

© 1988 ISIJ

 ///////////////  
 論 文  
 ///////////////

## 転炉におけるダスト発生機構

 平居 正純\*・辻野 良二\*・大野 剛正\*<sup>2</sup>  
 石渡 信之\*<sup>3</sup>・井下 力\*<sup>4</sup>

### The Mechanism of Dust Generation in Converter

 Masazumi HIRAI, Ryoji TSUJINO, Takamasa OHNO,  
 Nobuyuki ISHIWATA and Tsutomu INOSHITA

#### Synopsis:

A study was made on the mechanism of dust generation by the investigation of dust behavior in top and bottom blowing converter. The results are summarized as follows:

(1) Dust in converter is formed by the condensation of fume on the surface of bubble bursting particle.

(2) Weight ratio of bubble bursting particle included in total weight of dust is larger in early stage of blowing and decreases with blowing time. Therefore it is considered to be effective for decreasing dust weight to form slag as early as possible in the blowing period and to decrease the temperature of hot spot area by oxygen jet in the middle and final stage of blowing.

Key words: dust; fume; bubble burst; basic oxygen steelmaking.

## 1. 緒 言

溶銑予備処理技術および上底吹き複合吹錬技術の発達により転炉でのスラグミニマム吹錬が可能となるとともにスラグ中への鉄損失が大幅に低減されてきた。それに伴い転炉において発生するダストの転炉の鉄損失に占める比率が増大し、転炉の鉄歩留向上でダスト発生量の低減が重要な課題となつてきた。これまで製鋼時のダストに関する研究<sup>1)~9)</sup>は数多くなされておられ、ダスト発生機構についてはFeの蒸発が原因(以後その生成物をヒュームと称する)とする説<sup>1)~6)</sup>とスピittingまたは気泡の湯面離脱に伴つて粒鉄が飛散し、一部のものはさらに炉内での反応により微細化する(以後その生成物をバブルバースト粒子と称する)ことによつてダストとなるとする説<sup>7)8)</sup>に大別されるが統一的な見解は示されていないのが現状である。

またこれまで実炉の上底吹き転炉で発生するダストの系統的な研究は少なく、ダストの発生に及ぼす要因を検討しさらにダストの発生がヒュームまたはバブルバーストのいずれの機構でなされているのかを追求することはダスト発生量の減少対策を立てる上で非常に重要である。

そこで本研究では実炉の上底吹き転炉でのダスト発生

の挙動調査を行い、ダスト発生に及ぼす要因を明らかにするとともに、ダスト発生機構について検討した。

## 2. 実 験 方 法

300 t, 250 t, さらに一部 175 t の上底吹き転炉におけるOG集塵装置での粗粒分離器前にて集塵水を吹錬開始から終了まで2 minごとに採取し、その中のダストを抽出し調査した。

また後述するように転炉ダストの発生機構としてヒュームとバブルバーストの両者が関与していると考えられたので、Feに対し蒸気圧の非常に低い<sup>16)</sup>Moを転炉吹錬前にあらかじめ溶銑中に添加することによつて吹錬中のダスト発生量に占めるバブルバースト粒子の比率を求めることを試みた。Mo添加試験は合計3吹錬行い、そのうち1吹錬はFe-Mo合金(Mo約62%, Fe約38%)の形で、2吹錬はモリブデン鉱石(MoO<sub>3</sub>:Mo約61%, O約39%)の形で添加した。なおMoO<sub>3</sub>はFeに比べ蒸気圧が高く<sup>16)</sup>、モリブデン鉱石を添加した試験についてはMoO<sub>3</sub>が還元されるまえに、スラグまたは鋼浴中から蒸発しダストに含有されることが考えられるため、モリブデン鉱石の還元が終了していると考えられる転炉の吹止め時点のみをデータとして採用した。

昭和61年4月本会講演大会にて発表 昭和62年9月7日受付 (Received Sep. 7, 1987)

\* 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Kimitsu Kimitsu 299-11)

\*<sup>2</sup> 新日本製鉄(株)堺技術研究部 (Sakai R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

\*<sup>3</sup> 新日本製鉄(株)君津製鉄所 (Kimitsu Works, Nippon Steel Corp.)

\*<sup>4</sup> 新日本製鉄(株)八幡製鉄所 (Yawata Works, Nippon Steel Corp.)

採取したダストについては、化学分析、光学顕微鏡（以後検鏡と略称する）および電子顕微鏡（以後電顕と略称する）による観察、EPMA 定量分析、粒度分布測定等に供した。なお EPMA 測定用試料は、採取ダストを真空下で樹脂埋込みを行い、それらを研磨して測定に供した。EPMA の測定は、0.5 μm 以上の粒径のダストについては EPMA 加速電圧を 15 kV に設定し点分析を行い、また 0.5 μm 未満の粒径のダストについては EPMA 加速電圧を X 線発生限界に近い 12 kV に設定し線分析を行うことによつておのおの場合、ダスト粒子の大きさに対し X 線発生深さ<sup>21)</sup> が大きくなりすぎないようにし、測定誤差を極力小さくするようにした。

またダスト発生機構の考察に当たつては 20 kg 溶解炉でのモリブデン添加および Mo と同じく Fe より蒸気圧の低い<sup>16)</sup> Pt 添加の脱炭実験<sup>19)</sup> におけるダスト中 Mo, Pt の挙動について調査しそのデータも用いた。

### 3. 実験結果

#### 3.1 ダストの成分組成

Table 1 に吹錬時間 2 min ごとに採取し合計して分析した平均の成分組成の代表例を示す。90% 以上が金属鉄（以後 M・Fe と略称する）および FeO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> の酸化鉄であり、残り成分として全マンガン（以後 T・Mn と略称する）、C, CaO, SiO<sub>2</sub>, MgO, P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 等である。全鉄（以後 T・Fe と略称する）のうち Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> は数% 以下と少なく、M・Fe と FeO が大部分である。なお微量であるがダスト中に含まれる CaO, SiO<sub>2</sub>, MgO, P<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 等はスラグの飛散によるものと考えられる。

#### 3.2 ダストの吹錬中の発生速度の推移

Fig. 1 に全ダスト量およびダストの主成分である T・Fe, M・Fe, FeO, Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 量について吹錬中の発生速度の推移を示す。一般的傾向として全ダストの発生速度は吹錬初期に急激に増加し、その後吹錬中期はほぼ一定で、吹錬末期に急激に低下する傾向がみられる。ダスト中 T・Fe, M・Fe の発生挙動は全ダストの発生挙動とほぼ同じであるが、FeO については吹錬初期および末期に発生速度が比較的增加し、Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> については吹錬初期のみ発生する傾向がみられる。また Fig. 2 には送酸速度の異なる吹錬についてダスト中 T・Fe の発生速度の推移を示す。送酸速度が大きい吹錬でダスト中 T・Fe の発生速度が大きくなる傾向がみられるが、どの吹錬も

ダスト中 T・Fe の発生挙動は上記とほぼ同様の傾向を示す。なお上述のように全ダストの発生速度とダスト中 T・Fe の発生速度とは同様の挙動を示すとともに、全ダスト中の大部分が T・Fe のため以後ダスト中 T・Fe の発生量をダスト発生量の指標とする。

溶鋼中の炭素濃度とダスト発生速度との関係について E. T. TURKDOGAN ら<sup>15)6)</sup> は [C] が約 2% 以下で、また J. P. MORRIS ら<sup>7)</sup> は [C] が約 1.5% 以下でダスト発生速度が急減することおよびそれ以上の [C] では炭素濃度に比例してダスト発生速度が大きくなることを小型炉実験の結果から報告しているが、本実炉実験結果では吹錬末期の [C] が 1~2% 程度からダスト中 T・Fe の発

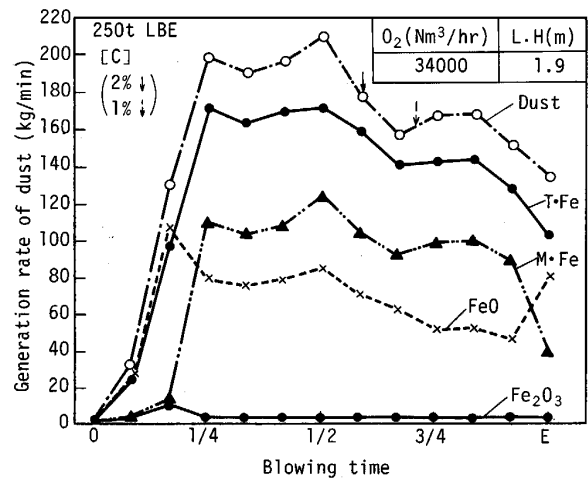


Fig. 1. Changes of generation rate of dust during blowing.

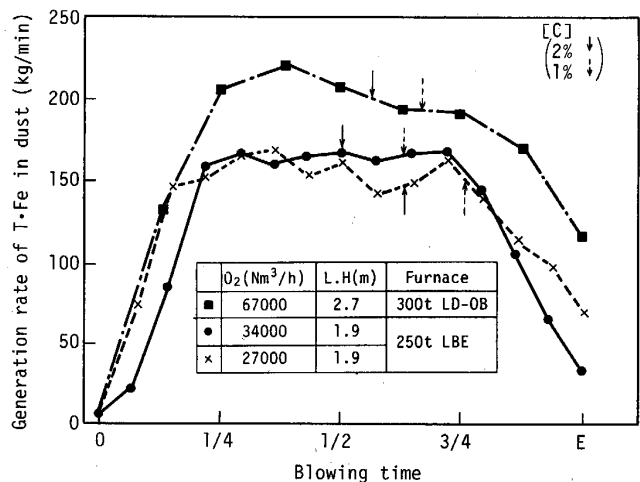


Fig. 2. Changes of generation rate of T·Fe in dust during blowing.

Table 1. Example of chemical composition of dust (250 t LBE).

Component	T·Fe	M·Fe	FeO	Fe <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	T·Mn	C	S	CaO	SiO <sub>2</sub>	MgO	P <sub>2</sub> O <sub>5</sub>
Chemical composition (%)	84.15	50.27	43.11	0.54	0.64	0.81	0.062	0.21	0.68	0.96	0.070

生速度はやや低下するものの吹錬中のダスト中 T・Fe の発生速度の炭素濃度依存性は上記小型炉実験ほど顕著ではない。ダスト中 T・Fe の発生速度が炭素濃度依存性をもつ理由として種々の考え方があがあるが<sup>1)5)7)</sup>、実炉での本実験結果との相異として、小型炉実験の場合後述のように実炉でみられる吹錬中期以降の蒸発の増加がみられないため、実炉に比べダスト発生量に占めるバブルバースト比率が高くなりダスト中 T・Fe 発生速度にみかけ上大きな炭素濃度依存性をもつものと推定される。すなわち小型炉の場合、実炉に比べ概して炉外へ熱損失が大きく炉内雰囲気温度の低下、さらに本小型炉実験でも火点温度が約 2200°C<sup>19)</sup> と実炉での測定結果の 2400~2500°C<sup>22)</sup> に比べかなり低いため、相対的に蒸発量は少なくなると考えられる。ちなみに後述のように本実炉実験の結果、バブルバースト起因のダスト中 T・Fe の発生速度が炭素濃度依存性をもつ現象と小型炉実験でのダスト発生速度が炭素濃度依存性をもつ現象とは類似している。

なお FeO が吹錬初期および末期に、また Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> が吹錬初期に発生速度が比較的大きいが、この原因としては、吹錬初期および末期には転炉排ガス中の CO<sub>2</sub>/(CO+CO<sub>2</sub>) 率が比較的高く<sup>10)</sup>、その酸素ポテンシャルが高いためにヒュームまたはバブルバースト粒子の Fe が酸化されるためと考えられる。

3.3 ダスト中 T・Fe 発生量に及ぼす吹錬条件の影響

3.3.1 造滓剤量の影響

Fig. 3 に示すように造滓剤量が約 20 kg/t 以上ではダスト発生量と造滓剤との間には明瞭な関係は認められない。この理由として、20 kg/t の造滓剤が添加されれば、鋼浴面全体のカバーまたは O<sub>2</sub> ジェット周辺のスラグフォーミングレベルがある限界値以上存在するためヒュームまたはバブルバースト粒子の発生を抑制するためと考えられるが、造滓剤添加量の少ない場合、ダスト量は増加するとの報告<sup>11)</sup> もあり、今後さらにレススラ

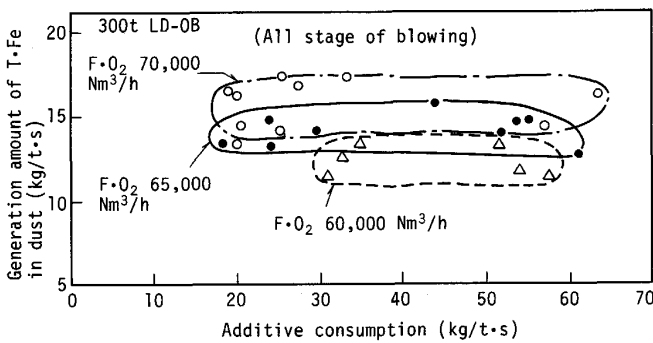


Fig. 3. Effect of additive consumption on the total generation amount of T・Fe in dust.

グの状態のダスト発生量への影響について検討追求していく必要がある。

3.3.2 上吹き送酸素条件の影響

300 t および 250 t 上底吹き転炉における吹錬中期 (吹錬全時間の 1/4~3/4) 平均のダスト発生速度と上吹き送酸素速度との関係を Fig. 4 に、同じく吹錬中期平均のダスト発生速度と上吹き O<sub>2</sub> ジェットの鋼浴面でのみかけの広がり面積との関係を Fig. 5 に示す。なおジェットのみかけの広がり面積は (1)~(3) 式<sup>10)</sup> で求められる自由噴流の長さとして (4) 式<sup>12)</sup> より  $U/U_m \approx 0.01$  として求められる噴流角度約 26° より求めた。

$$h = L_G - H_c \dots\dots\dots (1)$$

$$H_c/d_o = 4.12 P - 1.86 \dots\dots\dots (2)$$

$$F \cdot O_2 = 58.1 \times nA \times (P + 1.033) \times 10^4 \dots\dots\dots (3)$$

$$U/U_m = \exp[-87(\tau/x)^2] \dots\dots\dots (4)$$

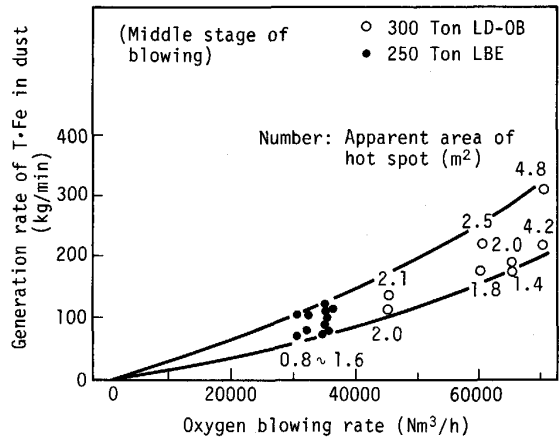


Fig. 4. Relation between generation rate of T・Fe in dust and oxygen blowing rate in the range of blowing time from 1/4 to 3/4.

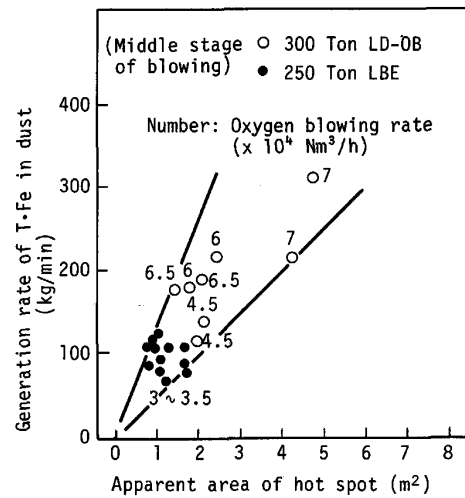


Fig. 5. Relation between generation rate of T・Fe in dust and apparent area of hot spot in the range of blowing time from 1/4 to 3/4.

ここで  $h$ : 自由噴流の長さ (cm),  $L_G$ : ランス羽口と湯面間の距離 (cm),  $H_c$ : 超音速コアー長さ (cm),  $d_o$ : ランス羽口径 (cm),  $P$ : ランス羽口前圧力 ( $\text{kg}/\text{cm}^2$ )  $F \cdot \text{O}_2$ : 送酸素速度 ( $\text{Nm}^3/\text{h}$ ),  $n$ : ランス羽口個数,  $A$ : ランス羽口断面積 ( $\text{m}^2$ )  $U, U_m$ : おのおの円筒座標で表した点  $(x, r)$  と  $(x, 0)$  における  $\text{O}_2$  ジェットの自由噴流の流速 ( $\text{cm}/\text{s}$ ),  $r$ : 自由噴流内半径方向距離 (cm),  $x$ : 自由噴流の羽口側からの距離 (cm) である。

Fig. 4, 5 より上吹き送酸素速度が大きいほど, また同一送酸素速度であれば上吹きジェットの鋼浴面でのみかけの広がり面積が大きい (すなわちソフトブロー) ほどダスト中 T-Fe の発生速度が大きいことがわかる。

### 3.4 ダストのミクロ調査

#### 3.4.1 ダストの外観

検鏡観察の結果, ダストは最大  $100 \mu\text{m}$  以上のものも存在するが大半が  $1 \mu\text{m}$  以下の細粒であり, それらについて電顕観察すると, Photo. 1 に示すように従来ヒュームダストの特徴とされる多角形の形態<sup>13)14)</sup> のものはほ

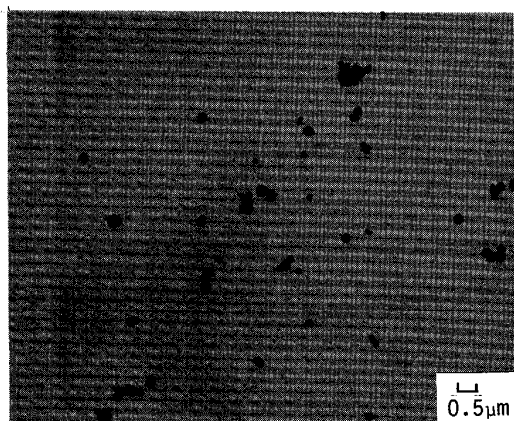


Photo. 1. Dust appearance by electron microscopy (300t LD-OB).

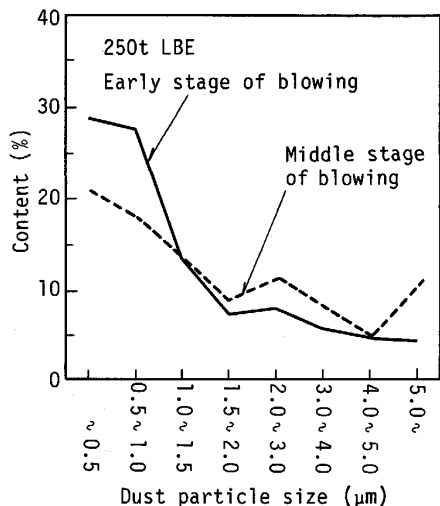


Fig. 6. Dust particle size distribution.

とんどみられない。このことは後述するようにヒュームのみで生成するダストが少ないことを示していると考えられる。

#### 3.4.2 ダストの粒度分布

遠心沈降式測定法<sup>15)</sup> によるダストの粒度分布の測定結果の代表的な一例を Fig. 6 に示す。Fig. 6 は吹錬初期および中期のデータであるが本調査の結果吹錬各時期とも  $5 \mu\text{m}$  以上の粗粒のものの比率は少なく,  $1 \mu\text{m}$  以下の細粒のものの比率が高いことがわかった。

#### 3.4.3 ダスト粒度と成分組成との関係

ダスト粒子 1 個ごとに EPMA で [Fe], [Mn], [Mo] の濃度について定量分析を行い, ダスト中の [Mn]/[Fe] 比および一部, Mo 添加吹錬実験ヒートの [Mo]/[Fe] 比とダスト粒径との関係を示したものが Fig. 7, 8, 9 である。なお  $0.5 \mu\text{m}$  未満の細粒のものについては前述のごとく 1 個ごとの EPMA 点分析ができないため凝集

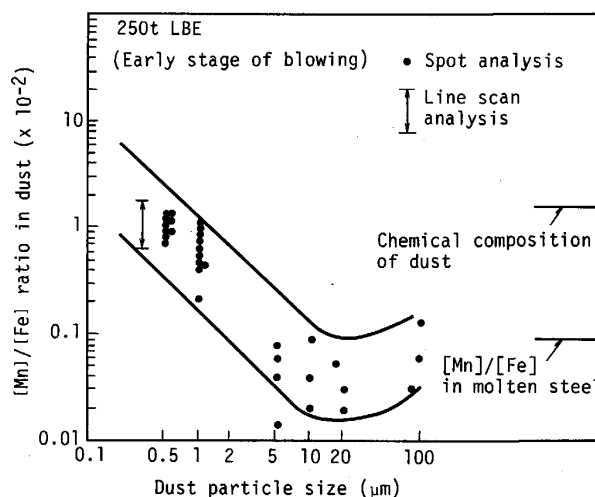


Fig. 7. Relation between dust particle size and [Mn]/[Fe] ratio in dust by EPMA.

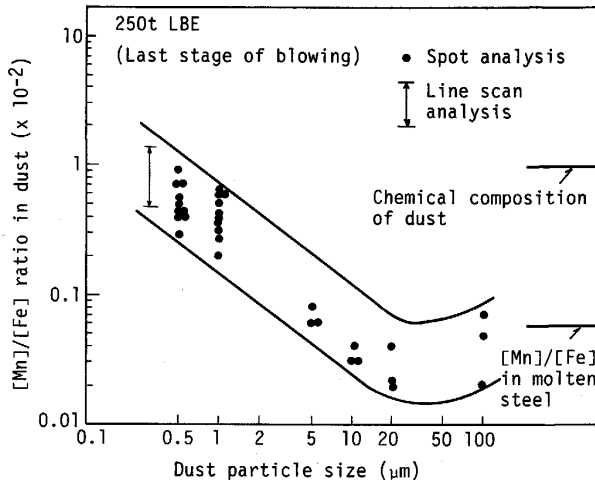


Fig. 8. Relation between dust particle size and [Mn]/[Fe] ratio in dust by EPMA.

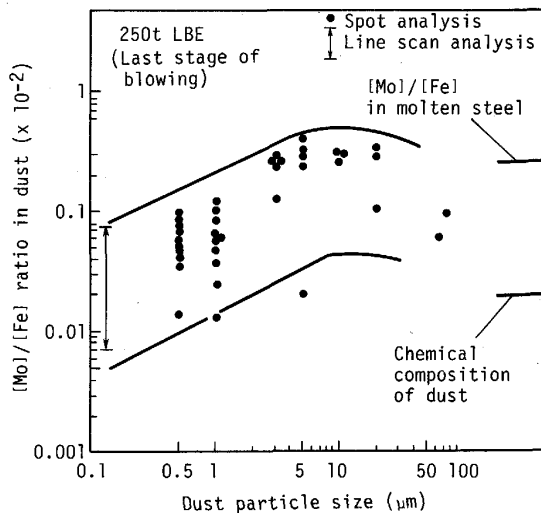


Fig. 9. Relation between dust particle size and  $[Mo]/[Fe]$  ratio in dust by EPMA.

している部分を線分析してダスト中の  $[Mn]/[Fe]$  比、 $[Mo]/[Fe]$  比を求めた。

Fig. 7, 8 よりダスト粒径が  $5\mu m$  以下の細粒のものではダスト粒径が小さいほどダスト中の  $[Mn]/[Fe]$  比が大きく、 $1\mu m$  以下の粒径のものは、鋼浴中の  $[Mn]/[Fe]$  比の約 5~20 倍となっている。また  $5\sim 10\mu m$  の粒径のものでは、ダスト中の  $[Mn]/[Fe]$  比は鋼浴中の  $[Mn]/[Fe]$  比より小さく全粒径の中で最小となっており、さらに粒径が大きくなるとダスト中の  $[Mn]/[Fe]$  比は鋼浴中の  $[Mn]/[Fe]$  比に近くなっている。また Fig. 9 に示す  $[Mo]/[Fe]$  比の場合、Fig. 7, 8 の  $[Mn]/[Fe]$  比の場合とはほぼ逆の傾向を示し、ダスト粒径が  $5\mu m$  以下の細粒のものではダスト粒径が小さいほどダスト中の  $[Mo]/[Fe]$  比が小さく、 $1\mu m$  以下の粒径のものは鋼浴中の  $[Mo]/[Fe]$  比の約 0.04~0.6 倍となっている。また約  $5\mu m\sim 10\mu m$  の粒度ではダスト中の  $[Mo]/[Fe]$  比は鋼浴中の  $[Mo]/[Fe]$  比より大きく、全粒径の中で最大となっており、さらに粒径が大きくなるとダスト中の  $[Mo]/[Fe]$  比は鋼浴中の  $[Mo]/[Fe]$  比により近くなっている。

これらの理由については後述するが、いずれにせよ、ダスト粒径が小さいほどダスト中で Fe より蒸気圧の高い<sup>16)</sup> Mn が鋼浴成分濃度より濃化し、Fe より蒸気圧の低い<sup>16)</sup> Mo が鋼浴成分濃度より低くなっていることは、ダストの生成機構としてバブルバーストのみではなくヒュームも関与していることを示している。すなわちダストはほとんどが単一起源のものではなくバブルバースト粒子とヒュームから成っていると考えられる。またダスト粒径によつてヒュームとバブルバースト粒子の構成

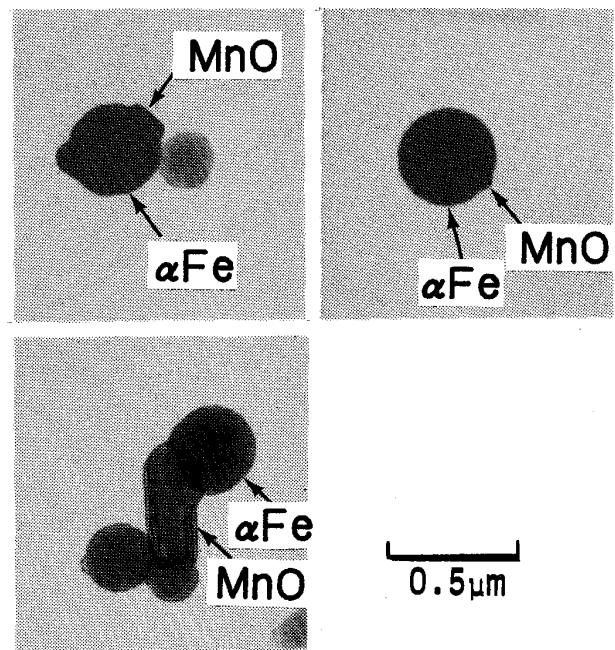


Photo. 2. Results of reaction between Fe particle and Mn particle by electron microscopy (300t LD-OB).

比率が異なることを示していると考えられる。

#### 4. 考 察

##### 4.1 ダストの生成機構

先の Fig. 7, 8, 9 に示したようにダスト中の  $[Mn]/[Fe]$  比、 $[Mo]/[Fe]$  比がダスト粒径とともに連続的に変化していることからダストの生成機構は次のように考えられる。すなわちバブルバースト粒子（特に2次以上の多次バースト粒子）にヒュームが高温の排ガス中で凝縮合体し、ダストを生成すると考えられる。実際、大部分のダストは Photo. 1 に示したように粒子が粒状となっているが、電顕による状態分析の結果、Photo. 2 に示すように一部、 $\alpha$ -Fe 粒子に MnO の付着した形態のものが認められており、ダスト粒子として Mn のヒュームと Fe の粒子（バブルバースト粒子または Fe のヒューム粒子）が合体して生成する様子を示していると考えられる。

バブルバースト粒子とヒュームが合体して生成したダストの成分組成は、合体時に核となつたバブルバースト粒子の成分組成およびヒュームの成分組成とバブルバースト粒子からの蒸発成分の組成の物質収支によつて決まると考えられ、生成したダストの粒径が小さい（バブルバースト粒子が小さい）場合、ヒュームの影響が大きく、蒸気圧の差からダスト中  $[Mn]/[Fe]$  比は大きく、 $[Mo]/[Fe]$  比は小さくなると考えられる。またダスト粒径

(バブルバースト粒子径)が大きくなるにつれヒュームの影響が小さくなるとともに粒子がより高温に保持されるためバブルバースト核からの蒸発が進み鋼中濃度比よりダスト中  $[Mn]/[Fe]$  比は小さくなりまた  $[Mo]/[Fe]$  比は大きくなる。さらにダスト粒径(バブルバースト粒子径)が大きくなると、鋼浴からのヒュームの凝縮合体の影響およびバブルバースト粒子からの蒸発の影響がともに小さくなり、ダスト成分組成は鋼中濃度比により近くなり、ダスト中  $[Mn]/[Fe]$  比は再び大きく  $[Mo]/[Fe]$  比は再び小さくとなると考えられる。

なおダスト中  $[Mn]/[Fe]$  比,  $[Mo]/[Fe]$  比とダスト粒径との関係において粒径の大きいところでは最終的にダスト中  $[Mn]/[Fe]$  比,  $[Mo]/[Fe]$  比が鋼中濃度比に近くなると考えられるが, Fig. 7, 8, 9 にみられるようにダスト中  $[Mn]/[Fe]$  比が鋼中濃度比よりも高い粒子があり, またダスト中  $[Mo]/[Fe]$  比が鋼中濃度比より低い粒子があるが, これらの粒子はヒュームの凝縮合体の影響の大きいものと考えられる。また同じ粒径でもダスト中  $[Mn]/[Fe]$  比,  $[Mo]/[Fe]$  比の値のばらつきが大きいことから, バブルバースト粒子とヒュームの合体は, 雰囲気中で不均一な状態で起こっていることが推定される。

#### 4.2 ダスト発生に占めるヒュームとバブルバースト粒子の寄与率

ダスト中の Mn の濃化から(5)~(7)式を用いダスト生成に占めるバブルバーストの比率を求めることは原理的には可能であるが, 次のことから実際には難しい。

(1)ヒュームの生成サイトおよびその温度分布の詳細が明確でないためダスト中への Mn の濃化度を求めることは不可能である。

(2)Mn の場合, 1450°C を境に低温側では蒸発速度は表面の蒸発反応速度に支配され, また高温側では拡散支配のため<sup>17)</sup> ヒュームの生成サイトの温度によつて蒸発挙動が異なり解析が難しい。

そこで先の実験方法で述べたように Fe より蒸気圧の非常に低い Mo をトレーサーとしダスト中に含まれる Mo 濃度を基準としてダスト発生に占めるバブルバーストの比率を(5)~(7)式により求めた。

$$R_f \times (C_i/Fe)_f + R_b (C_i/Fe)_b = (C_i/Fe)_D \dots (5)$$

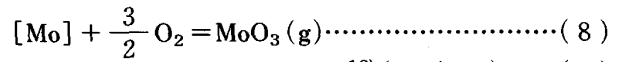
$$R_f + R_b = 1 \dots (6)$$

$$(C_i/Fe)_b \approx (C_i/Fe)_m \dots (7)$$

ここで  $R_f, R_b$ : ヒュームおよびバブルバーストの発生寄与率,  $C_i$ :  $i$  成分の濃度,  $(C_i/Fe)_f, (C_i/Fe)_b, (C_i/Fe)_D, (C_i/Fe)_m$ : ヒューム, バブルバースト粒子, ダスト, 鋼浴の  $i$  成分の濃度と Fe の濃度の比 (ただし

Mo, Pt の場合,  $(Mo/Fe)_f \approx 0, (Pt/Fe)_f \approx 0$ )

ここで Mo の蒸気圧は非常に低くその蒸発は無視できるといふものの Mo をトレーサーとしてダストに占めるバブルバースト比率を求める場合, (8)~(12)式での検討から吹錬中に火点で蒸気圧の高い<sup>15)</sup>  $MoO_3$  が生成し, 若干その蒸発の影響も含まれ, バブルバースト比率の値が実際より高く評価される可能性がある。



$$\Delta G^\circ = -119600 + 26.22 T^{18}) \text{ (cal/mol)} \dots (9)$$

$$\Delta G = \Delta G^\circ + RT \ln P_{MoO_3} / a_{Mo} \cdot P_{O_2}^{3/2} \dots (10)$$

$$a_{Mo} = \gamma_{Mo} [\%Mo] \dots (11)$$

$$\ln \gamma_{Mo} \approx -0.102 [\%C] \dots (12)$$

ここで仮に  $P_{MoO_3} = 10^{-2} \sim 1, P_{O_2} = 0.1 \sim 1$  とし,  $[C] = 4\%, [Mo] = 0.30\%, 1300^\circ C \sim 2450^\circ C$  および  $[C] = 1\%, [Mo] = 0.30\%, 1600^\circ C \sim 2450^\circ C$  の条件を(9)~(12)式に代入して  $\Delta G$  を求めるといずれも  $\Delta G < 0$  となる。

しかし吹錬中の  $MoO_3$  の蒸発の影響についてはここでは以下の理由で微量として無視できると仮定する。Fig. 9 に示したようにダスト中  $[Mo]/[Fe]$  比とダスト粒径との関係がダスト中  $[Mn]/[Fe]$  比とダスト粒径との関係とほぼ逆の関係にある。さらに 20 kg 溶解炉を用いた脱炭実験<sup>19)</sup> で Mo と同時に Mo と同じく Fe より蒸気圧が低く, Mo のような蒸気圧の高い酸化物が生成され難い Pt を添加した場合のダストについて調査したが, そのダスト中  $[Pt]/[Fe]$  比とダスト粒径との関係を Fig. 10 に示す。20 kg 溶解炉実験のダスト中  $[Pt]/[Fe]$  比とダスト粒径との関係は実炉での結果の Fig. 9 のダスト中  $[Mo]/[Fe]$  比とダスト粒径との関係と同様の傾向を示しており, 以上のことから  $MoO_3$  生成蒸発の影響は比較的小さいものと考えられる。

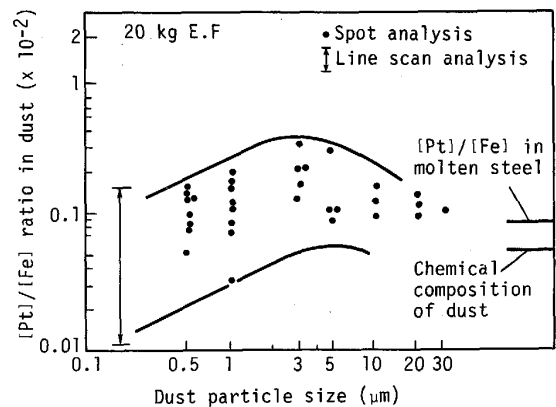
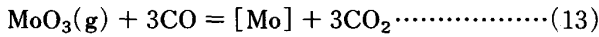


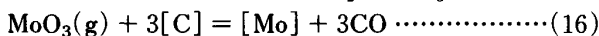
Fig. 10. Relation between dust particle size and  $[Pt]/[Fe]$  ratio in dust by EPMA.

これは火点での  $\text{MoO}_3$  の生成蒸発の挙動の詳細は明らかではないが、 $\text{MoO}_3$  が生成されたとしても鋼浴中または鋼浴、ガスエマルジョン層に侵入し、脱炭反応によって生成する  $\text{CO}$  ガス流とともに炉内雰囲気中に吐出されると考えられるため、いつたん火点で生成された  $\text{MoO}_3$  は(13)~(14)式から  $\text{CO}$  または  $[\text{C}]$  との反応によって炉内雰囲気中に吐出される前かなりの部分が還元され、鋼浴中に  $[\text{Mo}]$  としてもどるものと考えられる。



$$\Delta G^\circ = 80\,500 - 34.41T \text{ (cal/mol)} \dots\dots\dots(14)$$

$$\Delta G = \Delta G^\circ + RT \ln a_{\text{Mo}} \cdot P_{\text{CO}_2}^3 / a_{\text{MoO}_3} \cdot P_{\text{CO}}^3 \dots\dots(15)$$



$$\Delta G^\circ = 19\,700 - 55.8T \text{ (cal/mol)} \dots\dots\dots(17)$$

$$\Delta G = \Delta G^\circ + RT \ln a_{\text{Mo}} \cdot P_{\text{CO}}^3 / P_{\text{MoO}_3} \cdot a_{\text{C}}^3 \dots\dots(18)$$

$$\ln \gamma_{\text{C}} \approx 0.19 [\% \text{C}] \dots\dots\dots(19)$$

ここで(13)~(15)式において  $P_{\text{CO}_2} \approx 0$ ,  $P_{\text{CO}} \approx 1$ , また(16)~(19)式において  $P_{\text{CO}} \approx 1$  と考えられるので両

者の場合において仮に  $P_{\text{MoO}_3} = 10^{-2} \sim 1$  とした場合、先の(8)~(12)式での検討と同じ  $[\text{C}]$ ,  $[\text{Mo}]$ , 温度の条件で  $\Delta G$  を求めると  $\Delta G < 0$  となる。モリブデン鉱石添加試験での吹錬末期でのダスト発生に占めるバブルバースト比率を Tabl 2 に示すが、試験2吹錬それぞれの吹錬末期でのバブルバースト比率は最大 10.5%, 21.1% と評価できる。すなわち吹錬末期ではダスト発生に占めるヒュームの比率が非常に高いことを示している。

また吹錬前に Fe-Mo 合金を添加した試験での吹錬全時期でのダスト中バブルバースト比率を求めた結果を Fig. 11 に示す。吹錬初期はバブルバースト比率が高く、吹錬時間とともにバブルバースト比率が減少している。吹錬末期についてはバブルバースト比率が吹錬初期の約 1/3 となっておりモリブデン鉱石添加試験の場合の吹錬末期にバブルバースト比率が低い傾向と一致している。

またダスト中 T·Fe の発生速度および上記の方法で求めたバブルバースト比率より、ヒューム起因またはバブルバースト起因のダスト中 T·Fe の発生速度の吹錬中の推移を求め Fig. 12 に示す。Fig. 12 からヒューム起因によるダスト中 T·Fe の発生速度は吹錬初期には小さく、吹錬とともに徐々に増加し、吹錬末期に再び減少している。またバブルバースト起因によるダスト中 T·Fe の発生速度は初期から徐々に増加するが、吹錬中期以降減少している。

ヒューム起因のダスト中 T·Fe が吹錬初期に少なく吹錬とともに徐々に増加する理由として、鋼浴温度および雰囲気温度の上昇による鋼浴またはスピitting粒子やバブルバースト粒子からの蒸発が増加することが考えられまた火点とその近傍の鋼浴温度が吹錬とともに上昇する<sup>23)</sup>ためと考えられるがこれについては今後火点温度の吹錬中の推移等について確認する必要がある。なおヒューム起因のダスト中 T·Fe が吹錬末期に減少する理由については鋼浴表面に FeO が生成し Fe の蒸発を妨害すること<sup>15)6)</sup>が推定される。

Table 2. Bubble bursting dust ratio at end point (Mo added heat).

	Mo, Fe in dust (%)		Mo (%) in molten steel	Bubble bursting dust ratio (%)
	Mo	Fe		
1	0.02	72.32	0.27	10.5
2	0.05	78.66	0.30	21.1

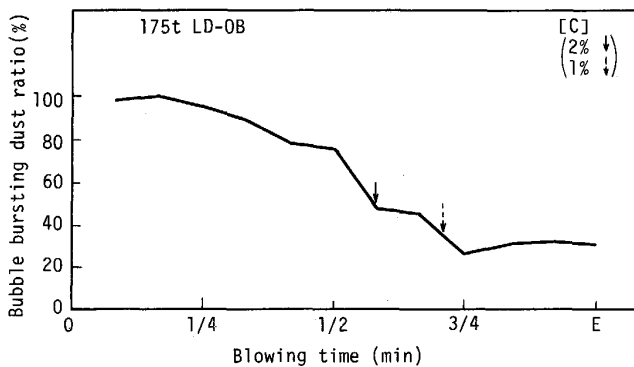


Fig. 11. Changes of bubble bursting dust ratio during blowing.

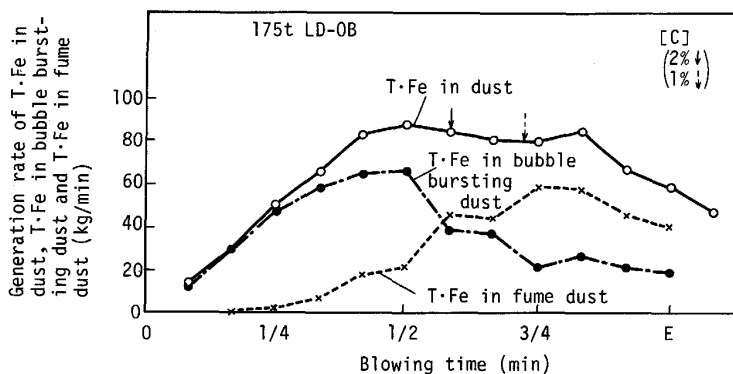


Fig. 12. Changes of generation rate of T·Fe in fume dust and T·Fe in bubble bursting dust during blowing.

またバブルバースト起因のダスト中 T・Fe の発生速度が吹錬初期から徐々に増加するのは脱炭速度と対応するためと考えられるが、吹錬中期の脱炭最盛期にバブルバースト起因のダスト中 T・Fe の発生速度が低下してくる理由については、スラグフォーミングが吹錬中期から進み<sup>20)</sup>、バブルバースト粒子の雰囲気ガス中への飛散が防止されるためと推定される。なお吹錬末期ではスラグフォーミングは一般的に減少するが、脱炭速度が低下するためバブルバースト粒子の発生速度は低下すると考えられる。

この試験吹錬の全 T・Fe 発生量に対するバブルバーストによるダスト中 T・Fe 発生量の比を求めると約 52% となる。

なおダスト発生量に占めるバブルバースト比率と吹錬条件やスラグ量、スラグフォーミング状態との関係の詳細については今後さらに検討していかねばならない。ただしダスト発生低減対策の基本的考え方は、吹錬初期にスラグを早期に生成させバブルバースト起因のダストを減少させることおよび吹錬中期から末期にかけて火点冷却を行い、ヒューム起因のダスト発生を防止することが重要であると考えられる。

## 5. 結 言

上底吹き転炉におけるダストの発生挙動を調査し、ダスト発生の機構について検討した結果、次のことがわかった。

- 1) 転炉ダストはバブルバースト粒子にヒュームが凝縮合体して生成される。
- 2) ダスト発生に占めるバブルバースト比率は吹錬初期に高く、吹錬時間とともに低下し吹錬末期にはヒューム比率が増加する。したがってダスト低減対策としては

吹錬初期の早期スラグ生成、吹錬中期からの火点冷却が有効と考えられる。

## 文 献

- 1) E. T. TURKDOGAN and L. E. LEAKE: J. Iron Steel Inst., 192 (1959), p. 162
- 2) H. KOSMIDER, H. NEUHAUS and P. E. HARDT: J. Iron Steel Inst., 193 (1959), p. 6
- 3) C. HOLDEN: J. Iron Steel Inst., 193 (1959), p. 93
- 4) K. KNAGGS and J. M. SLATER: J. Iron Steel Inst., 193 (1959), p. 211
- 5) E. T. TURKDOGAN, P. GRIEVESON and L. S. DARKEN: J. Met., 14 (1962), p. 521
- 6) R. E. BATES: J. Iron Steel Inst., 201 (1963), p. 747
- 7) J. P. MORRIS, J. P. RIOTT and E. G. ILLIG: J. Met., 18 (1966), p. 803
- 8) A. F. ELLIS and J. GLOVER: J. Iron Steel Inst., 209 (1971), p. 598
- 9) H. TRENKLER, H. F. HAUTTMANN: Met. Progress, 69 (1956), p. 49
- 10) 平居正純, 辻野良二, 向井達夫, 原田俊哉, 大森正直: 鉄と鋼, 73 (1987), p. 41
- 11) 奥沼昌平, 松尾 亨, 増田誠一: 鉄と鋼, 71 (1985), S986
- 12) J. M. BEER and N. A. CHIGIER: 燃焼の空気力学 (1974) [日本熱エネルギー協会]
- 13) R. MELDAU: Arch. Eisenhüttenwes., 27 (1956), p. 673
- 14) 吉田豊信, 明石和夫: 鉄と鋼, 68 (1982), p. 1502
- 15) 造粒便覧 (日本粉体工業協会編) (1975) [オーム社]
- 16) 金属データブック (日本金属学会編) (1974) [丸善]
- 17) R. G. WARD and T. D. AURINI: J. Iron Steel Inst., 204 (1966), p. 920
- 18) J. F. ELLIOT, M. GLEISER and V. RAMAKRISHNA: Thermochemistry for Steelmaking (1963) [Pergamon Press]
- 19) 大野剛正, 尾野 均, 岡島正樹: 鉄と鋼, 72 (1986), S239
- 20) 立川正彬, 島田道彦, 石橋政衛, 白石惟光: 鉄と鋼, (1974), A19
- 21) 副島啓義: 電子線マイクロアナリシス (1987) [日刊工業新聞社]
- 22) H. KRAINER: 鉄と鋼, 51 (1965), p. 1194
- 23) V. I. YAVOISKII: Steel in the USSR, 1 (1971), p. 779