

EFEITOS DOS ANTIOXIDANTES METÁLICOS NAS PROPRIEDADES DE TIJOLOS DE Al_2O_3 -SiC-C¹

Geraldo Majela de Sá²
Marco Antônio Quintela³
Alairton José Valadares⁴
Antônio Valadão Cardoso⁵

Resumo

As práticas metalúrgicas associadas ao transporte e pré-tratamento do gusa submetem os refratários dos carros torpedo a um conjunto de solicitações físico-químicas que favorece os processos de erosão/corrosão e fratura destes materiais. A formação de trincas paralelas à face quente dos tijolos de Al_2O_3 - SiC - C, com posterior lascamento da porção afetada, é o principal motivo do encerramento prematuro da campanha com estes revestimentos. Mudanças de fase associadas a esforços termomecânicos é a causa sugerida para a fratura destes refratários. Neste trabalho são apresentados os resultados de ensaios em propriedades químicas (resistência à oxidação e corrosão pela escória) e físicas (resistência mecânica a quente e resistência ao dano por choque térmico) em amostras de tijolos do sistema Al_2O_3 - SiC - C. As composições químicas destes tijolos foram intencionalmente alteradas para que se estudasse as mudanças provocadas por modificações nos teores dos metais antioxidantes. Os resultados obtidos indicaram que os antioxidantes metálicos alumínio (Al) e silício (Si) podem ter concentrações menores do que aquelas utilizadas comercialmente, sem perda na performance do refratário. De fato foram observados ganhos em propriedades físico-químicas que, acreditamos, estão associados às reduções na concentração dos antioxidantes.

Palavras chave: Refratários; Lascamento; Carro torpedo.

THE METALLIC ANTIOXIDANTS EFFECTS OF THE Al_2O_3 -SiC-C BRICKS PROPERTIES

Abstract

The metallurgical practices associated to the pig iron transportation and pretreatment submit the torpedo car refractories to a conjugation of demands of chemical and physical nature favoring the corrosion, erosion and fracture processes of these materials. The formation of cracks parallel to the hot face of the Al_2O_3 - SiC - C bricks with subsequent spalling of the affected portion has been shown to be the main reason of premature campaign finishing of the torpedo car lining. The microstructure changes on these materials, combined with mechanical and thermal stresses have been the cause of fracture on these refractories. This paper presents the results of chemical (resistance to the oxidation and corrosion by slag) and the physical (mechanical resistance and resistance to thermal shock damage) properties of the Al_2O_3 - SiC - C bricks, for transfer car linings. The chemical composition of these bricks are intentionality changed for the study to elucidate the metallic antioxidants influence. The laboratory tests results obtained indicated that the metallic antioxidants Al and Si can be reduced in the formulation of these material without loss performance of this lining in service. In fact the improvement of chemical and physical properties were observed that believe are associated that reduction of Al and Si concentration.

Key words: Refractory; Spalling; Torpedo car.

¹ Contribuição técnica ao XXXVIII Seminário de Aciaria – Internacional, 20 a 23 de maio de 2007, Belo Horizonte, MG, Brasil.

² Engenheiro Eletricista, MBA, CQE/ASQ, CQA/ASQ, Gerência de Manutenção de Refratários e Civil, Usiminas, Ipatinga, MG.

³ Engenheiro Mecânico, MSc, Centro de Pesquisa e Desenvolvimento, Usiminas, Ipatinga, MG.

⁴ Técnico Mecânico, Gerência de Manutenção de Refratários e Civil, Usiminas, Ipatinga, MG.

⁵ Engenheiro de Materiais, DSc, Centro Tecnológico de Minas Gerais - CETEC, Belo Horizonte, MG.

1 INTRODUÇÃO

Os carros torpedo na Usiminas, assim como em outras grandes siderúrgicas, são revestidos com tijolos de Al_2O_3 - SiC - C. Do início de sua implementação até 1999, a campanha média desse revestimento experimentou um substancial progresso. Entre os anos de 1998 e 1999, a vida média do revestimento atingiu cerca de 475.000 t de gusa transportado. A partir de 2000, foi registrada uma considerável queda no seu desempenho, o que tem resultado numa vida média do revestimento em torno de 300.000 t de gusa transportado.

O encerramento prematuro dos revestimentos é atribuído à formação de trincas e lascamento dos tijolos, principalmente daqueles da região do cone, mais precisamente na zona em que o revestimento entra em contato com gusa líquido.

Ao longo desse período, esforços de pesquisa e desenvolvimento, envolvendo também os fabricantes de refratários, tem sido concentrados no sentido de entender melhor esse comportamento e buscar alternativas para prolongar a vida dos refratários para carro torpedo. Nesse contexto, propõe-se uma caracterização sistêmica de tijolos Al_2O_3 - SiC - C para carro torpedo, os quais foram manufacturados com vistas a avaliar os efeitos de antioxidantes metálicos Si e Al no seu desempenho, como uma tentativa para melhor entender o comportamento desses materiais frente às variáveis de processo vigentes na Usiminas e, dessa forma, desenvolver alternativas para um progresso substancial dos refratários para carros torpedo.

MATERIAIS E MÉTODOS

Neste estudo foram caracterizados quatro refratários do sistema Al_2O_3 - SiC - C processados em condições industriais por um fabricante nacional. Especificamente, foram avaliadas as propriedades físicas e químicas de um tijolo comercial, de uso normal na linha de gusa, denominado A-1 e de tijolos processados a partir desta composição, porém isentos de Al e Si, A-0, daqueles contendo duas, A-2, e quatro vezes, A-4, o teor de Si presente no tijolo comercial porém com a mesma quantidade de Al deste tijolo. Todos os tijolos avaliados foram processados com resina fenólica *Resol*.

Os corpos-de-prova para a determinação das propriedades químicas e físicas foram retirados dos tijolos, por meio de ferramenta diamantada refrigerada com água, na direção paralela à de prensagem, com exceção daqueles destinados aos ensaios de ataque por escória, flexão a três pontos, os quais foram retirados de modo a avaliar às direções perpendiculares à de prensagem.

As amostras foram secas em estufa a 110 °C durante 24 horas e, posteriormente, foram submetidas a coqueificação em diferentes temperaturas, conforme o teste ou análise.

2.1 Resistência à Flexão a Quente

A resistência à flexão a quente foi medida nas temperaturas de 800 °C, 1000 °C, 1200 °C e 1400 °C, em atmosfera de N_2 , com encharque de 30 minutos. Os corpos-de-prova nas dimensões 25 mm x 25 mm x 150 mm foram previamente coqueificados nas temperaturas de teste durante 5 horas. Foi utilizado, para a realização do teste, o equipamento *Isoheat*, na configuração 3 pontos, com distância entre os apoios de 125 mm e aumento de carga de aproximadamente 670 N/min.⁽¹⁾

2.2 Resistência a Oxidação

A resistência à oxidação foi avaliada utilizando-se de um forno elétrico tubular com dispositivos para propiciar a rotação e translação dos corpos-de-prova. O sistema permite o controle da velocidade de rotação e translação dos corpos-de-prova e a atmosfera do forno pela injeção de ar.⁽²⁾

O ensaio foi realizado aquecendo-se o forno a temperatura de 1400 °C, posicionando-o sobre as amostras cilíndricas de 22 mm de diâmetro x 40 mm de comprimento, previamente coqueificadas a 1400 °C por 5 horas e assim permanecendo durante 120 minutos. Após o ensaio, os corpos de prova foram moídos e destinados a análise química do carbono.

2.3 Choque Térmico

Os testes de choque térmico foram realizados em forno a indução pela imersão de corpos-de-prova, nas dimensões 40 mm x 50 mm x 160 mm, em gusa líquido na temperatura de 1550 °C, por 60 segundos e, seqüencialmente, seu resfriamento em água a 30 °C. Foram realizados 4 e 7 ciclos de aquecimento em corpos-de-prova previamente coqueificados a 1000°C durante 5 horas.

2.4 Resistência ao Ataque por Escória

A resistência ao ataque químico, pela escória típica de alto forno, foi realizado em forno rotativo com uma rotação do conjunto de corpos-de-prova de 4 rpm. O aquecimento foi promovido por um maçarico, por meio de queima de gás acetileno e a temperatura foi monitorada por pirômetro óptico.

O teste foi realizado, de forma intermitente em corpos-de-prova de seção trapezoidal nas dimensões (88 mm x 68 mm) x 30 mm x 190 mm, na temperatura de 1550 °C. A escória de alto forno foi renovada de acordo com a dissolução do refratário.

RESULTADOS E DISCUSSÕES

Nesse item, são apresentados e discutidos os resultados referentes aos testes laboratoriais envolvendo as diferentes composições dos tijolos do sistema Al_2O_3 - SiC - C.

2.5 Densidade de Massa Aparente e Porosidade Aparente

A Figura 1 mostra o comportamento da média da densidade de massa aparente (d.m.a.) (a) e da porosidade aparente (p.a.) (b) em função da temperatura de coqueificação dos corpos-de-prova.

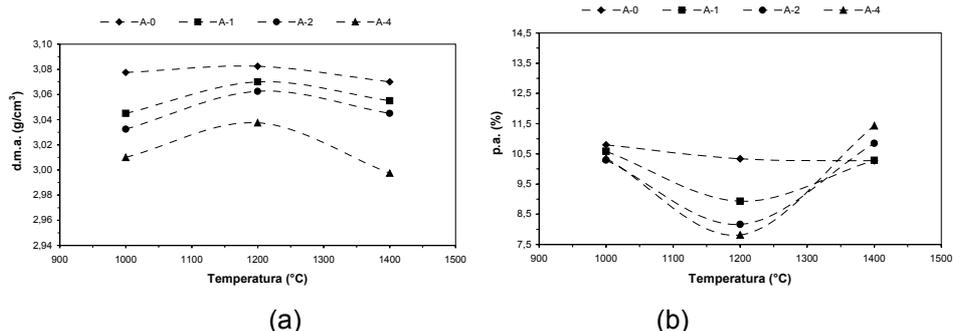


Figura 1 – Comportamento da média da densidade de massa aparente (d.m.a.) (a) e da média da porosidade aparente (p.a.) (b) em função da temperatura de coqueificação dos corpos-de-prova (x).

A densidade de massa aparente e a porosidade aparente tendem a aumentar e reduzir, respectivamente, entre 1000 °C e 1200 °C. Ao contrário, entre 1200 °C e 1400 °C a tendência é da densidade de massa aparente e a porosidade aparente reduzir e aumentar, respectivamente. Acredita-se que esse comportamento seja decorrente, primordialmente, da ativação dos antioxidantes que implica numa conjugação complexa de ganho e perda de massa do sistema, prevalecendo o ganho de massa sob essa atmosfera (caixa de coque). A queda da densidade entre 1200 °C e 1400 °C resultou, provavelmente, da expansão anisotrópica da grafita, que gera trincas e defeitos no resfriamento do refratário. Essa hipótese ganha importância quando se considera que não houve variação significativa tanto da porosidade como da densidade para os corpos-de-prova do tijolo A-0, que não contém metais, entre 1000 °C e 1200 °C.

2.6 Resistência à Flexão a Quente

A Figura 2 mostra comportamento da média dos valores de resistência à flexão em função da temperatura de teste. Os resultados indicaram que a presença de antioxidantes afetam consideravelmente a resistência à flexão em elevadas temperaturas. Para o tijolo isento de antioxidantes A-0, a resistência à flexão permaneceu praticamente constante até cerca de 1200 °C e tendeu a reduzir na temperatura de 1400 °C. Por sua vez, o aumento da quantidade de Si acarretou significativa elevação na resistência à flexão até a temperatura de 1200°C. Entre 1200 °C e 1400 °C, houve expressiva redução da resistência à flexão para os materiais contendo antioxidantes, a qual foi atribuída principalmente à formação mais intensa de fases de menor refratariedade tais como $\text{SiO}_{2(s)}$, que está associada à oxidação do Si e SiC, ao aumento substancial da porosidade aparente entre 1200 °C e 1400 °C e à própria redução típica da refratariedade do sistema Al_2O_3 - SiC - C, conforme valores de resistência à flexão entre 1200 °C e 1400 °C para o tijolo isento de antioxidantes A-0.

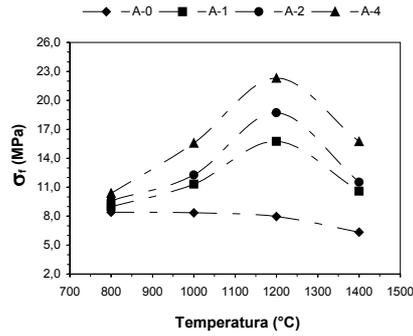


Figura 2 – Comportamento dos valores médios de resistência à flexão em função da temperatura de teste.

A variação da resistência à flexão com a temperatura de teste para os refratários contendo antioxidantes desperta interesse quando se considera as isotermas ao longo do comprimento do tijolo durante emprego industrial. Desse modo, embora não faça parte dessa abordagem, seria importante também avaliar os efeitos do gradiente de propriedades físicas ao longo dos tijolos, incluindo a porosidade aparente e resistência mecânica, no desempenho industrial desses materiais.

Outro aspecto que merece destaque é resistência à fratura. A força motriz para a propagação de trincas é proporcional a energia de deformação elástica armazenada no corpo no instante da fratura. Essa energia é diretamente proporcional a razão σ^2/E . Portanto, materiais refratários com alta resistência ao dano por choque térmico apresentam elevados valores de energia total de fratura (γ_{wof}) e baixos valores de energia de deformação elástica armazenada. O comportamento da resistência ao dano por choque térmico com a resistência mecânica, o qual tem sido discutido na literatura pertinente,^(3,4) será também apresentado posteriormente.

2.7 Oxidação

O grau de oxidação (g.o.), expresso pela equação abaixo,⁽⁰⁾ é apresentado na Figura 3.

$$g.o. = \left[1 - \left(\frac{C_{final}}{C_{inicial}} \right) \right] \cdot 100. \quad (3.1)$$

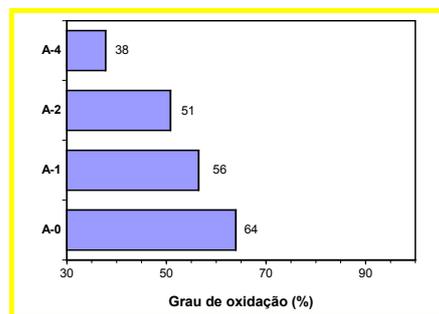


Figura 3 – Grau de oxidação após teste a 1400 °C durante 120 minutos.

Os resultados indicaram que o grau de oxidação reduziu com o aumento da quantidade de antioxidantes. Portanto, os antioxidantes foram de fundamental importância na contenção da oxidação do carbono.

Com relação à influência de outras propriedades, a Figura 4 mostra o comportamento da grau de oxidação com a porosidade aparente de amostras

coqueificadas a 1400 °C durante 5 horas. Embora a literatura⁽⁵⁾ mencione que o aumento da porosidade tem influências negativas na resistência à oxidação, esse comportamento não foi observado. Ao contrário, houve indícios de que os materiais com elevada porosidade aparente tenham apresentado menor grau de oxidação, o que não possui fundamento. Entretanto, presume-se que essas análises⁽⁵⁾ sejam dirigidas para materiais cuja composição seja semelhante e que possuam diferentes níveis de porosidade, o que faz mais sentido do ponto de vista técnico. Para as condições estudadas, a resistência à oxidação foi fortemente influenciada pela quantidade de antioxidantes e não pela porosidade aparente. Embora não tenham sido avaliadas em virtude da indisponibilidade de recursos laboratoriais, a distribuição do tamanho de poros e a permeabilidade podem, nesse caso, ter efeitos mais significativos na resistência à oxidação do que a porosidade aparente de forma isolada.

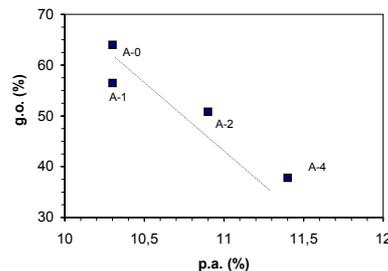
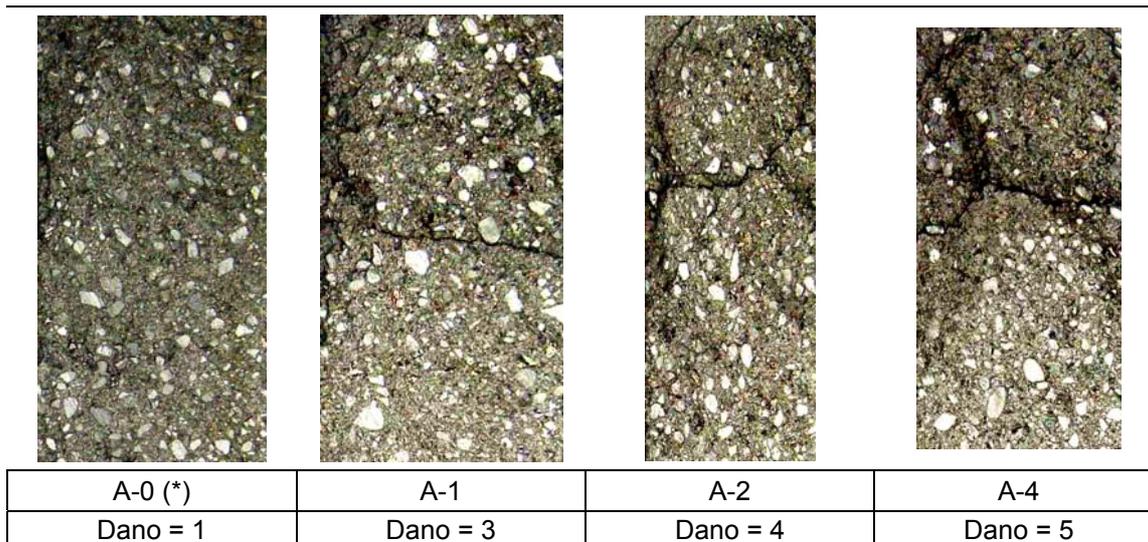


Figura 4 - Grau de oxidação em função da porosidade aparente.

2.8 Choque Térmico

Os resultados apontaram para a elevada resistência ao dano por choque térmico dos corpos-de-prova do tijolo que não contem antioxidantes A-0, mesmo após 7 ciclos térmicos. Do mesmo modo, os resultados forneceram indício de que quanto maior a quantidade de antioxidantes maior o dano por choque térmico (Figura 5). Apesar dessa análise ter caráter semi-quantitativo, a validade dessa correlação tem sido verificada na prática.^(3,4) Esse tipo de simplificação na avaliação dos resultados tem sido adotado em virtude das dificuldades associadas à medida do dano por choque térmico. Por exemplo, a determinação da variação do módulo de elasticidade ou da resistência mecânica do refratário poderia ser de grande importância nessa avaliação. Entretanto, as transformações de fases e as complexidades associadas à medida do módulo de elasticidade de materiais refratários contendo carbono desencorajam o emprego desse método. Com relação à resistência mecânica, o dano por choque térmico após ciclos térmicos múltiplos leva, em geral, a valores de resistência à flexão semelhantes e próximos de zero, o que frustra também a expectativa quanto ao uso desse método.



(*) 7 ciclos

Figura 5 - Fotografia da seção longitudinal dos corpos-de-prova dos tijolos após o teste de choque térmico em 7 ciclos para o refratário A-0 e 4 ciclos para os A-1, A-2 e A-4.

De uma forma geral, houve uma tendência do dano por choque térmico aumentar com a resistência à flexão a 1200 °C (Figura 6). A temperatura de 1200 °C foi selecionada por representar a condição térmica em que os tijolos apresentaram maior resistência mecânica, ou seja, maior rigidez. Essa consideração ganha importância quando se avalia as expressões analíticas para o critério de propagação de trinca propostas por Hasselman (6). Considerando-se a equação 3.2, que define o parâmetro R''' , a resistência ao dano por choque térmico é inversamente proporcional ao quadrado da resistência mecânica, o que reforça a abordagem apresentada.

$$R''' = \frac{E\gamma_{wof}}{\sigma_j^2(1-\mu)} \quad (3.2)$$

sendo E o módulo elástico, γ_{wof} o trabalho de fratura, σ_j a tensão de ruptura e μ o coeficiente de *Poisson*.

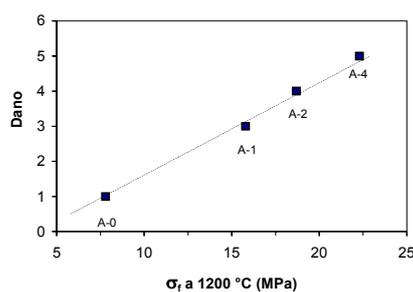


Figura 6 - Dano por choque térmico em função da resistência à flexão a 1200 °C.

Outra propriedade de grande interesse na previsão e análise da resistência ao dano por choque térmico é o coeficiente de expansão térmica linear (Figura 7). O parâmetro para a estabilidade de trinca (R_{st}), equação 3.3, é inversamente proporcional ao quadrado do coeficiente de expansão térmica linear (α). Adicionalmente, a expansão térmica é muito importante na previsão de juntas de dilatação pela engenharia de projeto.

$$R_{st} = \left(\frac{\gamma_{wof}}{\alpha^2 E} \right)^{1/2} \quad (3.3)$$

Para as condições estudadas, o tijolo que não contém antioxidantes A-0 apresentou menor valor para o coeficiente de expansão térmica linear. De maneira análoga, não foi observada diferença substancial entre os coeficientes de expansão térmica médios (400 °C e 1400 °C) para os materiais contendo diferentes quantidades de antioxidantes, ou seja, as curvas de expansão térmica praticamente se sobrepuseram. Portanto, a presença de antioxidantes, independente da quantidade, foi suficiente para alterar de forma considerável os valores de expansão térmica para as amostras avaliadas.

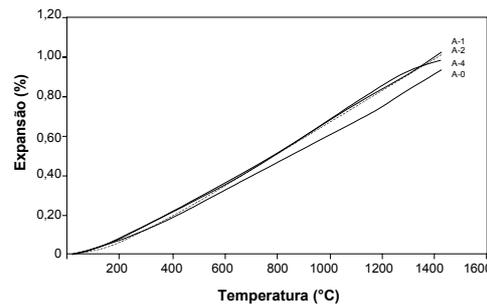


Figura 7 - Expansão térmica para os tijolos avaliados.

Os menores valores de coeficiente de expansão térmica linear para o material isento de metais A-0 e a elevada resistência ao dano por choque térmico desses materiais reforçam a validade e aplicabilidade da teoria proposta por Hasselman⁽⁶⁾ de que materiais refratários com alta resistência ao dano por choque térmico apresentam valores baixos de coeficiente de expansão térmica linear e elevados valores de energia total de fratura (equação 3.3).

Outra característica de interesse não apenas com relação ao choque térmico, mas também quanto ao ataque por escória é a microestrutura do refratário. A Figura 3.8 mostra uma fotomicrografia de um campo típico desses tijolos evidenciando a presença majoritária de agregados (Al_2O_3) contendo grande quantidade de microporos distribuídos de forma homogênea que contribuem para dissipar a energia de deformação elástica armazenada no corpo, dificultando, assim, a propagação de trincas.

Em síntese, para as condições estudadas, a presença de metais antioxidantes reduziu a flexibilidade dos refratários do sistema Al_2O_3 - SiC - C, o que implicou em maior densidade de trincas ou dano por choque térmico para aqueles materiais contendo Al e Si, tais como A-1, A-2 e A-4.

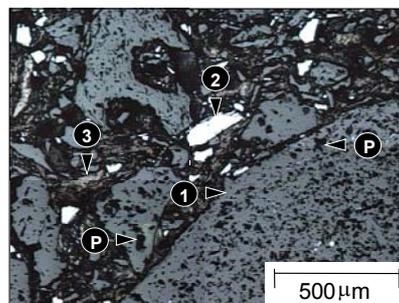


Figura 8 - Fotomicrografia de um campo do tijolo A-0 coqueificado a 500 °C durante 5 horas: Al_2O_3 (1); SiC (2); C (3) e poro (P).

2.9 Ataque por Escória

A Figura 9 mostra os resultados dos testes para avaliar a resistência ao ataque por escória em forno rotativo. Os ensaios foram realizados entre 1500 °C a 1550 °C durante 8 horas. Para manter o banho mais agressivo, a escória foi renovada a cada 2 horas.

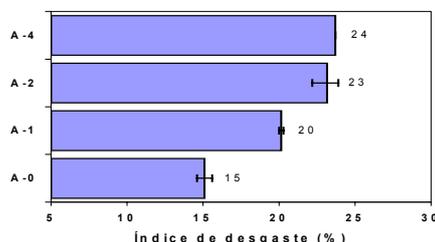


Figura 9 - Índice de desgaste decorrente do teste de ataque por escória em forno rotativo: testes efetuados entre 1500 °C a 1550 °C (x e amplitude).

Os resultados indicaram que as composições contendo grande quantidade de antioxidantes, A-2 e A-4 apresentaram índices de desgaste maiores e semelhantes entre si. Já o tijolo isento de antioxidantes, A-0, apresentou índice de desgaste menor.

Dentre as propriedades que mais concordaram com o desempenho desses tijolos, destaca-se a porosidade aparente após coqueificação dos corpos-de-prova a 1400 °C durante 5 horas (Figura 10), a qual está associada às transformações da matriz do refratário. Houve fortes indicativos de que quanto maior a porosidade aparente maior o desgaste por corrosão. Essa análise ganha importância quando se considera que o aumento da porosidade aparente implica normalmente numa elevação da área superficial, o que deve contribuir para aumentar a corrosão.

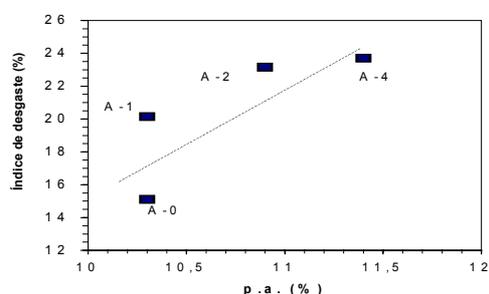


Figura 10 - Índice de corrosão no ataque por escória em função da porosidade aparente.

Embora não haja sustentação técnica, o desgaste reduziu com o aumento do grau de oxidação.

Isso reforça a hipótese de que a oxidação do carbono, para as condições estudadas, não é um fator de preocupação quando se avalia o desempenho desses materiais, apesar disso merecer melhor entendimento. Nesse sentido, acredita-se que uma das contribuições mais importantes para o desgaste superior dos tijolos que possuem antioxidantes é oriunda do desenvolvimento de fases secundárias de baixa refratariedade. A formação mais intensa de $\text{SiO}_2(\text{s})$, cristalino ou amorfo, nos tijolos que contêm Si, por exemplo, poderia favorecer as reações para o desenvolvimento de fases de baixa refratariedade com escória, tais como anortita ($\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot 2\text{SiO}_2$) e guelenita ($2\text{CaO} \cdot \text{Al}_2\text{O}_3 \cdot \text{SiO}_2$), acelerando, assim, a corrosão da matriz do refratário. Essas reações seriam mais pronunciadas quanto maior a quantidade de Si. Especula-se que o aumento do antioxidante na matriz do tijolo gera uma certa incompatibilidade química entre esta matriz e a escória uma vez que o tijolo de

referência, utilizado como base para as modificações, é tipicamente utilizado na linha de metal. Esta constatação reforça a tendência de se projetar revestimento balanceado por regiões, para uso em carros torpedo.

Entretanto, o melhor entendimento desses mecanismos depende de uma abordagem mais específica e aprofundada, provavelmente por meio de estudo *post-mortem* de refratários do sistema Al_2O_3 -SiC-C contendo diferentes quantidades de metais antioxidantes, o qual não corresponde o foco desse estudo.

Adicionalmente, não houve evidências de que a menor resistência ao dano por choque térmico dos sistemas contendo antioxidantes tenha contribuído de forma significativa para o desgaste desses refratários no teste de ataque por escória. Entretanto, a considerável rigidez desses materiais, que deve aumentar de modo heterogêneo com o gradiente de temperatura ao longo da espessura do revestimento e o tempo de exposição desses refratários em condições industriais, tem sido motivo de preocupação quando se assume que, atualmente, o principal mecanismo de desgaste seja a propagação de trincas e o lascamento da face quente dos tijolos.

4 CONCLUSÕES

Os antioxidantes metálicos, principalmente o Si, exerceram forte influência nas propriedades físicas e químicas dos tijolos do sistema Al_2O_3 - SiC - C. O aumento da quantidade de Si provocou a redução da densidade aparente e tendência de aumento da porosidade aparente. Do mesmo modo, os antioxidantes exerceram efeitos significativos na resistência à flexão a quente desses tijolos. Para as condições estudadas, houve tendência da resistência à flexão aumentar entre 800 °C e 1200 °C e reduzir entre 1200 °C e 1450 °C. Já os tijolos isentos de metais exibiram menor resistência à flexão para a faixa de temperatura estudada, a qual tendeu a reduzir para temperaturas superiores a 1200 °C.

Já a resistência à oxidação aumentou com a elevação da quantidade de Si. Além disso, a porosidade superior para os sistemas contendo Al e Si, por sua vez, não afetou negativamente a resistência à oxidação.

A resistência ao dano por choque térmico dos tijolos de Al_2O_3 - SiC - C foi afetada negativamente pela presença de antioxidantes. Observou-se também uma tendência do dano por choque térmico aumentar com a resistência à flexão a 1200 °C. O tijolo que não contém antioxidantes A-0 exibiu resistência ao dano por choque térmico superior. Por sua vez, a presença de metais antioxidantes reduziu a flexibilidade dos refratários dos sistemas Al_2O_3 - SiC - C, o que implicou em maior dano por choque térmico para aqueles materiais contendo Al e Si, tais como A-1, A-2 e A-4. Adicionalmente, presença de Al e Si implicou em valores superiores para os coeficientes de expansão térmica linear. De uma forma geral, a resistência à flexão maior e os valores superiores para os coeficientes de expansão térmica desses tijolos permitem inferir que o dano por choque térmico para os materiais contendo metais esteja associado, em grande parte, a valores superiores de energia de deformação elástica armazenada nesses materiais.

Com relação à resistência ao ataque por escória, os resultados indicaram que as composições contendo grande quantidade de antioxidantes, A-2 e A-4, apresentaram índices de desgaste maiores e semelhantes entre si. Já o tijolo isento de antioxidantes A-0 apresentou índice de desgaste inferior.

Considerando-se um compromisso entre as propriedades físicas e químicas, sobretudo a resistência ao dano por choque térmico e a resistência ao ataque por escória, justamente com a resistência à oxidação do carbono, os resultados desse

estudo abriram oportunidade para se refletir sobre as principais finalidades dos pós metálicos, tais como Al e Si, nos refratários do sistema Al_2O_3 - SiC - C. Para as condições estudadas, os efeitos benéficos desses aditivos (Al e Si) estão associados quase que exclusivamente a resistência mecânica a quente e resistência à oxidação do carbono. Por outro lado, os reflexos negativos da presença dessas fases são importantes e deveriam ser melhor avaliados e explorados. Em princípio, a presença de Al e Si implicou num significativo aumento da corrosão dos tijolos no ensaio de ataque por escória e expressiva desvantagem com relação a resistência ao dano por choque térmico.

Embora a resistência à oxidação do carbono deva ser maximizada, para as condições operacionais vigentes na Usiminas, não há indicativos de que a oxidação do carbono dos tijolos de Al_2O_3 - SiC - C seja significativa, com exceção dos tijolos destinados à região correspondente ao teto do revestimento. Portanto, existem motivos suficientes para se explorar melhor esses resultados no sentido de buscar a otimização das características dos tijolos de Al_2O_3 - SiC - C para carros torpedo.

REFERÊNCIAS

- 1 ABNT – Materiais Refratários – Determinação da Resistência à Flexão a Quente. Método de Ensaio, NBR9642, Rio de Janeiro, 1999, 2p.
- 2 Quintela, M. A.; Pessoa C. A.; Pandolfelli, V. C.; Rodrigues, J. A. A Novel Methodology to Evaluate the Oxidation Resistance of Carbon-Containing Refractories. Refractories Applications and news, v.07, n.1, p 16-20, january/february 2002.
- 3 QUINTELA, M. A.; DE LION, E. P. P.; SALGADO, A. P.; PANDOLFELLI, V. C. Resistência ao Dano por Choque Térmico de Concretos Refratários para Shotcrete In.: XXX SEMINÁRIO DE REDUÇÃO DE MINÉRIO DE FERRO E MATÉRIAS-PRIMAS, 2006, Ouro Preto, Anais do Seminário de Redução de Minério de Ferro e Matérias-primas. ABM, 2006. p. 399-407.
- 4 QUINTELA, M. A.; SANTOS, F. E.; PESSOA C. A.; RODRIGUES, J. A.; PANDOLFELLI, V. C. Refractories Selection for Steel Ladles. In.: PROCEEDING OF 2ND INTERNATIONAL TECHNICAL CONFERENCE ON REFRACTORIES, BIENNIAL, Orlando, USA, p. 380-384, 2005.
- 5 RIGAUD, M.; BOMBARD, P.; XIANGMIN, L.; BERTRAND, G. Phase Evolution in Various Carbon-bonded Basic Refractories. UNITECR' 93, SP, 360-371.
- 6 HASSELMAN, D.P.H. Unified Theory of Thermal Shock, Journal American. Ceramic. Society. v. 52, n. 11, p. 600-604, 1969.
- 7 CABRAL, R. M.; QUINTELA, M. A.; FERREIRA, J. C. Equipamento para Avaliação da Resistência de Refratários à Oxidação. PI 0101421-8, 2001.