

これらの金属の酸素との親和力は、シャモットの SiO_2 , Al_2O_3 を還元するほど大きくなく、金属状態で存在し、容積変化はもたらししていない。しかしながら溶銑は、粘性が小さく、レンガの開放気孔を通しての毛管拡散性が大きいので、今後とも炉底および炉床レンガの気孔率、気孔大きさ、目地間隙などはできるだけ小さいことが必要である。

5. 結 言

東田第6高炉(5次)解体レンガのうち炉底部カーボンおよび粘土レンガについて性状調査を行なった結果次の結論をえた。

- 1) カーボンレンガの炉底中央部は、変質が著しく進み、スラグ、メタルの混合物となっていたが、炉周部残存レンガの性状から、損耗は、外来成分とくに金属鉄および鉄化合物のレンガマトリックス内への拡散および化学反応によるレンガ組織の変化が気孔率増加および強度低下をもたらし、摩耗をうけやすいためと考えられる。
- 2) カーボン・レンガの粗粒は、無煙炭であるが、粒子の破壊は、ほとんど認められなかった。
- 3) 粘土レンガも炉底中央部が著しく加熱をうけ、ガラス化と2次ムライトが大きく成長した。開放気孔のほとんどには、金属鉄および金属鉛が侵入して気孔率1%以下に低減していた。
- 4) 炉底用レンガとして、カーボンおよび粘土ともに、低気孔、熱間強度の大きいレンガが必要と考えられる。

文 献

- 1) 大庭, 他: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 290
- 2) R. E. FRANKLIN: Acta Crysta., 4 (1951), p. 253
- 3) 赤松: 「実験化学講座固体物理化学編」, (1956), (丸善)

(61) 高炉付着物に関する 2, 3 の考察

八幡製鉄, 技術研究所

工博 小菅 高・工博 児玉惟孝・○肥田行博
Some Considerations on Scaffolding at the Blast Furnace Shaft.

Dr. Takashi KOSUGE, Dr. Koretaka KODAMA and Yukihiro HIDA.

1. 緒 言

八幡製鉄東田第4高炉(7次)は昭和40年12月25日に吹止されたが、吹止め直前の休風時を利用して炉壁の浸食状況を調査したところ、シャフト中段に異常に発達した付着物を認めた。溶銑炉稼動中の付着物の生成は、一

面、炉壁の保護という好ましい作用があるが、局部的な成長は装入物の降下およびガスの上昇を乱すこととなり直接生産性に結びつく重要な問題である。したがって溶銑炉操業管理者は、このような付着物の局部的な成長を防止するように、また成長をすばやく探知し初期の内に除去するように注意を払う必要がある。いずれにせよ付着物の生成原因および機構を知る必要があり、古くから解明が試みられてきたが状況に応じて異なりまだ十分とはいえない^{1)~3)}。

この原因、機構の追求の1つとして、大きく成長した東田4高炉中段の付着物をブロック状で採取し、2, 3の考察を行なったので以下に報告する。

2. 試 料

吹止め直前の炉内の付着ならびに浸食状況の1例として南側について Fig. 1 に示した。試料採取位置としては、付着物が異常に発達した中段の南側を選んだ。採取方法としては、内径 100 mm φ のコア・チューブを有するボーリング機械により炉壁レンガから内部の付着物へと連続的に、ブロック状として試料を得た。

3. 実験結果

3.1 外観観察および検鏡結果

採取された試料の状況を Photo. 1 に示した。試料の全長は 1550 mm であり、その内、付着物は 650 mm、

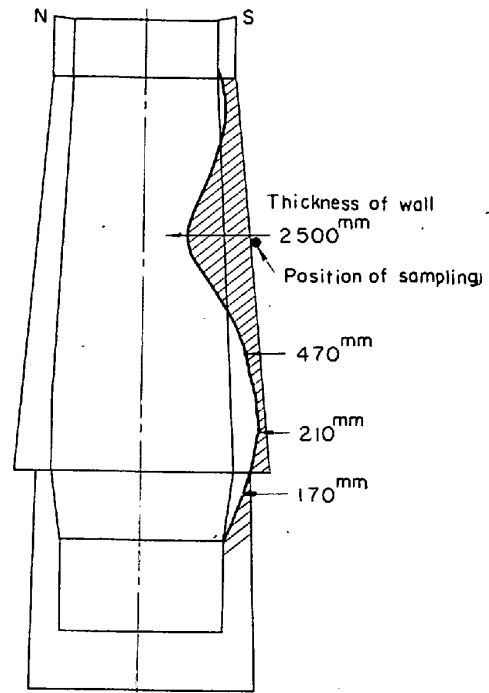


Fig. 1. Profile of scaffold and erosion in No. 4 B. F. at Higashida works.

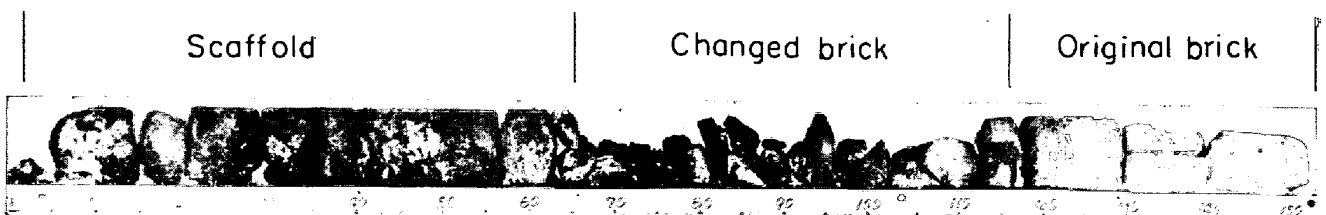


Photo. 1. State of scaffold and brick. (×1/10)

原レンガ部は 400 mm であつた。付着物は比較的硬く靱性があり、ほぼ原形を留めていた。付着物に接したレンガは熱と析出カーボンにより黒く変質し、強度も弱く、細片状として採取された。この細片状レンガの中に Zn の沈積と思われるものが混在していたが、従来しばしば報告されているような軟い析出 C 層とこれに隣接した Zn 化合物に富む層は認められなかつた¹⁾³⁾⁵⁾⁶⁾⁷⁾。

付着物を高炉半径方向に切断し観察すると大きく 4 部分に分けることができる。

A 層: 緻密ではあるが比較的軽い表皮層。

B 層: 大きな気孔を有するやや脆い層で、破面は粉鉄鉱石の集合体を思わせる。

C 層: 緻密な層状に発達した層で、重量感がある。A 層, B 層同様切断面は金属光沢を有する。

D 層: 灰色あるいは灰白色をていし、スラグと鉄に富む層が交互に層状に発達した部分で軽い。

全体として A~C 層は微細な粒子の集合体であり、しばしば報告されている塊状のコークス、石灰石、鉱石などは認められない³⁾⁵⁾。

さらにこれらの部分を微視的に観察すると、不均一な組織であり、鉄とスラグがかなり分離し、それぞれが局部的に多くあるいは少なく存在している。

3.2 分析結果

3.2.1 化学分析

付着物成分の高炉半径方向の変化を Fig. 2 に示す。成分による相異は先の観察による区分に一致する。

3.2.2 X線回折

炉壁レンガの X 線回折を行なつた結果、原レンガと付着物の間には、ZnO, K₂O, C によつて著しく変化した変質レンガ層が存在している。ZnO は zincite (ZnO), K₂O は kalsilite (K₂O·Al₂O₃·2SiO₂) として存在するが、付着物との境界面付近では付着物 (Fe·2CaO·SiO₂) との混合物となつていた。

次に付着物の回折結果の代表例を Table 1 に示した。

3.3 軟化点および融点

軟化点はほぼ 900~1000°C の範囲に、一方融点は 1200~1500°C の間にある。

なお、測定条件は下記のようなのである。

試料サイズ: 2.5 mm φ × 3 mm (高さ)

雰囲気: アルゴン

加熱速度: 40°C/min

3.4 その他

みかけ比重は D 層および B 層中の特に気孔の多い部分を除けば 5 前後であり、D 層は 3 前後と鉱石の値に近い。

また、機械的強度の一表示として耐圧強度をとると、A 層は 15 kg/mm² 以上、B 層, C 層は 5 kg/mm² 前後、D 層は 2 kg/mm² 前後とかなり強靱なものである。

4. 考 察

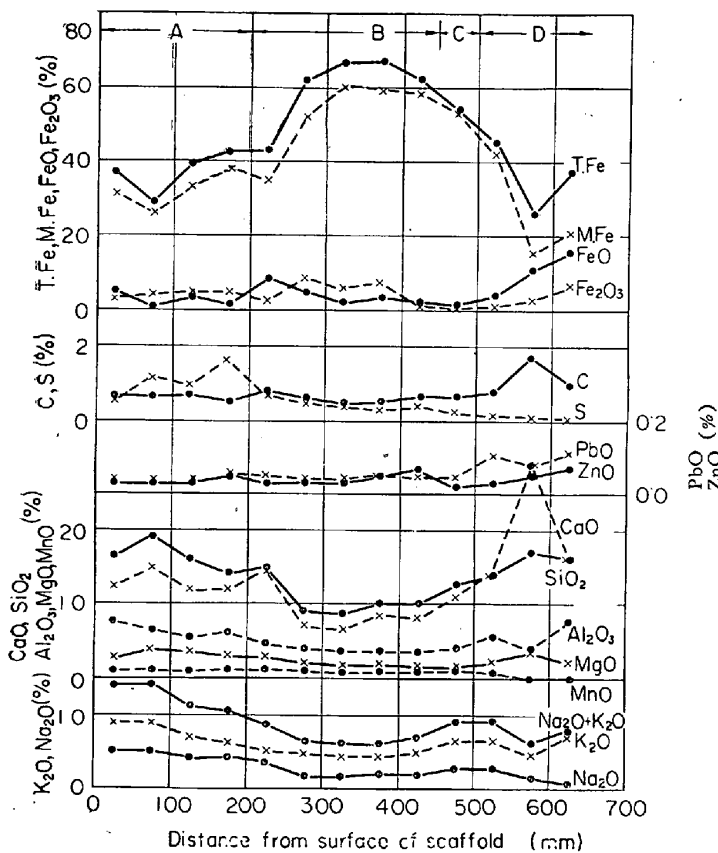


Fig. 2. Change of chemical compositions of scaffold.

Table 1 Results of X-ray diffraction analysis for scaffold.

Minerals		α -Fe	FeO	Fe ₃ O ₄	2CaOSiO ₂	CaCO ₃	KHCO ₃	K ₂ O·Al ₂ O ₃ 2SiO ₂
Sample No.								
7	M	++++			+++	+	+	++
	N	++++			+			+
	Rest	++++	+	+	+			+
12	M	++++		+	+++	+++		
	N	++++			+++	+++	+	
	Rest	++	+++	+++	+	++		+

M: Magnetic materials, N: Non-magnetic materials.

++++: Very much, +++: Much, ++: Some, +: A little.

Sample 7: belongs to B part, Sample 12: belongs to D part.

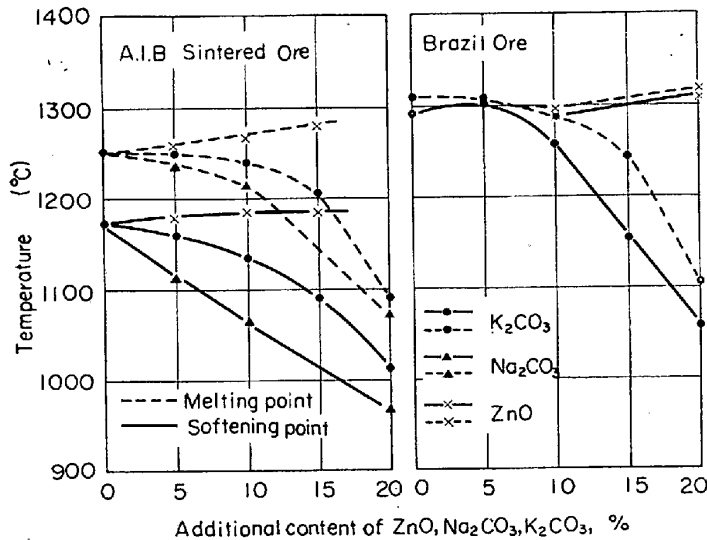


Fig. 3. Influence of ZnO, Na₂CO₃, K₂CO₃ on softening point of ore and sinter.

付着物の生成原因として古くから取り上げられている元素について、さらに、付着機構について考察を行なう。

4.1 K, Na について

まずアルカリの作用としてはレンガの耐火度を下げることにより付着を促進するとの報告があるが¹³⁾、その証拠となるガラス状の物質は認められず、融点の高い kalsilite などの形で存在している。よつてこのレベルでのアルカリの作用は原レンガの軟化よりも組織の破壊が主なるものと考えられる。一方、付着物中には多量の K, Na が認められるが、X線回折の結果などから遊離の KHCO₃ が高温で結合剤の作用をはたすものと考えられる。付着物中のアルカリが主として酸性酸化物と結合していることは X 線回折のほかにアルカリ量と SiO₂+Al₂O₃ の関係からも認められる。

4.2 Zn, C について

付着物中の含有量は位置のいかんにかかわらずほぼ一定でありしかも低い。これといつた Zn の沈積は認められない。この原因としては、第1に装入物中の Zn 量が少なかった、すなわち本高炉は鋳物鉄吹製のために低 Zn 含有(0.001%) 特別焼結鉱が使用されたことがあげられる。第2に、Zn 層および析出 C 層が認められない原因として、以下のことが考えられる。

(i) 付着物の緻密さのゆえに、炉内ガスが低温部の炉壁へと到達しえなかつた。(ii) Zn の沈積がなく C 析出作用が促進されなかつた。

また、全体に C 量が低く、装入コークスが寄与しているとは考えられない。この原因としてはコークスの崩解が少ないことなどが考えられるが明確でない。

このように装入 Zn の低い操業においても、強固な厚い付着物が生成したことから見ると、通常短期間に生ずる初期の付着物に対する主要因として Zn を考えることはできない。

4.3 その他の成分について

本付着物は粉状の鉱石あるいは焼結鉱により構成され

ていることは明確である。鉱石あるいは焼結鉱の還元粉化が低温で起こるものであるから、付着物の防止には耐還元粉化性の良好な装入物で、装入前の粉を極力除去する必要があるのはいうまでもないことである。

主成分の鉄分およびスラグ分の変動を見ると、炉壁近くの D 層および A 層と中間の B 層とはかなりの差があり、何らかの形でスラグと鉄の分離がなされたものと考えられる。しかしその機構については明らかでなく今後の課題である。とくに D 層においては、鉄とスラグが層状に発達していること、M. Fe が低く Fe₃O₄ がまだ存在していること、一般に炉周辺では炉中間部に比較し、ガス温度、量が高く、多いことから考えると、熔融状態に近い状態にてスラグの分離が起こり、その上に粉粒子が付着するという現象がかなりの速度で繰返えされたものと考えられる。

また、Ca の一部には SiO₂ と結合せず CaCO₃ として存在しているものもあるが、これは多分装入石灰の崩解から付着したものであろう。

4.4 軟化点、融点について

今回の採取レベルでの炉内温度は 800~1000°C の範囲にあり、付着物の表皮のある範囲では熔融あるいは半熔融状態になっているものと推察され、粉粒子は容易に付着することが考えられる。一方、付着物の融点は炉内温度よりもかなり高く、シャフト中段に存在する付着物は熱的にかかなり安定であり、付着する粒子があれば大きく成長するであろう。したがって、付着物が異状に発達する位置においては炉内温度と装入物の軟化点との間に密接な関係があるように思われる。例えば装入物が軟化点の非常に高いものであればシャフトでの付着物の異状発達が認められないであろうが、装入物の降下過程において、外的あるいは内的作用により軟化点が低下すれば、軟化点近くの炉内温度を有する位置で、付着物の生成、成長が考えられる。

この際、付着物生成の要因と考えられている Zn, K, Na について、軟化点におよぼす影響を知ることは、非常に興味深いことである。著者らは Fig. 3 に示すようなこれらの元素の化合物を鉱石あるいは焼結に加え軟化点を測定した。この結果、K₂CO₃, Na₂CO₃ の影響が大きいことが認められ、この点からも K, Na は付着物の生成に密接な関係があると考えられる。

5. 結 言

東田第4高炉シャフト中段において、付着物およびレンガを連続的に採取し、組織あるいは組成などの面から考察を行ない、次の結果を得た。

- (1) 付着物生成の主原因は鉱石からの粉であり、コークスの作用は認められない。
- (2) Na, K はレンガに対し、軟化作用よりも高融点の化合物を作ることによる組織の破壊作用が強い。
- (3) Zn 層と析出 C 層はともに認められず、この原因としては Zn の低装入、付着物層の緻密さが考えられる。
- (4) 初期の付着物生成には Zn はさほど関与せず、K, Na の影響が大きいように思われる。
- (5) シャフトにおける付着物の異状成長の位置は、炉内温度が軟化点近くの区域である。

- (6) 付着機構の過程は次のように考えられる。
- (i) 原レンガへの K, Na, CO₂ ガスの浸入。
- (ii) ZnO の沈積, C 析出, K₂O, Na₂O の結合によるレンガ組織の破壊。
- (iii) 粗い亀裂の多い変質レンガへの粉原料あるいは Na, K, ZnO を含むダストの堆積。
- (iv) 粉原料の軟化, 還元, スラグの分離, 粉原料の付着軟化 (K, Na の存在により促進される。) の繰返し。

文 献

- 1) J. WILLEMS, et al. : Stahl u. Eisen, 84(1964) 16, p. 57
- 2) H. SCHENCK, et al. : Stahl u. Eisen, 85(1965) (1965) 20, p. 1240
- 3) 安達, 松本: 日本鋼管技報, (1957), p. 65
- 4) 川鉄, 千葉: 第 18 回製鉄部会資料, (1962) 6
- 5) 川鉄, 千葉: 第 26 回製鉄部会資料, (1965) 1
- 6) 中山: 第 19 回製鉄部会資料, (1962) 12
- 7) 中山: 第 14 回製鉄部会資料, (1960) 4

(62) 炉内付着物爆破除去による炉況改善操業について

八幡製鉄, 八幡製造所

光井 清・斧 勝也

阿由葉善作・○中川 孝

On the Shaft Scaffolding Removal in Higashida No. 1 B.F.

Kiyoshi MITSUI, Katsuya ONO,
Zensaku AYUHA and Takashi NAKAGAWA.

1. 緒 言

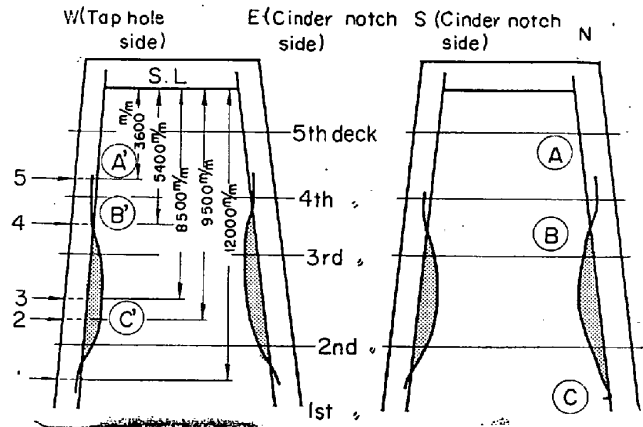
東田第 1 高炉は, 昭和 40 年 2/4 期以降炉況不調となり, 各種のいわば内科的な改善策を実施したが, 好転しなかつた。この原因は調査の結果, シャフトの付着物によるものとわかつた。調査方法はシャフト冷却盤排水熱量の測定, および, 位置や厚さの確認は, シャフト部の 16カ所の穿孔により行なつた。炉内付着物と炉況不調との関係については, いろいろな研究^{1)~6)}が行なわれている。下部に付着する軽度のものについては, 軽装入操業を行なうことにより炉況を改善し, また, 上部の頑固な付着物については, 爆破法, 軽油燃焼法などいわば外科的処置による除去が実施されている。

当高炉の付着物は, それほど大きなものではなかつたが, 今後成長することも十分考えられるので, 爆破法による付着物除去を行なつた。類似の爆破法はわが国でもすでに各社で実施されているが, 詳細が公表されていないので, ここにその状況を報告する。

2. 他着場所および厚さの推定と確認

付着場所および厚さは, 冷却盤排水熱量を測定して推定した。シャフト鉄皮表面温度の測定も行なつたが, ほとんど差異が認められず, 推定できなかつた。また既設のシャフト温度計による推定では, 付着物の存在は判断できたが, 厚さについては困難であつた。付着物の場所

と厚さの確認のため, シャフト部を 16カ所穿孔した。穿孔位置を Fig. 1 に, 測定結果を Table 1 に示す。これから明らかなように, 付着物の厚さは 300~500 mm で, 2 段から 3 段デッキ付近に付着していることがわかつた。



At level 1, 2 holes were bored.
 " " 2, 4 "
 " " 3, 6 "
 " " 4, 2 "
 " " 5, 2 "

Ⓐ, Ⓑ and Ⓒ indicate thermo-couples which have been installed since blowing in.

Ⓐ', Ⓑ' and Ⓒ' indicate thermo-couples which installed after boring.

Fig. 1. The bored levels at Higashida No. 1 B.F. shaft.

Table 1. Thickness of scaffolding in the shaft (mm).

Level		I	II	III
Shaft 1st deck	The upper part of No. 10 O.T.	450	50	600
	15 O.T.	750	50	700
2nd deck (lower)	The upper part of No. 4~5 O.T.	1,250	450	1,100
	8~9 O.T.	1,175	370	2,000
	10 O.T.	1,250	450	2,100
	15 O.T.	1,300	500	2,100
2nd deck (upper)	The upper part of No. 2~3 O.T.	1,230	480	1,600
	6~7 O.T.	1,200	400	1,400
	1~16 O.T.	1,060	310	2,000
	10 O.T.	1,050	350	700
	12~13 O.T.	1,250	500	1,200
	15 O.T.	1,100	350	700
3rd deck	The upper part of No. 8~9 O.T.	800	100	700
	15 O.T.	800	50	1,200
4th deck	The upper part of No. 4~5 O.T.	580	80	780
	15 O.T.	750	50	750

I : Measured value.

II : " " (scaffolding).

III : Estimated value

(by the waste calorific of cooling boxes).