

© 1988 ISIJ

技術報告

取鍋加熱精錬法の開発

藤本英明*・副島利行*・松本 洋*・松井秀雄*
前田真一*・三村 毅*²・小川兼広*²

Development of Ladle Arc Refining Process

Hideaki FUJIMOTO, Toshiyuki SOEJIMA, Hiroshi MATSUMOTO, Hideo MATSUI,
Shinichi MAEDA, Tsuyoshi MIMURA and Kanehiro OGAWA

Synopsis :

In order to meet the recent demands for higher quality steels and rationalization in manufacturing processes, the ladle refining technology has advanced remarkably.

Kakogawa works installed the ladle refining furnace (LF) in January 1986 for the stable production of high-grade steel and to decrease the thermal burden in the LD converter. This equipment is capable of arc heating, strong top agitation, and slag skimming. Furthermore, combining this equipment with the existing hot metal pretreatment and RH degassing equipment has made possible the production of low phosphorous and sulfur content steel.

Also, the production technology of clean steels such as steel tire-cord has been established by making the shape control of non-metallic inclusions through the ladle slag refining.

Key words: ladle refining furnace; arc heating; top bubbling; slag skimming; ultra low sulfur content steel; steel tire-cord.

1. 緒 言

近年、鋼材品質要求の厳格化、あるいは鋼材使用条件の苛酷化にこたえるため、取鍋精錬法は高級鋼の安定量産プロセスとして飛躍的な発展を遂げている。

特に、耐サワーガス用ラインパイプ鋼板、低温圧力容器用鋼板などでは、鋼材特性の改善をはかるため、鋼中のりん(P)、硫黄(S)、酸素(O)などの不純物元素を徹底的に低減させることが必須条件となっている。また、タイヤコード用鋼のように介在物に対する要求が厳しい材料では、スラグ精錬による安定した介在物形態制御技術が求められている。

このような清浄鋼の安定製造を可能にするとともに、転炉の熱負荷を軽減し、合理的な転炉-取鍋精錬プロセスを確立するため、神戸製鋼所では溶鋼加熱及びスラグ精錬機能を有した240tアーク加熱式取鍋精錬設備(Ladle Arc Refining Furnace; 以下LFと略す)を設置し、1986年1月から操業を開始した。

本報では、本LF設備の設備概要、操業特性及び極低硫鋼、タイヤコード用鋼を代表とする清浄鋼の製造技

術について報告する。

2. 取鍋加熱精錬設備の概要

2.1 設備概要

Fig. 1に本LF設備の概要図を示す。本設備の持つ機能・特徴は以下のとおりである。

- 1) 加熱時間を短縮し、連連铸へ対応できるようにするため、42000kVAの大型トランスを使用している。
- 2) スラグ精錬を効果的に行うため、強攪拌が可能な上吹きガス攪拌法を採用している。

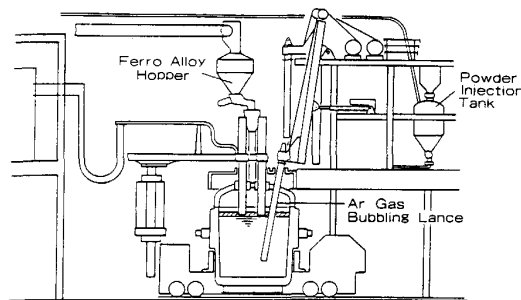


Fig. 1. Schematic diagram of ladle arc refining.

昭和61年10月本会講演大会にて発表 昭和62年10月1日受付 (Received Oct. 1, 1987)

* (株)神戸製鋼所 加古川製鉄所 (Kakogawa Works, Kobe Steel, Ltd., 1 Kanazawa-cho Kakogawa 675-01)

*² (株)神戸製鋼所 材料研究所 (Materials Research Laboratories, Kobe Steel, Ltd.)

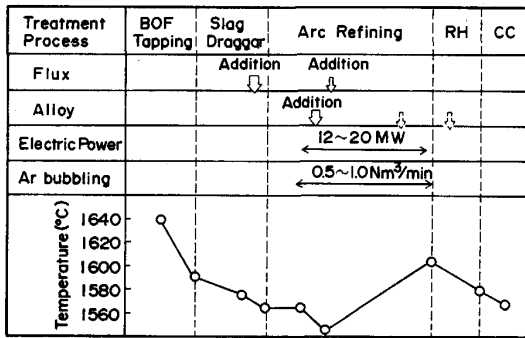


Fig. 2. Operation process of arc refining.

3) 極低硫鋼の溶製及び介在物の形態制御のため、粉体吹込み装置を併設している。

4) 集塵効果の向上と炉蓋内への空気巻き込みによる吸塵を防止するため、水冷炉蓋の直上に間接集塵型の集塵フードを設置している。

5) 転炉スラグを効率的に除去するとともに、除滓による裸湯面からの放熱を防止するため、上吹きガス攪拌・造滓剤添加併用スラグドラッガーを採用している。

2.2 操業パターン

本設備における一般加熱材の操業パターン例を Fig. 2 に示す。転炉では従来より約 60°C 低温で出鋼し、スラグドラッガーで転炉の酸化性スラグを除去した後、約 10 kg/t の造滓剤を添加する。造滓剤は溶製目的別に適正なスラグ組成となるように調整する。

その後、加熱精錬位置へ移動し、加熱・攪拌を行う。加熱初期に合金鉄を投入後、造滓剤を追加投入し、サブマージドアーク加熱に必要なスラグ厚みとする。造滓剤の滓化後、電力負荷を上げるとともに、加熱効率の高い電力パターンを採用して、処理時間の短縮をはかっている。

3. 取鍋加熱精錬処理の諸特性

3.1 取鍋内攪拌特性

本設備の取鍋内混合特性及びスラグ-メタル間物質移動特性について、水モデル及び実機テストにより調査するとともに、誘導攪拌を行つている ASEA-SKF 法¹⁾との比較を行つた。

(1) 混合特性

実機の 1/13 スケールの水モデル装置に、トレーサーとして KCl 水溶液を添加し、その濃度変化を 2 個の電気伝導度計により測定した。均一混合時間 τ は、測定した 2 点間の濃度差がトレーサー添加による全濃度変化の $\pm 1\%$ 以内になるまでの時間とした。

実機テストにおいては、トレーサーとして Cu を 0.2

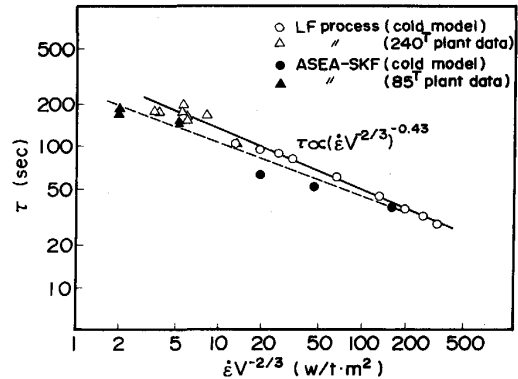


Fig. 3. Comparison of mixing time between LF process and ASEA-SKF process.

kg/t の量を添加した後、連続サンプリングを行い、濃度変化がなくなるまでの時間として τ を求めた。

得られた結果を均一混合時間 τ と攪拌動力値 $\dot{\epsilon}$ の関係にて Fig. 3 に示す。ここで、 $\dot{\epsilon}$ は SUNDBERG の式²⁾により算出し、森ら³⁾の解析に従つてスケール因子 $V^{-2/3}$ との積とした。森らの結果と同様に、 $\tau \propto (\dot{\epsilon} V^{-2/3})^{-n}$ の関係が認められ、本プロセスについては $n=0.43$ の値が得られた。また、誘導攪拌を行う ASEA-SKF 法と比較すると、浴内混合は ASEA-SKF 法の方が優れているという結果が得られた。

攪拌方式による差が、流動状態と物質移動過程のどちらに起因しているかを調査するために、浴内循環流の循環時間 θ_c を測定した。この θ_c は、電気伝導度セルあるいは溶鋼連続サンプリングにより測定されたトレーサーの濃度変化において、現れる濃度ピークの時間間隔として求めた。物質移動過程が対流支配及び乱流拡散支配であると仮定し、さらに乱流拡散支配の場合の混合距離 $l \propto L$ であると仮定すると、浅井ら⁴⁾の解析結果より、均一混合時間 τ と循環時間 θ_c の関係は次式で与えられる。

$$\tau \propto L / v \propto \theta_c \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 L : 代表長さ、 v : 流速である。

Fig. 4 に、水モデル及び実機テストで得られた循環時間 θ_c と τ の関係を示す。本プロセス及び ASEA-SKF 法とも、(1) 式の関係が成り立っており、 $\tau \approx 5\theta_c$ の同一の関係が得られた。従つて、本プロセス及び ASEA-SKF 法において、物質移動過程に差はないと考えられる。

以上のことから、本プロセスのようなガス攪拌において、同じ攪拌動力のもとで均一混合時間が長いのは、攪拌動力が浴全体の流動に有効に作用せず、循環時間が長くなることによるためと推定される。これに関連して、

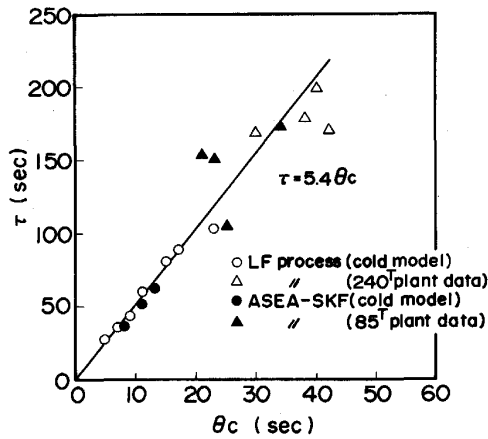


Fig. 4. Relation between τ and θ_c .

小川ら¹⁾はガス攪拌及び誘導攪拌の水モデルにおいて流速分布を測定しており、ガス攪拌では気泡周辺及び液表面で流速が特に大きく、系全体では不均一な流れであるのに対して、誘導攪拌では系全体が比較的均一な流動状況を示していることを明らかにしている。本プロセス及び ASEA-SKF 法における均一混合時間及び循環時間の差は、このような流動状態の違いに起因していると推定される。

(2)スラグ-メタル間物質移動特性

水モデル実験は前述と同一の装置を用いて、安息香酸を含浸させた発泡スチロール粉末を液面に添加し、水中に拡散した安息香酸濃度を電気伝導度計により測定して、(2)式により物質移動係数 km を求めた。

$$\ln\left(1 - \frac{C}{C_i}\right) = - km \frac{A}{V} t \dots\dots\dots (2)$$

ここで、 C : 時刻 t の濃度、 C_i : 液側界面における安息香酸濃度、 A : 界面積、 V : 液体積である。

実機テストにおいては、上置きスラグを用いた脱硫処理における鋼中 $[S]$ の変化を(2)式により整理して km を求めた。

小川ら¹⁾は浸透モデルをもとに、攪拌動力値 $\dot{\epsilon}$ と物質移動係数 km の関係として(3)式を導いている。

$$km / \sqrt{D} \propto (\dot{\epsilon} V^{-2/3})^n \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 D : 溶質の拡散係数である。

この式をもとに、Fig. 5 に km/\sqrt{D} と $\dot{\epsilon} V^{-2/3}$ の関係を示す。ASEA-SKF 法と比較して、本プロセスの物質移動係数は約 10 倍であり、上吹き強攪拌を用いた本プロセスは溶鋼の脱硫スラグ精錬に有利である。また、コールドモデルテストでは従来の LF 法で採用されているポラスプラグによる底吹きガス攪拌と比べても、上吹きガス攪拌は km が大きく、ノズル孔径を大きくして気泡径を大きくすることにより、さらに km は大きく

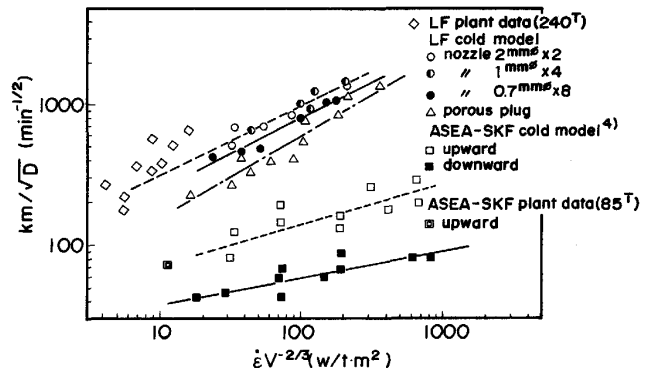


Fig. 5. Relation between km/\sqrt{D} and $\dot{\epsilon} V^{-2/3}$.

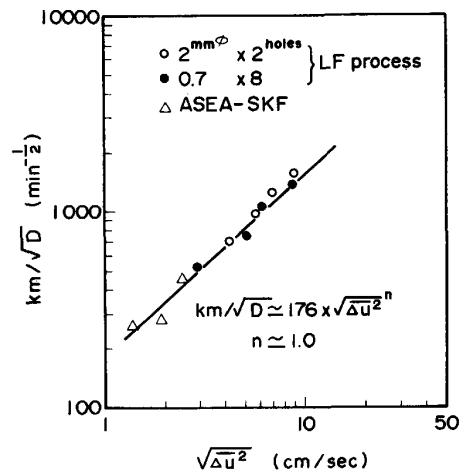


Fig. 6. Relation between km/\sqrt{D} and turbulent fluctuational velocity $\sqrt{\Delta u^2}$.

なった。

ガス攪拌と ASEA-SKF 法の誘導攪拌における物質移動係数に関し、小川ら¹⁾はその差がスラグ-メタル界面での乱流変動速度(流速の時間変化の標準偏差)により、良く整理できることを示している。この結果にもとづき、Fig. 5 で見られたガス攪拌におけるノズル孔径の違いによる物質移動係数の差を、界面の乱流変動速度で整理したものを Fig. 6 に示す。あわせて、ASEA-SKF 法の結果を示した。小川らの結果と同様に、物質移動係数は界面での乱流変動速度に支配されており、ノズル孔径が大きい場合には気泡径の増大にともない、スラグ-メタル界面の乱れが増加し、物質移動が促進されたものと推定される。Fig. 5 の実機ガス攪拌の結果において、大きな km が得られているのは、主に水モデルと同様に大きな乱流変動速度が得られていることによると考えられるが、この他実機においてはスラグの巻込み等による界面積の増加があわせて起こっていると考えられ、これにより水モデル結果とくらべて、 km が

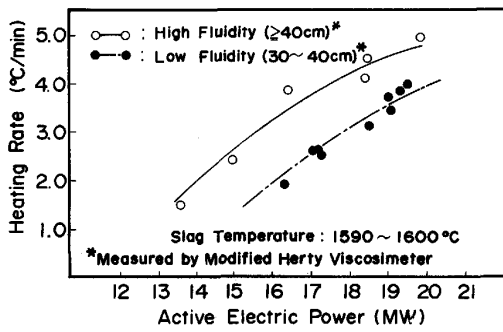


Fig. 7. Relation between heating rate and active electric power.

さらに大きくなつたと推定される。

以上から、上吹きガス攪拌を採用した本プロセスは ASEA-SKF 法と比較して、均一混合特性は若干劣るものの、スラグ-メタル間物質移動特性に優れており、上置き脱硫などのスラグ精錬を行うのに有利なプロセスと考えられる。

3.2 加熱特性

LF での加熱方法として、加熱効率の向上及び取鍋や上吹きランス耐火物の保護のため、サブマージドアーク加熱を行っている。

加熱速度を大きくするためには、電力負荷を増大させることのほかに、サブマージドアーク加熱に適したスラグを造滓する必要がある。流動性の異なるスラグを用いた場合の加熱速度の比較を Fig. 7 に示す。なお、スラグの流動性は Modified Herty Viscosimeter⁶⁾ を用いて測定した流動長さで評価した。

低融点で流動性の高いスラグを用いることにより、4°C/min 以上の加熱速度を得ることが可能である。これはサブマージドアーク加熱において、スラグ流動性の向上により、スラグへの電極の浸漬が十分となり、オープンアークの発生による輻射放熱が抑えられることのほかに、アークによるスラグ抵抗熱が溶鋼に伝達しやすくなるためと考えられる。

アーク加熱により取鍋耐火物の溶損が増加するため、スラグライン部には耐溶損性に優れた MgO-C れんがを使用しているが、取鍋耐火物の溶損量を低減するには、以下の対策を適切に取る必要がある。

- 1) サブマージドアーク操作を行い、ホットスポットによる局部溶損を防止する。
- 2) スラグの過熱を抑制する。
- 3) MgO の溶出を抑えるようにスラグ組成をコントロールする。

ここで、1) ホットスポットの防止、2) スラグ過熱の抑制のためには、電力負荷及びガス攪拌の適正化と

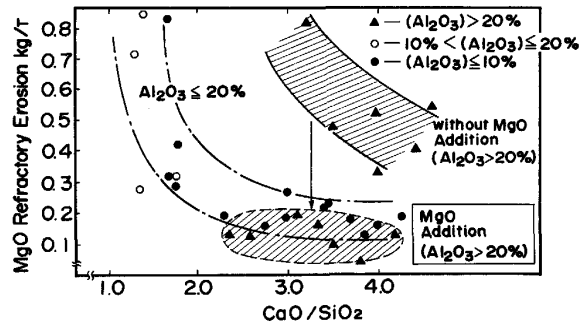


Fig. 8. Relation between MgO refractory erosion and slag basicity.

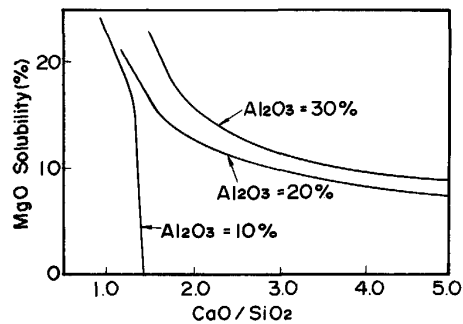


Fig. 9. Relation between MgO solubility and slag basicity in CaO-MgO-SiO₂-Al₂O₃ system⁵⁾ at 1600°C.

もに、前述のスラグの低融点化、低粘性化が必要である。しかし、スラグが低融点・低粘性になるに従って、逆に取鍋耐火物の溶出は増大する傾向が認められた。

通常用いられる CaO-MgO-SiO₂-Al₂O₃ 系スラグにおいて、スラグ中 Al₂O₃ 濃度が高いほど、あるいは塩基度が低いほど、低融点でしかも MgO 溶解度の高いスラグとなるため、取鍋耐火物の溶損量は増加する。その関係を Fig. 8 に示す。これは、Fig. 9 に示すこの系の MgO 溶解度の傾向とよく一致している。そこで、取鍋耐火物の溶損を抑え、しかも低融点組成となるように、軽焼ドロマイトを添加してスラグ中の MgO 濃度が 6~10% になるように調整したところ、Fig. 8 に示すように塩基度、Al₂O₃ 濃度にかかわらず、溶損量は低位安定した。

この結果、加熱効率の高い高電力負荷操作が可能となるとともに、取鍋スラグライン部の溶損速度は大幅に低下し、取鍋耐火物寿命が向上した。

4. 清浄鋼の製造

4.1 極低硫鋼

取鍋加熱精錬処理では、スラグの酸素ポテンシャルを低く抑えるとともに、スラグ組成の制御と溶鋼の強攪拌

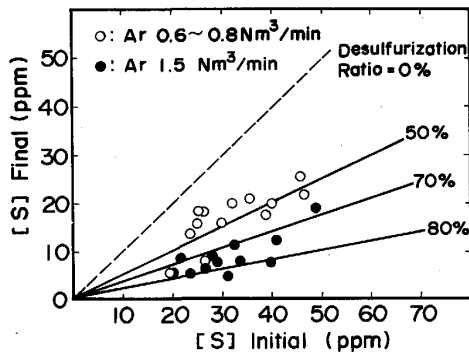


Fig. 10. Desulfurization during ladle arc refining treatment.

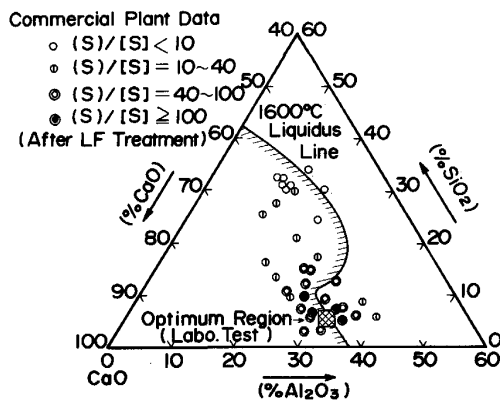


Fig. 11. Sulfur distribution ratio (S)/[S] in CaO-SiO₂-Al₂O₃ slag.

により脱硫スラグ精錬が可能である。Fig. 10に、アーク加熱時の脱硫効果を示すが、加熱中のArガス攪拌(流量:0.6~0.8Nm³/min)により、30~60%の脱硫率が得られる。また、アーク加熱後、1.5Nm³/minにて10minの強攪拌により、さらに脱硫が促進され、70%以上の高脱硫率が得られた。使用したスラグ組成は、Fig. 11に示すつばおよび実機の実験結果において、CaO-SiO₂-Al₂O₃系の中で高分配比が得られたスラグ組成(CaO:60~65%, SiO₂:4~6%, Al₂O₃:30~35%)である。この組成は小倉らの報告値⁷⁾とほぼ一致している。

S分配比 $L_S (= (%S)/[S])$ とスラグ組成の関係については、DUFFYら⁸⁾の提案による光学的塩基度(Λ)を用いて整理できることが報告されている⁹⁾¹⁰⁾。実操業の結果で得られた光学的塩基度(Λ)とS分配比 L_S の関係をFig. 12に示す。本図において、光学的塩基度が大きくなるにつれてS分配比が増加しており、このデータの回帰式として(3)式が得られた。

$$\log L_S = 16.71 \Lambda - 10.612 \quad \dots \dots \dots (3)$$

以上の結果より、脱硫用スラグ組成としては

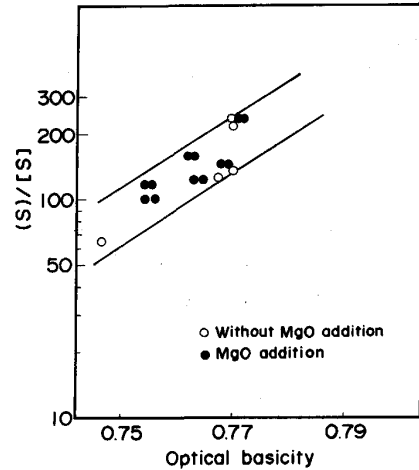


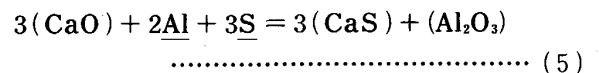
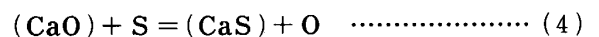
Fig. 12. Relation between (S)/[S] and optical basicity.

Table 1. Comparison of calculated sulfur distribution ratio (L_S) and optical basicity (Λ) between with and without MgO addition

	Slag A (Without MgO addition)	Slag B (MgO addition)
Slag Composition (%)		
CaO	62	56
MgO	0	8
SiO ₂	8	6
Al ₂ O ₃	30	30
Sulfur distribution ratio : L_S	245	235
Optical basicity : Λ	0.778	0.777

CaO-SiO₂-Al₂O₃系の高塩基度低融点のスラグが望ましい。しかしながら、このスラグを用いた処理において、取鍋スラグライン部のMgO-Cれんがの溶損が大きく、3・2に示した軽焼ドロマイトの添加による耐火物の保護が必要となった。そこで、以下に脱硫能が高く、しかも耐火物の溶損が少ないスラグ組成について検討した。

CaO-SiO₂-Al₂O₃系に少量のMgOを添加したスラグにおける脱硫反応は、CaOによる次の(4)式、あるいはOがAl, Al₂O₃との平衡により決まっている場合には(5)式で表される。



(5)式の平衡定数Kを用いてS分配比 L_S を表すと、次の(6)式が得られる。

$$L_S = \frac{(%S)}{[S]} = \frac{a_{CaO} \cdot a_{Al}^{2/3} \cdot f_S \cdot M_S \cdot 100 \cdot K}{\gamma_{CaS} \cdot M_{Slag} \cdot a_{Al_2O_3}^{1/3}} \quad \dots \dots \dots (6)$$

ここで、 M_S : Sの原子量、 M_{Slag} : スラグの平均分子量であり、CaSのモル分率 $N_{CaS} = (%S) \cdot M_{Slag}$

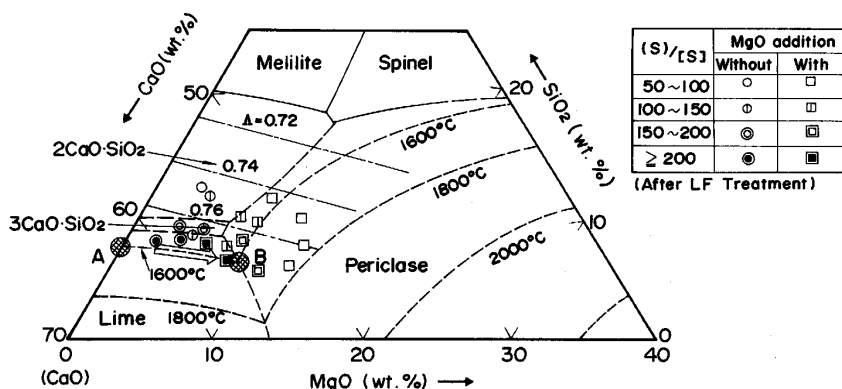


Fig. 13. Sulfur distribution ratio (S)/[S] in CaO-SiO₂-MgO system at Al₂O₃ = 30%.

/100 · M_S の関係を用いた。

(6)式において、 $a_{Al}^{2/3} \cdot f_S \cdot M_S \cdot 100 \cdot K / M_{Slag}$ はほぼ一定であり、S分配比 L_S は a_{CaO} , γ_{CaS} , $a_{Al_2O_3}$ の関数となる。ここで、MgO添加後の組成として、Fig. 13中のBに示すような組成とすることにより、Lime初晶でFree limeを存在させて、 $a_{CaO} \approx 1$ を保つことは可能である。一方、 γ_{CaS} , $a_{Al_2O_3}$ に対するMgOの影響は不明であるが、 $a_{Al_2O_3}$ については1/3乗の指数により影響は小さい。従つて、MgOを添加した場合にも、Fig. 13のBの組成を選ぶことにより、 L_S が大幅に低下することはないと考えられる。

また、前述のように L_S は光学的塩基度 A の関数として表されるが、MgO添加を行わない場合および行った場合の典型的なスラグ組成を、それぞれFig. 13のA:(CaO=62%, SiO₂=8%, Al₂O₃=30%, MgO=0%), B:(CaO=56%, SiO₂=6%, Al₂O₃=30%, MgO=8%)とすると、それらの光学的塩基度はTable 1のように、それぞれ0.778, 0.777とほとんど等しく、(3)式から L_S もそれぞれ245, 235とほぼ同じになると推定される。

以上の検討結果をもとに、実操業においてスラグBの組成を中心に、テストを行つた。その結果をFig. 13にあわせて示す。MgO添加により、MgO濃度が増加した場合においてもLime初晶の1600°C液相線近傍においては L_S の低下は認められなかつた。しかし、B点を越えてPericlase初晶域になると L_S は急激に低下する。これは、 a_{CaO} が1以下に低下することのほかに、スラグ融点が増加することにより脱硫速度が減少するため、到達 L_S が低下したと考えられる。また、SiO₂濃度を高めた場合、同じく L_S の急激な低下が認められるが、これは a_{CaO} の低下によると考えられる。

一方、取鍋スラグライン部のMgO-Cれんがの溶損量は、3.2で示したようにスラグ中のMgO濃度を高めることにより抑制することができる。このことから、

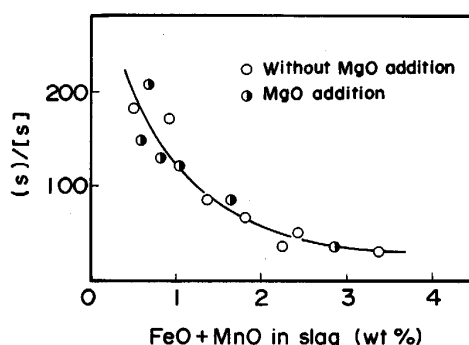


Fig. 14. Relation between FeO+MnO in slag and sulfur distribution ratio (S)/[S].

MgOを添加したスラグBの組成が高い脱硫能を得ると同時に、耐火物溶損を抑制することができる最適な組成であることが確認できた。Fig. 14は L_S に対するスラグ中(FeO+MnO)の影響を示すが、これにおいても組成Bを目標としてMgOを添加した場合に、組成Aを目標として添加しなかつた場合と同様の高い L_S が得られている。

以上の結果から、CaO-MgO-SiO₂-Al₂O₃系スラグにおいて、MgOを約8%添加した高塩基度スラグを用いることにより、取鍋耐火物の溶損を抑制しつつ、S ≤ 10 ppmの極低硫鋼を溶製することが可能となつた。

4.2 タイヤコード用鋼

ラジアルタイヤの補強材に使用されるスチールタイヤコード用鋼は、0.15~0.38 mmφの極細線領域までの伸線加工や撚線加工に耐えうる品質が要求され、断線の原因となる非延性な非金属介在物及び中心偏析の低減は重要な課題である¹¹⁾。神戸製鋼において、タイヤコード用鋼は従来RH脱ガス処理により溶製していた¹¹⁾が、鋼材品質の安定・向上をはかるため、LF法のスラグ精錬機能を活用した製造技術を確立した。

タイヤコード用鋼中の介在物は、スラグに起因するCaO-SiO₂-Al₂O₃系及び脱酸生成物を主成分とする

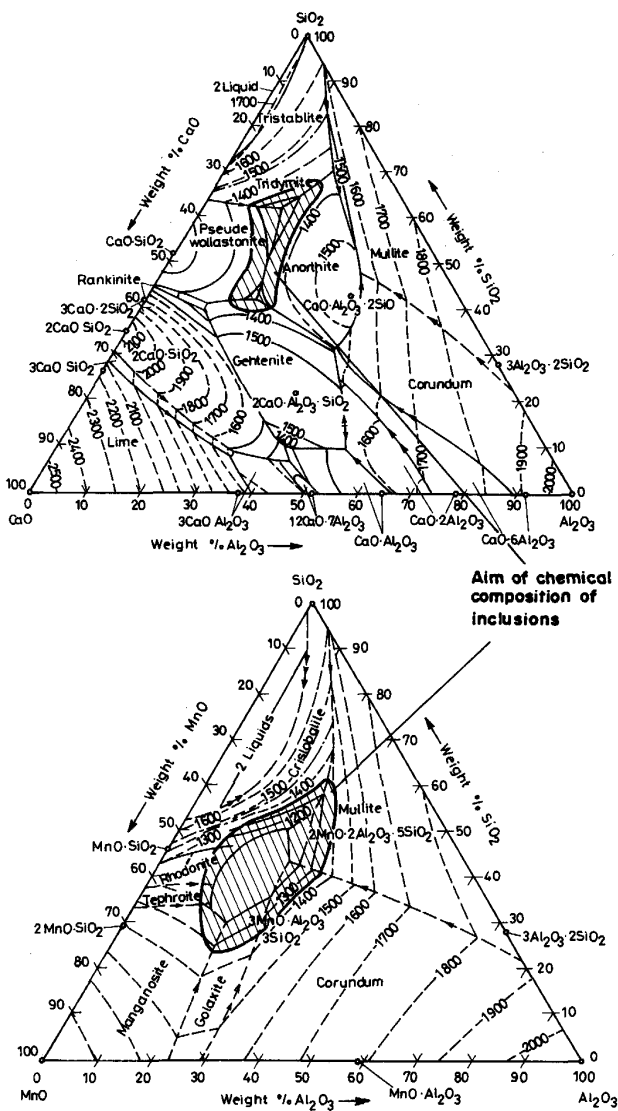


Fig. 15. Aim of chemical composition of inclusions.

MnO-SiO₂-Al₂O₃ 系の2種類に分類される¹¹⁾。Fig. 15にCaO-SiO₂-Al₂O₃系及びMnO-SiO₂-Al₂O₃系における介在物の延性領域を示す。CaO-SiO₂-Al₂O₃系ではWollastoniteとAnorthiteの共晶線上、MnO-SiO₂-Al₂O₃系ではSpessartite初晶域の融点がいちばん低い。二つの系ともに、適正介在物組成のAl₂O₃濃度は20%程度であり、この組成に介在物をコントロールする必要がある。

介在物中Al₂O₃濃度を目標の20%にするためには、これに影響する要因と考えられる溶鋼中の[Al]、及び加熱精錬時のスラグ組成を抑制する必要がある。Fig. 16に連铸タンデッシュ内でのSol. Al分析値と介在物中Al₂O₃濃度の関係を示す。Sol. Alが高いほど介在物中のAl₂O₃濃度は増加し、Sol. Alを約4ppmにする

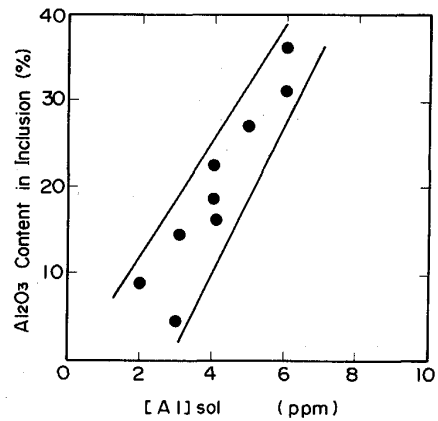


Fig. 16. Relation between [Al]_{sol.} and Al₂O₃ content in inclusion.

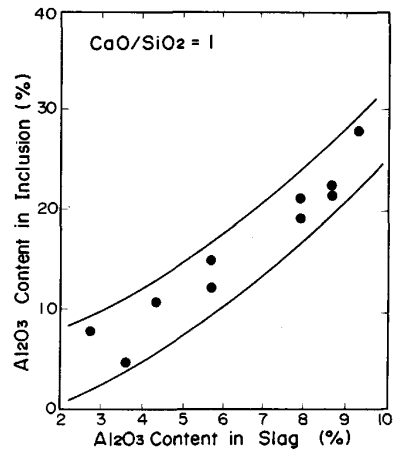


Fig. 17. Relation between Al₂O₃ content in slag and Al₂O₃ content in inclusion.

ことによつて介在物中のAl₂O₃濃度を目標の約20%にすることができる。

いま、スラグ-メタル間に平衡関係¹²⁾を仮定すると、 a_{Si} は溶鋼目標組成により一定であり、溶鋼中の[Al]はスラグ中の $a_{Al_2O_3}$ 、 a_{SiO_2} により決まる。このことから、介在物中のAl₂O₃濃度はスラグ中Al₂O₃濃度と塩基度によりコントロールすることが可能であると考えられる。

$$\underline{Si} + 2O = SiO_2 \dots\dots\dots (7)$$

$$\log \frac{a_{SiO_2}}{a_{Si} \cdot a_o^2} = \frac{30110}{T} - 11.40 \dots\dots\dots (8)$$

$$2Al + 3O = Al_2O_3 \dots\dots\dots (9)$$

$$\log \frac{a_{Al_2O_3}}{a_{Al}^2 \cdot a_o^3} = \frac{64000}{T} - 20.57 \dots\dots\dots (10)$$

Fig. 17には実操業において、上置きスラグの塩基度(CaO/SiO₂)を約1とした時の、スラグ中のAl₂O₃濃度とLF処理後における介在物中のAl₂O₃濃度との関

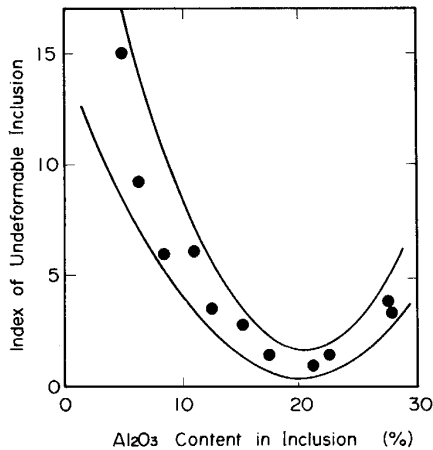


Fig. 18. Relation between Al_2O_3 content in inclusion and index of undeformable inclusion.

係を示す。スラグ塩基度が約1では、スラグ中 Al_2O_3 濃度を約8%にコントロールすることにより、介在物中 Al_2O_3 濃度を適正なレベルに制御することが可能である。Fig. 18には、鑄片の介在物中 Al_2O_3 濃度と線材での非延性介在物指数との関係を示す。以上の方法により、介在物中 Al_2O_3 濃度を約20%に制御した結果、介在物起因の断線は著しく減少した。

一方、中心偏析の改善対策として、溶鋼過熱度の低減及び低りん化が効果的である。LF法はRH法と比較して、溶鋼温度の調整が容易であり、また加熱精錬によつて取鍋蓄熱量が増加するため鑄造中の温度降下が小さく、過熱度を小さくして中心偏析を低減するのに有利である。また、LF工程では転炉の低温出鋼による吹止め[P]の低減、ならびにスラグドラッガーによる復りん防止により、 $[\text{P}] \leq 0.005\%$ の低りんタイヤコード用鋼の溶製も可能である。

以上のように、要求品質の厳しいタイヤコード用鋼の製造にLF処理を適用し、介在物の形態制御ならびに中心偏析の改善をはかった結果、高品質のタイヤコード用鋼の製造が可能となった。

5. 結 言

高品質の鋼材を安定して、合理的に溶製することを目的として、アーク加熱・スラグ精錬・除滓の機能を有した取鍋加熱精錬設備を建設し、諸機能の改善をはかると

ともに漬浄鋼の製造技術を確立した。

(1)上吹きガス攪拌により、スラグ-メタル間の物質移動特性は、誘導攪拌による ASEA-SKF 法及び底吹き攪拌による従来の LF 法と比べて著しく改善されている。この差は、スラグ-メタル界面の乱流変動速度により説明することができる。

(2)スラグ性状を低融点、高流動性にするにより、オープンアークを防止し、溶鋼への伝熱を改善して、高い加熱速度が得られた。同時に、スラグ中の MgO 濃度を調整することにより、取鍋耐火物の溶損を抑制することが可能になった。

(3) MgO を添加した $\text{CaO-MgO-SiO}_2\text{-Al}_2\text{O}_3$ 系高塩基度スラグを用いることにより、耐火物の溶損を抑制しつつ、高い脱硫率が得られ、 $\text{S} \leq 10 \text{ ppm}$ の極低硫鋼を安定して溶製することができた。また、Free lime を少量存在させるように MgO を添加することにより、 MgO 添加による S 分配比の低下はほとんど認められなかつた。

(4)上置きスラグを用いたスラグ精錬により、タイヤコード用鋼の介在物形態制御を行つた。その結果、介在物中の Al_2O_3 濃度を適正にコントロールすることにより、断線回数の少ない高品質タイヤコード用鋼の製造が可能になった。

文 献

- 1) 小川兼広, 伊東修三, 尾上俊雄, 牧野武久, 成田貴一: 鉄と鋼, 70 (1984), A181
- 2) Y. SUNDBERG: Scand. J. Metall., 7 (1978), p. 81
- 3) 森 一美, 佐野正道: 鉄と鋼, 67 (1981), p. 672
- 4) 浅井滋生, 岡本徹夫, 赫 冀成, 鞭 巖: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 426
- 5) E. F. OSBORN, R. C. De VRIES, K. H. GEE and H. M. KRANER: J. Metals. Trans., 6 (1954), p. 33
- 6) Verein Deutscher Eisenhüttenleute: Slag Atlas (1981), p. 193 [Verlag Stahleisen M. B. H.]
- 7) 小倉康嗣, 菊池良輝, 長谷川輝之, 松尾和彦, 田口喜代美, 半明正之: 鉄と鋼, 72 (1986), p. 1309
- 8) J. A. DUFFY and M. D. INGRAM: J. Non-Cryst. Solids, 21 (1976), p. 373
- 9) 水渡英昭, 井上 亮: 鉄と鋼, 70 (1984), A157
- 10) D. J. SOSINSKY and I. D. SOMMERVILLE: Metall. Trans. B, 17 (1986), p. 331
- 11) 斉藤 忠, 横江寛治, 嶋津真一, 柴田隆雄, 山田凱朗, 隠岐保博: 神戸製鋼技報 R & D, 34 (1984), p. 96
- 12) 学振第 19 委, 製鋼反応の推奨平衡値 (1984), p. 38, p. 131