



EVOLUÇÃO DO DESEMPENHO DE REVESTIMENTO REFRATÁRIO PARA LINHA DE ESCÓRIA DE PAINEL DE AÇO NA USIMINAS IPATINGA¹

Sávia Cristina Lacerda Poubel Bastos²

Fábio Duarte Santos³

João Augusto Dolabela Caldeira⁴

Resumo

A partir de 2008, a Usiminas deu início a um conjunto de ações visando aumentar a vida do revestimento refratário para painéis de aço e impulsionar o desenvolvimento tecnológico nessa área. A limitação do revestimento era o desempenho dos tijolos empregados na linha de escória. Nesse sentido, são apresentados e discutidos os resultados de análises que evidenciam a evolução das principais propriedades de tijolos MgO-C empregados nesta região. A sua caracterização permanente propiciou a seleção daqueles com propriedades mais adequadas para fazer frente às variáveis de processos, além de auxiliar os fabricantes de refratários para o desenvolvimento desses materiais. Estes esforços proporcionaram o aumento médio da campanha do revestimento de aproximadamente 6%, desde o início das ações em 2008, sem aumento de custo.

Palavras-chave: MgO-C; Refratário; Painel de aço; Linha de escória.

EVOLUTION OF PERFORMANCE OF REFRACTORY LINING FOR THE SLAG LINE OF STEEL LADLES AT USIMINAS IPATINGA

Abstract

Since 2008, Usiminas has initiated a series of actions aiming to increase the life of the refractory lining for the steel ladles and boost technological development in this area. The limitation of the lining was the performance of the bricks used in the slag line. In this sense, the results of tests that show the evolution of the main properties of MgO-C bricks used in this area are presented and discussed. The permanent characterization has permitted the selection of those with best suited properties for the Usiminas process conditions, and assisted refractory suppliers in the development of these materials. These efforts provided an average increase in the lining campaign about 6%, since the beginning of the actions in 2008, without increase the cost.

Keywords: MgO-C; Refractory; Steel ladle; Slag line.

¹ Contribuição técnica ao 43º Seminário de Aciaria – Internacional, 20 a 23 de maio de 2012, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Membro da ABM; Engenheira de Materiais, MSc; Centro de Tecnologia Usiminas - Unidade de Ipatinga, Usiminas; Ipatinga, MG.

³ Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista, MSc; Gerência de Preparação e Abastecimento, Usiminas; Ipatinga, MG.

⁴ Membro da ABM; Engenheiro Metalurgista; Gerência de Preparação e Abastecimento, Usiminas; Ipatinga, MG.



1 INTRODUÇÃO

Os materiais destinados ao revestimento da linha de escória de painéis de aço pertencem ao sistema MgO-C. Estes apresentam boa resistência à corrosão e ao dano por choque térmico e, têm sido amplamente empregados na indústria siderúrgica.

Nos refratários contendo carbono, os agentes antioxidantes (Al, Si, Mg e ligas de Al-Si e Al-Mg) atuam para suprimir a oxidação do carbono através de diferentes mecanismos. Os antioxidantes metálicos são fortes agentes redutores e sua elevada reatividade com o oxigênio gasoso, óxidos e carbono facilita a ocorrência de várias reações químicas, conduzindo às seguintes características:^(1,2)

- Desenvolvimento de microestruturas de elevada resistência mecânica;
- aumento da formação de sólido *in situ*;
- redução de CO_(g) a C_(s);
- redução do MgO_(s) a vapor metálico na presença de carbono; e
- formação de camada densa (MgO ou MgO.Al₂O₃) ou óxidos estáveis em temperaturas acima de 1.200°C.

Com a oxidação do carbono, a molhabilidade do refratário aumenta facilitando penetração de escória na microestrutura do material. Em contato com o refratário, a escória ataca a matriz e reage com o agregado de MgO provocando a sua dissolução e dissociação.⁽³⁾

Com o intuito de restabelecer a vida do revestimento refratário para painéis de aço e impulsionar o desenvolvimento tecnológico nessa área, esforços foram direcionados buscando conhecer as propriedades desses materiais que influenciam seu desempenho na área industrial. Nesse sentido, são apresentados e discutidos os resultados de análises que evidenciam a evolução de suas principais propriedades.

2 MATERIAL E MÉTODOS

Os corpos-de-prova para a determinação das principais propriedades foram retirados de tijolos comerciais de MgO-C para linha de escória de painéis de aço ao longo dos últimos 3 anos.

Foram realizadas análises para avaliação microestrutural dos materiais e as propriedades físicas e químicas foram determinadas a partir da realização de ensaios específicos para determinar a resistência mecânica a quente, resistência ao dano por choque térmico, resistência à oxidação e resistência ao ataque por escória.

2.1 Caracterização Microestrutural

Para caracterização microestrutural foram empregados os recursos de difração de raios-X, microscopia ótica e eletrônica de varredura em amostras coqueificadas a 500°C e 1.400°C, durante 5 horas.

2.2 Resistência Mecânica A Quente

A resistência mecânica a quente foi medida na temperatura de 1.400°C, em atmosfera de nitrogênio, após patamar de 30 minutos na temperatura de ensaio. Os testes foram realizados em corpos-de-prova nas dimensões de 25 mm x 25 mm x 150 mm.



2.3 Resistência ao Dano por Choque Térmico

O teste consistiu na imersão de cerca de 60% do comprimento do corpo-de-prova (40 mm x 40 mm x 160 mm) em aço líquido a 1.580°C durante 60 s e resfriamento em fluxo de nitrogênio durante 10 minutos. Foram executados dois ciclos de aquecimento e resfriamento.

2.4 Resistência à Oxidação

A resistência à oxidação foi medida a 1.400 °C durante 30 minutos em amostras cilíndricas (25 mm de diâmetro x 40 mm de altura) coqueificadas nessa temperatura durante 5 horas. O índice de oxidação foi determinado pela relação entre o carbono final e o carbono inicial.⁽⁴⁾

2.5 Resistência ao Ataque por Escória

A resistência ao ataque por escória foi avaliada através de testes efetuados em forno rotativo, envolvendo corpos-de-prova de seção trapezoidal nas dimensões de (88 mm; 68 mm) x 30 mm x 190 mm, cujo arranjo produz uma figura de seção poligonal. Os testes foram efetuados entre 1.500°C e 1.550°C, utilizando-se escória típica de refino secundário.

3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Caracterização Microestrutural

A composição de fases dos tijolos refratários é apresentada na Tabela 1. Os resultados não apontaram para mudanças significativas ao longo dos anos. Foi observada a presença de Al como agente antioxidante, além de produtos de reações secundárias após o tratamento térmico a 1.400°C ($MgAl_2O_4$, Al_4C_3 e AlN). Já a presença de $Ca_3Mg(SiO_4)_2$ está associada aos silicatos presentes nos contornos de grão dos agregados de MgO. Adicionalmente, foi observada a presença de carbetos de alumínio (Al_4C_3) e nitreto de alumínio (AlN) nas amostras referentes à 2010 e 2011.

Tabela 1. Fases identificadas dos tijolos refratários de MgO-C da linha de escória

Fases		MgO	C	Al	$MgAl_2O_4$	Al_4C_3	AlN	$Ca_3Mg(SiO_4)_2$
2009	500°C	P	P	P	-	-	-	-
	1.400°C	P	P	-	P	-	-	-
2010	500°C	P	P	P	-	-	-	T
	1.400°C	P	P	-	P	P	P	-
2011	500°C	P	P	P	-	-	-	T
	1.400°C	P	P	-	P	P	T	-

P: fase presente; T: traços de fase

A Figura 1 apresenta fotomicrografias obtidas por microscopia ótica, evidenciando o aspecto típico dos tijolos de MgO-C para linha de escória, após coqueificação a 1.400°C, durante 5 horas, referentes a 2009 e 2011. O aspecto geral da microestrutura revelou a presença de agregados de MgO de baixa e alta densidade nos refratários. O material empregado atualmente na Usiminas Ipatinga apresenta, em sua concepção, MgO de alta densidade. Esta modificação reflete ganhos potenciais nas suas principais propriedades para a aplicação em questão.

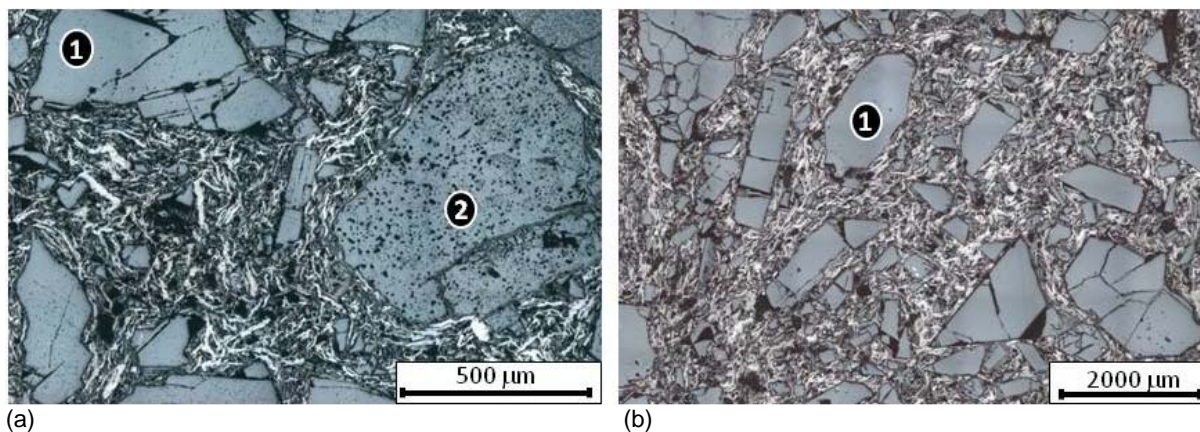
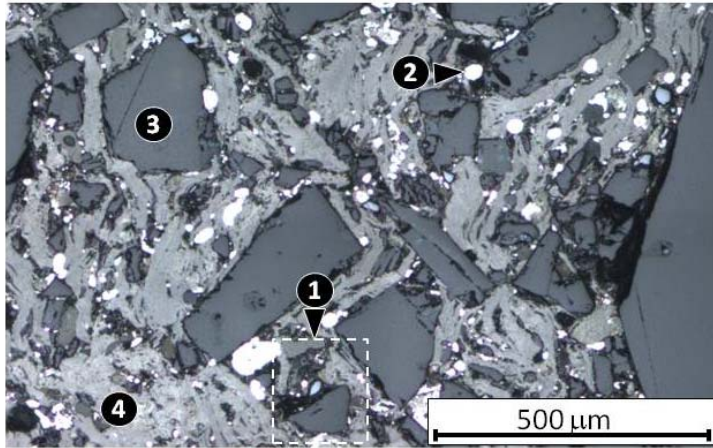


Figura 1. Fotomicrografia de um campo típico de amostras de tijolos de MgO-C para linha de escória após coqueificação a 1.400°C, durante 5 horas, apontando a presença de agregados de MgO de alta (1) e baixa densidade (2) referentes ao período de: (a) 2009; e (b) 2011.

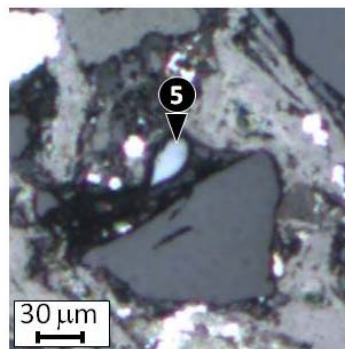
Adicionalmente, as análises ceramográficas, referentes a 2011, indicaram também a presença de B_4C como aditivo antioxidante associado ao alumínio metálico (Figura 2). Entretanto, os resultados de difração de raios-X não revelaram a presença deste composto, provavelmente, em virtude de uma menor quantidade presente no refratário, não sendo suficiente para se detectar pela técnica de difratometria de raios-X.

A literatura⁽⁵⁻⁸⁾ apresenta resultados evidenciando que o sistema contendo Al + B_4C , ou compostos contendo boro, possui superior resistência à oxidação. Em alta temperatura (a partir de cerca de 600°C), o B_4C é susceptível à oxidação, conduzindo à redução do $CO_{(g)}$ para $C_{(s)}$.

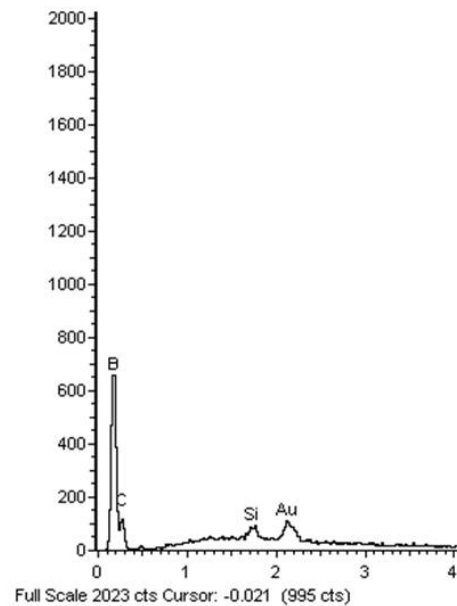
Segundo Lipinski, Fichtner e Benecke,⁽⁷⁾ em temperaturas de aproximadamente 600°C, a reação do B_4C com o oxigênio ocorreria preferencialmente em relação a grafita. Resultados de análises termogravimétricas efetuadas por esses autores⁽⁷⁾ sugeriram a seguinte sequência crescente típica de oxidação de alguns antioxidantes e da grafita: B_4C , grafita, Al-Si, Al e SiC. Isso indica que o B_4C possui alto potencial para melhorar a resistência à oxidação do carbono. Em atmosfera de CO_2 -CO- N_2 , o $B_4C_{(s)}$ é instável, por isso reage com oxigênio para formar $B_2O_{3(l)}$. Embora o $B_2O_{3(l)}$ possa reduzir a resistência à corrosão do tijolo, essa fase é importante para condições em que a oxidação do carbono determina o desgaste do refratário.^(9,10)



(a)



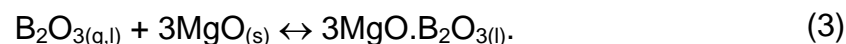
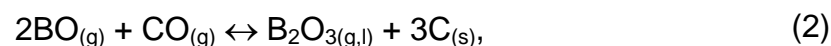
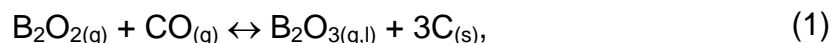
(b)



(c)

Figura 2. Fotomicrografia (a), ampliação do campo (1) e microanálise (c) do campo (5) de uma amostra de tijolo de MgO-C para linha de escória após coqueificação a 500°C, durante 5 horas, evidenciando Al metálico (2), MgO (3), grafita (4) e B₄C (5).

A adição apenas de B₄C_(s) no sistema MgO-C causa impactos negativos na dissolução do MgO do refratário. Na temperatura de 1.650°C, os valores da pressão parcial de BO_(g), B₂O_{2(g)} e B₂O_{3(g)} encontram-se maior que 10⁻⁴atm, sugerindo que quantidades significativas dessas fases sejam formadas no refratário. Este comportamento pode ser melhor compreendido através das reações apresentadas nas Equações 1 a 3. Tais fases não apenas reagem com o CO_(g) e MgO_(s) para formar na matriz refratária um líquido de composição 3MgO.B₂O_{3(l)}, mas, também, difundem na direção da camada de escória. Na camada densa de MgO_(s) eventualmente formada, pode também ocorrer a formação de fases de baixa refratariedade, que são facilmente dissolvidas na escória. Além disso, o aumento da quantidade de B₂O_{3(l)} na interface entre refratário e escória pode aumentar a solubilidade do MgO e favorecer a sua dissolução.⁽⁶⁾



Diferentemente, a adição conjugada de B₄C_(s) e Al_(s) melhorou a resistência à corrosão do refratário. Para as condições estudadas por Zhang, Marriott e Lee,⁽⁶⁾ inicialmente, o CO_(g) foi reduzido a C_(s) pelo Al e/ou B₄C (Equações 4 a 6). Posteriormente, a escória atacou o refratário, e, finalmente, o 3MgO.B₂O₃ líquido



(Equação 3) preencheu os poros entre as lamelas de grafita e recobriu a superfície do carbono (Figura 3).

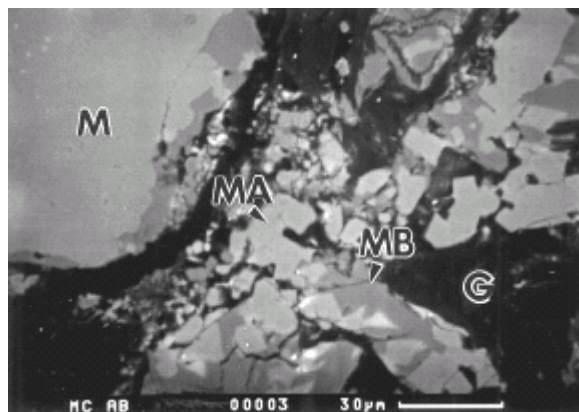
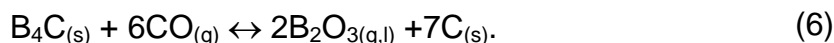
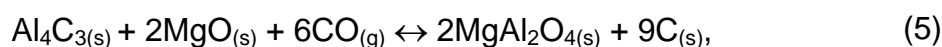


Figura 3. Fotomicrografia de um campo de uma amostra de tijolos de MgO-C contendo Al + B₄C, após ataque por escória: MgO (M), MgAl₂O₄ (MA), 3MgO.B₂O₃ (MB) e grafita (G).⁽⁶⁾

A característica microestrutural de maior destaque no sistema MgO-C-Al-B₄C é a presença significativa de cristais de MgO.Al₂O_{3(s)}, maiores que os observados no sistema MgO-C-Al. Esses cristais grandes de MgO.Al₂O_{3(s)} coexistiram com a fase 3MgO.B₂O₃, sugerindo que em altas temperaturas o líquido de 3MgO.B₂O₃ favoreça a formação e crescimento desses cristais.⁽⁶⁾ Segundo Suruga,⁽¹¹⁾ em geral, os líquidos contendo boro possuem efeito mineralizador forte na cristalização do MgO.Al₂O_{3(s)}.

Além dos mecanismos que conduzem a redução da descarbonetação, presume-se que formação de apreciável quantidade de fase de alta viscosidade em elevadas temperaturas, como por exemplo, 3MgO.B₂O₃, possa conferir superior tenacidade e contribuir para aumentar a resistência ao *spalling* do refratário.^(9,10)

Em síntese, os efeitos sinérgicos da adição de Al + B₄C nos tijolos de MgO-C resultam em um líquido formado contendo boro (3MgO.B₂O₃), que não apenas inibe, de forma mais efetiva, a oxidação do carbono, mas, também, acelera a formação e o crescimento de MgO.Al₂O_{3(s)} entre as lamelas de grafita em altas temperaturas. Nesse caso, mesmo que a dissolução do MgO seja acelerada, a grafita é efetivamente protegida contra a oxidação e mantida ancorada pelos novos cristais de MgO.Al₂O_{3(s)}, os quais dificultam a erosão causada pela agitação ou turbulência da escória líquida (banho), conferindo alta resistência à corrosão ao sistema.⁽⁶⁾

3.2 Resistência Mecânica A Quente

A evolução da resistência mecânica a quente (σ) é apresentada na Figura 4. Os resultados indicam melhoria nesta propriedade ao longo dos anos. Foi observada uma maior dispersão dos valores de resistência mecânica a quente em 2009. Provavelmente, este comportamento pode estar associado ao emprego de agregado de MgO de baixa densidade na formulação destes materiais, como pode ser visualizado na sua análise microestrutural (Figura 1).

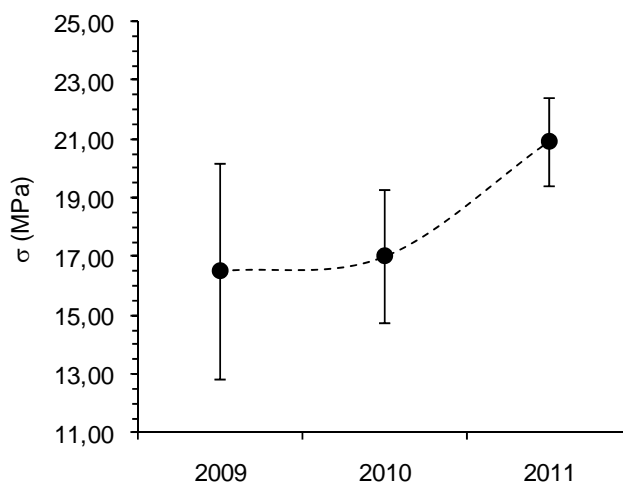


Figura 4. Evolução da resistência mecânica a quente (σ), a 1.400°C, em atmosfera de nitrogênio, após patamar de 30 minutos na temperatura de ensaio, de tijolos refratários MgO-C empregados na linha de escória de painéis de aço.

O aumento da resistência mecânica a quente observado ao longo dos anos pode estar associado a porosidade e ao uso de MgO de alta densidade como matéria-prima.

3.3 Resistência ao Dano por Choque Térmico

Na Figura 5 é apresentada uma fotografia das seções longitudinais dos corpos-de-prova após teste de choque térmico, evidenciando as trincas formadas durante a ciclagem térmica. O dano por choque térmico nos tijolos avaliados foi relativamente severo durante a realização do ensaio.

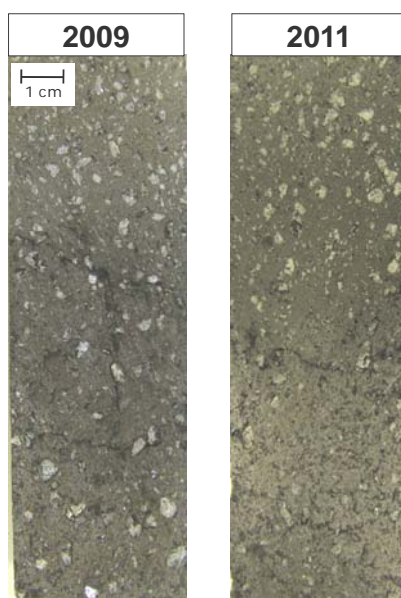


Figura 5. Seção longitudinal dos corpos-de-prova após teste de choque térmico em forno a indução (2 ciclos térmicos: metal líquido 1.500°C-1.550°C durante 60 s \Leftrightarrow fluxo de nitrogênio durante 10 minutos).

A avaliação, após a realização do ensaio, é qualitativa, analisando as evidências de trincas internas. Os resultados apontaram para uma ligeira melhoria desta propriedade comparando os materiais empregados em 2009 em relação ao atual.



Esta tendência também pode ser observada através da Figura 6, na qual é apresentada fotografia do aspecto do revestimento refratário da linha de escória de painéis em 2009, evidenciando o lascamento dos tijolos e uma fotografia do aspecto do revestimento empregado atualmente.

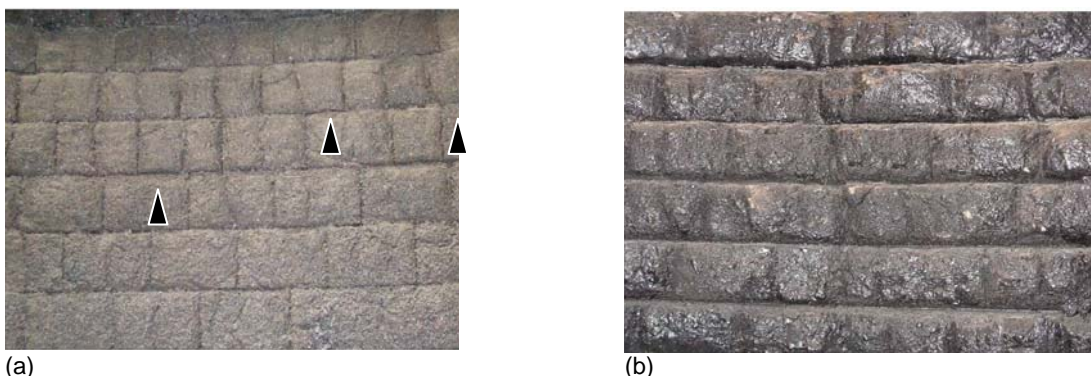


Figura 6. Fotografia do aspecto do revestimento refratário da linha de escória de painéis de aço da Usiminas (Ipatinga) evidenciando o (a) lascamento em 2009; e (b) o aspecto atual.

A melhoria observada na resistência ao dano por choque térmico está associada à maior flexibilidade destes materiais. Provavelmente, o refratário empregado atualmente foi projetado considerando mecanismos de dissipação energética abordados na teoria unificada de choque térmico.⁽¹²⁾ Entretanto, em virtude da complexidade na determinação de energia de fratura em altas temperaturas, neste estudo não foi avaliado este comportamento. Além disso, conforme apresentado por Hanagiri et al.⁽⁹⁾ e Hayashi et al.,⁽¹⁰⁾ os mecanismos envolvidos para melhoria à resistência à oxidação pela adição de B_4C pode contribuir conferindo melhor tenacidade ao refratário e, desta forma, aumentando a resistência ao dano por choque térmico.

3.4 Resistência à Oxidação

Na Figura 7 são apresentados os resultados da evolução da resistência à oxidação dos tijolos refratários empregados na linha de escória. O índice de oxidação baseia-se na relação entre o carbono final e o carbono inicial.⁽⁴⁾

Os resultados indicaram a melhoria na resistência à oxidação dos materiais empregados na linha de escória. A menor resistência à oxidação e, conseqüentemente, maior perda de carbono, implica diretamente na porosidade do refratário. Desta forma, a maior presença de poros abre caminho para penetração de escória, preferencialmente na matriz, acelerando o desgaste do revestimento.

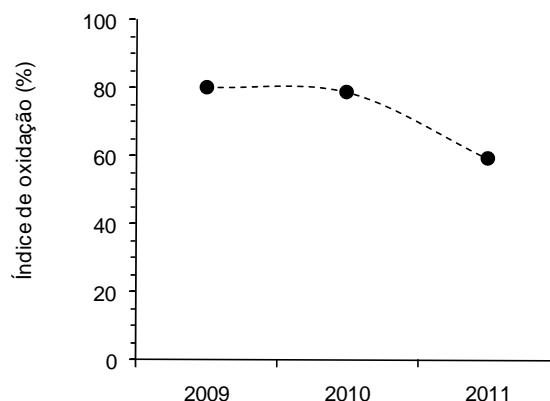


Figura 7. Evolução do índice de oxidação, a 1.400°C, após patamar de 30 minutos na temperatura de ensaio, de tijolos refratários MgO-C empregados na linha de escória de painéis de aço.

Adicionalmente, foi observada a adição de B_4C na formulação do refratário empregado atualmente (Figura 2), após coqueificação a 500°C. Portanto, a melhoria à resistência à oxidação indicada na Figura 7 pode estar associada aos efeitos sinérgicos da adição combinada de antioxidante (Al + B_4C), comentada em literatura.⁽⁵⁻¹¹⁾

3.5 Resistência ao Ataque por Escória

Em geral, os refratários do sistema MgO-C, contendo grafita e agregados de MgO de alta densidade, apresentam elevada resistência à corrosão por escória de alta basicidade. Esse comportamento é favorecido pela aderência de escória líquida e viscosa na superfície dos corpos-de-prova durante os ensaios. Assim, com a dissolução do MgO do refratário, uma camada passivadora de escória de alta refratariedade é formada sobre a superfície dos tijolos, minimizando, desta forma, o seu desgaste. Desse modo, para se transpor essa proteção natural, usualmente, as condições de ensaio são alteradas no sentido de aumentar a sua agressividade. Porém, esse procedimento pode causar um afastamento das condições típicas de operação e por isso não foi adotado nesse teste.

De qualquer forma, os resultados apontaram para uma substancial melhoria no índice de desgaste das amostras após o ensaio de ataque por escória (Figura 8). Este comportamento está associado à melhoria das matérias-primas empregadas na formulação dos tijolos, à melhor resistência à oxidação dos materiais e, por fim, à resistência ao dano por choque térmico.

Com relação à melhoria da resistência à oxidação, a resistência ao ataque por escória pode estar relacionada com a porosidade na região oxidada. A oxidação implica em aumento de molhabilidade e porosidade aberta. Desta forma, a escória líquida ocupa os vazios gerados no processo de corrosão, atacando a matriz refratária e, posteriormente, os poros internos do agregado de MgO. A associação com a resistência ao dano por choque térmico pode ser observada na geração de trincas. Essas tornam-se caminhos para penetração e ataque químico da escória.

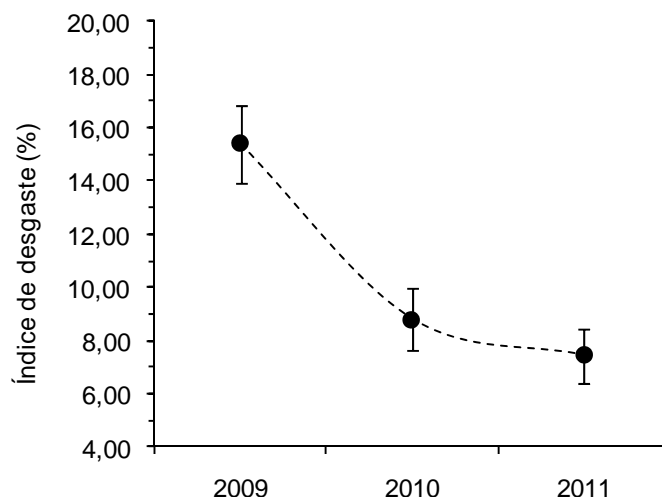


Figura 8. Evolução do índice de desgaste, após ensaio de ataque por escória em forno rotativo, de tijolos refratários MgO-C empregados na linha de escória de painéis de aço.

Os agregados de MgO de alta densidade empregados nos refratários utilizados atualmente (Figura 1), contribuem com a maior resistência à dissolução do MgO pela escória. Em virtude de sua alta densidade, a escória precisa contornar o agregado de MgO durante seu processo de ataque por corrosão, o que dificulta a penetração da escória na matriz refratária. A Figura 9 ilustra este mecanismo de ataque.⁽¹³⁾

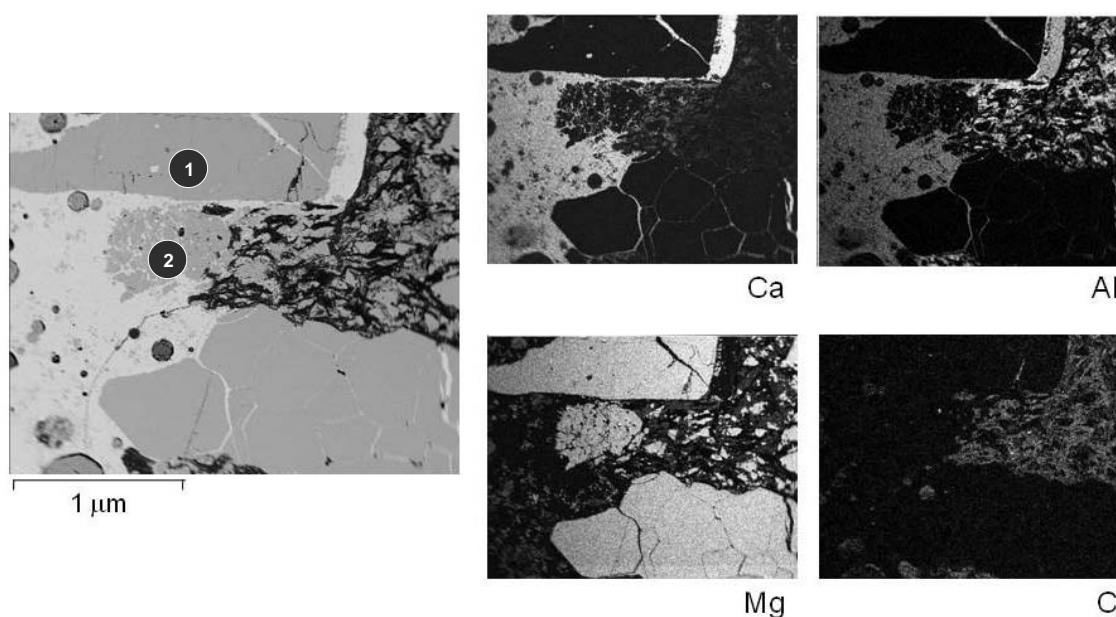


Figura 9. Fotomicrografia e mapeamentos por raios-X (Ca, Al, Mg e C) da interface escória - refratário, evidenciando o ataque por corrosão de agregados de: (1) MgO de alta densidade e (2) MgO de baixa densidade.⁽¹³⁾

4 RESULTADOS INDUSTRIAIS

A evolução das principais propriedades dos tijolos refratários empregados na linha de escória de painéis de aço apresentada, refletiu em um ganho médio de 6% no desempenho do revestimento refratário, sem incremento de custo. Este ganho é baseado, comparativamente, ao ano de 2009 e entre os meses de janeiro a setembro de 2011.



O aspecto visual do revestimento apresentado na Figura 6 aponta para melhoria de um dos principais mecanismos de desgaste da linha de escória – lascamento dos tijolos. Esta propriedade está associada à resistência mecânica e ao dano por choque térmico.

Contudo, o desenvolvimento de refratários que contemplem o compromisso entre as propriedades físicas (alta flexibilidade, elevada resistência mecânica e à erosão) e químicas (elevada resistência à corrosão, incluindo a resistência à oxidação) não é uma tarefa fácil. Há vários anos, a indústria de refratários tem concentrado esforços de pesquisa e desenvolvimento nesse sentido. Porém, os esforços clássicos para maximizar as propriedades físicas, normalmente produzem efeitos negativos nas propriedades de natureza química e vice-versa.

O desafio para os fornecedores de refratário é buscar o equilíbrio entre estas propriedades, uma vez que, com o aumento da resistência mecânica a quente, o refratário apresentará uma estrutura mais rígida, possibilitando a maior propagação de trincas e, conseqüentemente, redução da resistência ao dano por choque térmico.

Desta forma, destaca-se o empenho dos fornecedores de refratários na busca do ponto de equilíbrio entre estas propriedades. Os resultados indicaram o aumento da resistência mecânica a quente dos materiais sem afetar negativamente a resistência ao dano por choque térmico.

5 CONCLUSÕES

Os resultados das análises indicaram a evolução das principais propriedades dos tijolos refratários empregados na linha de escória de painéis de aço. A caracterização permanente destes materiais tem propiciado a seleção daqueles com propriedades mais adequadas para fazer frente às variáveis de processos, além de auxiliar os fabricantes de refratários no desenvolvimento de novas formulações.

Desta forma, foi observado o emprego de matérias primas de maior qualidade nos materiais utilizados atualmente, tal como MgO de alta densidade, contribuindo diretamente na melhoria da resistência ao ataque por escória destes. Adicionalmente, a melhor resistência à oxidação e ao dano por choque térmico, também influenciou a evolução do desempenho observada. Como a oxidação implica em aumento de molhabilidade e porosidade aberta, a escória líquida ocupa os vazios gerados no processo de corrosão, atacando a matriz refratária e, posteriormente, os poros internos do agregado de MgO. A associação com a resistência ao dano por choque térmico pode ser observada na geração de trincas. Essas, por sua vez, tornam-se caminhos para penetração e ataque químico da escória.

Em síntese, ao longo dos últimos anos os fabricantes de refratários desenvolveram novas gerações de tijolos refratários que contemplam melhor compromisso entre as propriedades físicas e químicas para dar suporte à produção de aços de alto valor agregado. Estes esforços, juntamente com um conjunto de ações da operação, proporcionaram um aumento médio da campanha do revestimento de aproximadamente 6%, desde o início das ações em 2008, sem aumento de custo.



REFERÊNCIAS

- 1 RIGAUD, M.; BOMBARD, P.; XIANGMIN, L.; BERTRAND, G. Phase evolution in various carbon-bonded basic refractories. In.: UNIFIED INTERNATIONAL TECHNICAL CONFERENCE ON REFRACTORIES, 1993, BIENNIAL WORLDWIDE CONGRESS, 3, 1993, **UNITECR'93**, 1993, São Paulo. Proceedings of Brazil: Alafar, 1993. p. 360-371.
- 2 CORRÊA FILHO, G. **Mecanismo de Proteção dos Refratários de Magnésia-Carbono**. 1990. 113f. Dissertação (Mestrado em Ciências e Engenharia de Materiais) - Departamento de Engenharia de Materiais, Universidade Federal de São Carlos, São Carlos, 1990.
- 3 TAKANAGA, S. Wear of magnesia-carbon bricks in BOF. **Taikabutsu Overseas**, v. 13, n. 4, p. 8-14, 1993.
- 4 QUINTELA, M. A.; PESSOA, C. A.; RODRIGUES, J. A.; PANDOLFELLI, V. C. A novel methodology for evaluating the oxidation resistance of carbon-containing refractories. **Refractories Applications and News**, v. 7 n. 1, 2002, p. 16-19.
- 5 TAKEUCHI, K.; YOSHIDA, S.; TSUBOI, S. Gas phase oxidation of MgO-C bricks. **Journal of the Technical Association of Refractories**, v. 23, n. 4, p. 276-279, 2003.
- 6 ZHANG, S.; MARRIOTT, N. J.; LEE, W. E. Influence of additives on corrosion resistance and corroded microstructures of MgO-C refractories. **Journal of the European Ceramic Society**, 21, p. 2393-2405, 2001.
- 7 LIPINSKI, T. R.; FICHTNER, R.; BENECKE, T. Study of the oxidation protection of MgO-C refractories by means of boron carbide. **Steel Research**, v. 63, n. 11, p. 493-495, 1992.
- 8 YAMAGUCHI, A.; NAKANO, Y.; WANG, T. The effect and behaviour of Al-B-C system antioxidants added to MgO-C refractories. **Canadian Metallurgical Quarterly**, 39, p. 381-386, 2000.
- 9 HANAGIRI, S.; HARADA, T.; ASO, S.; FUJIHARA, S.; YASUI, H.; TAKANAGA, S.; TAKAHASHI, H.; WATANABE, A. Effects of the addition of metal and CaB₆ to magnesia carbon bricks for converters. **Taikabutsu Overseas**, v. 13, n. 3, p. 20- 27, 1993.
- 10 HAYASHI, S.; TAKANAGA, S.; TAKAHASHI, H.; WATANABE, A. Behavior of boric compounds added in MgO-C bricks. **Taikabutsu Overseas**, v. 11, n. 3, p. 12- 19, 1991.
- 11 SURUGA, T. Effect of Mg-B material addition to MgO-C reaction. **Taikabutsu Overseas**, v. 15, n. 4, p. 25-31, 1995.
- 12 HASSELMAN, D. P. H. Unified theory of thermal shock, fracture initiation and crack propagation in brittle ceramics. **Journal America Ceramic Society**, v. 52, n. 11, p. 600-604, 1969.
- 13 BASTOS, S. C. L. P.; SANTOS, F. D.; KOKKE, M. M.; EXPOSITO, C. C. D.; RODRIGUES, J. A. Mecanismo de desgaste de refratários para linha de escória de painéis de aço. In.: **42º Seminário de Aciaria**, 2011, Salvador.