

## 第 84 回講演大会討論会報告\*

### I. 高炉の羽口破損の機構について

新日本製鉄(株)広畑製鉄所

座 長 八 塚 健 夫

1. 高炉における羽口破損の実情とその対策について  
星出雄二(新日鉄, 広畑)
2. 羽口溶損機構に関する実験と計算,  
松永省吾(住金, 中研)
3. 羽口の破損について  
栗原淳作(川鉄, 千葉)

高炉の羽口破損について各氏共、羽口前のレースウェイあるいはそれより上部の状態の変化が大きな影響を持つと推定しており、中でも栗原氏は模型によるレースウェイの観察について基告した。そして、破損の直接原因は溶銑の接触によつて起こる銅の溶損であるとして、水冷強化による防止策について述べた。すなわち、星出氏は電熱による銅パイプの溶損実験から冷却水の流速を20m/sec程度まで高めることが有効と考え、実高炉で破損が三分の一になったと報告した。松永氏は模型羽口に溶銑流を当て、銅の溶損時間は約7.4secであること、伝熱計算によれば必要な流速は13m/sec以上であると述べた。栗原氏も先端強冷が有効で半分位の破損率に減少したが、水の流速は10m/sec以上が必要だろうとしている。

冷却水の流速の値が相当異なっているが、これはパーンアウト熱流束の値として $9\sim 20 \times 10^6 \text{ kcal/m}^2 \cdot \text{hr}$ といった幅の広い範囲の値が選ばれたためである。

討論に加わつた山田健夫氏(鋼管, 技研)は使用中の羽口先端に熱電対を埋込んで調査した結果、パーンアウト熱流束は $10 \times 10^6 \text{ kcal/m}^2 \cdot \text{hr}$ 程度であることを見出し、さらに水冷銅片に $1600^\circ\text{C}$ の溶銑流(直径5mm)を流下した実験によれば、流速7.7m/secではパーンアウトし、10m/secでは表面溶損、15~17m/secでは溶損しないことを述べた。これにより流速16m/secを実高炉に採用することにより、破損頻度は半減したと報告したが、先端部の肉厚の最適値について意見を求めた。松永氏は部分的に侵されても肉厚が厚いほど熱負荷を散らすことになるだろうと述べた。鞭巖氏(名大)は肉厚の増加は熱伝導抵抗の増加により、外表面積も増大するので、溶銑の直接接触を考えない場合には逆の効果も考えられないか。ある肉厚の時総括的な伝熱抵抗が最小になるということにつき検討してみる必要はないかと質問した。

松原典男氏(新日鉄, 広畑)は通常の場合羽口は付着物の層で覆われており、先端一部の輻射伝熱は羽口破損に対して問題にならぬのではなからうか。肉厚の問題は溶銑接触時の伝熱抵抗と、急激な温度勾配による熱応力に耐えうるかどうかの問題と考えられる。広畑において滓羽口について検討した結果ではやはり冷却水側の膜沸騰伝熱係数が最も大切と思われる。しかしこれも実験者に

よりかなり異なつた値が得られており、今後実際面から定量化に努力すべきであろうと述べた。

嶋田駿作氏(新日鉄, 名古屋)は肉厚が厚すぎると表面亀裂が発生し破損につながる。羽口先端はレースウェイのコークスに磨かれて露出しているのではないか。肉厚が厚いものほど先端がなめられるようだし、使用実績、定期取替期間などの実操業と理論伝熱計算の両面からつめる必要があろうと述べた。

桑野芳一氏(東大, 生研)は羽口破損は上下部に集中しているというが、両者共同同じメカニズムと考えられるのか。異なるとすれば解析の方法も異なるべきでないかと質した。松永氏が一部溶融した銅が流れ去らぬことがそれ以上の溶損防止に役立つことから上下の差は考え得ると答えた後、中川美男氏(新日鉄, 室蘭)は室蘭での羽口破損は側面が多いことを説明し、問題の複雑なことを指摘した。座長は第29回製鉄部会資料を引用し、全国平均で羽口破損は上部で18%、側面15%、下部47%、大破20%の割合となつていることを述べた。

重見彰利氏(新日鉄, 八幡技研)は生銹落ちの激しいとき、生銹が羽口に食いこんでいることがよく見られ、これを切断検鏡してみると、生銹の中へCuが拡散しているのが見られる。羽口破損の機構としては溶銑による溶損以外にこのようなメカニズムも考えるべきでないかと述べた。

大槻氏(鋼管, 福山)と栗原氏の間で羽口前レースウェイの大きさや重油吹込、滓塩基度などについて質疑が行なわれたが、定性的な話に終始した。

鈴木駿一氏(鋼管, 京浜)は、これまでの討論によると冷却水流速を早めることにより羽口破損率が大幅に下げ得たこと、破損は主として溶銑の直接接触によるものであつて、通常は滓でコーティングされているのだがある条件下でこれがとれて溶銑にふれることが原因だとすれば、破損頻度は確率分布をするものと思われる。この考えに立てば、流速の最経済水準を破損率と設備コストから決定し、下可避の破損に対しては確実な検知方法を開発するという方向が正しいと考えられる。しかし、流速をもつと上げるとか、新しい冷媒を考えるとかで100%破損を防ぎうるのならその方向に研究を進めるべきであろうが如何、と質問した。

松原氏は20m/secであれば溶損はまず防げるのではないかと期待しているが、それだけに水圧は高くなり、万一破れた場合炉内浸水のおそれが強いので、破損の検知あるいは予知方法の開発は必要であると述べた。

討論を終えるに当たつて座長は、近時冷却水流速上昇によつて羽口破損が大幅に低下しつつあることは喜ばしいがこれは一面の対策であり、やはり高炉操業状態の安定が根本にある問題であろう。現在のような減産操業も操業の安定をもたらし、羽口破損率の減少につながつていけると見ることでもできよう。流速増大は水圧上昇を伴ない設備コストや運転コストの上昇につながつてい

\* 本報告は昭和47年10月18, 19, 20日に行なわれた第84回講演大会における討論会のまとめです。

万一破損した場合炉内浸水を多くする問題もあり、最適流速の決定、破損検知や予知の技術開発など今後研究すべきことは多いと述べた。

## II. 溶鋼の真空脱ガス—操業と材質

新日本製鉄(株)製品技術研究所 工博

座長 渡辺省三

新日本製鉄(株)広畑製鉄所 工博

副座長 浅野鋼一

### 討 4 DH脱ガス処理による清浄鋼の製造について

梶井らはDH脱ガス処理において、その脱酸のタイプと非金属介在物の分離性について調査した。試験脱酸のタイプは

- (1) オープンセミキルドタイプ
- (2) オープンキルドタイプ
- (3) 完全キルドタイプ
- (4) ハーフキルドタイプ

(それぞれの方法は本論文参照のこと)

である。これらの諸脱酸法を非金属介在物の種類と量の観点から追跡した。その結果、DH脱ガス処理において炭素脱酸と強制脱酸を組み合わせることで、酸素量、介在物組成をコントロールすることが可能となることがわかった。それゆえ、成品に応じて、最適な真空脱ガス処理のパターンを選ぶことが重要であると結論している。

これに対して、伊藤は、一般的には、完全キルドにする方が全酸素含有量は低い値に到達するはずであるとしながらも取鍋、耐火物もしくは、スラグ中の  $\text{SiO}_2$  が溶鋼中のアルミニウムによつて還元される可能性を指摘し、この場合、溶鋼中の全酸素量が増加しうるかとの質問を提出した。これに対し、梶井らは、本試験においては、溶鋼残存 Sol-Al 量が少なく、前記の可能性はないが、Sol-Al の高い他のチャージについては、Sol-Al によつてスラグならびに取鍋レンガが還元され、シリコンが溶鋼中に増加してくるが、しかし、この場合の反応は溶鋼-耐火物もしくは溶鋼-スラグの界面において、還元反応が起こるものであり、生成した  $\text{Al}_2\text{O}_3$  は、これらの界面で生成したのち、耐火物表面に付着するか、もしくは、スラグ層に移動するので溶鋼中へ  $\text{Al}_2\text{O}_3$  が増加することはないと考えると答えた。有馬は脱ガス処理中の再酸化が完全キルドタイプの場合、脱ガス後半の溶鋼中酸素値が他の脱酸パターンの場合にくらべてバラツキが大きく、かつ、とくに完全キルド鋼の場合にのみ酸素の再上昇の傾向があることに疑問をもち、この原因を質した。これに対し、梶井は、このように完全脱酸キルドチャージの中でも再酸化現象が生じるのは、シリコン、マンガンが低いか、またはシリコンのほとんどない鋼種にのみ起こり、この場合のスラグの酸素ポテンシャルは、シリコンマンガンが十分に存在する Half-killed の場合のスラグ酸素ポテンシャルよりも高く、溶鋼の再酸化現象はもつぱらスラグの酸素ポテンシャルによるものと説明付けている。梶岡はアルミニウム脱酸前の全酸素量 = 50ppm で脱酸速度定数  $k$  が Zero になっている現象について、再酸化速度と介在物離の浮上分離速度とが動的平衡になっているためと解釈したが、梶井はこれらに加えて速度論的因子としては、気泡発生圧のほか、高炭素低酸素領域で

は耐火物の炭素による解離を、また、低炭素、高酸素領域では気泡表面への酸素の吸着による現象を考慮しなければならないとされている。脱酸の方法によつてその最終溶鋼組成が同一でも生成する非金属介在物に差が生ずるということについて、丸川は、介在物の組成は主として溶鋼の Sol-Al によつて、ほぼ一義的に定まるものであると主張したが、梶井はこれに対し、取鍋に十分なアルミニウムを使用する場合に生成する介在物はほとんどが  $\text{Al}_2\text{O}_3$  であり、初期の脱酸をシリコン、マンガンで行ない、介在物を  $\text{MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-Silicate}$  にし、DH処理後期に、Sol-Al 調整用のアルミニウムを添加した場合にはこれによる介在物組成の変化は遅れ、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  系の介在物は比較的少なく、未平衡状態の介在物も多く存在するとして、反論したが、江見らは、脱ガス終了時の介在物組成としては、基本的には丸川の考えを支持し、Sol-Al 含有量が 0.010% 以上においてはもつぱら、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  が生成すると論じており、もし、Sol-Al 含有量が 0.010% 以上の場合でも、鋼塊中の  $\text{MnO-Al}_2\text{O}_3\text{-Silicate}$  系介在物が生ずるのは、造塊時の空酸化などの違いによるものであると主張した。

討 5 RH真空脱ガス法における脱酸処理法の実用非金属介在物ならびに鋼材材質に及ぼす影響について(有馬他)

RH真空脱ガス法において、非金属介在物を効果的に低減する方法を見出すために、脱ガス処理過程における脱酸剤の添加時期、種類、量などの変化とそれらの非金属介在物の挙動に及ぼす影響について調査した。

その結果、出鋼時の添加物をマンガンのみにとどめ、シリコン、アルミニウムを脱ガス時に少量ずつ添加した方法が鋼材特性のうち低温における吸収エネルギーおよび曲げ性を向上する結果が得られた。この方法においては、溶鋼内における  $200\mu$  以上の超大型介在物がほとんど見い出されず、また、凝固後の鋼塊表面層における介在物量が少ないことは衝撃値や曲げ性の向上につながるものであると結論付けている。さて、江見、垣生、ならびに中西は、この報告に対し、溶鋼汲取試料ならびに鋼塊から検出された非金属介在物が、通常であれば  $25\mu$  以上のものはほとんど見い出されないはずであり、本報告においてはそれ以上のものが、多いようであり、介在物の生成起源が造塊工程にあるのではなからうかと質した。有馬は、これに関し、顕微鏡観察による場合には、高々直径  $40\mu$  程度の介在物が検出されるにとどまり、これ以上の大型の介在物の調査にはスライム法が適しているため、本研究にはこの手法を用いたと説明した。すなわち、顕微鏡観察による場合と、スライム法による場合では、前者は数  $10\mu$  のもの、後者は数  $10\mu$  以上の介在物に対しての調査手段であり、この相違により検出粒径が異なるのは当然であるとの回答をした。江見、垣生ならびに中西らは、オープンヒート法が注入後の鋳型内において  $250\mu$  以上の超大型介在物量が少ないが、 $100\sim 250\mu$  の介在物が多いにもかかわらず、凝固後のこの鋼塊の介在物量は、他の方法よりも表面層の介在物量が少ない点に関して、その原因を質した。これについて有馬は、オープンヒート法においては、真空脱ガス法の最終段階において、アルミニウムを添加するため、溶鋼