分	Si	0.3	0.4	0.7	0.3	0.4	0.4	0.6	0.6	0.6	0.5	0.6
	S	0.04	0.04	0.03	0.04	0.02	0.05	0.02	0.02	0.02	0.02	0.03
	Mn	0.5		0.8	0.6		0.4		0.7	0.7	0.7	0.7
	P	0.10	0.13		0.10		1.8		0.11	0.11	0.07	0.11

国 名		ア メ リ カ			カ ナ ダ	オ ー ス ト ラ リ ア			韓 国		ソ 連	
高 炉		L	M	N	O	P	Q	R	S	T	U	V
溶銑成分	Si	0.4	0.8	0.7	1.0	1.1	1.4	1.1	0.4	0.4	0.6	0.8
	S	0.04	0.02	0.03	0.04	0.02	0.02	0.03	0.03	0.03	0.02	0.03
	Mn	0.6	0.5		1.9	0.6	0.6	0.9			0.2	0.7
	P	0.07	0.06		0.04	0.12	0.13	0.15			0.09	