

内村 良治* 熊谷 正人** 森本 忠志*** 針田 彬**** 大石 泉***** 小笠原 一紀*****

Progresses in BOF Refractories

Ryoji Uchimura, Masato Kumagai, Tadashi Morimoto, Akira Harita, Izumi Oishi, Kazuki Ogasahara

要旨

転炉の設備、操業の変化に対応した耐火物技術の進歩について述べた。底吹き、上底吹き転炉の炉底、特に羽口周囲の損耗が熱衝撃であることを明らかにし、MgO-Cレンガの採用、築炉法の改善によって炉底寿命を延長した。炉腹用 MgO-C レンガについては、Al, Si 添加、電融 MgO 粒や高純度黒鉛の採用によって耐用性の向上を図り、ゾーンライニングと合せて寿命を延長している。スラグコントロール、自動吹錬等操業技術の向上による耐火物損耗の低減、炉体管理技術の高精度化による吹付け原単位の削減、およびフレイムガンニングによる熱間補修効果についても述べた。

Synopsis:

Progress in refractory techniques corresponding to changes in equipment and operation of BOF of described. It has been revealed that the bottom wear of the bottom- and combined-blown BOF is caused by thermal shock fracture of refractories. The life of the bottom refractories has been prolonged by the development of MgO-C brick, which is highly resistant to the thermal shock fracture, and by the improvement in the brickwork design.

The life of the barrel has also been prolonged mainly due to improvement of MgO-C brick such as metal addition, the uses of fused magnesia grain and natural graphite of higher purity, and improvement in zoned lining techniques.

Description is also given to the effects on a decrease in refractory wear of operational improvements such as slag control and automatic blowing techniques, precise measuring of the wear profile and hot repairing by "Flame Gunning".

1. 緒 言

当社における上吹き転炉の操業は1962年に開始された。転炉製鋼法は、鋼材品質、生産性、コストの点で他の製鋼法にない長所を有し、現在の製鋼法の主流を占めるに至った。この間、吹錬の制御性、排ガス回収、吹錬鋼種の拡大、副原料原単位の削減など多くの技術が確立された。一方、鋼材の高品質化や省エネルギーのため、転炉以外の製鋼分野では、炉外精錬、連続鋳造など多くの技術が著しく発展している。

上吹転炉用の耐火物も、このような環境で転炉の安定操業、製鋼コストの低減に大きく寄与してきた。上吹き転炉導入当初、炉体の耐火物寿命は100~400回、耐火物原単位は6~10 kg/t-steelであった。最近では、連鋳比率の上昇、炉外精錬の増加などにより転炉の出鋼温度が高くなったにもかかわらず、炉体耐火物寿命1000~3000回、耐火物原単位1.0~2.0 kg/t-steelの実績が得られている。これらの成果は耐火物材質の改善のみならず、炉体築造技術、吹錬技術、炉体管理、補修技術などの改善を集大成して達成されたものである。

一方、当社千葉製鉄所における底吹き転炉の成功に端を発して、底吹きによる鋼浴の攪拌強化の効果が注目され、上底吹き転炉の採用が増加しつつある^{1)~4)}。Table 1 は当社の現在の転炉設備を示すが、千葉、水島両製鉄所の13基の転炉中11基が底吹きまたは上底吹き転炉となっている。この設備的な変化は、当然転炉用耐火物に大きな変化をもたらしている。

また、転炉操業もここ数年で大きく変化した。代表的な例と

して、Fig. 1 に千葉、水島両製鉄所における脱ガス処理比率、連鋳比率、転炉の平均出鋼温度の変遷を示す。脱ガス処理比率、連鋳比率の増大にともない出鋼温度が上昇し、転炉の耐火物は大きな影響を受けている。

本報では、転炉の設備、操業の変化に対応して行った耐火物材質、築造法の改善、および吹錬技術の改善と炉体管理、吹付け補修技術の向上による成果について述べる。

2. 底吹き、上底吹き転炉の耐火物——設備変化への対応

2.1 耐火物からみた底吹き、上底吹き吹錬の特徴

現在当社では、酸素の全量または一部を炭化水素の冷却ガス

Table 1 BOFs in Kawasaki Steel Corp.

Works	Shop	Capacity (t)	Types, Number	Steel type
Mizushima	No.1	180	LD-KG × 3	Medium, high C
	No.2	250	K-BOP × 1 LD × 2	Low C
Chiba	No.1	85	K-BOP × 2	Stainless
	No.2	150	LD-KG × 3	Low, medium C
	No.3	230	Q-BOP × 2	Low C

LD-KG: Combined blowing with inert gas stirring
K-BOP: Top and Bottom blowing
Q-BOP: Bottom blowing

* 技術研究所第1研究部耐火物研究室主任研究員(課長)

*** 千葉製鉄所製鋼部耐火物技術室主査(部長補)

***** 水島製鉄所製鋼部耐火物技術室主査(課長)

(昭和57年12月14日原稿受付)

** 技術研究所第1研究部耐火物研究室主任研究員(部長)

**** 千葉製鉄所製鋼部耐火物技術室主査(部長)

***** 水島製鉄所製鋼部耐火物技術室主査(部長)

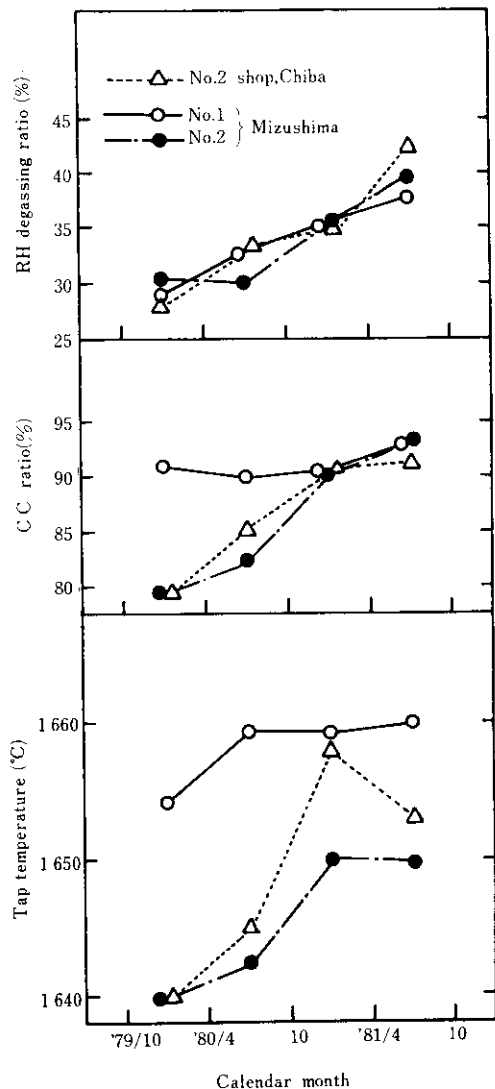


Fig. 1 Changes of RH degassing ratio, CC ratio and tap temperature

とともに炉底から吹込む底吹き転炉法 (Q-BOP 法), 上底吹き転炉法 (K-BOP 法), Ar 等の不活性ガスを炉底から吹込む LD-KG 法を用い, それぞれの冶金特性に適合した鋼種を溶製している。一般に, 底吹きあるいは上底吹き (以下, まとめて底吹きと略す) 吹錬法は, 上吹き法に比べ, 鋼浴の攪拌力が強く炉内 CO 分圧が低いため, 優れた冶金特性を示すが, 最大の問題は炉底寿命が短いことであった⁵⁾。

炉底損耗から見た酸素底吹き吹錬法の特徴は以下の 3 点にまとめられる:

- (1) 羽口周囲耐火物が激しい温度変動を受ける。Fig. 2 に, 千葉 85 t K-BOP での普通鋼吹錬時の測温結果を示す。吹錬と非吹錬の切替え時に耐火物は急激な温度変動を受け, 損傷がすすむ。千葉 230 t Q-BOP^{6,7)}, 水島 250 t K-BOP でもほぼ同程度の温度変動が観測されている。
- (2) 羽口から吹込んだ酸素ガスジェットの息づき (バックアタックとも呼ばれている) により, FeO 濃度の高い浴が炉底面に衝突し, 炉底耐火物の溶損, 摩耗を助長する⁸⁾。
- (3) 上吹き法に比べ, 底吹き法では鋼浴の流動が大きい。この鋼浴流動によって炉底面上での溶鋼の流速が大きくなり, 炉底損耗が助長されると考えられる。鋼浴流動は羽口配列等の影響

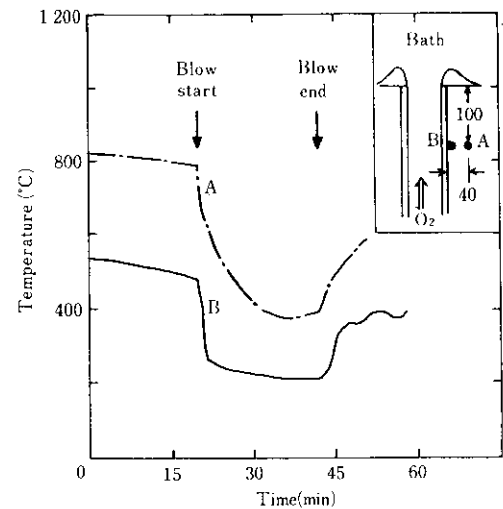


Fig. 2 Temperature fluctuation at tuyere surroundings (measured at 85 t K-BOP in Chiba Works)

を強く受け, たとえば Fig. 3 に示すように, 複数の羽口を有する炉底では, 羽口列間の間隔が狭くなるほど炉底面上の溶鋼流速が大きくなると考えられている⁹⁾。

一方, LD-KG 法では, 炉底から Ar ガスのみを吹込むため, 溶鋼流動による損耗は若干認められるが, 羽口周囲耐火物の受ける温度変動は小さく, FeO による損耗も Q-BOP, K-BOP に比較して少ない。

2.2 炉底損耗要因と適正な耐火物材質

Q-BOP での羽口測温, 使用後れんがの調査などから, 羽口周囲に使用された焼成マグドレンがは冷却ガスによる激しい温度変動を受け, 熱的スポーリングによって損耗することが確認された⁶⁾。適正な羽口周囲耐火物を開発するため, 種々の耐火物を試作し, 耐スポーリング性をパネル-AE 法で調べた。その結果, 焼成マグドレンがに比較して MgO-C れんがの耐スポー

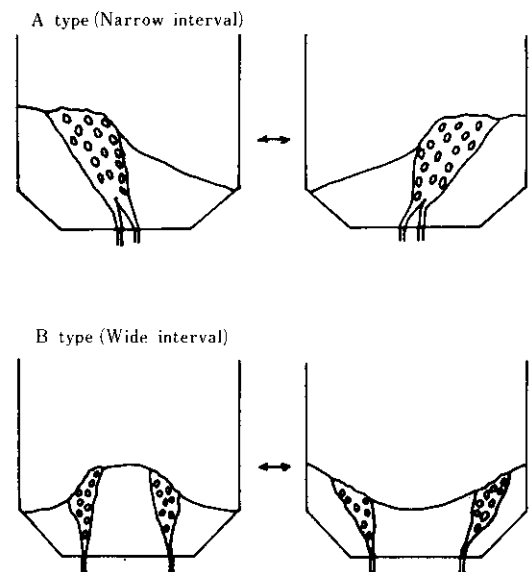


Fig. 3 Schematic illustration of bath motion in different tuyere arrangement

リング性が非常に優れ、また、 MgO-C れんが中の黒鉛含有量が増すほど耐スポーリング性は向上するが、黒鉛量が25%以上になるとほぼ一定となることが見出された¹⁰⁾。一方、5 t 試験転炉での張分け実験により、 MgO-C れんがの黒鉛量が25%以上になると、溶鋼流動による摩耗が著しくなることが判明した。そこで、黒鉛を20%配合した MgO-C れんがを Q-BOP の羽口周囲に採用し、炉底寿命を延長することができた。普通鋼を溶製する水島250 t K-BOP 炉底においても耐火物の損耗要因は Q-BOP と同様で、同一配合のれんがを羽口周囲に使用して安定した操業を行っている。

一方、ステンレス鋼溶製比率の高い千葉85 t K-BOP では、ステンレス鋼溶製時に炉底耐火物が1700℃前後の高温に長時間さらされ、またスラグ中の Cr_2O_3 が MgO-C れんが中の黒鉛を酸化する、などの理由で MgO-C れんがの損耗が大きい。このため、羽口周囲耐火物に、焼成れんがとしては耐スポーリング性を最大限持たせた焼成マグドロレンがを使用している。

2.3 炉底耐火物築造方法の改善

底吹き転炉の炉底損耗を低減させるためには、耐火物材質だけでなく、築炉方法も重要である。パネル-AE 法による熱衝撃実験および有限要素法による熱応力解析により、最適炉底構造を見出すための検討を行った。その結果、れんが断面形状が大きくなるにつれて発生熱応力が大きくなり、スポーリング損耗し易いこと、周囲からの拘束が厳しくなるにつれてスポーリング損耗しやすいくことを見出した¹⁰⁾。この対策として、それぞれ羽口れんがの断面形状を小型化し、羽口周囲の温度変化および炉底全体の温度変化による熱膨張、収縮を容易に緩和しうるれんが積方法 (Fig. 4 参照) を考案することによって、耐火物の熱応力損傷を軽減できた⁷⁾。

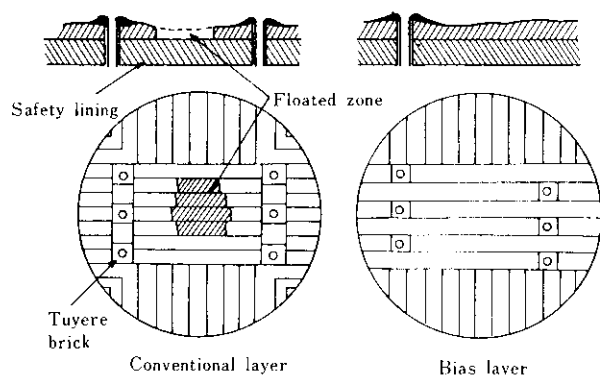


Fig. 4 Improvement in brickwork design

3. 転炉炉腹用耐火物——操業条件変化への対応

従来、転炉炉腹部にはタール含浸焼成マグドロレンがを主に使用してきたが、このれんがは使用時に脱炭し易い欠点を持っていた。固定炭素の多いピッチの使用と高圧含浸処理によって脱炭を防止し、構造的スポーリングを低減させてきたものの、より一層の耐用性向上が望まれていた。これに対し、鱗状黒鉛を配合した MgO-C れんがが Q-BOP 炉底部で好成績を示し、

なおかつ耐スラグ性にも優れることが判明し、炉腹部へも適用した¹¹⁾。適用当初の部分張りで、 MgO-C れんがの耐用性はマグドロレンがの1.3~2.0倍であることが確認され、出鋼温度の上昇が著しい最近の転炉に適した耐火物として使用範囲を拡大してきた。現在、千葉第2製鋼工場、水島第1,2製鋼工場の MgO-C れんが使用比率は80~90%に達している。ここでは、 MgO-C れんがの転炉炉腹部における損耗機構および金属添加物、電融マグネシア、高純度黒鉛の使用による耐用性改善について述べる。

3.1 MgO-C れんがの損耗機構

MgO-C れんがの損耗機構は、転炉内使用位置、溶製鋼種、操業条件等により若干異なるが、使用後れんがの解析から次のように考えられる。まず、黒鉛がスラグ中の酸化鉄により酸化され、マトリックス部の損耗が先行する。次いでマグネシア粒がスラグ中に溶出してれんがの損耗が進む^{12,13)}。したがって、れんが損耗の低減には、マトリックス部の組織を強固にし、マグネシア粒のスラグ中への溶出を抑えることが重要である。以下に、実炉データをもとに検討したれんがの使用条件と損耗機構の関係を考察する。

3.1.1 出鋼温度およびスラグ中 T. Fe の影響

転炉スラグライン部およびトラニオン部における MgO-C れんがの損耗速度とスラグ中の T. Fe の関係を Fig. 5 に示す¹⁴⁾。Fig. 5 から、スラグ中の T. Fe が多くなると、スラグライン部、トラニオン部とも損耗速度は大きくなり、しかもスラグライン部において T. Fe の影響が著しいことがわかる。スラグライン部では、トラニオン部より T. Fe の高いスラグが長時間にわたってれんが表面に供給されるため、損耗速度が大きくなると考えられる。また、出鋼温度の上昇とともに損耗速度は増大するが、温度の影響は上吹き転炉と底吹き転炉の別、および使用部位により異なる。

通常の上吹き転炉で同材質の MgO-C れんがをスラグライン部、トラニオン部に使用した場合に得られる典型的な損耗プロファイルの例を Fig. 6 に示す。現在では、Fig. 7 に示すように、

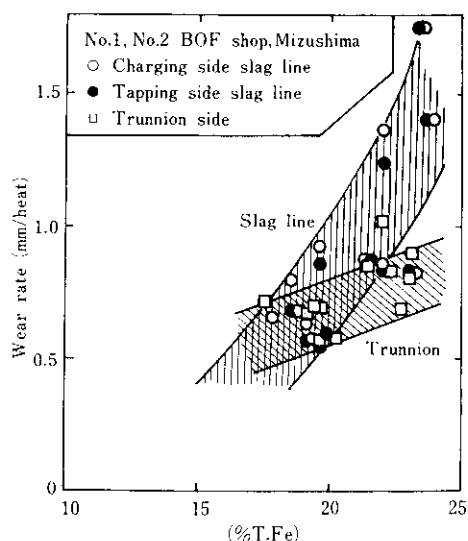


Fig. 5 Effect of (T.Fe) in slag on wear rate of refractories

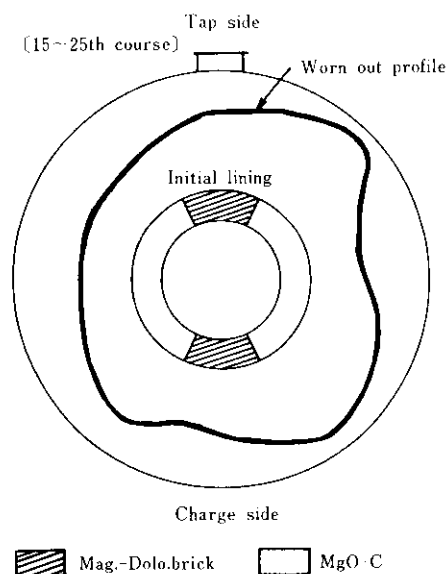
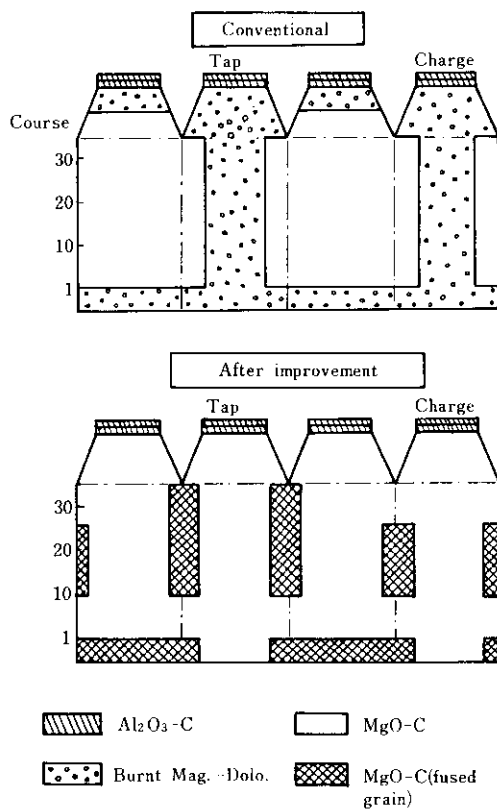


Fig. 6 Worn-out profile of conventional lining at 15~25th course from bottom



No.1 BOF Shop, Mizushima Works

Fig. 7 Conventional and recent lining method

電融マグネシア粒を配合したれんがをスラグライン部等に使用し、全体の損耗バランスを考慮したゾーンライニングを採用している (Fig. 7 参照)。

3.1.2 鋼浴流動の影響

鋼浴流動の大きさと MgO-C れんがの損耗の関係を調べるため、Q-BOP の炉底、鋼浴、トラニオン各部の損耗速度を平均出

鋼温度との関係で整理して Fig. 8 に示す¹⁵⁾。トラニオン、鋼浴、炉底と順次羽口に近い部位ほど、すなわち、鋼浴流動が大きい部位ほど損耗が大きい。また、Q-BOP と LD-KG で鋼浴部の損耗速度を比較すると、Q-BOP のそれが2倍程度大きい。この損耗速度の差も両炉における鋼浴流動の大きさの違いによって説明できる。

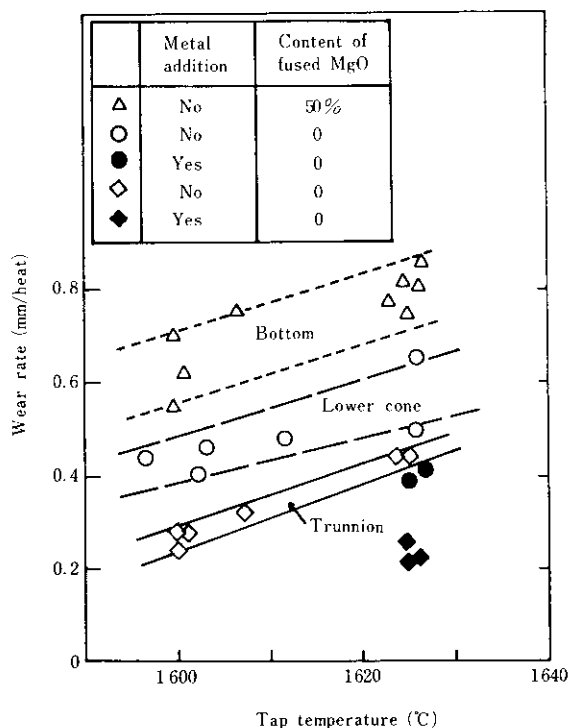


Fig. 8 Wear rate of refractories for bottom, lower cone and trunnion in Q BOP, indicating the influence of agitation intensity of molten steel bath

3.2 MgO-C れんがの改善

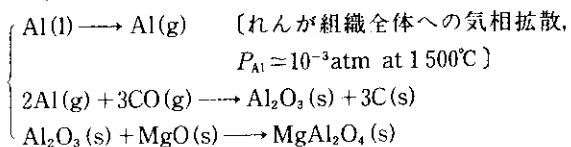
3.2.1 金属添加

Fig. 8 中に示したように、MgO-C れんがに金属(Al, Si 等)を添加するとれんがの損耗速度が著しく減少することが知られている¹⁴⁾。金属添加による耐用性の向上効果をれんがの微構造から検討した。

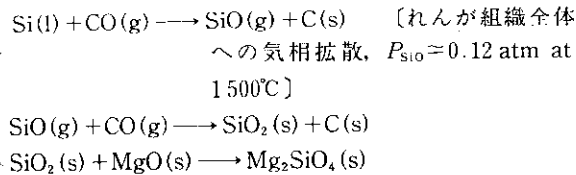
まず、Al, Si を添加したれんがをコークス粉中で熱処理した後、添加元素の分布状態、生成化合物を EPMA, X 線回析によって調べた。熱処理前後の Al, Si の分布状態を Photo. 1 に示す。Al, Si とともに 1000°C 以下では粒状で分布する。以後、Al, Si は温度上昇とともにれんが組織全体へ広がり、酸化して MgO や黒鉛中灰分と反応し化合物を生成している。

この拡散、反応機構は熱力学的に以下に考察した：

Al の場合



Si の場合



Al を添加し熱処理温度を変えた試験片の、生成物の X 線回析ピーク高さと熱処理温度の関係を Fig. 9 に示す。Al は 1400°C 以上でほとんど MgAl_2O_4 になっており、このスピネル生成によってれんが組織を強化していると考えられる。

3.2.2 電融マグネシア粒の使用

従来から、焼成マグドロレンがに電融マグネシア粒を配合すると耐用性が向上することが知られており、 MgO-C れんがでも同様の効果が認められる^{16,17)}。電融粒使用による耐用性向上効果は以下のようにまとめられる。

(1) 使用後れんがの稼働面近傍の EPMA 結果 (Photo. 2 参照) からわかるように、焼結マグネシアのペリクレーズ粒は個々に

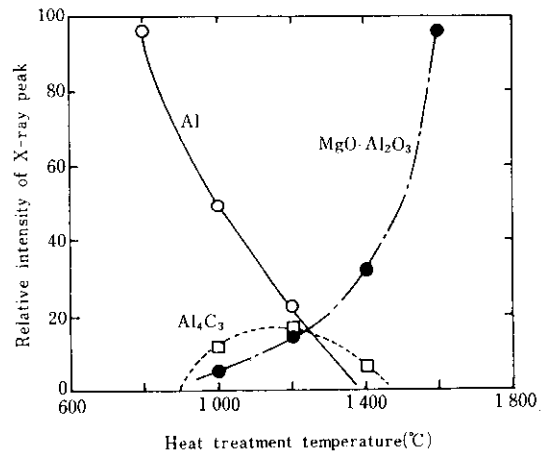


Fig. 9 Products in MgO-C brick containing Al after heat treatment, showing spinell formation at high temperatures

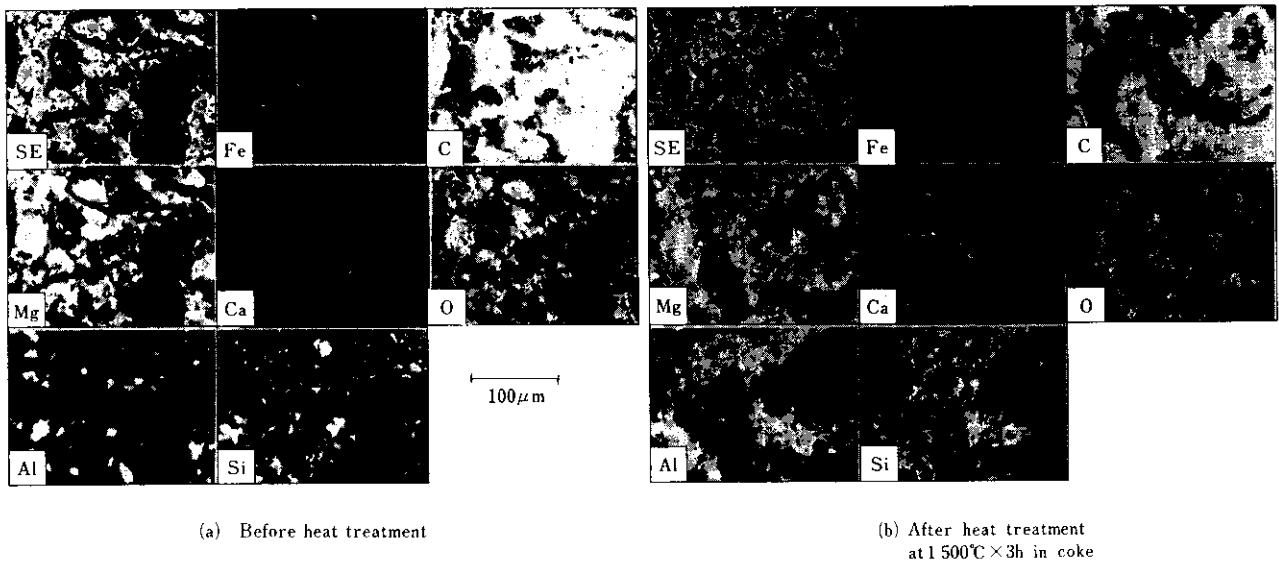


Photo. 1 EPMA X-ray image before and after heat treatment of MgO-C brick containing Al and Si

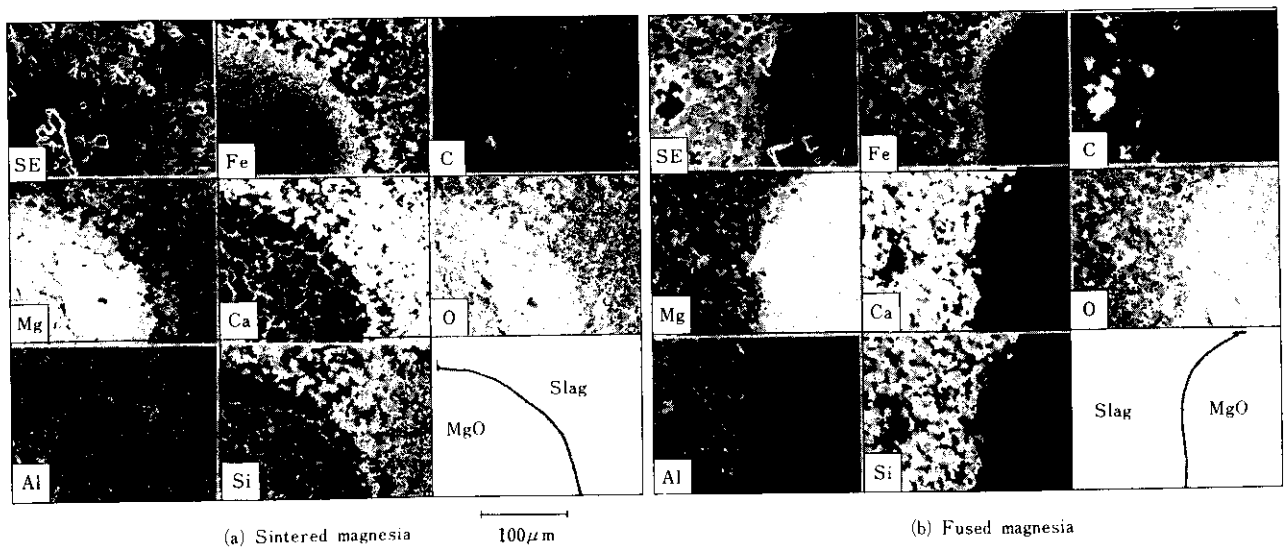


Photo. 2 EPMA X-ray image of magnesia clinkers in MgO-C brick near the working face

分断されてスラグ中に溶出し、電融粒は表面から徐々にスラグ中に溶出する。このため、電融粒を使用したれんがは損耗速度が小さい。

(2) 高温で MgO はカーボンと反応し、 $\text{MgO} + \text{C} \rightarrow \text{Mg}(\text{g}) + \text{CO}(\text{g})$ によって揮散する¹⁸⁾。電融マグネシアでは結晶粒径が大きく、上記の反応速度が小さいため、れんが組織の劣化が少ない。

(3) れんが中不純物の高温での移動現象を調べた結果 (Photo. 3 参照)、マグネシア粒中の CaO 、 SiO_2 、黒鉛中の灰分は黒鉛-

マグネシア界面へ移動し、低融点相を形成している。電融粒はペリクレーズ粒径が大きく、不純物量が少なくかつ粒界にスポット状に分布している。このため、不純物の粒表面への拡散速度が遅く、形成される低融点相も少ない。したがって、電融マグネシア粒配合れんがは高熱間強度、耐摩耗性を示す。

3・2・3 高純度黒鉛の採用

MgO - C れんがに高純度黒鉛を使用すると耐用性が向上する^{16,17)}。その理由について以下にまとめた。

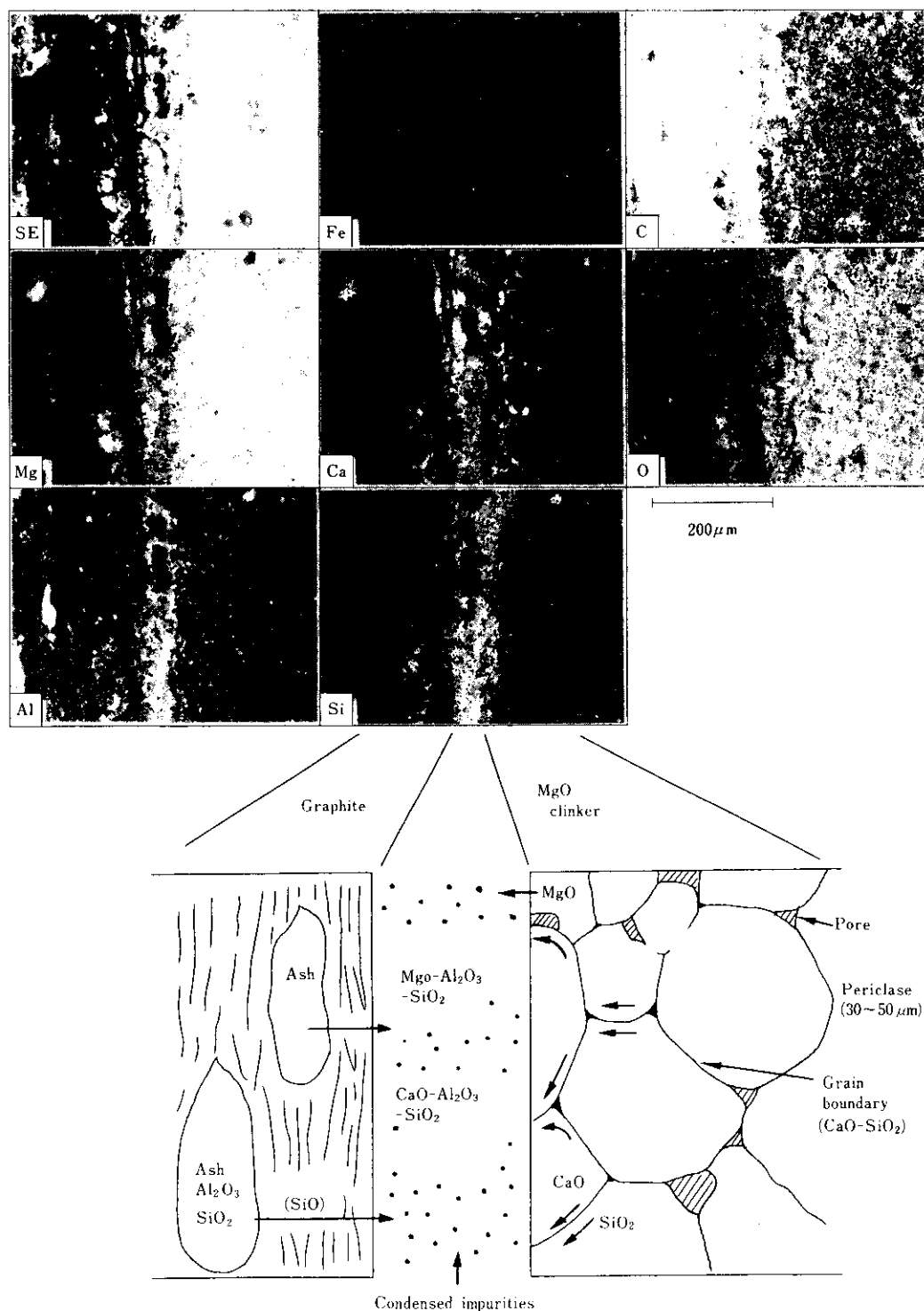


Photo. 3 EPMA X-ray image and schematic illustration of boundary layer between graphite and MgO clinker (after heat treatment at 1500°C × 3h in coke powder)

- (1) 黒鉛中の灰分が多いと、高温で $\text{SiO}_2(\text{s}) + \text{C}(\text{s}) \rightarrow \text{SiO}(\text{g}) + \text{CO}(\text{g})$ の反応によって黒鉛が消失し、れんが組織が劣化する。
- (2) 3・2・2-(3)で記したように、高温で黒鉛中の灰分はマグネシア-黒鉛界面へ移動し、低融点相を形成する。黒鉛中の灰分が少ないほど低融点相の生成量が少なく、高温強度、耐摩耗性が高い。

4. 吹錬技術の改善による耐火物の損耗防止

転炉の操業が炉寿命に影響することは良く知られており、操業要因と炉寿命の関係について多くの統計的解析が行われている¹⁹⁾。しかし、現実に炉寿命の延長に有効で、しかも品質、工程に悪影響の少ない操業手段は限定されている。以下に吹錬技術の改善による耐火物の損耗防止の例を述べる。

4.1 スラグコントロール技術

1960年代の後半から、軽焼ドロマイト添加によるスラグコントロール技術が広く採用されている²⁰⁾。当社においても、軽焼および生ドロマイトの使用、蛍石の削減が行われ、炉寿命の延長に寄与してきた。

一方、Q-BOP、K-BOPでは、酸素の底吹きと攪拌の強化により溶鋼の過酸化が抑制され、スラグ中のT.Feが低い(Q-BOP: 11~14%, K-BOP: 12~18%, 上吹転炉: 15~25%)。また、Q-BOPでは、吹錬初期に蛍石を吹込むことによって、スラグ中のT.Feが更に減少することが指摘されている²¹⁾。このようなスラグコントロールが耐火物に与える影響をスラグ吸収荷重軟化試験によって検討した²²⁾。タール含浸焼成マグドレンがのスラグ組成による軟化変形速度をFig. 10に示す。本試験での軟化変形速度は溶損速度と良く対応することが知られている²³⁾。図から明らかなように、同一CaF₂含有量のスラグでは、T.Feが20%から10%に低下すると損耗量が約25%低減し、かつCaF₂ 1%とT.Fe 5%が耐火物の溶損に対してはほぼ等価となる。

実際の操業では、スラグ中にCaF₂を0.3~1.0%添加してT.

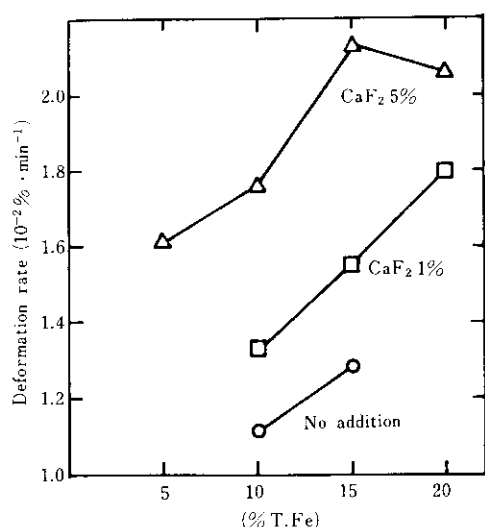


Fig. 10 Relations between deformation rate in slugging-under-load test and T.Fe in slag, together with the effect of CaF₂ addition to the slag

Feが2~5%低下している。

少量の蛍石添加では、上記のようにT.Feが低下することから耐火物の損耗に悪影響を及ぼさず、かえって損耗低減に作用することもある。

4.2 自動吹錬

当社水島製鉄所では、炉内の吹錬状況をランス振動計で検知し、最適洋化条件の下で副原料投入、ランス高さ、酸素流量等を制御する全自動吹錬技術を完成した²⁴⁾。サブランスによるダイナミックコントロールとあいまって、終点のC、温度同時適中率は90%を越えている。終点の同時適中率向上は、再吹錬の減少、さらには無倒炉出鋼を可能にし、耐火物の損耗低減に大きな意味を持つ。すなわち、再吹錬の減少は高FeO、高温スラグによる耐火物の損耗を低減し、また、吹止め後の分析、測温を省略する無倒炉出鋼は、炉内に吹錬末期スラグを保持する時間を短縮して、スラグラインの損耗を低減する。Fig. 11は無倒炉出鋼比率の増加により短縮された吹止めから出鋼までの平均時間と炉寿命の関係を示す。自動吹錬技術の開発は炉寿命延長にも大きな効果を示している。

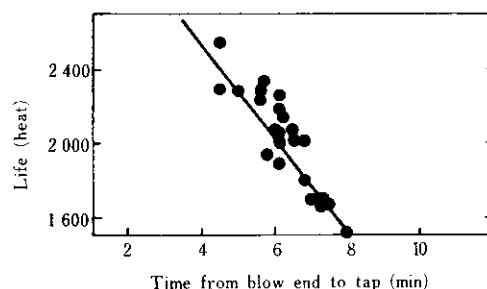


Fig. 11 Effect of time from blow end to tap on lining life of LD

Q-BOPでは、鋼浴が強攪拌されるため、浴内の温度、組成の均一性が非常に良く、ダイナミックコントロールによる終点のC、温度適中率は98%以上に達している²⁵⁾。また、Q-BOPは上部に酸素ランスを持たないため、出鋼時にランスを上昇させる時間も不要で、無倒炉出鋼には最も適している。Q-BOPでの迅速出鋼(QDT: Quick and Direct Tapping)法が全出鋼に占める比率は90%を越えている²⁶⁾。QDTを行うと、炉底耐火物が熱サイクルを受ける回数が通常のサンプリング、測温を行う出鋼時の1/3、再吹錬時の1/5になる。この熱サイクルを受ける回数をTDI (Turndown Index)と定義し、TDIと炉底耐火物の損耗速度との関係をFig. 12に示す²⁵⁾。QDT比率が高くなると炉底耐火物の損耗が低減し、炉底寿命が延長することがわかる。

4.3 スラグコーティング

転炉の装入、出鋼側、炉底部の損耗防止対策としてスラグコーティング技術が有効である。スラグコーティングは、特に底吹き転炉の炉底寿命延長に大きな役割りを果している²⁷⁾。底吹き転炉の羽口周囲耐火物は、前述のように、熱衝撃損傷によって損耗する。熱衝撃の要因として、羽口の冷却とともに炉底全体の加熱、冷却も重要であり、炉底損耗と日間出鋼回数に明瞭な相関が認められている²⁸⁾。そこで、非吹錬時の炉底耐火物表面にMgOを富化したスラグをコーティングし、耐火物表面

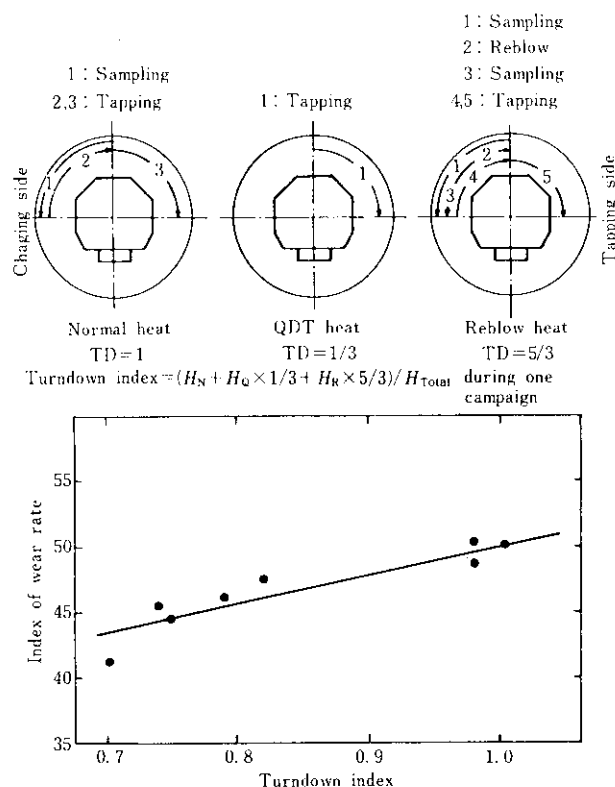


Fig. 12 Definition of Turndown index and its effect on wear rate of Q-BOP bottom brick

の温度低下を防止する。実際には、排滓時に数トンのスラグを炉内に残し、軽焼ドロマイトを約1トン添加後炉体を揺動して炉底部にコーティング層を形成する。コーティング層は非吹錬時のれんが表面温度の低下と吹錬時の急激な加熱を緩和して、熱衝撃損耗を低減させるのと同時に、れんが表面からのMgO溶出を抑制する。

5. 炉体管理と補修技術

5.1 炉体管理

Fig. 7に示したゾンド・ライニングを行うには、内張り耐火物の部位別損耗量を正確に把握しなければならないが、炉停止後の残厚測定では吹付け補修の影響があるため、稼動中の正確な損耗量が得られない。また、吹付け補修を効果的に行うためには、炉内の損耗部位を正確に知る必要がある。

上記観点から、内張り耐火物残厚の管理技術(炉体管理技術)が発展してきた。最初に採用されたのは赤外線カメラによる鉄皮温度測定であり、本法を用いて効果的吹付けを行い、著しい炉寿命延長を得た例も報告されている²⁹⁾。しかし、マグドロレンがとMgO-Cれんがを併用した場合には、両者の熱伝導率に差があるため、測定結果の解釈で困難を生じるようになった。これに対し、より直接的に残厚を測定する技術として、レーザービームを用いた炉内プロフィール測定方法を開発した³⁰⁾。本法では炉内の任意の位置の内張り残厚を±5 mmの精度で測定できる。

炉体管理技術の向上は、以下の2点で吹付け材原単位低減に寄与している。①吹付けを要する部位を正確に把握できるため、過剰補修を防止できる。この結果吹付け材原単位は約1 kg/t

程度まで低減した。②炉体管理を強化し、損耗状態に応じたゾンド・ライニングを徹底する。これによって、炉代の比較的早期からの特定位置への吹付けが減少し、吹付け材原単位を削減できる。Fig. 13は水島180 t LD-KGでのゾンド・ライニング強化前後の吹付け材原単位の推移を示す。炉体管理にもとづく適切なゾンド・ライニングの結果、吹付け材原単位を1/3に低減させ、かつ、炉寿命を延長した。

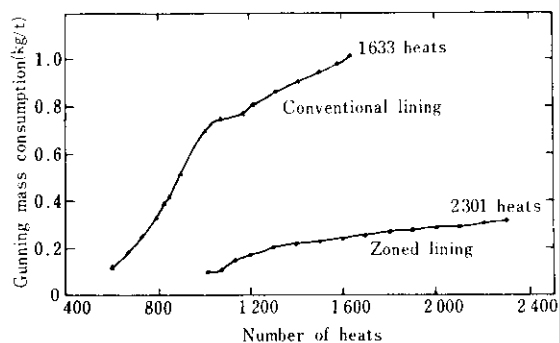


Fig. 13 Effect of zoned lining on gunning mass consumption and lining life

5.2 溶射補修

吹付け補修技術に関しても新技術が開発されている。一つは炉体管理と吹付け補修をシステム化した技術であり^{31,32)}、他の一つは溶射補修である^{33~36)}。ここでは溶射補修について述べる。

従来の吹付け補修は主に半乾式法で行われていた。この方法では、燐酸塩バインダーを含む粉末耐火物を、吹付けランス先端のノズル部で水と混合し、炉壁面に付着させる。この場合、付着層の耐火物は化学結合であるため、高温吹錬時に付着層の残存率が低い。また、吹付け補修後の乾燥焼付けに長時間を要するので、出鋼間隔が短くなると転炉の出鋼スケジュール内に吹付けできない場合も増えてくる。

前者の問題に対して、溶射補修法は炉壁面への付着性、付着層の性状両面で非常に優れる^{35,36)}。迅速な補修に対しては、千葉85 t K-BOPに設置した粉末コークスを熱源とする“フレームガンニング”が最適である³⁷⁾。通常の溶射法では、プラズマアーク、プロパン酸素炎等が用いられているが、これらの熱源は転炉の溶射に使用すると燃料コストが高く、設備的にも難しい。フレームガンニングでは、粉末コークスと耐火材料粉体の混合物を酸素気流とともに炉間に噴出して高温の火焰を形成し、その火焰中で耐火物粉体を一部溶融させて炉壁に溶着させる。吹付け材中に燃料となるコークスを含むため、短時間に多量の吹付けが可能であり、燃料コストも低い。このため出鋼間隔が短い場合でも十分補修が行える。

千葉85 t K-BOPはステンレス鋼をはじめ高温出鋼鋼種が多いが、ここにフレームガンニングを適用することによって、Table 2に示す成果を得ている。フレームガンニング法は出鋼間隔の短縮、出鋼温度の上昇が不可避である今後の転炉操業に適した補修技術と言える。

6. 今後の課題

以上の総合的な耐火物技術の進歩により、当社の転炉用耐火

Table 2 Refractory cost merit with flame gunning applied

	Without flame gunning	With flame gunning applied
Lining life (heats)	246	365
Brick consumption (kg/t-steel)	10.49	7.07
Gunning mass consumption (kg/t)	0	2.0
Total refractory consumption (kg/t)	10.49	9.07
Cost ratio	1.00	0.74

Table 3 Refractory consumption of BOFs in Kawasaki steel Corp.(From Oct. 1981 to Mar. 1982)

Works	Shop	Ave.life (heats)	Brick (kg/t)	Gunning (kg/t)	Others (kg/t)	Total (kg/t)
Chiba	No.1	278	9.22	2.11	0.88	12.21
	No.2	1166	1.68	0.89	0.15	2.72
	No.3	2117	0.94	0.11	0.10	1.15
Mizushima	No.1	2205	1.12	0.37	0.31	1.80
	No.2	1683	1.30	1.08	0.52	2.90

物の実績として Table 3 に示す結果が得られている。

一方、今後の課題としては、より高品質な耐火物の開発、炉の構造、操業条件に適した築造法への改良は当然として、以下の諸点が重要と考えられる。

(1) プロセスの変化への対応

溶銑を予備処理し、転炉を脱炭炉として用いるプロセスが検討されている³⁸⁾。スラグ量を極力少なくしたスラグミニマム操業の耐火物への影響は現在あまり明確でない。従来の転炉用耐

火物は、スラグに対する耐食性の向上を中心に発展してきただけに、今後のスラグミニマム操業では耐火物材質にも大きな変化が生ずると考えられる。

(2) 迅速・高精度な炉体残厚測定技術と短時間補修技術

連続鑄造と転炉出鋼をマッチングさせるために、短時間で炉体残厚測定、補修が可能な技術の必要性がさらに大きくなろう。最終的には両者のシステム化により自動補修が要求されよう。

(3) 高温吹錬用耐火物の開発

転炉吹錬技術とともに、転炉用耐火物もタールボンドドロマイトレンが、焼成マグドロレンがから MgO-C レンがへと変化してきた。今後の高温吹錬の増加に対処しうるさらに高性能な耐火物の開発が待たれる。

(4) 築炉施工の機械化

レンが継ぎ部での脱落を防止するため、長尺レンがの採用が進んでいる。長尺、大重量のレンがを用いる際には築炉の機械化が不可欠になる。現在でも一部機械化は行われているが、さらに高精度、高能率な機械の開発が必要である。

7. 結 言

転炉の設備的な変化、操業条件の変化に対応して行ってきた耐火物技術の改善、開発について、耐火物材質、築造法、補修法等の観点から述べた。

また、転炉吹錬技術の進歩によって可能になった耐火物の保護、延命効果についても述べた。今後、転炉用耐火物に対する要求はますます苛酷になろうが、それに対処するには単に耐火物だけの技術開発では限界があると考えられる。吹錬技術、設備、計測技術等の分野とより一層の協力を進めていかねばならない。

参 考 文 献

- 1) 梅田ら：鉄と鋼，68 (1982) 2, A25~28
- 2) 喜田村ら：鉄と鋼，68 (1982) 2, A33~36
- 3) 村上ら：鉄と鋼，68 (1982) 2, A37~40
- 4) 齊藤ら：鉄と鋼，68 (1982) 2, A41~44
- 5) D. H. Hubble, L. W. Frech : I&SM, 4 (1977) 5, 24~30
- 6) 内村ら：鉄と鋼，67 (1981) 4, S265
- 7) M. Saigusa, T. Morimoto : Taikabutsu Overseas 1 (1981) 2, 4~9
- 8) 青木ら：鉄と鋼，66 (1980) 11, S822
- 9) 中西ら：鉄と鋼，66 (1980) 9, 1307~1316
- 10) 内村ら：耐火物，31 (1979) 6, 285~295
- 11) 森本ら：耐火物，32 (1980) 3, 141~144
- 12) 占海ら：耐火物，32 (1980) 10, 556~562
- 13) 渡辺ら：耐火物，33 (1981) 4, 179~188
- 14) 小笠原ら：鉄と鋼，67 (1981) 12, S807
- 15) 森本，針田：金属，52 (1982) 7, 6~11
- 16) 森本ら：耐火物，34 (1982) 6, 336~339
- 17) 大石ら：耐火物，34 (1982) 6, 318~323
- 18) 滑石ら：耐火物，32 (1980) 10, 583~587
- 19) たとえば Yu. L. Kamenetsukii : Refractories, (1968) 171~176
- 20) たとえば R. E. Bailey : Iron&Steel Eng., 48(1971)12, 4~46
- 21) 山中ら：鉄と鋼，65 (1979) 11, S679
- 22) 岸高ら：耐火物，32 (1980) 3, 159~163
- 23) 滑石ら：播磨耐火技報，(1968) 11, 1253~1262
- 24) 飯田ら：鉄と鋼，65 (1979) 4, S203, 204
- 25) 太田ら：川崎製鉄技報，12 (1980) 2, 209~220
- 26) 数上ら：鉄と鋼，64 (1978) 4, S137
- 27) 山田ら：鉄と鋼，67 (1981) 4, S266
- 28) 森本ら：耐火物，31 (1979) 9, 440~445
- 29) 小日向ら：製鉄研究，(1977) 291, 23~37
- 30) A. Harita et al : AGA IMS 1600 Application Report April (1979)
- 31) 山中ら：鉄と鋼，68 (1982) 4, S152
- 32) 田中ら：鉄と鋼，68 (1982) 4, S153
- 33) 平松ら：鉄と鋼，67 (1981) 12, S809
- 34) 清水ら：鉄と鋼，67 (1981) 12, S810
- 35) 小倉ら：鉄と鋼，67 (1981) 12, S811
- 36) 萩原ら：鉄と鋼，68 (1982) 4, S154
- 37) 森本ら：耐火物，34 (1982) 3, 137~145
- 38) 江見：耐火物，34 (1982) 3, 131~136