

## 論文

## 高炭素溶鉄の脱炭時のヒュームの生成機構

石川 英毅\*・斉藤 力\*

## Mechanism of Fume Formation during the Decarburization of High Carbon Iron Melt

Hidetake ISHIKAWA and Chikara SAITO

## Synopsis :

Characteristics of fume formation during the decarburization of high carbon iron melt by  $O_2$ ,  $O_2$ -Ar or  $O_2$ - $CO_2$  were studied using a 15 kg induction furnace. The results obtained are summarized as follows ;

(1) Remarkable increase in the rate of fume evolution accompanied by fine iron droplets emission was observed when the oxygen flow rate and oxygen content of top blowing gas exceeded some critical values. This critical condition seemed to correspond to the onset of CO bubble formation beneath the bath surface.

(2) It was found that the temperature of the jet impinging zone measured by a two-color pyrometer through the oxygen lance rose up to 2 200°C only when bubble bursting took place. Bubble bursting was supposed to be the main cause of fume formation both by bursting itself and by accelerating the vaporization of iron.

(3) The effects of bath temperature and C, S, Si, Mn and Al contents of hot metal on the critical oxygen flow rate of bubble bursting were examined and it was made clear that they had significant effects on this critical condition.

**Key words :** steelmaking ; decarburization ; fume ; top blowing.

## 1. 緒 言

酸素上吹き転炉法においては多量のヒュームが生成し、鉄分ロスの一因をなしていることは周知のとおりである<sup>1)2)</sup>。近年、少量スラグのもとでの転炉吹錬が普及し、スラグ中への鉄分ロスが減少するにともない、ヒュームの全鉄分ロスに占める比率が増大してきた。また少量スラグ吹錬では、溶鉄をおおうスラグの量が少ないことから、ヒュームの生成量が増大することも懸念されている。このような背景から、近年ヒュームの生成機構とその低減法に関する研究が見直され、いくつかの報告が提出されている<sup>3)~6)</sup>。

酸素製鋼におけるヒューム生成の特性とその機構については、1960年代にすでに多くの研究が報告されている<sup>1)</sup>。非常に高温と推測される酸素ジェットの影響点いわゆる火点における蒸発が、ヒューム生成の主因をなすという観点からの報告が多いが、その中でも、実測されるヒュームの生成速度が非常に大きいことを説明する上で、TURKDOGANら<sup>7)8)</sup>によつて理論的な考察がなされて

いる“Enhanced vaporization”の考え方が重要である。

一方基礎実験で、ヒュームの生成が浴内で発生した微細なCO気泡の破裂現象(以下、バブル・バースト現象、Bubble burstingと呼ぶ)と密接な関係があることを報告している例も多い<sup>9)~11)</sup>。実際の転炉の集塵機で回収されるダストは、数十 $\mu\text{m}$ 以上の粗粒ダストから数 $\mu\text{m}$ 以下の細粒ダストまで、広い粒径分布があることが認められており<sup>3)4)</sup>、蒸発ならびにバブル・バースト現象の両者の寄与を明らかにしていくことが、ヒューム生成量の低減法を追求する上で重要であろう。

実用の転炉で、ヒュームの生成挙動を直接調査することが難しいだけに、実験室における基礎的な研究が重要と思われる。もちろん、小規模な脱炭実験と実炉では、火点の温度や気液の流動状態にかなりの差があると予想されるが、基礎実験で現象の本質を解明し、実炉と小規模実験の差を明らかにしていくことが必要と考えられる。このような観点から、本研究では15kg規模の高炭素溶鉄の脱炭におけるヒュームの生成挙動を、酸化ガスの吹付け条件や溶鉄の成分、温度をかえて系統的に調査

昭和60年10月本会講演大会にて発表 昭和61年12月26日受付 (Received Dec. 26, 1986)

\* 新日本製鉄(株)製鋼研究センター (Steelmaking Technology Lab., Nippon Steel Corp., 1-1-1 Edamitsu Yahata-higashi-ku Kitakyushu 805)

した。その結果、ヒュームの生成がバブル・バースト現象と密接に関係していることが明らかになり、バブル・バースト現象が発生する限界の条件やヒューム生成の挙動について、いくつかの興味ある知見が得られたので報告する。

## 2. 実験装置および実験方法

高周波溶解炉 (3 kHz, 30 kVA) で、電解鉄と高純度黒鉛より Fe-C を主成分とする溶鉄約 15 kg を調製し、水冷ランスより酸化性ガスを吹き付けて、高炭素域での脱炭時のヒュームの生成挙動を調査した。実験装置の概要を Fig. 1 に示す。るつぼの内径は 150 mm で、大部分の実験はマグネシアるつぼ (MgO 98% 以上) を使用したが、るつぼ材質の影響をみるため一部アルミナるつぼを用いた。また炉内への外気の侵入を少なくするため、鋼製フードをるつぼの上に設置した。酸化性ガスとしては、ボンベ入り O<sub>2</sub> および O<sub>2</sub>-Ar, O<sub>2</sub>-CO<sub>2</sub> 混合ガスを使用し、流量はあらかじめ検定したオリフィス流量計で測定、調節した。炉底に取り付けた白金熱電対の指示により溶鉄温度を調節したが、高周波電力の変化の浴攪拌状態に及ぼす影響を小さくするため、るつぼ底部中央に取り付けた直径約 20 mm のポーラス・プラグから一定流量の Ar (0.5~0.7 NI/min) を吹き込んで浴を攪拌した。

実験はまず溶鉄の成分、温度を調整し、ノズルからガスを流しつつランスを所定の高さにセットする。2~3 min ガスを流して、炉内のガス成分がほぼ一定となったところで、炉内に挿入した排ガス吸引管より、炉内のヒュームを含むガスを 30~60 s 吸引し、ヒューム濃度

およびガス成分を測定した。ヒュームの重量は JIS 法にしたがい円筒ろ紙 (内径 25 mm, ガラス繊維製) の重量変化で、吸引ガス量は乾式ガス・メーターで測定し、ガス成分はガス・クロマトグラフで分析した。ガス吸引管は内径約 10 mm の石英管で、約 2 NI/min の流量で吸引した。管内の流速はほぼ 40 μm の球形酸化鉄粒子の沈降速度に相当する。吸引管先端から浴面までの距離は約 200 mm に設定した。予備実験で、この距離が 150~250 mm の範囲ではヒューム吸引量に及ぼす影響の小さいことが確かめられた。

一部の実験では、水冷ランス内にファイバー・スコープを装着して、二色温度計 (測定波長 0.50, 0.58 μm) により吹付けガス衝突点の温度を測定した。この測定はガス・ジェット内へヒューム粒子がまき込まれる場合は信頼性がないので、層流コアが浴面に到達していると考えられる場合に限り測定をおこなった。またバブル・バースト現象により、浴面から飛出する溶鉄細粒子のサンプルを薄鉄板円筒 (70 φ×100 mm, 板厚 0.5 mm) に付着させて採取した。円筒をランス周囲に下端が浴面から約 20 mm の位置まで挿入し、15~30 s 保持する。径 1 mm 以下の溶鉄細粒子は薄鉄板に付着し、球形のまま凝固するので、直ちに炉外に取り出し不活性ガス中で冷却した。

ガスの吹付け条件は、ノズルから流出したガスがなるべく混合拡散せず浴面に到達するような条件、すなわち層流ジェットでノズル-浴面間隔の比較的小さい条件を選んだ。溶鉄成分は [C]3.5% の Fe-C 二元系をベースに、[C] 濃度を変えたり少量の S, Si, Mn を添加したりして、それらのヒューム生成に及ぼす影響を検討した。

## 3. 実験結果および考察

### 3.1 Fe-C 二元系溶鉄でのヒューム生成

#### 3.1.1 吹付けガスの流量および組成の影響

溶鉄温度 1350°C で純酸素を吹付けた場合の、酸素流量と炉内より吸引したガス中のヒューム濃度の関係を Fig. 2 に示す。図にみるように、いずれのノズルにおいても、酸素流量がある値以下ではヒューム濃度は非常に低いが、流量がある値をこえると急激に増加する。このヒューム濃度が急増する限界の酸素流量は、ノズル直径  $d$  が大きいほど多いが、ノズルでの線速度に換算すると 2~3 m/sec の範囲に入り、ほぼ同程度の値になっている。

つぎに吹付けガスの流量を一定にして、O<sub>2</sub> を CO<sub>2</sub> または Ar で希釈した場合の、ガス組成とヒューム濃度の関係を Fig. 3 に示す。O<sub>2</sub> 濃度の低下にしたがつて

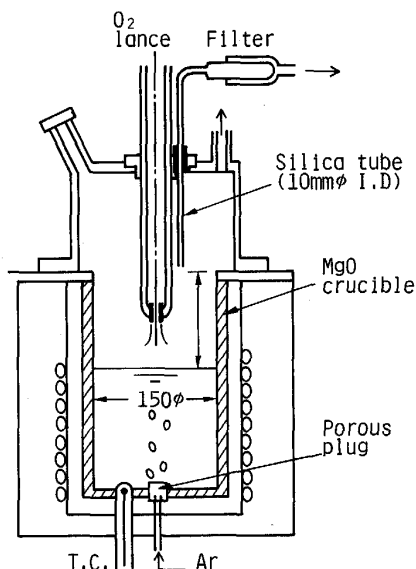


Fig. 1. Experimental apparatus.

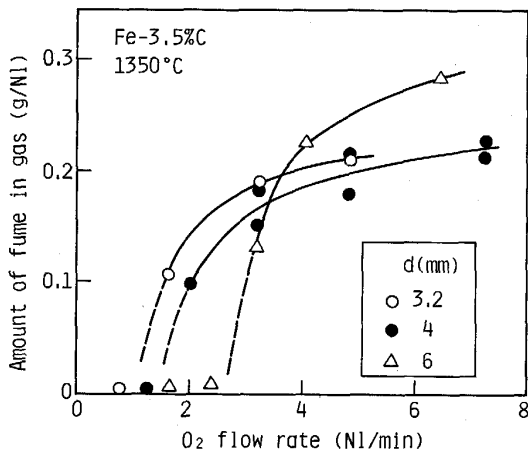


Fig. 2. Effect of  $O_2$  flow rate on the rate of fume formation.

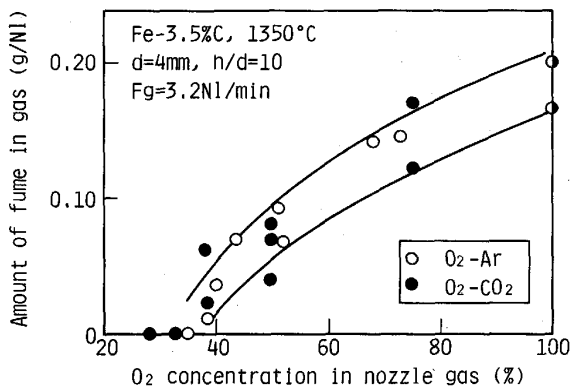


Fig. 3. Effect of nozzle gas composition on the rate of fume formation (laminar jet).

ヒューム濃度が減少し、 $O_2$ 濃度35~40%以下ではヒュームはほとんど発生しなくなる。希釈ガスとしては $CO_2$ 、Arともに同一プロット上にのり、ガス種類の影響が小さいことが知れる。

吹付けガスの組成や流量がヒューム濃度に及ぼす影響は、ジェットへの周囲ガスのまき込みの状況によって相異してくるものと考えられる。Fig. 3はノズル・レイノルズ数 $(Re)_n=1\sim 2\times 10^3$ 、(ノズル-浴面間隔 $h$ )/(ノズル直径 $d$ )=10で層流のコアが浴面に到達していると考えられる場合であるが、乱流ジェットではノズルからの距離によって、中心軸上のガス組成や流速が変化する。一例として、Fig. 4に $d=1.5\text{ mm}$ 、 $(Re)_n=10\sim 20\times 10^3$ 、 $h/d=30$ で $O_2$ を $CO_2$ で希釈した場合の、ノズル・ガス組成とヒューム濃度の関係を示した。 $O_2$ 濃度が70~80%でヒューム濃度が急激に減少しており、Fig. 3の結果とは大幅に相異している。また $h/d$ が小さいほど、低い $O_2$ 濃度でもヒューム濃度が大きくなり、 $h/d$ がある

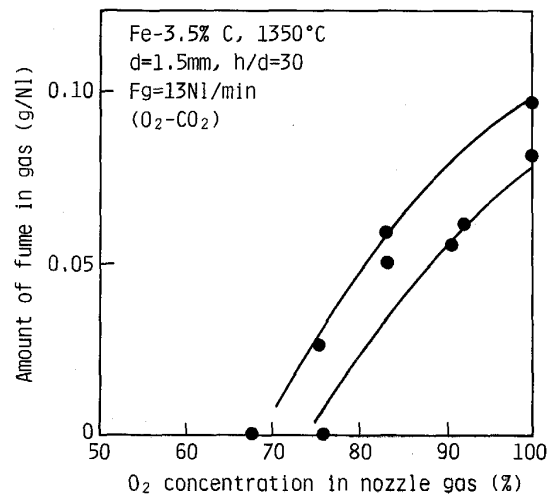


Fig. 4. Effect of nozzle gas composition on the rate of fume formation (turbulent jet).

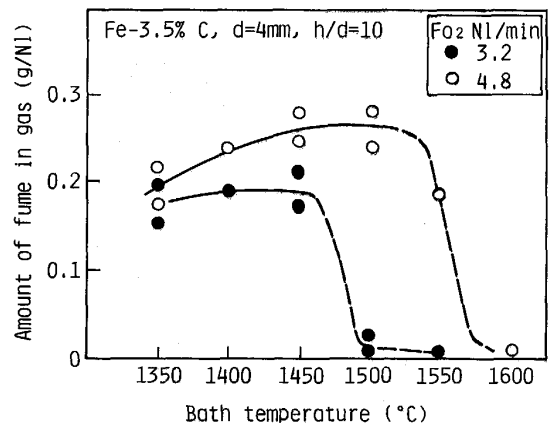


Fig. 5. Effect of bath temperature on the rate of fume formation.

値をこえると $O_2$ 濃度が100%でもヒュームはほとんど発生しなくなる。ヒュームの生成に及ぼす溶鉄成分や温度の影響を明らかにするには、ジェットの衝突点でのガス組成が一定であることが望ましい。本検討においては、上述のようなジェットへの周囲ガスのまき込みの影響をさけるため、 $(Re)_n$ が2000以下の層流ジェットで $h/d=10$ の条件、すなわち層流のコアが浴面に到達していると考えられる場合についてのみ実験した。

### 3.1.2 溶鉄温度の影響

酸素流量を一定にして、溶鉄の温度がヒューム濃度に及ぼす影響を調べた結果をFig. 5に示す。溶鉄温度の上昇によりヒューム濃度はやや大になる傾向があるが、あまり顕著には増加しない。また、ある温度からヒュームの生成量が急激に減少する特異な現象が見出された。すなわち、酸素流量が3.2 Nl/minのときは1450~

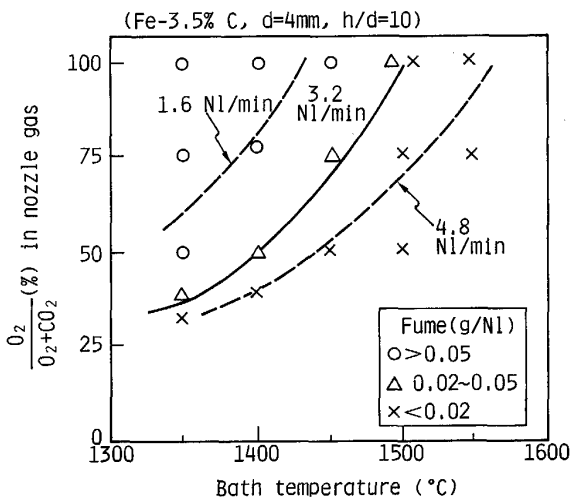


Fig. 6. Effect of nozzle gas composition and bath temperature on fume formation.

1500°C の間に、4.8 NI/min のときは 1550~1600°C の間にヒューム濃度が急変する限界の条件がある。

このようなヒューム生成に及ぼす溶鉄温度の影響をさらに詳しくみるために、O<sub>2</sub>-CO<sub>2</sub> 混合ガスでガス流量を一定にし、各温度でガス組成をかえてヒューム濃度を調べた。ヒューム濃度大な場合 (○)、ヒュームがほとんど生成しない場合 (×) とその中間の場合 (△) を記号で示したのが Fig. 6 である。溶鉄温度が低いほど、ヒューム発生域が O<sub>2</sub> 濃度の低い範囲まで拡大していることがわかる。この図の 1350°C の座標上で、O<sub>2</sub> 濃度とヒューム濃度の関係を調べたのが、前出の Fig. 3 である。

このようなヒューム発生量が急増する限界の条件はガス流量にも依存している。Fig. 6 の実線はガス流量が 3.2 NI/min のときのヒューム発生の限界条件を示しており、ガス流量が 1.6 および 4.8 NI/min の場合のヒューム発生の限界条件を、同図内に破線で示している。これらの結果から、ヒューム発生限界は吹き付けるガスの流量や O<sub>2</sub> 濃度にも依存するが、溶鉄温度が低いほどヒューム発生域が拡大していることが明らかになった。

### 3.1.3 ヒュームの生成機構

Fig. 2 に示したように、層流の酸素ジェットを高炭素溶鉄に吹き付けた場合、酸素流量がある値以上になるとヒューム生成量が急激に増加する。また乱流ジェットでは、酸素流量よりもノズル-浴面間隔 *h* の影響が顕著で、*h* がある値以下になるとヒューム生成量が急激に増加する。炉内観察によると、層流ジェットでは酸素流量がこの限界値以下の場合に、乱流ジェットでは *h* が限界値以上の場合には、ヒュームや浴内部からの CO 気

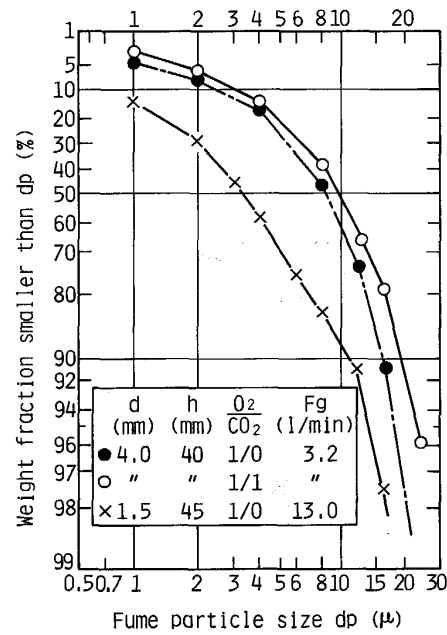


Fig. 7. Size distribution of fume particles.

泡の発生が認められなかった。酸素流量もしくはノズル-浴面間隔がこの限界条件をこえると、ガス吹付け開始後すみやかに火点近傍が明るく輝き、同時に多量のヒュームの発生と微細な赤熱溶鉄粒子の飛び出しが認められるようになり、炉内は短時間で透視困難になる。このようなヒューム生成の挙動は、溶鉄内部で発生した CO 気泡の破裂、いわゆるバブル・バースト現象と密接な関係があると考えられる。そこで、ヒュームおよび飛び出した溶鉄粒子の性状を調査するとともに、二色温度計により火点温度を測定した。その結果を以下に簡単に述べる。

(1) ヒュームの性状：ろ紙に捕集したヒュームを水で洗浄し、超音波で分散させつつレーザー回折法 (CILAS 社 Laser granulometer) で粒度分布を測定した。測定結果の例を Fig. 7 に示す。これよりヒューム中に数 μm 以上の大型の粒子が多量に存在していることがわかる。電子顕微鏡による観察結果では、数 μm の大型粒子に 0.01~0.1 μm の微小粒子が多数付着した形態のものが多く観察された。

(2) 微細な溶鉄粒子の発生とその性状：前章に述べた方法で、溶鉄粒子の飛び出しの有無の判定とサンプルの採取を行った。溶鉄粒子の飛び出しが確認されるのは、ヒューム量の多い場合 (0.02~0.05 g/Nl 以上) に限られており、かつ、ヒューム量の多い場合には常に溶鉄粒子の飛び出しが認められることが明らかになった。本実験の条件では、ジェットの運動エネルギーで溶鉄の飛沫が生じることはないので、上記の微細な

Table 1. Chemical analysis of bubble burst particles.

| T. Fe (%) | M. Fe (%) | Fe <sup>++</sup> (%) | Fe <sup>+++</sup> (%) | C (%)   |
|-----------|-----------|----------------------|-----------------------|---------|
| 95.5~97.6 | 87.0~94.7 | 2.4~6.7              | (0.2~4.1)             | 1.3~2.4 |

Fe-3.5% C, 1350°C,  $d=4\text{ mm}\phi$ ,  $F_{O_2}=3\sim6\text{ l/min}$ ,  $n=5$

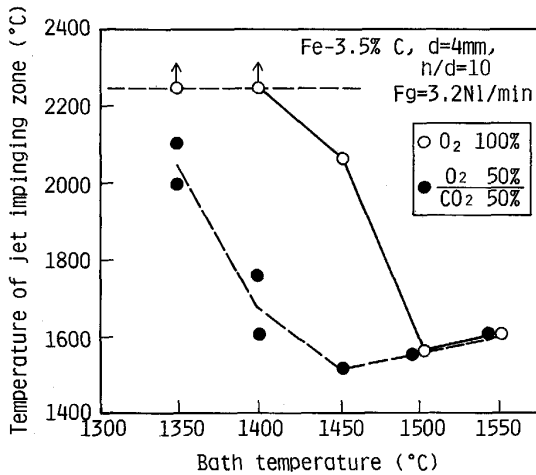


Fig. 8. Temperature of the jet impinging zone measured by two color pyrometer.

溶鉄粒子はバブル・バースト現象で生成したものである。

つぎに、この粒子の性状については、検鏡および篩い分けの結果から、この粒子がほぼ完全な球形で、50~500  $\mu\text{m}$  の間に 80% 以上含まれることが判明した。またその組成は Table 1 に示すように、大部分が金属鉄であった。この粒子の発生量は酸素流量が増すにしたがって増加する傾向があり、薄鉄板円筒への付着量の高さ方向の分布から、浴面からの全飛び出し量は 5~50 g/min 程度と推定された。

(3) 火点の温度測定：ランスのノズル孔より検知される二色温度計の信号は、ふれ幅の大きい短周期の振動波形を示すが、これを平滑化して平均温度を求めた。

Fig. 8 に吹付けガス流量 3.2 NI/min で、溶鉄温度をかえた場合の測定結果を示した。前出の Fig. 5 にみられるように、溶鉄温度 1500°C 以上では、純  $O_2$  でもヒュームはほとんど発生せず、この場合には火点温度は上昇しない。1450°C 以下でヒューム発生域に入り、二色温度計の指示は急激に上昇して、1400°C 以下では確実に 2200°C 以上の指示温度が観測された。(使用した二色温度計の測定限界が 2200°C) 50%  $O_2$ -50%  $CO_2$  の場合にも、ヒュームの発生と指示温度の急上昇が対応することが確かめられたが、その温度レベルは  $O_2$  のみの場合よりも低い。このように二色温度計の指示の上昇がヒューム発生量の多い場合に限

られることが確かめられた。

従来から、 $O_2$  または  $O_2$  を含む混合ガスによる脱炭実験<sup>12)~14)</sup> やヒューム発生の実験<sup>9)~11)</sup> で、バブル・バースト現象を確認した例は多数報告されている。この現象は浴面直下の溶鉄内部で  $CO$  気泡が発生することによると考えられる。 $CO$  気泡の発生が均一核生成によるのか、浴内にある酸化物を核とするのかは明らかではないが、 $C \times O$  濃度積から計算される過飽和圧力が、比較的低い条件でおこることを報告している例<sup>14)15)</sup> がある。本実験のように、攪拌された高炭素溶鉄に高密度で  $O_2$  が吹き付けられている火点の近傍では、浴内部への酸素の供給速度も大きく、局部的に  $C \times O$  濃度積の大きい部分が生じて、浴内部から  $CO$  気泡が発生する可能性は十分あるものと考えられる。ヒューム量の少ない領域では  $CO$  ガスは浴表面から発生しており、酸素流量がある値をこえると浴内部から  $CO$  気泡が発生するようになって、ヒューム生成量が急増すると考えると、Fig. 2 の結果が良く説明される。溶鉄温度の影響に関する Fig. 5, 6 の結果も、温度が高いほど  $CO$  ガスが浴表面からのみ発生する領域が拡大することによって理解される。

つぎに、バブル・バースト現象によつて、数  $\mu\text{m}$  程度のヒュームを構成する細粒子が生成する機構については、二通りの考え方ができる。一つは、浴から飛び出した溶鉄粒子が再バーストして微細な粒に分裂するという考え方<sup>11)</sup> であり、他の一つは溶鉄表面から小径の気泡が離脱するときに数  $\mu\text{m}$  から数十  $\mu\text{m}$  の細粒子が生成するという考え方である。後者については、NEWITT ら<sup>16)</sup> が常温の液体で、気泡離脱直前に天井液膜が破裂して多数の細粒子が生成し、離脱後に液柱が分裂して数個の粗粒子が生成することを報告している。また常温の液体から小径の気泡が離脱するときに生成する液滴飛沫の粒度分布には、二つのピークがあることを報告している例もある<sup>16)17)</sup>。本実験で採取された金属鉄粒子の粒径は、常温の液体で液柱分裂によつて生成される粗粒の粒径測定結果<sup>18)19)</sup> とよく対応している。

バブル・バーストがある場合に限つて、火点の温度上昇が観測される理由としては下記の二項が考えられる。

1) バブル・バーストで生成した細粒子が  $O_2$  を含む気流中にまき込まれて急激に燃焼すると同時に、 $CO$  から  $CO_2$  への燃焼を促進する。

2) 溶鉄の表面更新が促進され、酸素吸収速度が大幅に増大して局部的に温度が急上昇する。

炉内の目視では、1) の理由によると思われる一種の着火現象が観察される。しかし、二色温度計の情報だけ

では発熱部の位置やその広がりにはわからず、火点の温度が著しく上昇する機構を明らかにすることはできなかった。火点近傍の温度が 2000°C をこす値になる結果として、溶鉄成分の蒸発が促進されることは十分考えられる。ヒュームの電顕観察で認められた大型粒子に付着している 0.1 μm 以下の微粒子は、蒸発成分が凝集して生成したものではないかと推測されるが、本研究ではこの点についての詳細な検討はおこなわなかった。

3・2 ヒューム生成に及ぼす溶鉄成分の影響

3・2・1 [C] 濃度の影響

溶鉄温度 1350°C で O<sub>2</sub> 流量を一定にして、[C] 濃度を変えたときのヒューム濃度の変化を Fig. 9 に示す。[C] が低くなるとヒューム濃度が減少する傾向があり、[C] が 0.5% 以下ではヒューム濃度は著しく小さくなる。

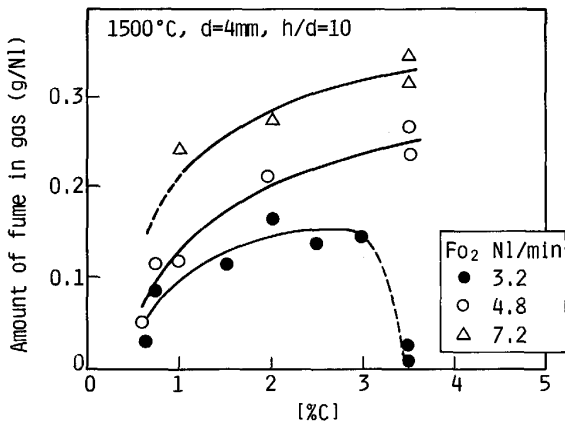


Fig. 9. Effect of [%C] on the rate of fume formation.

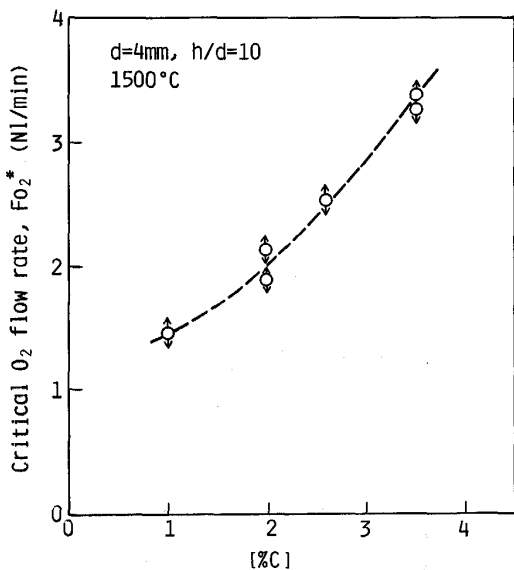
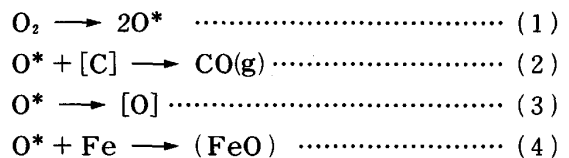


Fig. 10. Effect of [%C] on the critical O<sub>2</sub> flow rate for bubble bursting.

る。ヒューム生成量の多少は、浴面直下での過飽和圧力の大小または CO 気泡の成長速度の大小に支配されているものと考え、これらは局所的な [C] 濃度したがってバルクの [C] 濃度に強く依存することになる。Fig. 9 の結果は定性的には以上のように解釈される。なお、ヒュームの生成速度に [C] がかなり顕著に影響するという結果は他の研究者<sup>6)9)11)</sup>によつても報告されている。

つぎに、ヒューム濃度が急増する限界の酸素流量に対する [C] の影響を検討した。この限界流量の値は、炉内の目視や二色温度計の指示により、±0.2 Nl/min 程度の精度で決定することができる。ノズル直径 4 mm、溶鉄温度 1500°C での限界酸素流量 F<sub>O<sub>2</sub>\*</sub> と [C] 濃度の関係を Fig. 10 に示す。[C] が低いほど F<sub>O<sub>2</sub>\*</sub> の値が小さくなっており、溶鉄温度が異なる場合も同様の傾向がある。

前章でのべたように、この限界条件が脱炭反応において、浴内部から CO 気泡が発生しはじめる条件とすると、[C] の影響について以下のような説明が考えられる。O<sub>2</sub> による脱炭で、CO 気泡が浴の表面から発生している場合の主な反応過程として下記の四つがあげられる。



ここに O\* は溶鉄表面に吸着された酸素を表す。浴内部から CO 気泡が発生するためには、反応(3)、(4)により [O] または (FeO) が生成する必要がある。[O] または (FeO) の生成量の多少は(1)と(2)の反応のバランスによつてきまる。(2)の反応量が溶鉄バルクの

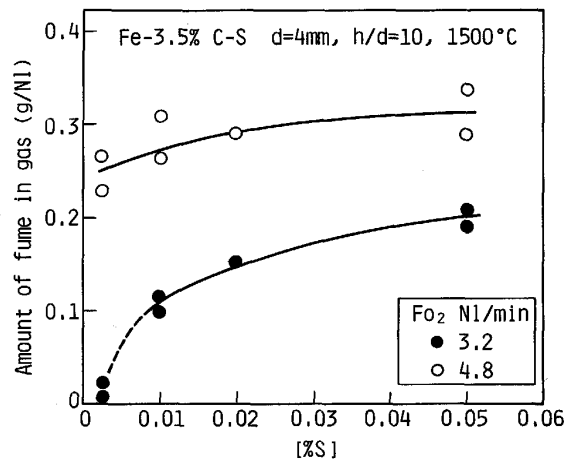


Fig. 11. Effect of [%S] on the rate of fume formation.

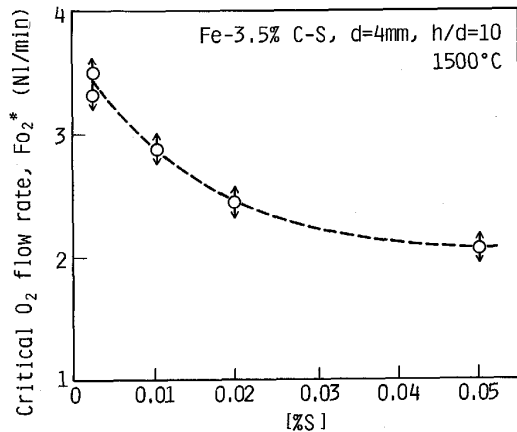


Fig. 12. Effect of [% S] on the critical O<sub>2</sub> flow rate for bubble bursting.

[C] 濃度に依存すると考えれば, [C] が低いほどバブル・バースト域に移行する酸素流量の値が小さくなるということが説明される. 前章でのべた溶鉄温度が低いほど  $F_{O_2}^*$  が小さくなる理由も, (2)の反応速度に及ぼす溶鉄バルク温度の影響が大きいことによるのではないかと考えられる.

### 3・2・2 [S] 濃度の影響

溶鉄温度 1500°C で酸素流量  $F_{O_2}$  を一定にし, [S] 濃度をかえたときのヒューム濃度の変化を Fig. 11 に示す.  $F_{O_2}$  が 4.8 NI/min のときはヒューム濃度に対する [S] の影響はあまり大きくないが,  $F_{O_2}$  が 3.2 NI/min のときは, [S] が 0.003~0.010% の間で急激にヒューム濃度が変化する. 一方, ヒューム発生の限界酸素流量  $F_{O_2}^*$  に対する [S] の影響を調べた結果を Fig. 12 に示す. 溶鉄 [S] の増加によつて  $F_{O_2}^*$  が低下する. [S] が 0.01% 程度添加されると酸素流量 3.2 NI/min でもバブル・バースト発生域に入るため, ヒューム濃度が急増すると考えられる.

高炭素溶鉄の脱炭で界面の化学反応が律速になるような場合に, S の添加によつて脱炭速度が低下する事実はすでに報告されている<sup>20)~23)</sup>. 本実験でも [S] が 0.003% から 0.05% に増加すると, 脱炭速度が 5~10% 低下することが見出された. すなわち, [S] が界面の吸着サイトを占拠する結果, 前出の(1)式または(2)式の反応の速度が低下するものと考えられる. 脱炭速度の低下は(1)式, (2)式のいずれの速度が低下しても起こりうる. しかし, Fig. 12 のように [S] の増加によつて  $F_{O_2}^*$  が低下する事実は, (1)式の反応より(2)式の反応に対して, [S] の影響が大きいと考えなければ説明できない. このような考え方が妥当か否かを判断するには, 界面反応に対する [S] の影響についてさらに検討

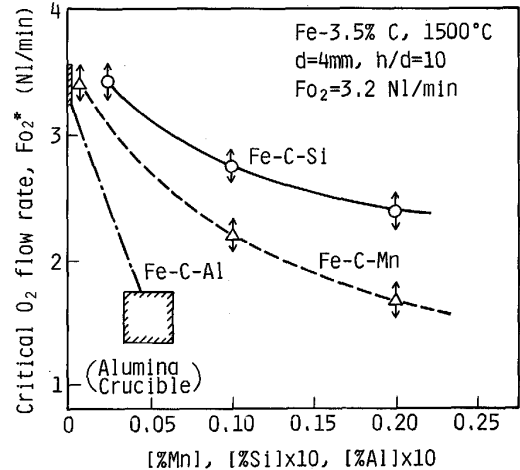


Fig. 13. Effect of [% Si], [% Mn], [% Al] on the critical O<sub>2</sub> flow rate for bubble bursting.

を要する.

### 3・2・3 [Si], [Mn], [Al] の影響

溶鉄中に微量の Si, Mn, Al などの脱炭成分が含有されると, バブル・バースト発生の限界酸素流量  $F_{O_2}^*$  の値が小さくなることを見出された. 1500°C の Fe-3.5% C の二元系溶鉄に Si, Mn を少量添加して  $F_{O_2}^*$  の変化を測定した結果を Fig. 13 に示す. [Si] では 0.02% 程度まで, [Mn] では 0.2% 程度まで, 添加量の増加にしたがって  $F_{O_2}^*$  が低下するが, それ以上添加しても  $F_{O_2}^*$  はあまり低下しない.

つぎに, るつば材質がマグネシアの場合とアルミナの場合で,  $F_{O_2}^*$  に大きな差があることを見出された. アルミナるつばを使用した場合, 溶鉄中の [C] によつて還元され, 1500°C では [Al] 濃度が 0.003~0.006% となる. これによつて  $F_{O_2}^*$  の値が Fig. 13 に示したように大幅に低下する. この低下の理由が [Al] によるものであることは, マグネシアるつばで溶鉄に少量の Al を添加した実験で確認された. しかし, [Si], [Mn] と異なり, 数分間の酸素吹錬でバルクの [Al] 濃度がかなり変化する可能性があるため, Al 添加量を系統的にかえる実験はおこなわなかつた.

MORRIS ら<sup>10)</sup> もるつばの種類によつて, ヒューム量が急増する限界条件に差があることを見出し, これがるつばから混入する [Si] によるものであると報告している. かれらはこのような微量の [Si] がバブル・バースト現象に大きく影響する理由として, 火点付近の浴内に生成した酸化物が核となり, CO 気泡の生成を促進することによると推定している. この推定が妥当か否かは明らかでないが, 本実験にみられるような Si, Mn, Al などの影響を共通に説明しうる一つの考え方と思われる.

#### 4. 結 言

15 kg 高周波溶解炉で、高炭素溶鉄の脱炭時のヒュームの生成挙動を調査した結果、以下のことが判明した。

(1) 吹き付ける酸素の流量がある値以上になると、浴内部から CO 気泡が発生しはじめ、微細な気泡の破裂 (バブル・バースト現象) にともなつて、ヒュームの発生量が急増するとともに、多量の微細な溶鉄粒子の飛び出しが認められるようになる。

(2) 溶鉄温度が低い方が、少ない酸素流量および低い酸素濃度で、バブル・バースト発生域に入る。

(3) 溶鉄 [C] が低い方が、少ない酸素流量でバブル・バースト発生域に入るが、同一ガス流量でのヒューム発生量は少なくなる。

(4) 少量の S, Si, Mn, Al の存在によつて、バブル・バースト現象がおこりやすくなる。

#### 文 献

- 1) K. H. SARGENT: Recent Advances with Oxygen in Iron and Steelmaking (1964), p. 296 [Butterworth & Co., London]
- 2) D. W. HOPKINS, W. JOHNSON and R. DAVIES: Ironmaking Steelmaking (1975), p. 25
- 3) 石渡信之, 中村皓一, 山田容三, 磯平一郎, 辻野良二, 平居正純: 鉄と鋼, **70** (1984), S1023
- 4) 三崎規生, 今井卓雄: 学振 19 委-No. 10690 (昭和 60 年 10 月)
- 5) 興梶昌平, 松尾 亨, 増田誠一: 鉄と鋼, **71** (1985), S986
- 6) 大野剛正, 尾野 均, 岡島正樹: 鉄と鋼, **72** (1986), S239
- 7) E. T. TURKDOGAN, P. GRIEVESON and L. S. DARKEN: J. Met., (1962) July, p. 521
- 8) E. T. TURKDOGAN: Trans. Metall. Soc. AIME, **230** (1964), p. 740
- 9) 小坂岑雄, 蓑輪 晋: 鉄と鋼, **50** (1964), p. 1735
- 10) J. P. MORRIS, J. P. RIOTT and E. G. ILLIG: J. Met. (1966), p. 803
- 11) A. F. ELLIS and J. GLOVER: J. Iron Steel Inst. (1971), p. 593
- 12) L. A. BAKER and R. G. WARD: J. Iron Steel Inst. (1967), p. 714
- 13) D. N. GHOSH: Ironmaking Steelmaking (1975), p. 36
- 14) P. A. DISTIN, G. D. HALLETT and F. D. RICHARDSON: J. Iron Steel Inst. (1968) Aug., p. 821
- 15) N. H. EL KADDAH and D. G. C. ROBERTSON: Journal of Colloid and Interface Sci., **60** (1977), p. 349
- 16) D. M. NEWITT, N. DOMBROWSKI and F. H. KNELMAN: Trans. Inst. Chem. Eng., **32** (1954), p. 244
- 17) F. H. GARNER, S. R. M. ELLIS and J. A. LACEY: Trans. Inst. Chem. Eng., **32** (1954), p. 222
- 18) 三石信雄, 松田裕二, 山本 寛, 大山義年: 化学工学, **22** (1958), p. 680
- 19) 高橋照男, 宮原敏郎, 真田安祥: 化学工学論文集, **5** (1979), p. 565
- 20) H. NOMURA and K. MORI: Trans. Iron Steel Inst. Jpn., **13** (1973), p. 325
- 21) D. R. SAIN and G. R. BELTON: Metall. Trans. B, **7** (1976), p. 235
- 22) D. R. SAIN and G. R. BELTON: Metall. Trans. B, **9** (1978), p. 403
- 23) H. G. LEE and Y. K. RAD: Metall. Trans. B, **13** (1982), p. 403