

連携記事

高炉の耐火物及びシャフトの長寿命化技術

Blast Furnace Refractory and Shaft Technologies for Extending Furnace Life

新日本製鐵(株) 技術開発本部
環境・プロセス研究開発センター PE 部 (製鉄) 部長

芳我徹三 Tetsuzo Haga

同上 無機材料研究開発部 部長

松井泰次郎 Taijiro Matsui

1 緒言

高炉の長寿命化技術は、近年目覚ましく発展した技術分野のひとつである。1970年代前半までに火入した国内高炉では、炉寿命5～7年程度であったものが、最近では15年～25年に達する高炉も出現し、高炉の一炉代累計出鉄量は15,000トン/m³のレベルに達する(図1)。

超大型化学反応炉である高炉内部は、最高温度2000℃以上の高温になるため、炉体鉄皮内壁面は耐火物と冷却装置(ステーブ等)により保護されている。この耐火物やステーブは、炉内の装入物、高温ガス等から物理的・化学的な浸食を受けて損耗し、高炉設備の寿命を決定している。

これらの律速部位の長寿命化については、高炉改修に合わせて順次改善に取り組んできたが、中でも耐火物技術の改善が果たした役割は大きい。

本稿では、高炉長寿命化を支える耐火物について、その品質改善、並びに耐火物を含めた設備構造の技術変遷について解説する。

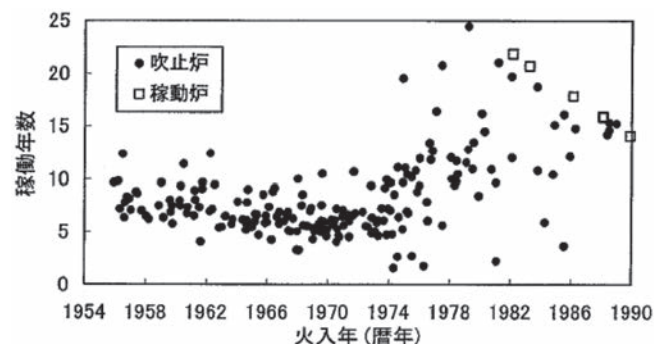


図1 国内高炉の炉寿命推移

2 高炉長寿命化技術の進展

高炉炉体の寿命は、大きく分けて(1)高炉炉底の耐火物の損傷と、(2)シャフト耐火物及び冷却装置の損傷に律速されている(図2)。

(1) 炉底部の長寿命化対策

溶融した鉄鉄と常時接触している炉底部の長寿命化対策としては、冷却強化とカーボンレンガの材質向上を図ってきた。炉底側壁部では出鉄口下部の浸食部位で冷却強化型の鉄鉄ステーブ、銅ステーブを採用し、冷凍機による冷却水温度の低減も図っている。一方、カーボンレンガ材質の改善としては、主に熱伝導率向上と細気孔化による耐溶鉄性向上を指向し、1965年に開発された従来品では5～10年程度に過ぎ

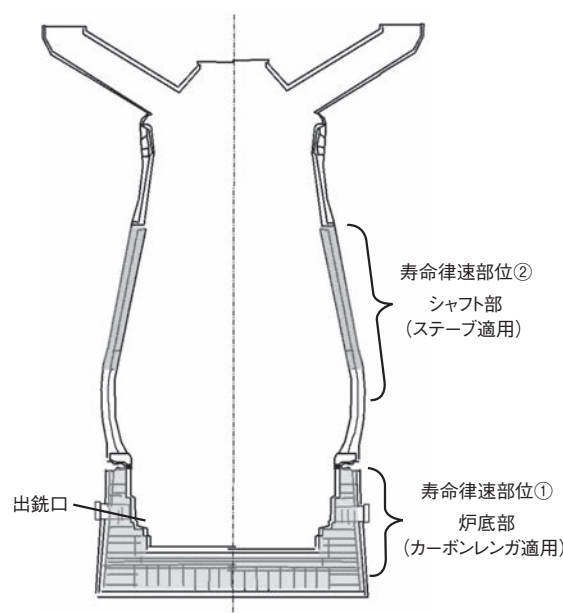


図2 高炉寿命律速度部位

なかった寿命が、現在では15年以上まで耐久性が向上してきた。また、直近ではカーボンレンガ界面に保護層を積極的に形成することによる耐溶銑性の向上が進められており、今後一層の高炉長寿命化が期待できる。

(2) シャフト部の長寿命化対策

シャフト部の冷却装置については、冷却盤とステーブクーラーがあるが、直近の大型高炉においてはステーブが主流となっている。ステーブは1969年にソ連から導入され、当初は自然循環方式による冷却能力の低さもあり、4～5年程度の寿命しかなかった。

その後ステーブ本体については、母材部の鑄鉄材質変更と冷却パイプ本数増、配置適正化により耐久性の向上を図り、一方、耐火物に関しては炉の高さ方向の温度やガス条件に応じた材質の変更を行ってきた。その結果、耐火物の厚みを低減しても15年以上の寿命が得られるようになった。直近では、更なる冷却強化を目的に銅ステーブが採用されていること、またステーブ取り換え等の補修技術の進歩も加わり、シャフト部は高炉の寿命律速部位でなくなる事が期待されるまでになっている。

3 炉底カーボンブロックの損耗要因と高耐用化

高炉炉底用耐火物としては、溶銑に対する耐食性や冷却効率を高めるための高熱伝導性を兼ね備えたカーボンブロックが、この半世紀余り使用されてきた。従来品のカーボンブロックは焙焼無煙炭の溶銑に対する優れた耐食性と人造黒鉛の高い熱伝導性を組み合わせて、タールをバインダーとして押し出し成形で製造したものである。図3に広畑4高炉の湯溜まり部分に適用した従来カーボンブロックの使用後コア

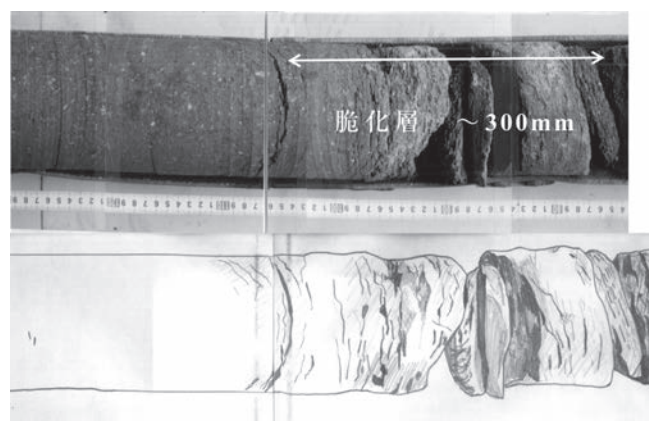


図3 従来カーボンブロック（広畑4高炉）の使用後コアボーリングサンプル。稼働面（図右側）に脆化層が300mm程度みられる

ボーリングサンプルを示す。稼働表面側には、脆化している組織が約300mm見られ、最稼働面側は粉化にまで至っている。これは、気孔に侵入した膨張率の異なる溶銑やアルカリ等の外来成分によって、長期にわたってマトリックスを微細破壊してきたためと考えられる。

このように各高炉で過去行ってきた解体調査より、カーボンブロックの損耗は、以下の順に進行すると考えられている。

- 1) 外来成分及び溶銑の気孔への浸透
- 2) 稼働面側に脆化組織が発生する事による冷却能力の消失
- 3) 直接溶銑にさらされることでカーボンブロックが加炭溶解により溶損

近年の高耐用化開発は、このカーボンブロックの持つ課題点を解決することを目的に進められた¹⁻⁴⁾。

その具体的なポイントとしては以下の4点である。本稿では、その内容についての概説を行う。

- 1) 耐溶銑性の高いアルミナ微粉の添加
- 2) 外来成分や溶銑の侵入を防止するための微細気孔化
- 3) 界面温度を下げ、保護層形成を促進させ、耐火物の損耗を抑制する高熱伝導化
- 4) 界面での溶銑の粘性を増し、溶銑流を停滞させて損耗を抑制する元素の添加

3.1 カーボンブロックの高耐用化

今までの開発内容を、耐食性と熱伝導率の観点からマップに整理すると、図4のようになる。また、表1に、それぞれのカーボンブロックの代表品質を示す。

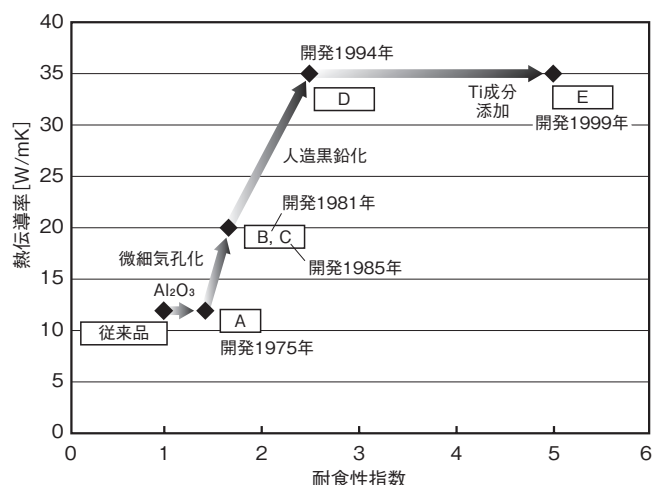


図4 カーボンブロックの開発経緯

(1) ブロック組織の緻密化

まず、従来のカーボンブロックの高耐用化として最初に行ったのが、材料中の微粉部分の耐食性向上であり、酸性スラグに強いアルミナ微粉を組織中に添加することである。この材質Aは、ラボで40%の耐食性向上が図られたのを確認し、1975年大分1高炉に適用した。

次に行ったのが、溶銑浸入の抑制対策であり、まず考えたのが気孔径の微細化である。金属Siを添加し、焼成時に気孔内にSi-O-Nウィスカーを形成させ、気孔の空隙を細かくする手法をとることで、 $1\mu\text{m}$ 以上の気孔の比率を材質Aの11%から、2.7%にまで大幅に低下させた⁵⁾。図5に金属Siを10%添加した時に気孔内に生成するウィスカーの状況を示すが、間隔が数 $10\mu\text{m}$ 以下の網目状に成長していることが確認できる⁶⁾。このカーボンブロックは1981年に開発し、材質Bとして室蘭2高炉に適用した。

一方、製造プロセス的にも改善を行い、押し出し成形からプレス成形に、同時にバインダーをタール質からピッチとフェノール樹脂の混合バインダーに変更し、組織の緻密化を図ったものが材質Cである⁷⁾。この材質Cの使用後コアボーリン

グ調査では、図6に示すように、脆化組織はまったく見られず、サンプリング中に発生したと思われる亀裂は見られたものの、稼働面側までほぼ健全なカーボンブロック組織であった。また図7に稼働面側から背面にかけての外来成分の分布を示すが、従来品を使用した広畑4BFの実績に較べて、材質Cではアルカリ等の侵入量が低減されていることも確認した。

微細気孔径化や製造プロセス変更による緻密化を図った本材質の使用後調査によって、損傷の一つである脆化層を大幅に抑制することができていることが確認できた。

(2) 高熱伝導化による保護層の形成

カーボンブロックの高耐用化を図っていくためには、単に材料的な改善のみでは不十分であり、うまく使いこなしていく使用技術開発も必要である。一つの方法として、カーボンブロックの冷却能を高めて保護層形成機能を高めることを考えた。

前述したように、従来よりカーボンブロックは、耐溶銑性に優れる焙焼無煙炭を主要骨材として、土状黒鉛と人造黒鉛を微粉部に併用して製造しているが、これら天然の炭素原料については、灰分としてアルミナとシリカが3～10wt.%含

表1 開発してきたカーボンブロック品質表

材質		従来品	A	B	C	D	E
開発年		1965	1975	1981	1985	1994	2001
一般物性	嵩比重	1.56	1.58	1.59	1.71	1.76	1.96
	全気孔率 [%]	18.7	17.3	18.5	19.0	23.1	19.7
	圧縮強さ [MPa]	40.5	43.0	45.1	66.9	63.0	76.2
	曲げ強さ [MPa]	11.7	11.9	12.3	15.0	15.2	21.4
	熱伝導率 [W/m・K]	17.1	13.2	13.8	23.3	33.3	37.0
$1\mu\text{m}$ 以上の気孔率 [%]		16	11	2.7	1	0.2	0.15

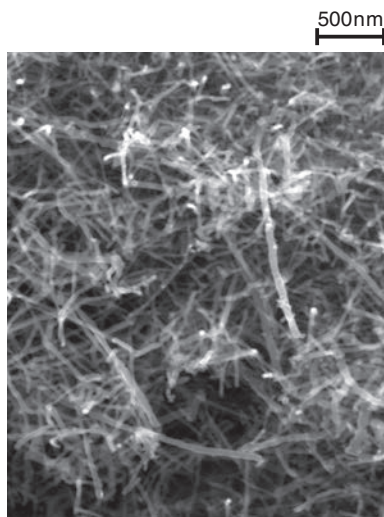


図5 カーボンブロックの気孔中に成長したウィスカーのFE-SEM像

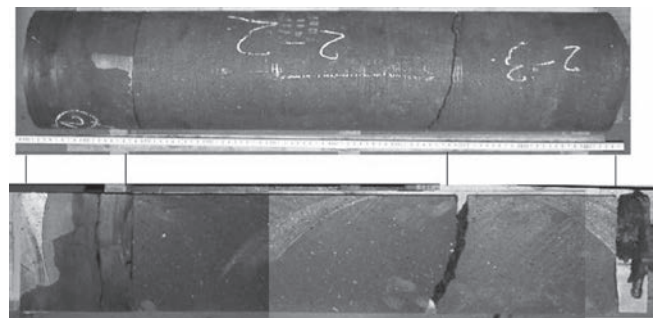


図6 君津4高炉でコアボーリングを行った使用後カーボンブロック

まれているために、熱伝導率は、人造黒鉛に比べてかなり低いものである。そこで材質Cをベースに天然の無煙炭を用いず、人造黒鉛を主成分としたのが材質Dである。これは人造黒鉛にアルミナ微粉と金属Siを添加し、ピッチとフェノール樹脂の混合バインダーで混練後、プレス成形により製造したブロックで、熱伝導率を大幅に向上させることができ、材質Cと比較して1.5倍の耐食性向上が図れた⁸⁾。本材質は、1994年に開発し、君津2高炉に適用した。

(3) 保護層形成のコントロール

以前より操業技術として、高炉炉命末期には羽口より砂鉄としてTiO₂を吹き込むことにより溶銑の粘性を上げ炉壁耐火物の損耗防止に役立ててきた経緯⁹⁾や、解体調査時、炉底にTiベアと呼ばれるTiNを含む付着物が観察されることは良く知られていた。このことから、耐溶銑性をさらに向上させるには、溶銑の粘性を上げ、流動性を低下させるTi系化合物をあらかじめカーボンブロックに加えておくことが効果的であると考えた。

添加することで溶銑の粘度に影響を及ぼす元素を図8に示す¹⁰⁾。添加材料は、製造中の化学反応によるブロックの体積変化や、微小亀裂発生に注意し、試作と評価を繰り返した結果、試作した範囲では、Ti成分を添加した材質が耐食性に優れていることが判った。

材質DにTi成分を添加した材質Eは、耐食性を維持するだけでなく、溶銑との界面に粘性の高い保護層を自ら形成することで、飛躍的な損耗低減を可能にするカーボンブロックとなっていることがラボ結果でも判明した。今後の実高炉での機能確性が期待される。

このように、高炉の寿命向上を目的に、炉底に使用される

カーボンブロックの開発を進めてきたが、高効率を追求し操業条件的にもますます過酷化してきている現在、更に高耐用的なカーボンブロックの開発を今後も進めていきたいと考えている。

4 シャフト部の長寿命化と耐火物

1969年に名古屋第3高炉にソ連製のステーブ技術を導入して以来、耐久性向上のため、新日本製鐵(株)では種々の改善を行ってきた。図9に鑄鉄ステーブ冷却機能向上のための改善の歴史を示す。導入当時はステーブパイプの破損が頻発し、高炉の寿命も5年程度であった。ステーブのコアサンプリングや解体調査により、ステーブの損傷は炉内熱変動による剥離脱落によるものと推定された。このため、材質をFCH(低クロム鑄鉄)からFCD(球状黒鉛鑄鉄)に変更した。さらにパイプピッチの短縮等により冷却強化を図ってきた。

耐火物に目を移すと、第3世代までのステーブでは、図9に示すように、炉体への熱負荷を軽減するため、ステーブ(厚み270mm)の前面に厚い耐熱レンガ(厚み630mm)が存在していた。また前面レンガ支持のためステーブはΓ型の突起部を持った形状としていた。

断熱レンガの材質改善やステーブ冷却強化を図ったものの、断熱レンガに対しての冷却は不十分であり、操業開始後2~3年で前面レンガの損耗、脱落が進行した。加えてステーブが薄いため、レンガ脱落後のステーブ損耗進行とともに高炉鉄皮の赤熱、亀裂に至り、稼働7~8年で改修工事を強いられた。また、レンガの脱落、ステーブの損耗が進行すると、高炉炉内面に凹凸が生じ、高炉シャフト部においては、炉壁角度が70°より小さくなると(断面積の拡大が急激になると)、

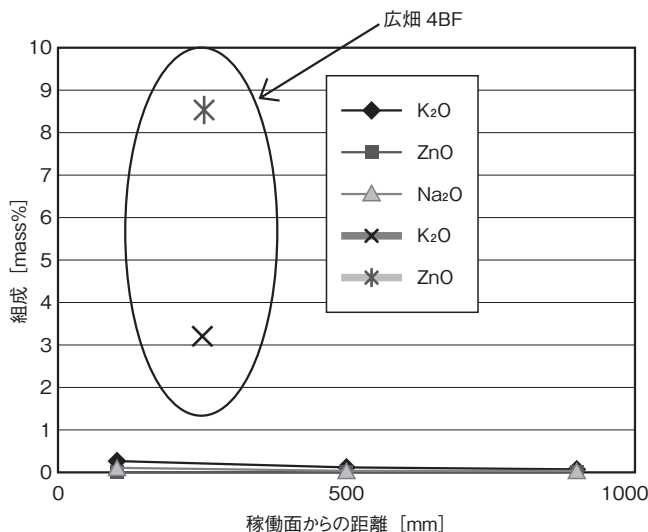


図7 材質C稼働面付近のアルカリ等成分分布

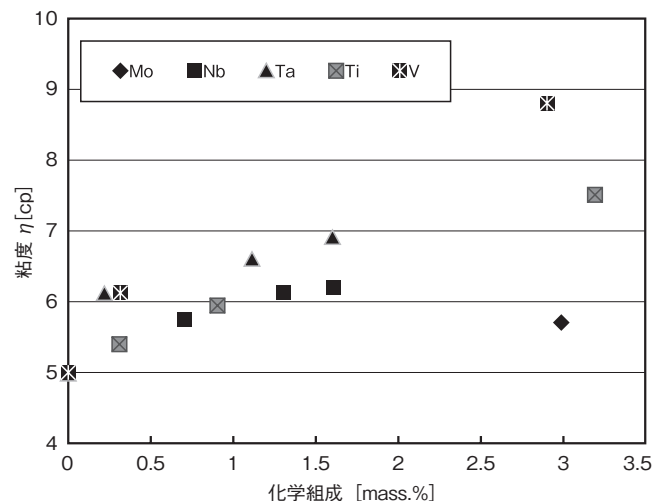


図8 1550℃における溶銑粘度と各種添加元素添加量との関係

炉壁から離れるに従い垂直に降下しようとする粒子 (図10) と炉壁近傍の粒子の間で、炉壁近傍部に空隙率の増加と炉壁混合層の形成が起こり、ガスが偏流する (図11)。

さらに、高炉下部の炉腹部、朝顔部においては、100mm (装入物径の2倍相当) 以上の突起があると、炉壁に装入物降下が起こらない領域 (停滞層) が生成し、装入物が停滞する (図12)。レンガ脱落后は図13に示すようにレンガを支持していたΓ部によりこの現象が発生し、上記のガス偏流と合わせて

操業変動要因となった。

これらの課題を解決するために開発された第4世代ステープは、冷却されているステープ母材の損耗速度がレンガの1/10程度であることに着目して、ステープにレンガを鑄込んでステープ+レンガの一体構造とし、耐熱レンガ・ステープ厚を薄型にしながら耐久性は従来構造とほぼ同一になるように設計されており、前面レンガが無く炉内面への突起も無くした効果により、レンガ消失に伴う炉内壁面プロファイルの

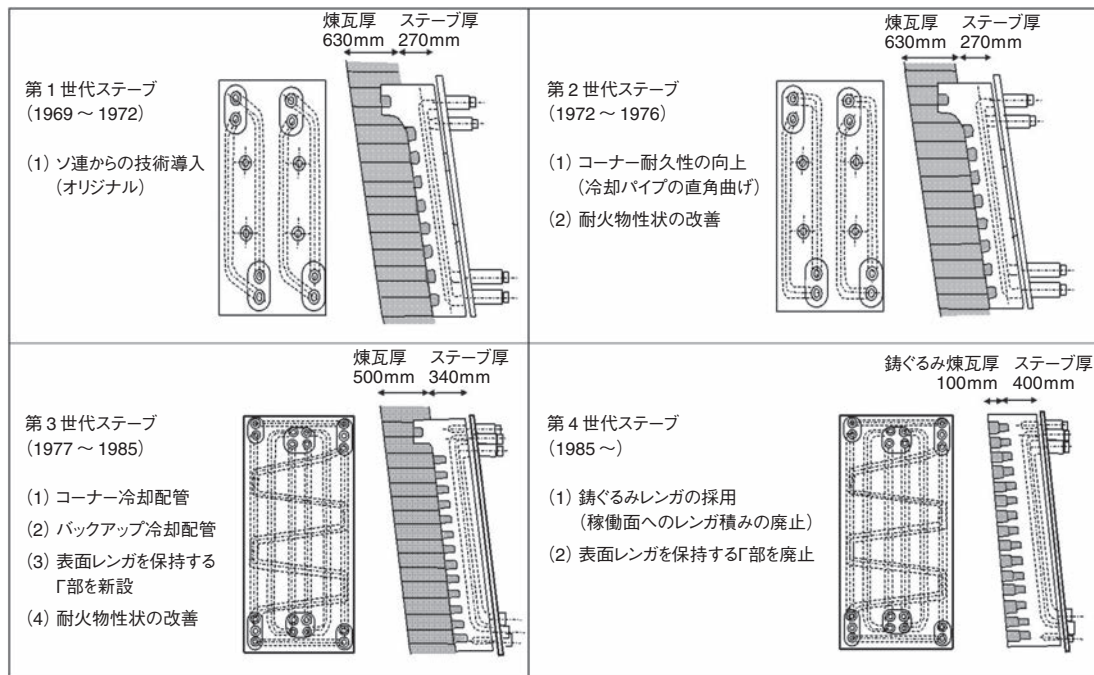


図9 高炉内壁構造 (断熱レンガ及びステープ) の変遷 (文献¹³⁾ より)

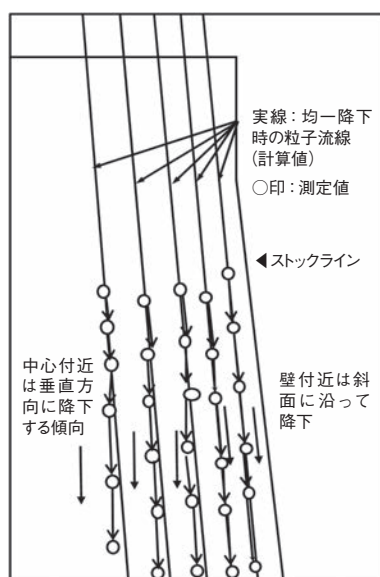


図10 装入物の挙動解析実験 (文献¹⁴⁾ より)

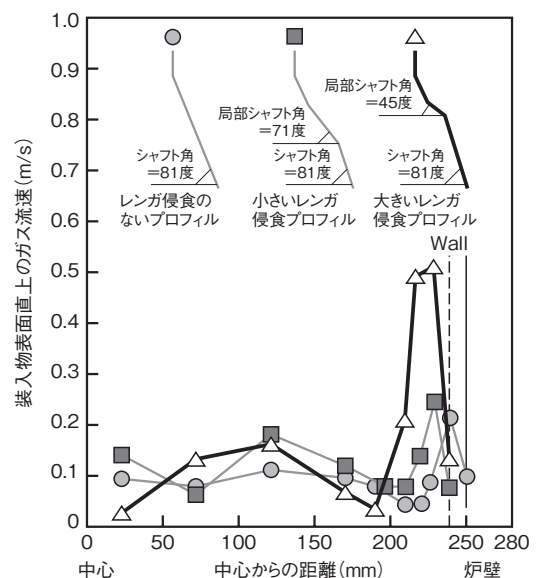


図11 煉瓦浸食とガス流れの関係 (文献¹⁵⁾ より)

変化を最小限に抑える画期的な技術である。尚、本ステップでは前面レンガを一体鑢装しているため、高炉改修工事で前面レンガ積み作業が不要となり本ステップ採用により高炉改修工事も短縮された。

ステップ耐火物は不定形と焼成レンガを比較し、品質、製造簡素化の点からシャフト下部に黒鉛炭化珪素系、中部に高アルミナ系焼成レンガを採用している。表2に高熱負荷部における耐火物の物性評価を示す。耐スポール性、耐アルカリ性を重視し、ステップ高炉では黒鉛炭化珪素系を採用した。

第4世代ステップは、1985年7月、12月に改修火入れをした釜石製鉄所第1高炉、八幡製鉄所第1高炉に適用された以降、レンガ支持を強化するために鋳物リブを増やし、更に鋳物の厚みを厚くするなど改良を重ね、現在でも標準的なFCDステップとして新日本製鐵を始めとする多数の高炉で採用されている。

近年では、鋳鉄に代わり更に形状変化の少ない銅ステップが採用されつつある。銅は優れた熱伝達特性を持ち、例えば炉内ガス温度1200℃でも炉内面母材温度200℃程度に維持

できるため、母材強度の低下が少なく、またFCDのような高温での組織劣化がないため、前面レンガをより強固に支持できる。ステップの耐火物がより長期間維持されるようになれば、より過酷な操業条件下でも、さらに寿命が長く、炉内プロフィール変化の少ない炉壁構造の検討が今後進んでいくものと期待される。

5 結言

高炉の長寿命化において重要な役割を担う耐火物に着目して、長寿命化の技術変遷について述べた。耐火物は単体の性能だけでなく、ステップとの一体構造化などの技術改善が進められてきた。

その効果は長寿命化のみならず、それによる炉内プロフィールの安定が高炉操業の安定、ひいては高炉の超大型化の基盤を支える技術となっている。

耐火物技術は、今後も高炉操業技術の一層の高度化を支える技術として開発が推進されていくものと期待される。

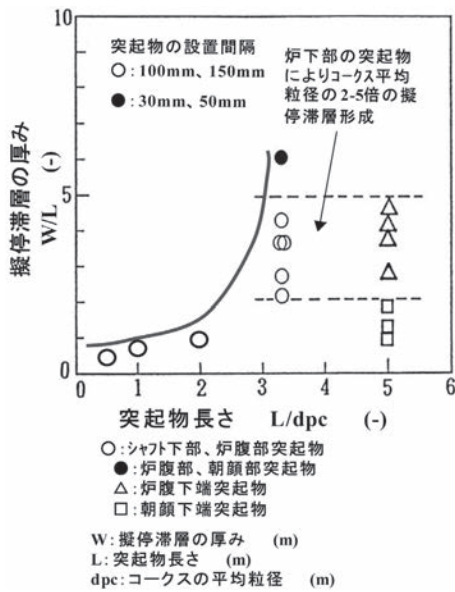


図 12 突起物と疑似停滞層 (文献¹⁶⁾より)

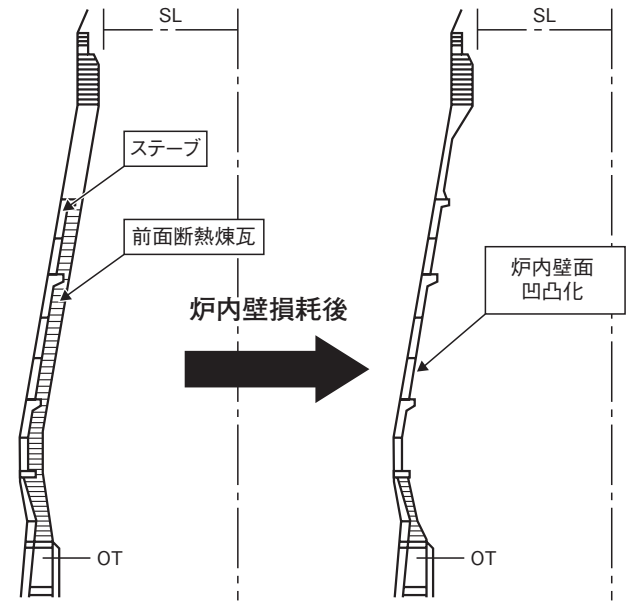


図 13 高炉炉体損耗状況

表 2 耐火物の物性評価

	シャモット質	シリマナイト質	C-SiC	SiC
耐アルカリ性	+	+	++	+++
耐摩耗性	+	+	+	+++
耐COガス性	++	++	+	+
耐スポール性	+	++	+++	++
耐スラグ性	+	+	++	+++
耐酸化性	+++	+++	+	++
熱伝導率	+	+	+++	++
総合評価	+	++	+++	+++

参考文献

- 1) 平櫛敬資, 樋渡幸夫, 青山和輝: 鉄と鋼, 62 (1976) 4, S30.
- 2) 落合常巳, 池田順一, 藤原茂, 田村信一, 今若寛: 鉄と鋼, 65 (1979) 11, S541.
- 3) 池田順一, 藤原茂, 永原正義, 青山和輝, 筒井直樹, 野田多美夫: 鉄と鋼, 68 (1982) 11, S674.
- 4) 池田順一, 藤原茂, 大川清, 仲井正人, 斎藤正夫, 荒生勇司: 鉄と鋼, 68 (1982) 11, S675.
- 5) 藤原茂, 田村伸一, 池田順一, 仲井正人: 製鉄研究 331 (1988), 1.
- 6) 井上裕行, 新田法生: CAMP-ISIJ, 22 (2009), 102.
- 7) Shigeru Fujiwara, Masakazu Ikeda, Shinichi Tamura and Masato Nakai: Nippon Steel Technical Report, (1989) 41, 1.
- 8) 中村倫, 石井章生, 藤原茂, 田草川豊, 若狭勉: CAMP-ISIJ, 8 (1995), 243.
- 9) 富田幸雄, 田中勝博, 長谷川守弘: CAMP-ISIJ, 4, (1991), 1075.
- 10) 溶鉄・溶滓の物性値便覧, 日本鉄鋼協会編, (1972) 44-51.
- 11) 村井良行, 山本崇夫: 製鉄研究, 325 (1987), 14.
- 12) 川岡浩二, 阿南邦義, 津田昭弘, 柿内一元, 松岡若幸, 竹下博喜, 西岡潔, 高崎洋: 新日鉄技報, 384 (2006), 115.
- 13) 伊藤史生, 花房章次, 竹井良夫, 光安祐治, 永野葆祿: 鉄と鋼, 78 (1992), 1179.
- 14) M.Ichida, M.Takao, K.Kunitomo, S.Matsuzaki, T.Deno and K.Nishihara: ISIJ Int., 36 (1996), 493.
- 15) 一田守政, 田村健二, 奥野嘉雄, 山口一成, 中山正章, 中村展: 鉄と鋼, 78 (1992), 58.
- 16) 一田守政, 西原一浩, 田村健二, 須賀田正泰: 鉄と鋼, 77 (1991), 39.

(2010年7月5日受付)