

SHINAGAWA TECHNICAL REPORT

転炉MHPの損傷形態の調査と 高靱性化技術適用

Investigation of MHP Wear Pattern for BOF
and High Fracture Toughness Type MHP

柿原昌佳
Masayoshi KAKIHARA

飯田敦久
Atsuhisa IIDA

藤吉亮磨
Ryoma FUJIYOSHI

吉岡宏樹
Hiroki YOSHIOKA

品川技報

転炉MHPの損傷形態の調査と高靱性化技術適用

Investigation of MHP Wear Pattern for BOF and High Fracture Toughness Type MHP

柿原 昌佳 ^{*1}	藤吉 亮磨 ^{*2}
Masayoshi KAKIHARA	Ryoma FUJIYOSHI
飯田 敦久 ^{*3}	吉岡 宏樹 ^{*4}
Atsuhisa IIDA	Hiroki YOSHIOKA

要 旨

転炉用底吹き羽口の一つであるMHP (Multi-hole plug) 用MgO-Cれんがについて、実機使用後れんがの微構造解析などを行った結果、MHPの損傷に対し稼働面近傍の大きな温度勾配に起因する熱スポーリングが影響していることが判明した。当社で開発した高靱性化技術を適用した焼成含浸処理MHPは従来材質より高い破壊エネルギーを有しており、使用中の剥離が抑制され、実機において損傷速度の低減に効果が得られたので報告する。

Abstract

Development of the multi-hole plug (MHP) type bottom blowing tuyere for the converter is described in this paper. According to the microstructural studies on used tuyere, thermal spalling, which is caused by large thermal gradient near the hot face was determined to be the critical factor of MHP wear. Assuming that improvement of fracture toughness is essential to reducing wear, we developed high fracture toughness tuyere brick by applying matrix reinforcement (MTR) technology that optimizes size, shape and configuration of grain. In addition, Pitch impregnation of the burnt body (PIB) technology allowed carbon bond strengthening. Tuyere bricks to which both MTR and PIB technologies are applied (MTR-PIB brick) possess high fracture energy compared with ordinary material. Thus, spalling was prevented and the wear rate in actual service was significantly reduced with the MTR-PIB MHP tuyere brick.

1. 緒言

現在、日本国内の主要転炉においてはその多くが上底吹き転炉方式を採用しており、上底吹きによる精錬が定着している。旧来の上吹き転炉では鋼浴の攪拌を上吹き酸素ジェットのエネルギーのみで与えるため、低炭素域での脱炭反応の低下や

1. Introduction

Presently, the top and bottom gas blowing (combined blowing) system is adopted in many converters and steel refining by combined blowing is being firmly established in Japan. In comparison, the molten metal in top blowing

^{*1} 技術研究所 第1研究部 第1研究室 主任研究員 Staff Manager, Shaped Refractories R&D Sec., Research Dept. No.1, Research Center

^{*2} 西日本工場 岡山製造部 第1製造室 Manufacturing division No.1, Okayama Plant, West Japan Works

^{*3} 技術研究所 第1研究部 第1研究部長 General Manager, Shaped Refractories R&D Sec., Research Dept. No.1, Research Center

^{*4} Shinagawa Advanced Materials Americas Inc.

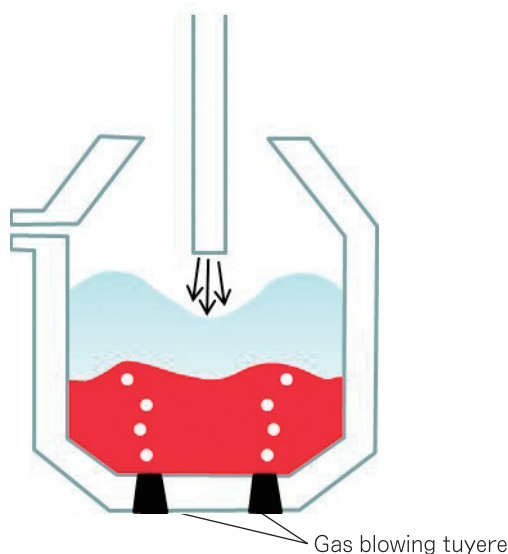


Fig. 1 Outline of gas blowing tuyere for BOF.

攪拌不足による鉄やMn等の歩留まり低下などの欠点が指摘されていた¹⁾。これらの欠点を解消するため転炉の炉底からガスを吹き込む上底吹き転炉法が一般的となっている。転炉用底吹き羽口はFig.1に示すように転炉炉底部に取り付けられるガス吹き羽口であり、上述のように、現在の転炉精錬において非常に重要な役割を果たしており、底吹き羽口の耐用性向上ニーズは高い。

底吹き羽口は、耐火物中にステンレス鋼などの金属で作られた管を埋設したもので、種々の構造が提案、使用されている²⁾。これらの中でMHP (Multi-hole plug) はFig.2に示す通りステンレス鋼製の細管を複数本埋設したものであり、流量制御範囲が広く、冶金特性に合わせたガス吹き込み量の調節が容易であることが特徴である。当社は、Fig.2に示されるような、ガス吹き用のステンレスパイプをMgO-Cれんが中に埋設した芯体部分と芯体保護を目的に周辺のMgO-Cれんがブロック部分を、静水圧プレス (CIP: Cold Isostatic Press) を用いて一体成形した大型MHPを転炉向け中心に製造している。

本報告では、この転炉用大型MHPの損傷形態について実機使用後れんがの微構造解析などによる考察を行い、その損傷形態に基づき実施した材質

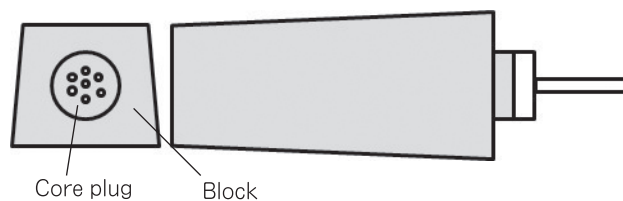


Fig. 2 Schematic image of MHP.

converters is stirred by only a top blowing jet stream. Thus, there are several disadvantages such as reduction in the decarbonizing reaction in the low carbon region and reduction of Fe and Mn yield due to the relatively poorer metal stirring effect and so on¹⁾. In order to overcome these disadvantages, a combined blowing system which blows gas from the bottom was adopted and became an effective system. A bottom tuyere for a converter is fixed to a converter bottom as shown in Fig. 1. As mentioned above, it plays an important role in recent converter refining and there are high demands for increased bottom tuyere durability.

Bottom tuyeres contain a stainless steel tube-buried within a refractory, for which various kinds of structures have been suggested and used²⁾. The MHP (Multi-Hole Plug) is one of those tuyere structures. It is a structure in which many stainless steel tubes are embedded as shown in Fig. 2. The main feature of the MHP is that a wide range of flow rate control is possible. The MHP makes it easy to adjust the gas flow rate adequately for individually varying metallurgical processes. We manufacture a large mono-piece MHP for the converter using an integrated CIP (Cold Isostatic Press) that presses both the core plug portion, which contains a stainless pipe buried within MgO-C brick for gas blowing, and a block portion that protects the core plug portion together.

In this report, we describe our investigation results of the wear mechanism of the large MHP

開発の経緯と実機使用結果について報告する。

2. MHPの一般的な損傷形態

転炉羽口の稼働面は溶鋼からの受熱により高温に曝される一方で、耐火物内部は高流速の吹き込みガスによって冷却される。このため、耐火物内に生じる温度差(温度勾配)が大きくなり、耐火物は強い熱応力を受ける。また、溶銑装入時には急激な温度変化が起こり、待機時にもガス吹きを行い冷却されている羽口は、極めて大きい熱衝撃を受けることとなる。これらの熱応力により、羽口耐火物の内部に亀裂が発生、伸展し、断続的な剥離を引き起こしていると考えられている³⁾。実際に転炉で使用された大型MHPの使用後切断面写真をFig.3に、MHPの一般的な損耗パターンを示した図をFig.4に示す。MHPの損傷要因としては稼働面の溶損、吹き込みガスによって起こる溶鋼摩耗、未溶解スクラップによる機械的摩耗、周囲の炉底れんがからの迫りによる機械的応力など、様々な要因があげられるが、Fig.4に示されるように階段状の残厚減少を示すことが多く、大きな残厚の落ち込みはFig.3で見られる稼働面からやや内部に発生する亀裂に起因した熱スポーリングでもたらされるものと考えられる。また、Fig.3では



Fig. 3 Cut section of used large mono-block MHP.

by analyzing the used brick microstructure. Based on the assumed wear mechanism, we will explain the material development process and comparison to the results obtained from actual converter operation.

2. General Wear Pattern of MHP

While the hot face of a converter tuyere is exposed to the high temperature of molten steel, the inside of the refractory is cooled by the high flow velocity of gas. Therefore, the temperature difference, or gradient, occurring in the refractory becomes large, and the refractory receives strong thermal stress during steel refining. In addition, a sudden change in temperature occurs when the molten iron is charged, and the tuyere, through which cold gas is blown even during standby, receives extremely large thermal shocks. Thus, it is believed that due to those thermal stresses, cracks develop and propagate inside tuyere refractories, causing intermittent peeling³⁾. The cut section of a MHP used in an actual converter and the general wear pattern of the MHP are shown in Figs.3 and 4, respectively.

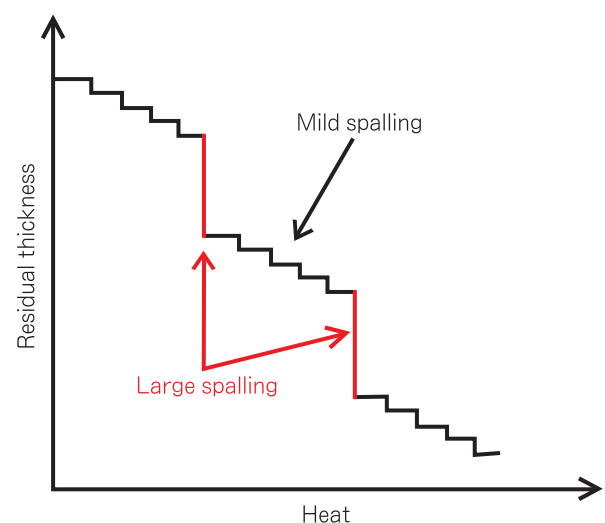


Fig. 4 General wear pattern of MHP.

稼働面近傍においても亀裂の発生が認められ、比較的滑らかに残厚減少する区間においても微視的にみると、微小剥離が連続的に起こることにより残厚減少が進行しているものと考えられる。つまり、MHP内に発生する大きな温度勾配に起因する稼働面からやや内部に発生する亀裂や稼働面近傍での微小剥離により主に損傷が進行していると推定される。

3. 使用後MHPの微構造組織観察

3.1 反射顕微鏡による微構造組織観察結果

前項で述べたMHP内に生じる温度勾配に起因する熱スポーリング損傷の調査のため使用後MHPの稼働面微構造組織を反射顕微鏡で観察した。観察したMHPは芯体、ブロックとも添加物として金属Al、Siを含む一般的な不焼成MgO-Cれんがである。実際の転炉で約3ヶ月間閉塞することなく使用されたMHPを回収し切断加工して顕微鏡観察用試料を準備した。MHPの使用後の切断面写真をFig.5に示す。切断面において芯体から



Fig. 5 Cut section of used MHP.

With respect to the MHP wear, various factors such as erosion of the hot face, abrasion by molten steel stream caused by blowing gas, mechanical wear due to non-melted scrap impact, and mechanical stress due to expansion of surrounding bottom bricks are assumable. Practically, the MHP often exhibits “step-wise” reduction of residual thickness as shown in Fig. 4. It is thought that the large reduction of residual thickness is attributable to thermal spalling, which is caused by cracks generated at the area comparatively far from the hot face.

The smooth residual thickness reduction period observed in Fig. 3 is considered attributable to thermal spalling in the vicinity of the hot face. It was hypothesized according to microstructure observation, which will be described in the next section.

3. Microstructure Observation of Used MHP

3.1 Microstructure observation by a reflecting microscope

The hot face microstructure of a used MHP was observed by reflecting microscope in order to investigate thermal spalling caused by the thermal gradient generated in the MHP as mentioned in the previous section. The observed MHP was a general unburnt MgO-C brick. Metallic Al and Si were added in both the core plug and the block. A MHP was used for

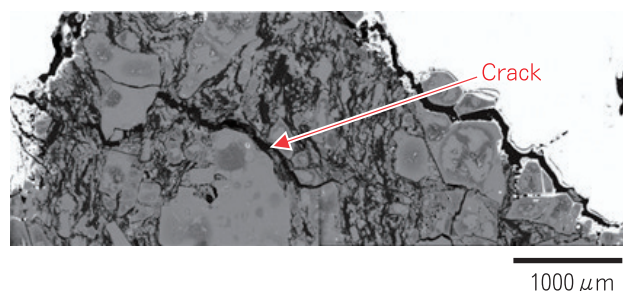


Fig. 6 Microstructure between pipes of used MHP.

ブロックにかけて稼働面に平行な亀裂が生じている。稼働面のステンレスパイプ間を拡大観察した写真をFig.6に示す。稼働面表層3mm付近に表層剥離に繋がる稼働面に平行な亀裂の発生が認められた。

また稼働面近傍5mm程度でステンレスパイプが溶融している様子が観察され、少なくとも稼働面から5mm以内では稼働中に約1400℃以上の高温となっていたものと思われる。一方、それよりも内部ではパイプが未溶融のまま残存していたことかられんが稼働面近傍までガス冷却効果が及んでいることが示唆され、稼働面表層3mmおよび内部に剥離に繋がる稼働面に平行な亀裂の発生が認められたことから、れんが稼働面近傍では温度勾配が大きい状態であったと推察された。

3. 2 添加金属トレースによるれんが内温度分布の推定

顕微鏡観察結果を受け、れんが内の温度分布を推定するため、3.1項で調査した使用後MHPの添加金属の溶融状態を視認する方法を検討した。MgO-Cれんがの添加物として一般的に使用される金属AlおよびSiは酸化防止および熱間強度向上のために添加される場合が多いが、融点はAlが660℃、Siが1414℃であり、未溶融の金属粉末状態で残存している部分と溶融反応している部分の境界を視認判別することで使用中にれんがが受けた温度分布状態が視覚化できると推定した。MHPのMgO-Cれんが部分を拡大した写真をFig.7に示す。稼働面から5mm程度の範囲では輝度の高い添加金属の残存は殆ど確認できなかったのに対し、それより内部では輝度の高い金属が確認できる。この金属が確認される境界部分をトレースすることでれんがが受けた温度分布状態の推定を行った。なお、未溶融のAlとSiの区別も輝度の違いにより判定した。Fig.8に微構造組織観察によりトレースを行った箇所と、トレースにより推定された温度分布線を示す。芯体ではステンレスパイプの無い部位でも稼働面より30～50mm内部にAl、Siともに残存（660℃以下）していることが

approximately 3 months in an actual converter without clogging and a sample was collected for microscopic observation and prepared by cutting. The cut section is shown in Fig. 5. A crack parallel to the hot face can be observed from the core plug to the block in the cut section. The microstructure between pipes in the vicinity of the hot face is shown in Fig. 6. A fine crack parallel to the hot face at 3mm distance from the hot face can be observed.

Since a melted stainless pipe was observed within 5mm from the hot face, it is thought that the range within 5mm from the hot face was heated to 1400℃ or higher during service. In the same sample, the melted pipe was not observed at the range more than 5mm from the hot face. Fine cracks parallel to the hot face were recognized. This is evidence that a large thermal gradient occurred at that region.

3. 2 Temperature distribution estimation of brick by the tracing of metal additives

In order to estimate temperature distribution near the hot face, we focused on the morphology of metallic additives included in the tuyere after use. Usually, metallic Al and metallic Si are added to MgO-C brick to improve the oxidation resistance and hot strength. The melting point of Al and Si are 1414℃ and 660℃, respectively. Thus, the temperature distribution can be estimated by determining the boundary between non-melted metals and melted metals by visual observation.

A microscopic image of the boundary zone is exemplified in Fig. 7. While high brightness grains, which indicates non-melted metallic additives, were seldom observed within 5mm from the hot face, they were observed frequently at the range of more than 5mm from the hot face. Hence, the boundary can be determined. The temperature distribution was estimated by tracing the boundary through several samples.

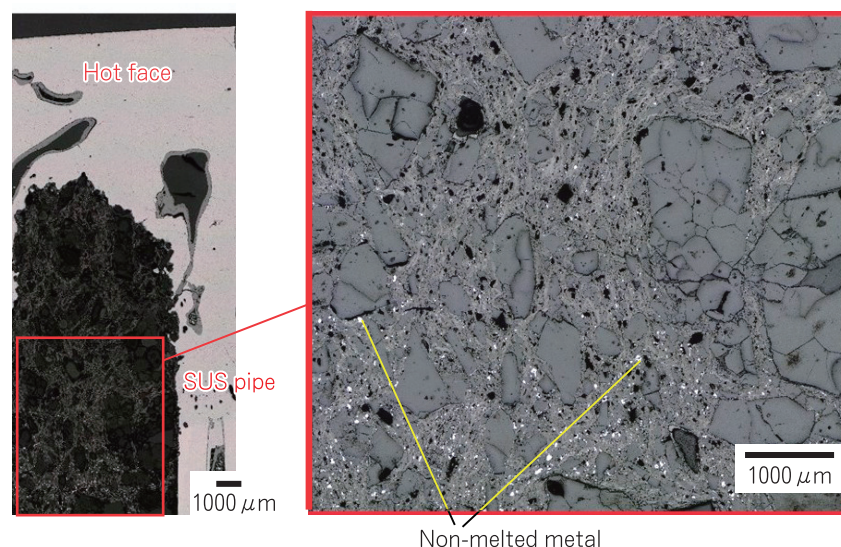


Fig. 7 Magnifying observation result between pipes of used MHP.

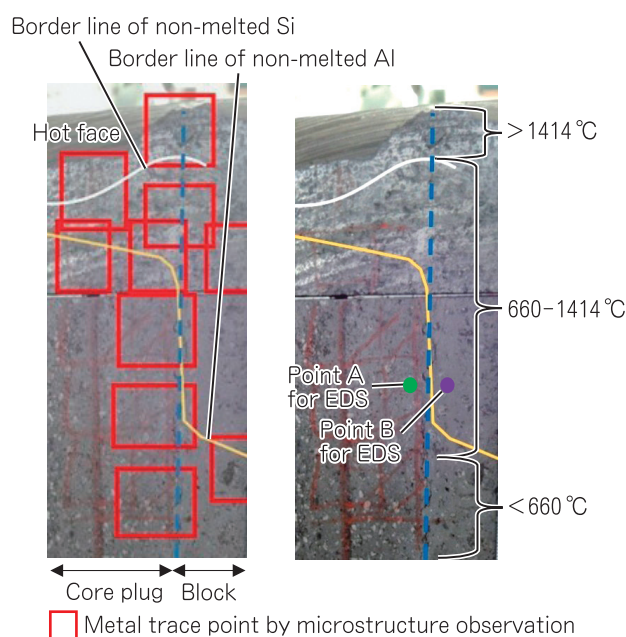


Fig. 8 Metal trace points and border lines of non-melted Al and Si on used MHP cut section.

確認され、ブロック部では稼働面より100mm内部にAlの残存（660℃以下）が確認された。Siが消失している部位（1414℃以上）は稼働面より10～30mm程度であった。また、温度分布線境界での金属熔融判別が適切であるかどうかの確認のためFig.8中のA、B点でエネルギー分散型X線分析（EDS分析）を行った結果をFig.9、10に示す。A

In the microscopic observation, Al and Si was distinguishable according to the difference in brightness.

The observed sample-obtained area and determined boundary of non-melted Al and Si are shown in Fig. 8. With respect to the core plug portion, areas including non-melted Al and Si (lower than 660 °C) were observed at 30–50 mm inside the hot face, even at the area without stainless pipes. Regarding the block portion, a non-melted Al-including area (lower than 660 °C) was observed at 100 mm inside from the hot face. The area where the melted Si is distributed (higher than 1414 °C) was within 10–30 mm from the hot face.

The EDS analysis results at point A and B indicated in Fig. 8, are shown in Figs. 9 and 10, respectively. While a high concentration region of Al was observed at point A, Al was dispersed finely among Mg and O at point B. The high Al concentration region in Fig. 9 is considered to be non-melted Al, taking grain and shape into account. Contrarily, in Fig. 10, the fine Al dispersed texture is considered to be formed by the transfer of molten Al. It ensures the accuracy of the estimation performed by

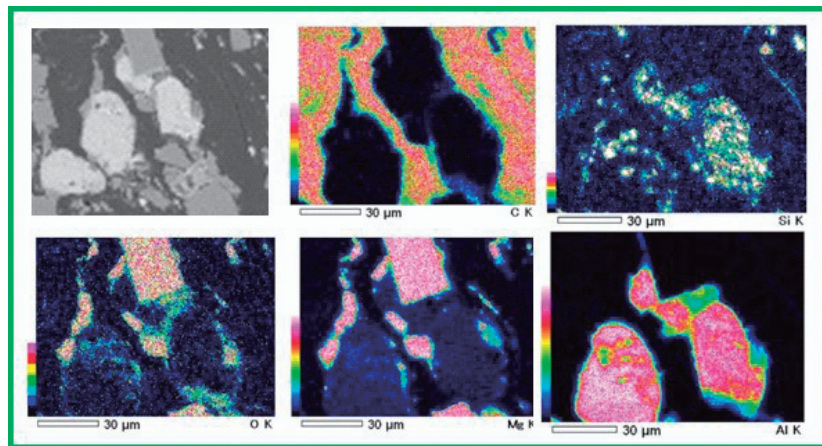


Fig. 9 Result of EDS analysis at point A.

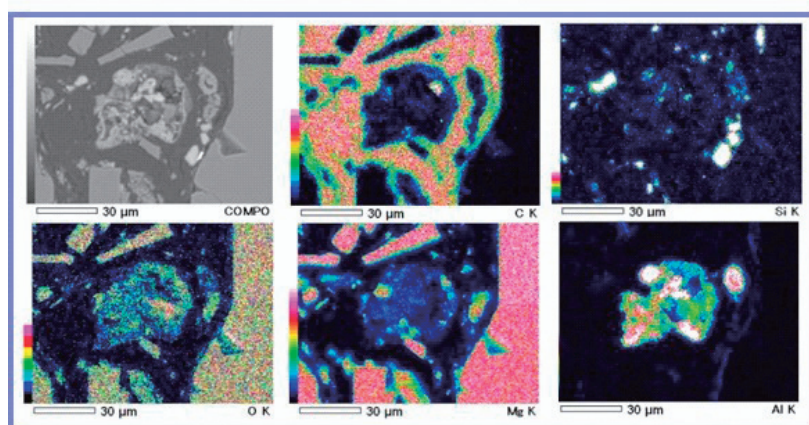


Fig. 10 Result of EDS analysis at point B.

点ではAl濃度の高い部位が認められるのに対し、B点ではAlがMgやOと混在した様子が確認された。A点のAl濃度の高い部位が金属Alが未溶融で残存している部分であると考えられ、A点は660℃以下であったとの推定と一致している。また、B点ではAlがMgやOと混在しており、A点で見られたAl濃度の高い部位が見られなかったことから660℃以上の温度となりAlが溶融したためと考えられ、推定と良く一致していた。これらの事実より、金属トレースによる温度分布推定は妥当なものであると考えられる。

金属トレースの結果、芯体はブロックと比較しより稼働面側にAl、Siの残存が確認され、ガス冷却効果により稼働面近傍まで冷却されていることが裏付けられた。また、Siの溶融状態から稼働面

reflecting microscope.

From the result of the metallic additive tracing, it was clarified that non-melted Al and Si were observed at the position nearer to the hot face in the core plug portion compared with the block portion. This supports the assumption that the core plug is cooled intensively by vigorous gas purging even at the position nearer to the hot face.

4. High Fracture Toughness Type MHP

4. 1 Improvement of fracture toughness by reinforced matrix structure

From the result of the used brick investigation, it was found that the comparatively high thermal stress caused by a large thermal

近傍10～30mmは非常に高温となっており、れんが内の温度勾配が大きい状態であったことが確認された。

4. 高靱性化技術を適用したMHP

4.1 マトリックス組織強化による高靱性化

実機使用後品の調査結果から、転炉MHPは稼働面近傍での大きな温度勾配により発生する比較的大きな熱応力が損傷の原因と推定できた。当社では、転炉装入壁のスクラップ衝撃による損傷低減に有効な高破壊靱性MgO-Cれんがを開発しており⁴⁾、表層剥離の抑制を目的に、この高靱性化技術を適用したMgO-Cれんが材質のMHPを検討した。スクラップ衝撃による亀裂の発生は機械的な外力によるものであるが、れんが内の亀裂の発生、伸展形態はれんが組織の弱い部分を起点に亀裂が発生し、亀裂が繋がって伸展すると考えられ、熱応力による亀裂も機械的外力による亀裂も同様の形態で発生、伸展するものと思われる。この考えから、れんがマトリックス組織を強化 (Matrix

gradient in the MHP for the converter results in wear, i.e., large spalling due to crack initiation and propagation in the inner body resulting in step-wise changes in residual thickness and small spalling in the vicinity of the hot face that causes smooth reduction in residual thickness. In spite of scale difference, crack initiation and propagation is essential for both spalling. Thus, we concluded that improving fracture toughness of the tuyere brick is an effective measure for reducing the wear rate.

Regarding the fracture toughness, we developed high fracture toughness MgO-C brick for the converter charge pad, which is effective for reducing scrap impact wear⁴⁾. Therefore, we attempted to apply this high fracture toughness technology to the MHP in order to inhibit both spalling damage. Despite various causes of cracking, i.e., a mechanical external force according to scrap collision and thermal stress, it is thought that cracks are generated at weak spots

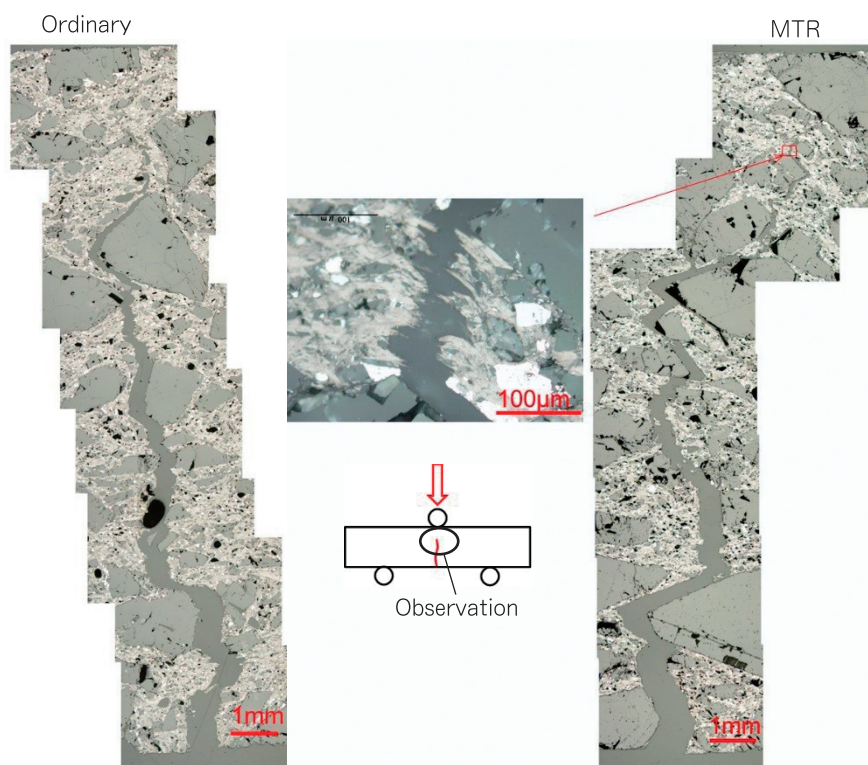


Fig. 11 Crack propagation path observed in MgO-C bricks after bending test.

reinforcement：以下MTRと表現する）することで亀裂の発生，伸展を抑制する，すなわち破壊靱性を向上する手法はMHPの損傷改善にも有効であると考えた。Fig.11に曲げ試験後の試料に観察された亀裂伸展経路を示す。MTR品は，亀裂の伸展がジグザグ状の経路となっており，マクロ的な亀裂の伸展が抑制されている。また，発生した亀裂の伸展は，MgO粒子と黒鉛の間や空隙など，マトリックス組織の弱い部分を繋ぐように伸展している様子が観察され，亀裂の発生，伸展はマトリックス組織の弱い部分を起点としていることが確認できた。

4. 2 焼成ピッチ含浸処理によるさらなる高靱性化

さらに靱性を高める手法として，焼成ピッチ含浸処理（Pitch impregnation to the burnt body：以下PIBと表現する。なおマトリックス強化品を焼成ピッチ含浸処理したものは以下MTR-PIBと表現する）をMHPへ適用する手法を用いた。MgO-CれんがのPIBは旧来より存在する処理方法であり，れんがを高温で焼成後に高圧下でピッチを含浸することでれんがの気孔をピッチが埋め，れんがのマトリックス組織を緻密化できる処理方法である。単孔羽口などのPIBは古くから実施されていたものの，MgO-Cれんが中にステンレスパイプを含みかつ大型品であるMHPへのPIBは製造技術上焼成によるパイプの劣化などいくつかの課題が存在した。当社では各課題に対して種々検討を行い，大型MHPへのPIBによる製造方法を確立した。PIBによるれんがマトリックス組織の緻密化について，焼成前後，ピッチ含浸後の各段階の微構造組織写真をFig.12に示す。不焼成れんがであるMgO-Cれんがは焼成時にバインダーやピッチに由来する揮発分の揮発やMgOとCの膨張率差によりFig.12に示されるようにマトリックス組織中に多くの空隙が生成する。焼成後にピッチを高圧下でれんが内部まで含浸処理することによりこれらの空隙がピッチで埋められ，緻密なマトリックス組織が形成されている様子が観察された。

of the brick structure and propagate followed by connection of cracks. In this case, high fracture toughness is achieved by reinforcing the brick's matrix (Matrix Reinforcement: MTR). Size, shape, and configuration of particles are the adjusting parameters. As a result of manufacturing process optimization, MTR technology was successfully applied to the tuyere brick.

The crack propagation path observed in MgO-C bricks after the bending test is shown in Fig. 11. The zigzag propagation of the crack helps to suppress macroscopic overall crack propagation in the case of the MTR material. Cracks tend to propagate along pores or inter-particle planes between graphite and magnesia, which are considered to be structurally weak positions as observed in Fig. 11.

4. 2 Further improvement of fracture toughness by pitch impregnation to burnt body (PIB)

In order to further improve fracture toughness, we tried applying a pitch impregnation to the burnt body (PIB) of MHP. The PIB treatment can make the brick's matrix dense by burning a brick under high temperature and filling the brick's pores by pitch impregnation under high pressure after burning. Although the PIB treatment has been applied to some kind of single hole MgO-C tuyere brick for years, there had been several issues to overcome if the treatment is applied to large MHPs which contain numbers of stainless pipes in MgO-C brick. The issues were completely overcome by manufacturing process development.

The microstructure of PIB brick at each manufacturing phase as; before burning, after burning and after pitch impregnation, are shown in Fig. 12. Many pores are generated in an unburnt MgO-C brick's matrix due to the volatilization of the volatile matter and the difference of thermal expansion between MgO

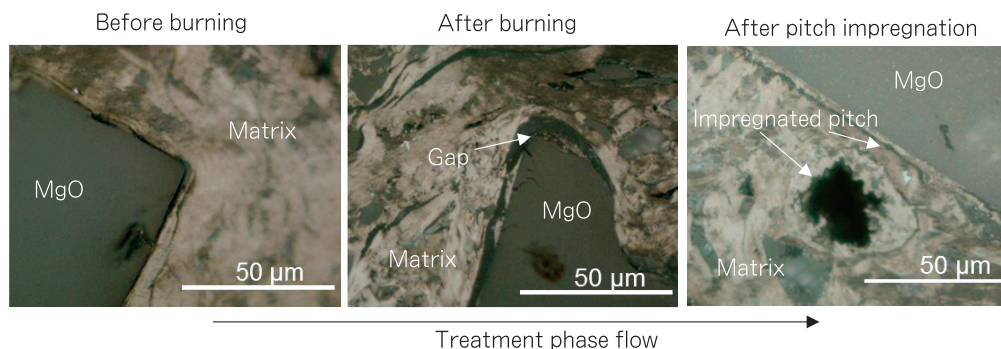


Fig. 12 Microstructure at each phase (before burning, after burning and after pitch impregnation) of pitch impregnation treatment.

Table 1 Properties of MgO-C bricks for fracture energy measuring

	Ordinary	MTR	MTR-PIB
Apparent porosity / %	3.5	2.6	1.6
Bulk density	2.97	2.87	2.86
Cold crush strength / MPa	47	35	40

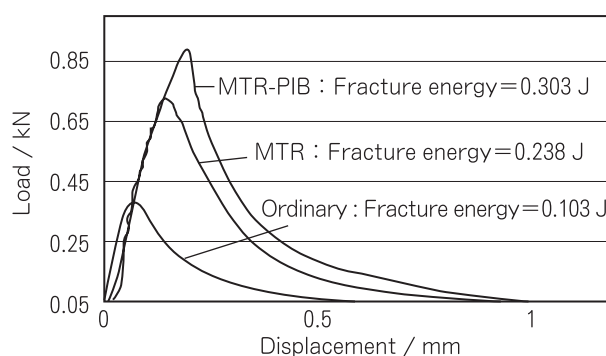


Fig. 13 Load-displacement curves and fracture energy of MgO-C bricks at 800 °C.

4. 3 破壊靱性の比較と考察

Table 1に示す従来材質、MTR材質、MTR-PIB材質について破壊靱性の比較を行うため、800℃における荷重－変位曲線より破壊エネルギーを求めた。なお、試験温度を800℃とした理由は、バインダーであるフェノールレジン炭化後の強度発現（カーボンボンド）がなく、添加金属による強度発現効果が得られ始める前の600～800℃付近の温度域は最もMgO-Cレンガの強度が低下する温度域として知られており⁵⁾、この温度域が組織評価に適していると考えたからである。測定はAr雰囲気中で3点曲げ試験で行い、スパン100mm、クロスヘッド速度0.1mm/minの条件とした。荷重－変位曲線をFig.13に示す。得られた荷重-変位曲線からそれぞれ測定スパンに応じて曲線を台形近似し測定範囲の曲線面積を求め破壊エネルギーとした。破壊エネルギーは、MTR-PIB材質>MTR材質>従来材質の順に高くなった。次に、MgO-Cレンガの亀裂発生および伸展に関する評価指数として良く用いられる熱衝撃破壊抵抗係数 R' と亀裂安定係数 R_{st} の比較を行った。 R' と R_{st} はそれぞれ下記の

and C. Those pores are filled with pitch by impregnation under high pressure, so the dense matrix can be achieved.

4. 3 Evaluation of fracture toughness

In order to verify the effect of MTR technology and PIB treatment, the load-displacement curves of materials shown in Table 1 were evaluated at 800℃. It is well known that MgO-C brick shows the lowest strength at 800℃ because it is the temperature above the resin bond-effective range and below the carbon/metal bond development temperature⁵⁾. Thus, evaluation at 800℃ is meaningful to evaluate the effectiveness of structure reinforcement as MTR technology and/or PIB treatment. In Table 1, MTR and MTR-PIB indicate the material with MTR technology and the material with combined application of MTR

式にて表され、 R' は大きいほど亀裂の発生に対する抵抗性が高く、 R_{st} は大きいほど亀裂が伸展しにくい。計算に必要な強度や熱伝導率等の値はそれぞれの材質の800℃における測定値を使用した。

$$R' = \{S \times (1 - \nu) \times k\} / (E \times \alpha) \quad \cdots \cdots (1)$$

$$R_{st} = \{\gamma \times (1 - \nu)^2 / (E \times \alpha^2)\}^{1/2} \quad \cdots \cdots (2)$$

S：破壊強度 ν ：ポアソン比 k：熱伝導率

E：弾性率 α ：熱膨張係数

γ ：破壊エネルギー

R_{st} を横軸に、 R' を縦軸にとり、3材質の計算値をプロットした図をFig.14に示す。図の右上の領域ほど亀裂の発生、伸展に対して改善が期待される領域を示しており、MTR-PIB材質は従来材質やMTR材質と比較し、 R' 、 R_{st} ともに高い数値を示し右上の改善領域に位置していた。

破壊エネルギー測定において、MTR品、MTR-PIB品は従来品と比べ最大荷重ピークに至るまでの傾きは概ね同等であったのに対し、破断に至るまでの強度が向上する一方で破断に至るストロークも長くなっており、高靱性化効果が現れているものと考えられる。また、 R' 、 R_{st} で比較を行った結果でも同様の順に改善効果が期待できる結果となっており、MTR-PIB材質は今回比較した材質

and PIB technology, respectively. The test was performed by three point bending under an Ar atmosphere. The support points were set in the span of 100 mm and the cross head speed was set to 0.1 mm/min. The load-displacement curves are shown in Fig. 13. The fracture energies were obtained by integrating the curves. The fracture energies were high in the order of MTR-PIB > MTR > ordinary material.

Next, the thermal shock fracture resistance parameter R' and the crack stability parameter R_{st} were compared. These parameters are often used for the evaluation of MgO-C brick as an index of crack generation and propagation. R' and R_{st} are expressed by the following equations.

$$R' = \{S \times (1 - \nu) \times k\} / (E \times \alpha) \quad \cdots \cdots (1)$$

$$R_{st} = \{\gamma \times (1 - \nu)^2 / (E \times \alpha^2)\}^{1/2} \quad \cdots \cdots (2)$$

Where, S, ν , k, E, α and γ indicate fracture strength, Poisson ratio, thermal conductivity, modulus of elasticity, thermal expansion coefficient, and fracture energy, respectively. The higher the R' , the higher the resistance to crack generation becomes, and the higher the R_{st} , the higher the resistance to crack propagation becomes. The calculated value of 3 materials was plotted in Fig. 14, wherein the horizontal and vertical axis are R_{st} and R' , respectively. The top right corner of the figure shows the improved area for crack generation and propagation. MTR-PIB showed a high value compared with ordinary material and MRT.

In Fig. 13, the initial slope until maximum load was almost equivalent for three materials, while, MRT and MRT-PIB showed larger maximum load and displacement when they fractured. It indicates fracture toughness improvement. Also, improvement can be expected in same order from the results of the comparison of R' and R_{st} . According to the above results, it was confirmed that the PIB-treated MTR

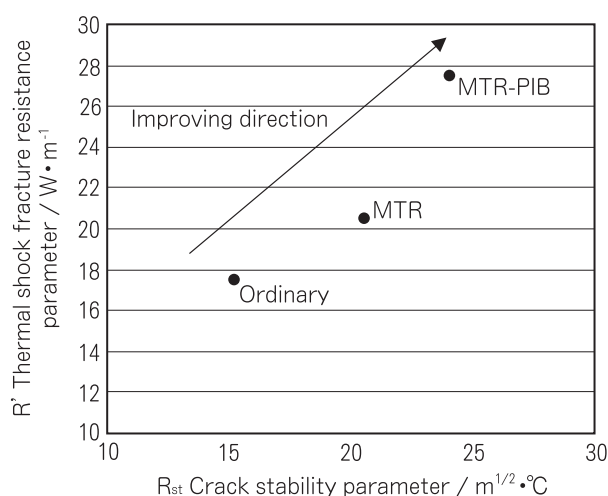


Fig. 14 Comparison of thermal shock fracture resistance parameter and crack stability parameter of MgO-C bricks.

において最も破壊靱性が向上した材質であることが確認された。破壊エネルギーや R' , R_{st} を向上させることで実機における温度勾配による熱応力による亀裂発生、伸展の抑制に効果が期待できる。

5. 高靱性MHPの実機使用結果

前項で破壊靱性を比較した3材質について、A製鉄所転炉で使用した際の損傷速度指数の比較をFig.15に示す。なお、指数の元となった損傷速度は使用炉代を問わず各材質の使用終了時点の1ch当りの損傷速度の平均値(N=10)を用いた。従来品と比較し、現行品(MTR品MHP)は約27%損傷速度が改善されており、開発品(MTR-PIB品MHP)は約45%損傷速度が改善された。開発品の使用終了後、炉底表面から撮影した外観写真をFig.16に示す。通常、MHP部分は周囲の炉底れんがよりも大きな損耗を示し局部的に残厚が薄くなる場合がほとんどであるが、開発品は大幅に損傷速度が改善され、Fig.16で見られるようにMHPが使用終了時点まで周辺の炉底れんがと略同一の残厚を維持していた。Fig.17に同一炉代で使用された現行品と開発品の使用後切断面写真を示す。現行品はFig.3やFig.5で見られた稼働面に平行な亀裂の発生が認められたのに対し、開発品は明確な亀裂は見られず、稼働面が芯体部分を起点に滑らかに損傷している様子が観察された。

破壊靱性が向上することで稼働面近傍の剥離損

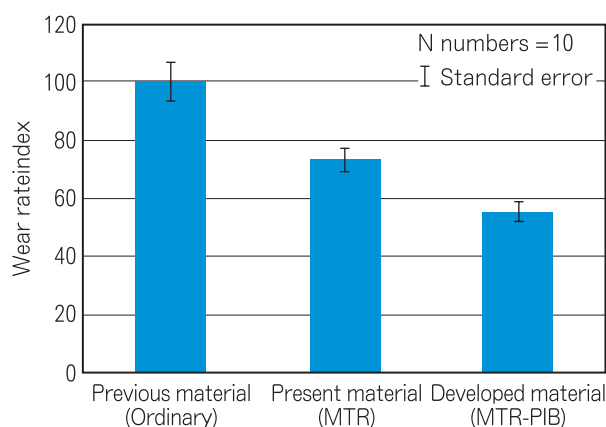


Fig. 15 Comparison of wear rate index of MHPs used in steel mill A.

technology-applied material has the highest fracture toughness among the materials tested this time. The reduction in crack generation and propagation due to the thermal stress caused by the thermal gradient in actual service is expected by improving the fracture energy, R' and R_{st} .

5. Use Results of High Fracture Toughness MHP in The Actual Converter

These materials were applied to a commercial converter at steel mill A. A comparison of the wear rate index of 3 materials is shown in Fig. 15.

By applying the MTR technology, wear rate has been improved approximately 27% compared with the previous material. Moreover, combined application of MTR and PIB technology reduced wear rate approximately 45%. The appearance photograph taken from the bottom surface side of the PIB-treated MTR technology-applied MHP before demolition is shown in Fig. 16. Although MHP often shows higher wear compared with the surrounding bottom bricks and is dented locally, the wear rate of the developed MHP was markedly improved and the developed MHP maintained equivalent residual thickness with the surrounding bottom

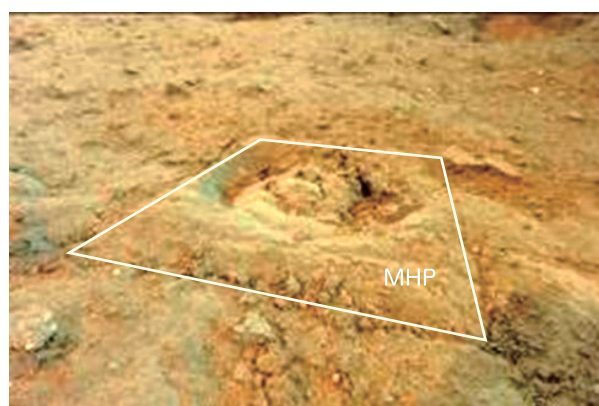


Fig. 16 Appearance of developed material MHP before demolition.

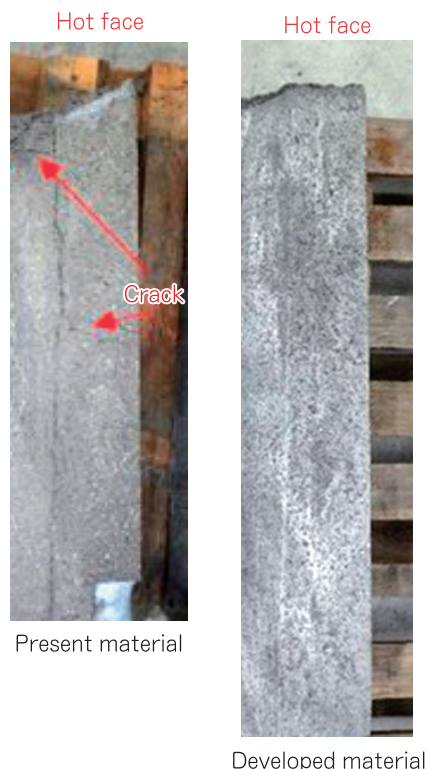


Fig. 17 Cut section of present material MHP and developed material MHP after use.

傷が抑制され、ガス吹きバックアタックや溶銅摩耗を主体とした損傷形態に変化しているものと考えられる。

6. まとめ

転炉底吹き用のMHP羽口について、損傷形態についての考察とそれに基づく高靱性化材質の適用について検討を行った結果、以下の結果が得られた。

- ・使用後MHPの微構造組織観察より、稼働面近傍の5mm程度の範囲でステンレスパイプが溶融している状態が観察され、3mm程度の位置に亀裂の発生が見られたことから、MHP稼働面近傍は非常に大きな温度勾配が発生して亀裂が生じている可能性が示唆された。
- ・使用後MHPの金属トレースにより、芯体ではステンレスパイプの無い部位でも稼働面より30～50mm内部にAl、Siともに残存(660℃以下)

bricks.

The cut sections of the MTR technology-applied MHP and the PIB treated MTR technology-applied MHP used in the same campaign are shown in Fig. 17. A crack parallel to the hot face as seen in Figs. 3 and 5 was observed in the MTR technology-applied MHP, but no clear crack was seen and the hot face was worn smoothly starting from the core plug in the PIB treated MTR technology-applied MHP. Hence, it is thought that the main wear factor has been changed from the thermal spalling to the back attack of blowing gas and abrasion by molten steel stream by improving the fracture toughness of MHP.

6. Conclusion

In order to improve the durability of MHP-type bottom blowing tuyere of converter, wear mechanism was investigated followed by high fracture toughness brick development. The obtained results were concluded as follows.

- ・ From the result of the used MHP microstructure observation of which the stainless pipe melts only within 5mm from the hot face and the crack was observed 3mm from the hot face, it is understood that there is a large thermal gradient around the hot face of the MHP and a crack is generated.
- ・ By residual metallic additives tracing of a used MHP, the non-melted Al and Si (lower than 660℃) were observed at 30–50mm inside from the hot face even where there was no stainless pipe arrangement in the core plug. The area including non-melted Al (lower than 660℃) was observed at 100mm inside the hot face in the block portion. The area 10–30mm from the hot face was confirmed to be extremely high temperature and show a large thermal gradient according to the melting condition of Si.

していることが確認され、ブロック部では稼働面より100mm内部にAlの残存(660℃以下)が確認された。Siが消失している部位(1414℃以上)は稼働面より10~30mm程度であり、れんが稼働面近傍の温度勾配は非常に大きい状態であることが確認された。

- ・ 稼働面の剥離損傷に対して装入壁材質で開発した高靱性化技術を適用した材質、さらに焼成ピッチ含浸処理を施すことで高靱性化したMHPは従来材質と比較し、破壊靱性が増加し、亀裂の発生、伸展抑制に有効である。
- ・ 上記の高靱性化材質を実機で使用比較した結果、従来材質と比較し、マトリックス組織強化品は約27%損傷速度が改善され、焼成ピッチ含浸品は約45%損傷速度が改善される結果が得られた。

これらの結果より、MHPの損傷には稼働面近傍の大きな温度勾配に起因する亀裂の発生、伸展による熱スポーリング損傷が大きく影響していると考えられ、その損傷に対して高靱性化材質は有効に働くことが判明した。

- ・ According to the laboratory evaluation, it was clarified that the materials with the matrix reinforcing technology, which was originally developed for a charge pad, and a pitch-impregnated burnt material show high fracture toughness, and are effective for preventing crack generation and propagation.
- ・ From the used results of the high fracture toughness MHP-type tuyere in actual application, the wear rate has been improved by approximately 27 % with the matrix reinforced material and approximately 45 % with the pitch impregnated burnt matrix reinforced material compared with the previous material.

From these results, it is thought that the thermal spalling caused by the large thermal gradient near the hot face is the main factor of MHP wear, and that the high fracture toughness material is effective against this wear.

References

- 1) M. Hanmei : 100th and 101th Nishiyama Kinen Gijutsu Koza, The Iron and Steel Institute of Japan (1984) p.203.
- 2) The Iron and Steel Institute of Japan : Tekkou Binran (5th Ed., Vol. 1), The Iron and Steel Institute of Japan (2014) p.273.
- 3) S. Kaneko, M. Kakihara and H. Tomiya : Shinagawa Technical Report [61] 124-129 (2018).
- 4) R. Fujiyoshi, A. Iida, A. Torigoe and H. Yoshioka : Shinagawa Technical Report, [60] 52-60 (2017).
- 5) A. Watanabe, H. Takahashi, S. Takanaga, N. Goto, K. Anan and M. Uchida : Taikabutsu, 38 [11] 740-746 (1986).