

© 1989 ISIJ

 ///////////////
 論文
 ///////////////

酸素上吹きによる高炭素溶鉄脱炭時の ダスト生成機構

大野 剛正*・尾野 均*²・辻野 良二*³

Mechanism of Dust Formation during Decarburization of High Carbon Iron Melt by Oxygen Blowing

Takamasa OHNO, Hitoshi ONO and Ryoji TSUJINO

Synopsis:

Characteristics of dust formation during decarburization of iron melt containing carbon(0.70~4.86%) and manganese (0.21~1.48%) were studied using a 50 kg induction furnace.

Platinum, having lower vapor pressure even at high temperature, was added in the melt as a tracer to make clear the origin of dusts.

The results obtained are summarized as follows;

(1) Though the major dust particles, collected from exhaust gas during decarburization of iron melts containing carbon and manganese by the top-blown oxygen, are smaller than 4 μm , they are formed by the combination of fume dust with bubble bursting dust.

(2) The ratio of bubble bursting dust collected from exhaust gas is higher at higher carbon concentration of melt.

(3) Concentration of manganese in fume dust depends on the evaporation rate controlled by the processes of both mass transfer in melt and evaporation from free surface.

Key words : steelmaking ; decarburization ; top blowing.

1. 緒 言

転炉における酸素吹錬時の鉄歩留りの向上は、転炉精錬技術上の重要な課題である。脱炭精錬時にダストとして飛散する鉄分ロス量は酸素上吹き法の場合 10~15 kg/t-steel に達し、この減少対策が望まれている。

酸素上吹き脱炭時の発生ダスト量の減少対策を考える上でダストの生成機構を知ることは重要であり、これまで多数の研究がなされ多くの知見が得られている。ダストの生成機構は、大別すると(1)酸素ジェットが衝突する溶鉄の高温部(以下、火点と表す)におけるメタルの蒸発に起因するとする説^{1)~6)}(以下、この生成機構に起因するダストをヒューム系ダストと表す)と、(2)スピittingや気泡の湯面離脱時に飛び出す粒鉄や、その二次バースティング(Bursting)に起因するとする説⁷⁾⁸⁾(以下、この生成機構に起因するダストをバブルバースト系ダストと表す)の二つの生成機構にわけられる。酸素上

吹き脱炭時のダストの生成は、この両者の生成機構が同時に起こっておりそれぞれの発生比率を知る必要がある。

そこで、本研究においてはトレーサーとして白金を添加する方法によつて、ヒューム系ダストとバブルバースト系ダストの発生比率を調査すると共に、個々のダストの成分挙動を調べ、ダスト生成挙動について検討した。

2. 実験方法

Fig. 1 にラボテストにおける実験装置の概要を示す。50 kg 溶解用の高周波誘導炉を使用し、MgO るつばで約 25 kg の溶鉄を 1550°C に保持し、湯面上 40 mm の位置から水冷ランスにより酸素を 20 l/min で吹き付け、その際発生するダストを採取し調査した。

溶鉄には炭素、マンガン、白金を添加した。炭素濃度(以下[C]と表す)は吹錬時期によつてダストの発生挙動が変化するのを知るため、0.70%~4.86% の範囲で

昭和 61 年 4 月本会講演大会にて発表 昭和 63 年 9 月 14 日受付 (Received Sep. 14, 1988)

* 新日本製鉄(株)堺技術研究室 (Sakai R & D Lab., Nippon Steel Corp., 1 Chikkoyahatamachi Sakai 590)

*² 新日本製鉄(株)堺技術研究室 工博 (Sakai R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

*³ 新日本製鉄(株)君津技術研究部 (Kimitsu R & D Lab., Nippon Steel Corp.)

かえた。マンガン濃度（以下[Mn]と表す）はダストの成分として、生成機構によつて最も変化しやすい成分と考えられたので、0.21~1.48%の範囲でかえた。白金は高温で酸化されず、蒸気圧も約 3.3×10^{-3} mmHg (at 2000°C) と低い⁹⁾ のでヒューム系ダストとバブルバースト系ダストの比率を求めるトレーサーになると考えて添加した。なお、スラグは添加しなかつた。

酸素上吹き用の水冷ランスの中に光ファイバーをセットし二色高温計を使用して火点温度の測定を行つた。二色高温計の校正は炭素、マンガン、白金を含む溶鉄の温度を 1450~1750°C の間で変化させ、その表面温度を光ファイバーを通して測定した結果と Pt-Rh (6%) -Pt-Rh (30%) 熱電対 (JIS R) で測定した溶鉄温度を対応させる方法によつた。この両者によい直線関係が得られたので、より高温の領域においてもこの関係が成り立つものとした。

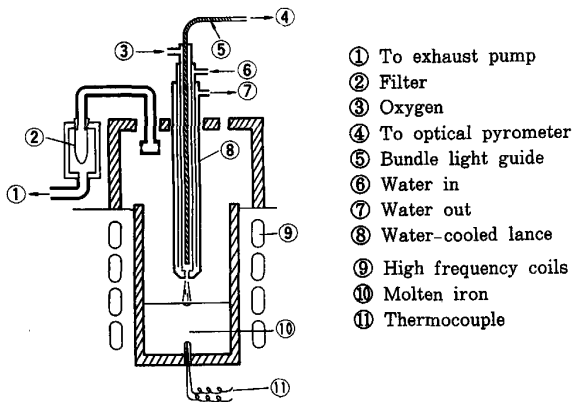


Fig. 1. Schematic illustration of experimental apparatus.

本実験におけるダストサンプル（以下、ラボダストと表す）の採取は、湯面より約 30 mm の位置に湯面と平行方向に開口部を持つダスト吸引管から排ガスの一部を 10 l/min で、火点温度が安定する着火 30 s から 4 min 吸引し、円筒口紙で捕集する方法で行つた。また、ダストサンプル採取の前後に石英チューブ吸い上げ法によるメタルサンプル採取を行い分析に供した。

採取したダストは、粒度分布調査と顕微鏡および電顕による形、大きさの観察、および化学分析による成分分析に供した。粒度分布測定はアンドレーゼンピペット法（沈降法）で行つた。電顕観察はアルコールの中にダストを分散させ、ガラス板の上で乾燥させた後レプリカ法で試料作成を行う方法によつた。また、ダストの粒径別の成分分析は EPMA を使用する¹⁰⁾ 方法で行つた。

実用転炉におけるダストは、新日本製鉄(株)堺製鉄所の 170 t 上底吹き転炉において OG 装置の集塵水の一次ダスト捕集槽に沈澱したダスト（以下、粗粒ダストと表す）と、シックナー沈澱スラッジ（以下、細粒ダストと表す）、および排ガス分析計（OG 装置内、冷却集塵水散水前）のフィルターに付着した乾ダストを採取した。実用転炉ダストの調査はラボダストとはほぼ同様の方法であるが、粗粒ダストの粒度分布測定は篩分法で行つた。

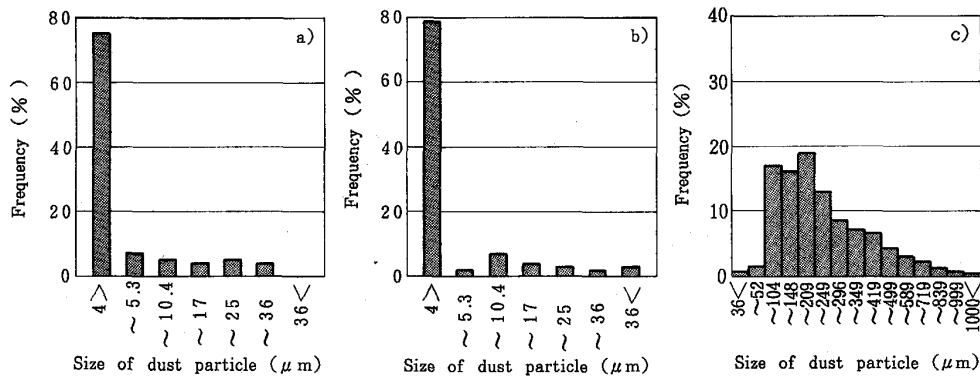
3. 実験結果

3.1 ダストの形態調査

3.1.1 粒度分布

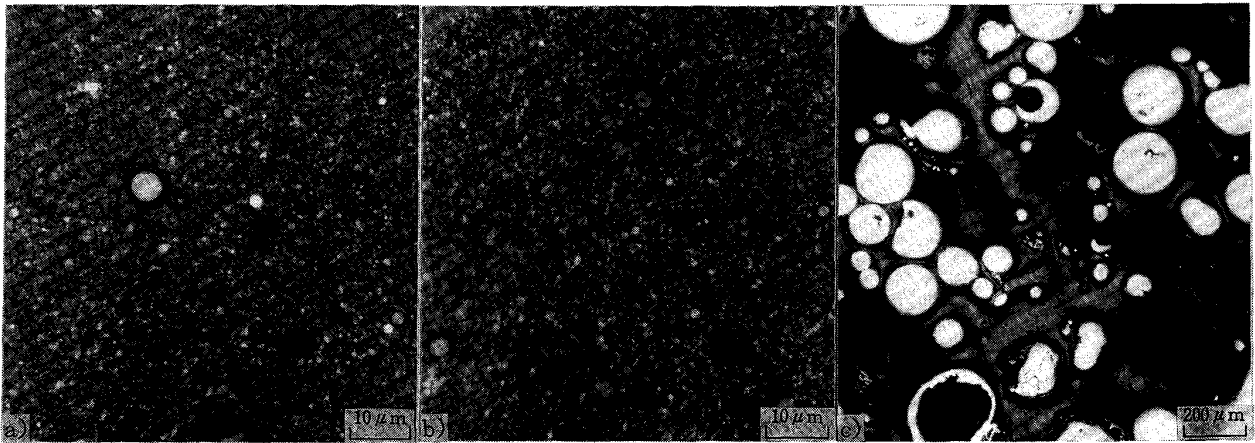
ラボダストおよび実用転炉操作において採取したダストの粒度分布を Fig. 2 a)~c) に示す。

ラボダストは細粒ダストとほぼ同じ大きさ分布で、4 μm 以下のものが主体である。粗粒ダストの大きさは



a) Dust from experimental apparatus (25 kg melt)
 b) Fine grain dust from thickner for exhaust gas treatment of 170 t LD converter
 c) Large grain dust from first dust collector for exhaust gas treatment of 170 t LD converter

Fig. 2. Size distributions of dust particles collected from exhaust gas during decarburization of high carbon iron melts by oxygen blowing.



a) Dust from experimental apparatus (25 kg melt)
 b) Fine grain dust from thichener for exhaust gas treatment of 170 t LD converter
 c) Large grain dust from first dust collector for exhaust gas treatment of 170 t LD converter.

Photo. 1. Optical photomicrographs of dust particles collected from exhaust gas during decarburization of high carbon iron melts by oxygen blowing.

100~250 μm が中心である。

3・1・2 検鏡結果

Photo. 1a)~c)にラボダスト、細粒ダストおよび粗粒ダストの検鏡写真を示す。ラボダストは一部に球形の粒鉄を含み、ほとんどが1 μm 以下の微細な酸化鉄の凝集物からなる。細粒ダストは、このラボダストの形態に近い。粗粒ダストは大きな丸型の金属粒鉄が主体でスラグ系の粒子は少なかった。一部に粒鉄の内部がほとんど空洞となったものも認められた。

3・1・3 電顕観察結果

Photo. 2 はラボテストにおいて、[C]0.026% の極低炭の鉄浴から発生する蒸気の中に石英ガラス管を入れて採取したヒューム系ダストの写真である。A. F. ELLIS⁸⁾が報告しているごとく八角形の典型的な形状が認められた。Photo. 3 a)~c) は、ラボダスト、細粒ダストおよびフィルター付着ダストの電顕写真である。フィルター付着ダストにはやや角ばったヒューム系ダストらしき形態のものが観察されたが、典型的な八角形は認められず大半は丸型であった。ラボダストや細粒ダストにおいても粒径が0.3~1 μm のものが大半を占めるが、典型的なヒューム系ダストの形状は認められなかった。

3・2 分析結果

3・2・1 ラボダスト分析結果

(1)白金濃度

Fig. 3 は溶鉄中の白金濃度 (以下 [Pt] と表す) とダスト中の白金濃度 (以下 <Pt> と表す) の関係を示す。ダストを採取する際、ダストが酸化される場合が多くその酸化の程度によつて <Pt> の絶対値が変動するので、

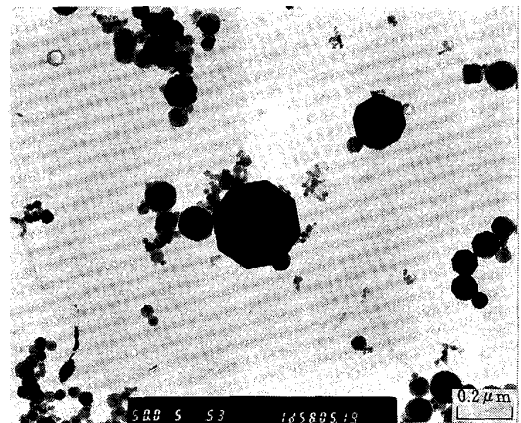


Photo. 2. Electron photomicrograph of a typical fume-dust.

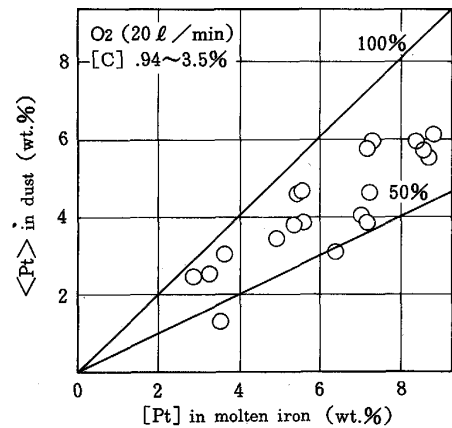
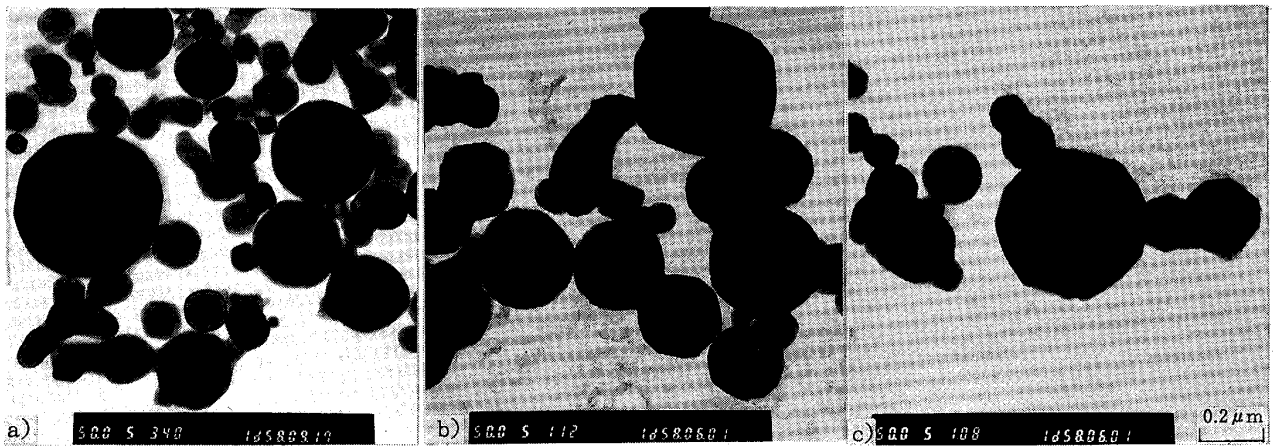


Fig. 3. Correlations between platinum concentration in dust and that in molten iron.



a) Dust from experimental apparatus (25 kg melt)
 b) Fine grain dust from thickener for exhaust gas treatment of 170 t LD converter
 c) Fine grain dust from filter for gas analyzer of 170 t LD converter

Photo. 3. Electron photomicrographs of dust particles collected from exhaust gas during de-carburization of high carbon iron melts by oxygen blowing.

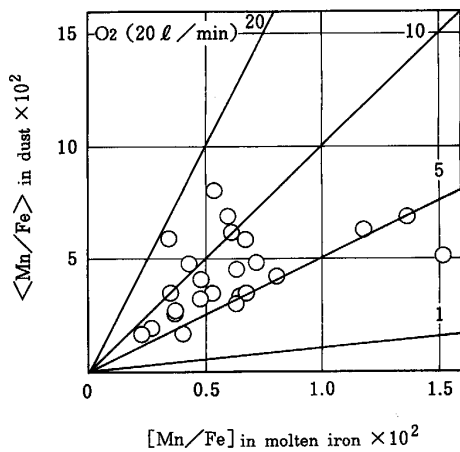


Fig. 4. Correlation between manganese : iron concentration ratio in dust and that in molten iron.

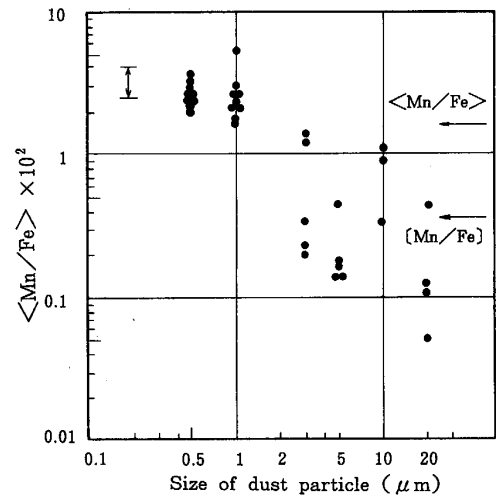


Fig. 5. Relation between dust particle size and $\langle \text{Mn}/\text{Fe} \rangle$.

補正$\langle \text{Pt} \rangle$としてダストが酸化されていないとした時の値 ($\langle T. \text{Fe} \rangle$, $\langle T. \text{Mn} \rangle$)をメタルとして補正した値)を採用した。図に示すごとくダストの中に熔融メタル中の白金濃度の40~90%に相当する濃度の白金が検出された。

(2)マンガン濃度

Fig. 4 はメタル中の Mn, Fe の濃度比 (以下 $[\text{Mn}/\text{Fe}]$ と表す) とダスト中の Mn, Fe の濃度比 (以下 $\langle \text{Mn}/\text{Fe} \rangle$ と表す) の関係を示す。 $\langle \text{Mn}/\text{Fe} \rangle$ の方が $[\text{Mn}/\text{Fe}]$ の5~20倍と高く、ダスト中に蒸発しやすいマンガンが濃化されていることがわかる。

(3)ダスト粒径とダスト成分濃度の関係

Fig. 5, Fig. 6 にラボダストにおけるダスト粒径とそ

の中の Mn, Fe の濃度比 ($\langle \text{Mn}/\text{Fe} \rangle$) および Pt, Fe の濃度比 ($\langle \text{Pt}/\text{Fe} \rangle$) について、EPMA の点分析結果を示す。0.5 μm 未満の細粒については、0.5 μm 以下の細粒が凝集している部分の線分析を行いその範囲で示した。図中の矢印は、ダスト全体およびダスト採取時のメタルサンプルの化学分析による成分比率を示す。

Fig. 5 に示すごとく、 $\langle \text{Mn}/\text{Fe} \rangle$ はダスト粒径が小さくなるほど大きくなる。一方、 $\langle \text{Pt}/\text{Fe} \rangle$ は Fig. 6 に示すごとくばらつきが大きく不明瞭であるが、粒径による変化が小さかった。

3.2.2 細粒ダストと粗粒ダストの分析結果

Table 1 に細粒ダストと粗粒ダストの成分分析値を示

す。細粒ダストは大半が酸化鉄であり、その<Mn/Fe>比はメタルの値よりかなり高く、マンガン成分の濃化が認められる。粗粒ダストは金属鉄（表中 M. Fe と表示）が高く、<Mn/Fe>比も 0.0082 で吹錬中の浴の [Mn/Fe] 比よりやや高い程度の値である。また、粗粒ダストにも細粒ダストにもスラグ成分は少なかった。

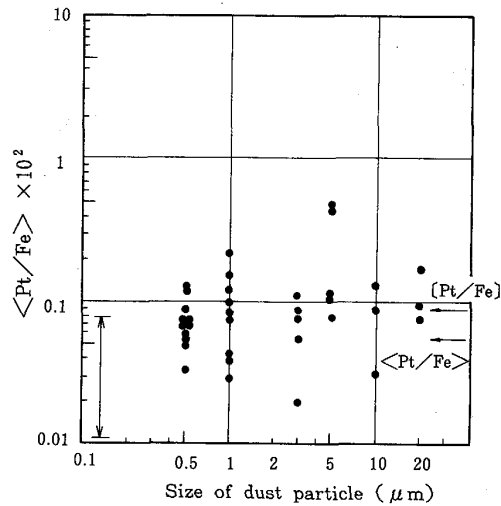


Fig. 6. Relation between dust particle size and <Pt/Fe>.

3.3 火点温度

火点温度は送酸を開始するとともに急激に上昇し、5~10 s には、1800~2400°C に達する。ダストは火点温度の上昇開始とともに激しく発生し始める。火点温度は±50~100°C の範囲で激しく変動しているが、平均の値を代表値とした。火点温度は送酸速度を大きくすると高くなる傾向にあるが、溶鉄温度との間には明確な関係はなく、火点温度が変動する理由は不明である。

Table 2 に本実験において得られた火点温度の測定値をメタルおよびダストサンプルの分析結果、ダスト採取量と合わせて示した。表中 Pt* は補正<Pt>を示す。

4. 考 察

4.1 ダストの生成起因別発生比率

典型的なヒューム系ダストは八角形の微細な粒子である⁸⁾と言われており、Photo. 2 に示したごとく本実験でも確認している。しかし、酸素上吹き脱炭時に発生するラボダストや実用転炉の細粒ダストおよびフィルター付着ダストは微細ではあるが八角形とはいえず、典型的なヒューム系ダストは含まれていない。このことは、酸素上吹き脱炭時に典型的なヒューム系ダストが発生していないか、または発生後変化するものと考えられる。いずれにしても、微細なダストの発生機構を外観の形態か

Table 1. Chemical compositions of fine grain dust and large grain dust.

	T. Fe	M. Fe	FeO	Fe ₂ O ₃	CaO	MgO	SiO ₂	Al ₂ O ₃	T. Mn	T. Mn/T. Fe
Large grain dust	86.81%	78.57%	6.30%	4.78%	3.87%	0.53%	1.97%	0.34%	0.76%	0.008 ²
Fine grain dust	73.71	15.16	72.88	2.72	2.44	0.49	1.39	0.18	1.36	0.018

Table 2. Chemical composition of metal and dust and K_{Mn}' by calculation.

No.	Bath composition (%)									Dust composition (%)				Dust weight as Fe (g/10l-G)	Temp. of hot spot (°C)	Results by calculation					
	At start			At finish			Mean value									BB (%)	a × 10 ²	b × 10 ²	X × 10 ²	1/T × 10 ⁴	K _{Mn} ' (cm/s) × 10 ³
	C	Mn	Pt	C	Mn	Pt	C ^{av}	Mn ^{av}	Pt ^{av}	T. Mn	T. Fe	Pt	Pt*								
1	2.84	0.65	—	2.66	0.63	—	2.75	0.64	—	4.06	69.82	—	—	—	—	0.67	5.81	—	—	—	
2	2.82	0.62	—	2.68	0.58	—	2.75	0.60	—	2.25	72.34	—	—	—	—	0.62	3.11	—	—	—	
3	2.91	0.71	—	2.69	0.69	—	2.80	0.70	—	3.02	68.83	—	—	—	—	0.73	4.39	—	—	—	
4	4.65	1.30	—	4.49	1.22	—	4.57	1.26	—	4.93	73.05	—	—	1.96	—	1.35	6.75	—	—	—	
5	3.90	1.13	—	3.66	1.11	—	3.78	1.12	—	4.70	75.35	—	—	1.37	—	1.18	6.24	—	—	—	
6	2.06	0.43	0.086	1.86	0.39	0.086	1.96	0.41	0.086	3.69	77.69	0.045	0.058	0.56	2060	68	0.42	4.75	15.32	4.286	176
7	2.07	0.35	0.088	1.83	0.34	0.086	1.95	0.35	0.087	2.02	74.73	0.044	0.056	0.45	2100	64	0.36	2.70	7.14	4.214	133
8	1.82	0.33	0.085	1.63	0.33	0.083	1.73	0.33	0.084	1.89	76.04	0.046	0.058	0.30	2150	69	0.36	2.49	7.61	4.127	217
9	1.71	0.061	0.084	1.40	0.55	0.084	1.51	0.58	0.084	5.53	78.97	0.044	0.057	0.39	1965	68	0.60	7.00	23.73	4.468	92
10	2.60	0.48	0.035	2.44	0.44	0.029	2.52	0.46	0.032	2.42	75.58	0.019	0.024	0.59	2050	75	0.48	3.20	12.32	4.305	120
11	1.84	0.62	0.036	1.66	0.58	0.036	1.75	0.60	0.036	3.72	82.06	0.024	0.031	0.43	1900	87	0.62	4.53	41.27	4.601	88
12	2.59	0.29	0.029	2.41	0.23	0.025	2.50	0.26	0.027	1.65	82.69	0.020	0.025	0.78	1865	93	0.27	2.00	32.33	4.677	116
13	1.70	0.42	0.056	1.56	0.36	0.054	1.63	0.39	0.055	1.21	77.00	0.036	0.046	0.40	2030	84	0.40	1.57	8.19	4.342	81
14	1.71	0.35	0.054	1.49	0.29	0.052	1.60	0.32	0.053	2.79	77.56	0.030	0.038	0.40	1985	72	0.33	3.60	13.08	4.429	108
15	2.08	0.52	0.057	1.92	0.42	0.053	2.00	0.47	0.055	3.15	78.67	0.030	0.039	0.52	2025	71	0.49	4.00	13.73	4.352	107
16	2.06	0.55	0.051	1.84	0.47	0.049	1.95	0.51	0.050	2.85	81.57	0.026	0.033	0.43	2090	66	0.52	3.50	9.82	4.232	117
17	1.62	0.82	0.057	1.43	0.77	0.055	1.55	0.78	0.056	3.09	77.00	0.037	0.047	0.41	1980	84	0.81	4.01	24.81	4.439	81
18	1.18	0.58	0.073	1.02	0.46	0.067	1.10	0.52	0.070	5.74	74.64	0.032	0.041	0.21	2010	59	0.53	7.69	19.76	4.380	125
19	2.83	0.56	0.073	2.67	0.55	0.071	2.75	0.56	0.072	4.20	67.80	0.031	0.039	0.74	2030	54	0.60	6.20	13.63	4.342	93
20	3.32	0.62	0.072	3.08	0.58	0.072	3.20	0.60	0.072	2.47	69.98	0.046	0.059	1.21	2050	82	0.63	3.53	19.18	4.305	143
21	2.59	0.66	0.074	2.35	0.64	0.068	2.47	0.65	0.071	2.61	66.24	0.044	0.057	0.52	1945	80	0.68	3.94	19.41	4.509	57
22	0.86	0.35	0.065	0.70	0.30	0.063	0.78	0.33	0.064	4.42	76.28	0.025	0.031	0.14	1960	48	0.33	5.79	11.39	4.478	74
23	0.98	0.25	0.037	0.89	0.21	0.035	0.94	0.23	0.036	1.32	75.79	0.011	0.014	0.23	2215	39	0.23	1.74	2.73	4.019	176
24	4.86	1.48	0.074	4.62	1.40	0.072	4.74	1.44	0.073	3.87	77.02	0.036	0.046	2.61	2310	63	1.53	5.03	11.58	3.871	220

ら判断することは困難である。

ヒューム系ダストは高温の火点におけるメタルの蒸発に起因するものであるから、その成分比率はメタル浴の成分濃度と元素の蒸気圧に関係する。すなわち、蒸気圧がベースメタルより高い元素はヒューム系ダスト中に濃化され、蒸気圧の低い元素はヒューム系ダストには検出されないものと考えられる。例えば、鉄をベースに白金、マンガンを含む場合白金、マンガン、鉄の 2000°C における蒸気圧は $P_{Pt} \approx 3.3 \times 10^{-3}$ mmHg, $P_{Mn} \approx 5.2 \times 10^2$ mmHg, $P_{Fe} \approx 2.2$ mmHg である⁹⁾ から、ヒューム系ダストの $\langle Mn \rangle$ は $[Mn]$ より高くなるが、白金はほとんど検出されないと考えられる。したがって、採取したダストの中に白金が検出される場合、その起源は飛散粒鉄（バブルバースト系ダスト）によると考えられるので、白金をトレーサーとしてバブルバースト系ダストとヒューム系ダストの比率を知ることができる。その際、バブルバースト系ダストの比率 $B(\%)$ は次式で求められる。

$$B = \frac{\text{ダスト中の補正}\langle Pt \rangle}{\text{メタル中の}\langle Pt \rangle} \times 100 \dots\dots\dots(1)$$

ここで、ダスト中の補正 $\langle Pt \rangle$ はダストの発生時を考え、ダスト中の $\langle T, Fe \rangle$, $\langle T, Mn \rangle$ をメタルとしてダスト中の白金分析値を換算した値である。

Fig. 7 は Fig. 3 のデータをもとに求めたバブルバースト系ダスト比率 B と $[C]$ の関係を、また、Fig. 8 はダスト中へのマンガンの濃化程度を表す $\langle Mn/Fe \rangle / [Mn/Fe]$ と $[C]$ との関係を示したものである。

ばらつきは大きいですが、 $[C]$ が高いほど B は大きく、マンガンの濃化の程度は小さくなる傾向が認められる。これらの関係が認められるのは、 $[C]$ が高くなるほど CO 発生のドライビングフォースが大きくなるため、粒鉄の飛散が多くなり、飛散粒鉄の二次バーストも起こしやすくなるためと考えられる。

Fig. 2a) や Photo. 3c) に示したダストはバブルバースト系ダスト比率 B の大きい高炭域のラボダストである。その粒径はほとんどが $4 \mu m$ 以下であるが、ヒューム系ダストではなく、大半は飛散粒鉄に起因することになる。

4.2 ダストの合体

Fig. 5, Fig. 6 に示したごとく、ダストの粒子径が小さくなると $\langle Mn/Fe \rangle$ は大きくなるが、 $\langle Pt/Fe \rangle$ はあまり変わらない。

これは著者ら¹⁰⁾ が実用転炉のダスト調査において示したバブルバースト系ダストとヒューム系ダストの合体がラボダストにおいても起こっていることを示すものと考えられる。両者の合体は液体と気体または液体と液体

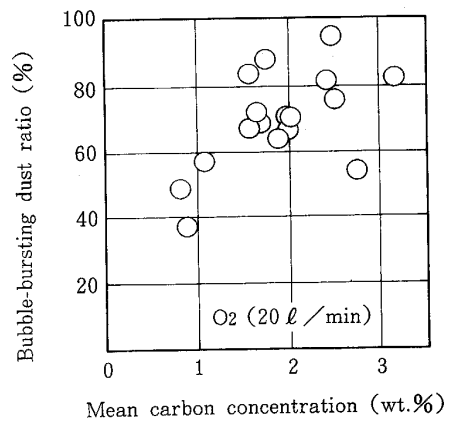


Fig. 7. Effect of carbon concentration in molten iron on bubble-bursting dust ratio.

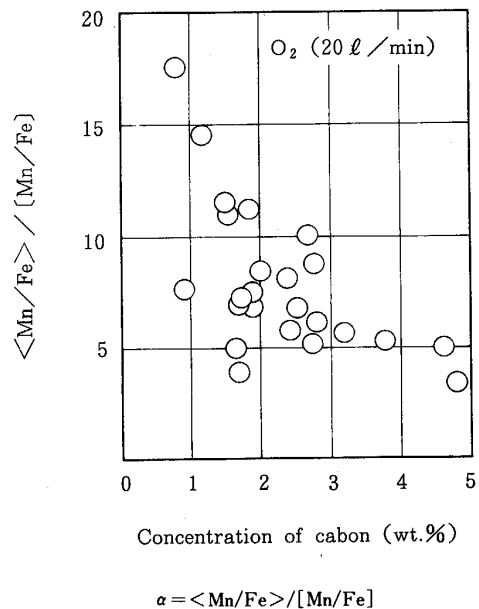


Fig. 8. Effect of carbon concentration in molten iron on manganese condensation factor α .

の合体のため、容易に起こるものと思われる。また、マンガン濃度の変化は大きいですが、白金濃度の変化は小さいことから、合体するヒューム系ダスト中のマンガン濃度は高く、その量は少ないことが考えられる。

4.3 ヒューム系ダストの組成

ヒューム系ダストは金属蒸気が凝縮したものと考え、バブルバースト系ダスト中の Mn/Fe (以下、 a と表す) は $[Mn/Fe]$ に等しいと仮定すれば、ヒューム系ダストとなる金属蒸気中の Mn/Fe 比 (以下、 X と表す) は、ダスト全体の $\langle Mn/Fe \rangle$ を b とすると下記の (2) 式で表される。式中 B は白金添加した実験では (1) 式で求められるので X が計算できる。また、その Mn/Fe 比 (X) は Mn, Fe の蒸発速度の比に等しい。

Mn, Fe の蒸発速度の律速過程について, R. D. WARD ら¹¹⁾ は 1) 溶融金属中を境界層へ移動する過程と, 2) 表面からの原子が蒸発する過程を考えている.

Fe の蒸発速度は, Fe の表面濃度 $C_{Fe}^S \doteq 1$ であるので, 蒸発反応律速 (Fe 蒸気圧比例) と考えられ, (3) ~ (7) 式により [Mn] 比例に換算したみかけの Mn の蒸発速度係数 (以下, K_{Mn}' と表す) を求めることができる.

$$X = \frac{\{b(a+1) - Ba(b+1)\}}{\{(a+1) - B(b+1)\}} \dots\dots\dots (2)$$

$$X = \frac{\text{(Mn の蒸発速度)}}{\text{(Fe の蒸発速度)}}$$

$$X = \frac{(K_{Mn} \cdot C_{Mn}^S)}{K_{Fe} \cdot C_{Fe}^S} = \frac{K_{Mn}' \cdot C_{Mn}^m}{K_{Fe}^P} \dots\dots\dots (3)$$

$$K_{Fe}^P = \frac{\beta P_{Fe}}{\rho} \cdot \left(\frac{M_{Fe}}{2\pi RT} \right)^{1/2} \text{ (cm/s)} \dots\dots\dots (4)^{12)}$$

$$P_{Fe} = 10^{(-19.710/T - 1.27 \log(T) + 13.27)} \text{ (mmHg)} \dots\dots\dots (5)^9)$$

$$\rho \doteq 8.34 - 7.76 \cdot 10^{-4} T \text{ (g/cm}^3) \dots\dots\dots (6)$$

$$K_{Mn}' = \frac{X \cdot K_{Fe}^P}{C_{Mn}^m} \text{ (cm/s)} \dots\dots\dots (7)$$

ここで, K_{Mn} , K_{Fe} , K_{Fe}^P は次に示すとおりである.

K_{Mn} : 湯面 (Mn 濃度 C_{Mn}^S) からの Mn の蒸発速度係数

K_{Fe} : 湯面からの Fe の蒸発速度係数 ($C_{Fe}^S \doteq 1$)

K_{Fe}^P : 蒸発反応律速とした場合の Fe の蒸発速度係数
また, $\beta = 1333.22$, $R = 8.314 \times 10^7$ である.

Table 2 に K_{Mn}' の計算結果を, また Fig. 9 に K_{Mn}' を火点温度 (絶対温度表示) の逆値に対して, プロットした結果を示す. 図中 K_{Mn}^P の線は Mn の蒸発が蒸発反応律速とした場合の蒸発速度係数を, K_{Mn}^D の線はメタル中の Mn の拡散が律速となる場合の蒸発速度係数 (外挿値) で, R. D. WARD ら¹¹⁾ が示した値である.

本実験で得られた結果は, K_{Mn}^D と K_{Mn}^P の間に位置している. 火点に近い温度での溶鋼中 Mn の拡散係数が不明のため, 本実験温度での K_{Mn}^D の値を計算することができず明確には言えないが, Mn の蒸発速度は表面での蒸発反応と溶鋼中の Mn の拡散の両方に律速される混合律速と考えるのが妥当と思われる.

川上¹³⁾ は Fig. 10 に示す関係を報告している. 図中の AA' 線は本実験での K_{Mn}' に相当する線である. すなわち, Fe の沸点では $K_{Fe} = K_{Mn}$ と仮定し, R. D. WARD ら¹¹⁾ が示した 1430°C の点 (Mn の蒸発反応律速と拡散律速の蒸発速度係数の交点) を結んだ線で, 特に測定したデータから求めたものではないが本実験結果はこの

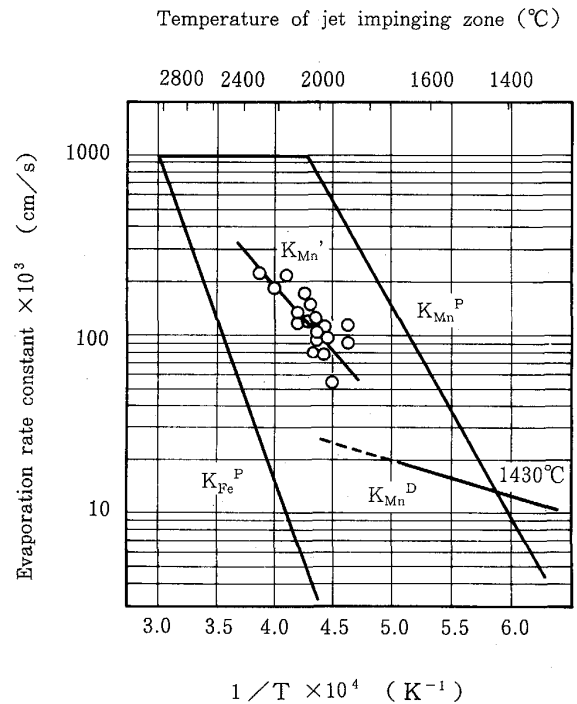


Fig. 9. Relation between temperature of the jet impinging zone and evaporation rate constant for iron and manganese.

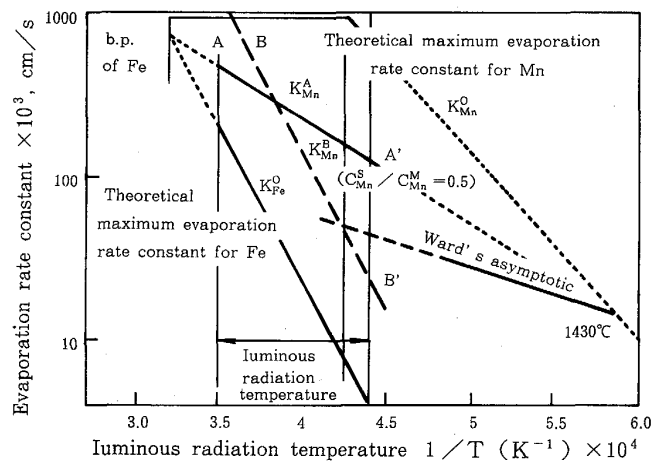


Fig. 10. Relation between temperature of luminous radiation and evaporation rate constant for iron and manganese¹³⁾.

関係に近い.

4.4 実用転炉のダストデータとの対応

実用転炉におけるダストの生成起因別発生比率について, 井下¹⁴⁾ は Mo をトレーサーとして生成機構別発生比率調査を行い吹錬初期においてはバブルバースト系ダストが主体で, 吹錬末期においてもバブルバースト系ダスト比率が約 30% あると報告しており, 本実験結果

とほぼ一致する。しかし、平賀ら¹⁵⁾は Mo をトレーサーとする同様の実験を行い、ヒューム系ダストの比率が大きいと報告している。このような差異が生ずる原因は明確ではないが、スラグの状態、送酸条件（送酸速度、羽口形状、ランスハイトなど）、底吹き条件、炉形状などの影響が考えられ、この影響の解明は今後の課題である。

実用転炉における粗粒ダストは、Table 1 に示すごとく金属鉄が多く、 $\langle \text{Mn/Fe} \rangle$ の値も浴の $[\text{Mn/Fe}]$ の値にはほぼ近い値であること、Photo. 1c) に示すごとく検鏡の結果でも丸型の粒鉄が多く観察されることから、スピittingなどによつてメタル浴から飛散したバブルバースト系ダストが主体と思われる。

一方、細粒ダストは粒度分布調査結果に示すごとく、 $4\mu\text{m}$ 以下の微細なものが主体であることから、一般にヒューム系ダストと思われている。確かに、著者ら¹⁶⁾が 170 t 転炉において火点の発光スペクトルを測定したところ、Mn, Fe のスペクトルを観測しており、この結果は火点に Mn, Fe 原子の存在を示し、ヒュームが火点で生成されていることを示す。しかし、本報告にも示すごとく、ダストの粒径のみからヒューム系ダストと判断することは危険で、辻野ら¹⁷⁾、著者ら¹⁰⁾が実用転炉において採取したダストの調査結果から報告しているごとく、細粒ダストはバブルバースト系ダストとヒューム系ダストの合体したものと思われる。

5. 結 言

50 kg 高周波炉を使用、白金をトレーサーとして、炭素、マンガンを含む溶鉄の酸素上吹き脱炭時に発生するダストの生成機構を調査した。その結果以下のことが判明した。

(1) 粒径 $4\mu\text{m}$ 以下を主体とする微細ダストもヒュー

ム系ダストとバブルバースト系ダストの合体からなる。

(2) 発生ダスト中のバブルバースト系ダストの比率は $[\text{C}]$ が高いほど大きくなる。

(3) ヒューム系ダスト中の Mn 濃度は、 $[\text{Mn}]$ が約 1.5% 以下の場合、溶鉄中の Mn の拡散と湯面からの蒸発反応の両方に律速される蒸発速度に依存している。

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 and P. GRIEVESON and L. S. DARKEN: J. Met., **14** (1962), p. 521
- 6) E. T. TURKDOGAN and P. GRIEVESON and L. S. DARKEN: AIME, **45** (1962), p. 470
- 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. 593
- 9) 飯泉新吾: 金属データハンドブック (日本金属学会編) (1974), p. 73 [丸善]
- 10) 平居正純, 辻野良二, 大野剛正, 石渡信之, 井下 力: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1954
- 11) R. G. WARD and T. D. AURINI: J. Iron Steel Inst., **204** (1966), p. 920
- 12) R. G. WARD: J. Iron Steel Inst., **201** (1963), p. 11
- 13) 川上公成: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 831
- 14) 井下 力, 笹川正智, 本宮 光, 大野剛正, 辻野良二: 鉄と鋼, **73** (1987), S 222
- 15) 平賀由多可, 安井 潔, 中村 一, 竹岡正夫, 山上哲也: 鉄と鋼, **73** (1987), S 1015
- 16) 千葉光一, 小野昭紘, 大野剛正, 山内雅夫, 山根博史: 材料とプロセス, **1** (1988), p. 194
- 17) 辻野良二, 平居正純, 石渡信之, 原田俊哉: 鉄と鋼, **72** (1986), S 240