

RESISTÊNCIA À CORROSÃO DE LIGAS DE FERROS FUNDIDOS PERLÍTICO E BAINÍTICO EM UMA SOLUÇÃO SINTÉTICA DE CONDENSADO A PARTIR DOS GASES DE COMBUSTÃO

Sandra Matos Cordeiro Costa ¹

Emerson Igor Reginaldo ¹

Isolda Costa ²

Resumo

A corrosão em componentes motores presentes na câmara de combustão é normalmente relacionada à formação de ácidos, como sulfúrico e nítrico, neste ambiente. Estes ácidos são gerados pela condensação dos gases de combustão que acontece geralmente nos sistemas de exaustão dos veículos. No entanto, com o desenvolvimento de novas tecnologias destinadas à redução das emissões, a condensação também está sendo promovida nas câmaras de combustão de veículos. Este fato está associado às altas taxas de recirculação de gases de escape, conhecido como EGR, (termo em inglês para *Exhaust Gas Recirculation*). Consequentemente, os problemas de corrosão nos componentes de motores estão aumentando, especialmente em camisas de cilindros fabricados em ligas de ferro fundido. Neste estudo, foi investigada a resistência à corrosão de duas ligas de ferro fundido, uma com microestrutura perlítica e outra com microestrutura bainítica, em uma solução que simula a composição do condensado obtido a partir dos gases de combustão. Verificou-se que a microestrutura do ferro fundido é um fator determinante, afetando o comportamento de corrosão. Os resultados mostraram que nenhum dos dois materiais investigados é resistente à corrosão no meio de ensaio, e a pequena diferença observada entre os comportamentos dos dois ferros fundidos, foi associada às suas microestruturas, as quais são dependentes de suas composições químicas. O ferro fundido com microestrutura perlítica apresentou menor formação de produtos de corrosão do que o ferro fundido de microestrutura bainítica. Este resultado foi relacionado à presença da fase *steadita*, altamente estável e resistente à corrosão, na microestrutura perlítica, a qual ancora os produtos de corrosão formados na superfície. Estes atuam como uma barreira parcial retardando o processo de avanço da corrosão, mais pronunciado no ferro fundido bainítico que não apresenta fase *steadita*.

Palavras-chave: Corrosão; Ferros fundidos; Gases de combustão; Recirculação de gases de exaustão.

CORROSION RESISTANCE OF PEARLITIC AND BAINITIC CAST IRON IN A SYNTHETIC SOLUTION OF CONDENSED GAS FROM COMBUSTION

Abstract

The corrosion of engine components of the combustion chamber is usually related to the formation of acids such as sulfuric and nitric. These acids are generated by the condensation of combustion gases that usually occur in vehicle exhaust systems. However, with the development of new technologies to reduce emissions, condensation is also being promoted in vehicle combustion chambers. This fact is associated with high exhaust gas recirculation rates, known as EGR (English term for Exhaust Gas Recirculation). Consequently, corrosion problems in the engine components are increasing, especially in cylinder liners alloy manufactured using cast iron. In this study, the corrosion resistance of two cast iron alloys, one with a pearlitic microstructure and the other with a bainite microstructure in a solution simulating the composition of the condensate obtained from the combustion gases. It was found that the microstructure of the cast iron is an important factor affecting the corrosion behavior. The results showed that none of the two materials investigated is resistant to corrosion in the test medium, and the small difference observed between the behavior of the two cast iron was related to its microstructure, which are dependent on their chemical compositions. The cast iron with a pearlitic microstructure showed less formation of corrosion products than the bainitic cast iron. This result is related to the presence of *steadite* phase, highly stable and resistant to corrosion in pearlitic microstructure. This phase (*steadite*) anchors the corrosion products formed on the surface and act as a partial barrier slowing the progress of the corrosion process, that was more pronounced in the bainitic cast iron.

Keywords: Corrosion; Cast iron; Combustion gases; Exhaust gas recirculation.

¹Mahle Metal Leve S/A, São Paulo, SP, Brasil.

²Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares – IPEN/CNEN, São Paulo, SP, Brasil. E-mail: icosta@ipen.br.

I INTRODUÇÃO

Atualmente, a maior preocupação das indústrias é desenvolver motores de combustão que sejam cada vez menos poluentes, uma vez que a preocupação com a preservação do meio ambiente é essencial. Uma das técnicas que vem sendo utilizada, principalmente na Europa, e em motores que circulam com diesel como combustível, é a de recirculação de gases de escape, também conhecida como EGR, para a sigla em inglês para *Exhaust Gas Recirculation*. Esta técnica tem como principal objetivo reduzir os teores de óxido de nitrogênio (NO_x), dióxido de enxofre (SO_2), e o trióxido de enxofre (SO_3), além de outros gases emitidos. O óxido de nitrogênio é o gás poluente mais abundante produzido por motores a diesel, e tem seu índice reduzido de 5 g/kWh para 0,4 g/kWh com a utilização do EGR [1].

A técnica de EGR é conhecida e utilizada desde 1970. Entretanto, o uso desta em motores a diesel foi abdicado durante muitos anos devido os combustíveis antigos apresentarem altos teores de enxofre. Estes, após a combustão, formavam gases como SO_2 e SO_3 em grande quantidade, os quais se associavam ao vapor de água, formando o ácido sulfúrico (H_2SO_4), o qual era recirculado em conjunto com outros poluentes, levando a danos nos componentes do motor.

Apesar do controle do teor de enxofre e do sistema eletrônico de dosagem das válvulas de EGR, alguns componentes dentro da câmara de combustão ainda sofrem problemas de corrosão, principalmente os materiais de camisas de cilindros. Tais camisas são produzidas em sua grande maioria em ligas de ferro fundido, e estas são suscetíveis aos ataques de agentes corrosivos gerados pela combustão.

Durante a combustão do óleo diesel, gases contendo enxofre e nitrogênio são formados devido às condições específicas do ambiente. Estes gases reagem com a umidade, formando agentes altamente corrosivos, especialmente o ácido sulfúrico, conforme indicado nas reações de combustão e condensação apresentadas na Tabela I.

O uso de combustível com alterações nas concentrações de contaminantes, no caso em questão, teor de enxofre acima dos limites permitidos, acarreta inúmeros prejuízos financeiros e ambientais, uma vez que causa a corrosão de peças essenciais ao bom funcionamento do motor veicular. Em consequência, pode-se ter problemas como aumento no consumo de combustível, perda no rendimento, entupimentos e falhas na bomba de combustível. O diesel

limpo refere-se principalmente ao nível de enxofre, embora várias outras propriedades do combustível, como o número de cetano, lubrificidade, aromáticos e densidade, também sejam importantes para melhorar a combustão e permitir a aplicação de tecnologias avançadas. A diminuição nos teores de enxofre no diesel causa redução proporcional na formação de poluentes primários, como o SO_2 , SO_3 , e materiais particulados [3].

Desde 2003, quase todo o combustível diesel disponível na Europa é encontrado com teor de enxofre ultrabaixo (ULSD termo em inglês para *Ultra-Low Sulfur Diesel*), onde o teor de enxofre limite é de 10 ppm. Nos Estados Unidos, desde 2007 o limite máximo permitido é de 15 ppm. Devido ao baixo teor de enxofre do combustível, o gás de escape e os seus condensados são menos agressivos nestes países, em comparação com os dos veículos que utilizam diesel com teores de enxofre elevados. Nas áreas rurais da Argentina e do Brasil, o óleo diesel contém entre 500 e 2.000 ppm de enxofre, e nas regiões metropolitanas, entre 50 e 500 ppm. Desde 2002, a China também tem limitado o teor de enxofre no diesel a 2.000 ppm, com limites reduzidos a 500 ppm para determinadas cidades. Os gases de escape condensados a partir desses combustíveis são significativamente mais agressivos, especialmente devido ao maior teor de ácido sulfúrico formado [4].

Sabe-se que o condensado produzido pelo veículo possui uma relação direta com o combustível utilizado. Investigações sobre o comportamento de desgaste e corrosão de componentes de motores mostram que o aumento no teor de enxofre para cerca de 350 ppm causa problemas significativos de corrosão, conforme ilustrado na Figura 1. A camisa em ferro fundido mostrada nesta figura apresentou corrosão em toda a sua extensão, no entanto em níveis diferentes. Observa-se que na região B o ataque foi mais intenso o que é explicado pela variação de temperatura na parede do cilindro, uma vez que a região central pode

Tabela I. Reações de combustão e condensação que acontecem em motores que utilizam o diesel como combustível [2]

Reação do enxofre com oxigênio - Combustão	$\text{S} + \text{O}_2 \rightarrow \text{SO}_2$
Reação com temperatura - Combustão	$2\text{SO}_2 + \text{O}_2 \rightarrow 2\text{SO}_3$
Reações de Condensação	$\text{SO}_3 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{H}_2\text{SO}_4$
	$\text{SO}_2 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{H}_2\text{SO}_3$
	$2\text{NO}_2 + \text{H}_2\text{O} \rightarrow \text{HNO}_2 + \text{HNO}_3$

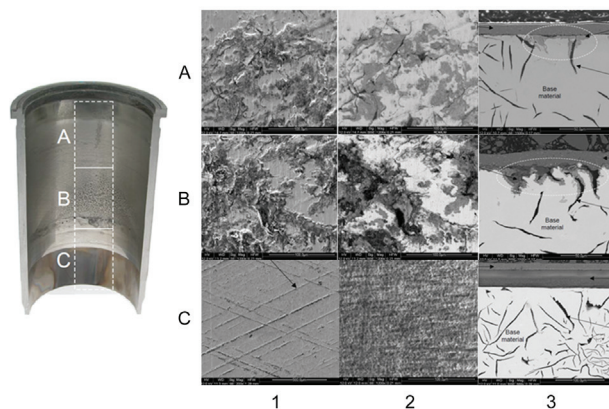


Figura 1. Corrosão na parte interna de uma camisa de cilindro, em três áreas distintas, A, B e C. Micrografias por MEV da parte interna da camisa de em liga de ferro fundido. Imagens 1: aumento 1.000X (elétrons secundários - SE); Imagens 2: aumento 1.000X (elétrons retro espalhados - BSE); Imagens 3: aumento 500X - secção transversal das regiões A, B e C da camisa [6].

apresentar temperaturas entre 100°C e 140°C. Esta faixa de temperatura favorece a condensação do vapor de água na câmara de combustão. Ao mesmo tempo, a presença de gases como o SO₂ e SO₃ promove a elevação do ponto de orvalho entre 14°C e 42°C. A temperatura de ponto de orvalho é sensível à pressão, pois esta afeta a pressão parcial de vapor de água do ar. Ao se elevar a pressão do ar, a temperatura do ponto de orvalho se eleva, e caso ultrapasse a temperatura do ar, ocorrerá condensação [5,6].

2 MATERIAIS E MÉTODOS

Foram utilizados neste trabalho duas ligas de ferro fundido cinzento, uma com microestrutura bainítica e outra, perlítica. A composição química das ligas estudadas é apresentada na Tabela 2. Análise química dos ferros fundidos foi realizada utilizando um Espectrômetro de Emissão Ótica, Modelo Spectrolab. Os elementos C e S foram analisados utilizando Analisador C/S, marca LECO, Modelo CS200.

A comparação da composição química dos dois ferros fundidos usados mostra basicamente os mesmos elementos de liga nos dois materiais com pequenas diferenças entre eles. As principais diferenças encontradas são a presença de níquel e os maiores teores de molibdênio e silício no liga bainítica, enquanto na perlítica foram observados maiores teores de manganês, fósforo e cromo. O níquel é um elemento perlitzante e grafitizante, com um leve efeito no aumento na resistência mecânica. O molibdênio promove a formação da fase perlita e atua como estabilizador de carboneto. Em teores altos, também aumenta a resistência mecânica do material. Com relação à influência da composição da liga sobre o comportamento de corrosão, alguns elementos podem desempenhar papel dominante na susceptibilidade de

ferros fundidos ao ataque corrosivo. Em geral, os elementos utilizados para melhorar a resistência à corrosão são o silício, o níquel, o cromo, o cobre e o molibdênio [7].

O molibdênio é também um elemento usado para aumentar a resistência à corrosão em ambientes com presença de ácido clorídrico. Em teores acima de 1%, combinado com altos teores de silício, aumenta significativamente a resistência a corrosão dos ferros fundidos [8].

Amostras das ligas de ferro fundido nas seguintes dimensões: 3,0 cm de comprimento, 2,0 cm de largura e 0,5 cm de espessura foram retiradas das camisas de cilindro e suas superfícies foram preparadas por meio de tratamento superficial para remoção de óxidos e outras impurezas. Foram utilizadas lixas de carbetto de silício com granulometria de 120, 320, 400 e 600. Um polimento final foi realizado com suspensão de diamante até acabamento de 1 μm. Estas amostras foram utilizadas para caracterização das fases presentes nos materiais, bem como nos ensaios de imersão em meio de condensado sintético. O objetivo foi determinar o mecanismo de corrosão e o desempenho dos ferros fundidos perlítico e bainítico no meio de ensaio.

A base de formulação do condensado sintético foi de ácidos minerais, tais como ácido sulfúrico e ácido nítrico, para aplicações consideradas agressivas. Este condensado é proveniente de testes que utilizam diesel com alto teor de enxofre (acima de 500 ppm) como combustível. A composição do condensado é apresentada na Tabela 3, sendo baseada em norma automotiva alemã, VDA 230-214 [9].

As amostras foram acondicionadas em diferentes béqueres com volumes fixos de 150 mL e a temperatura do ensaio foi de 25 °C. Os tempos de imersão utilizados foram de 2 h, 5 h, 16 h, 20 h, 60 h e 120 h. As amostras foram retiradas dos béqueres nos tempos estabelecidos, em seguida foram lavadas com água deionizada para remoção dos produtos de corrosão soltos na superfície, e, posteriormente, foram secadas com ar quente para caracterização metalúrgica.

Tabela 2. Composição química (% em massa) dos ferros fundidos cinzento estudados

Elemento	Ferro Fundido Perlítico	Ferro Fundido Bainítico
C	3,30	3,10
S	0,03	0,045
Si	2,05	2,20
Mn	0,75	0,50
P	0,45	0,06
Cr	0,30	0,20
Ni	--	1,30
Mo	0,35	1,25

3 RESULTADOS E DISCUSSÕES

As superfícies das amostras estudadas, antes e após ensaio de imersão, foram caracterizadas por microscopia eletrônica de varredura. As Figuras 2 e 3 apresentam as imagens de composição e relevo das microestruturas do ferro fundido perlítico e do ferro fundido bainítico, após ataque em solução de nital 3%.

Tabela 3. Composição dos condensados sintéticos da norma VDA 230-214 [9]

Identificação do Grupo	Composição dos testes com condensados	
KI. I	Ácidos minerais	
	Ácido nítrico (65%v/v)	
	Ácido sulfúrico (97%v/v)	16,5 mg NaCl (= 10 mg/L de cloreto)
	Solução de NaCl	
	Água desmineralizada	

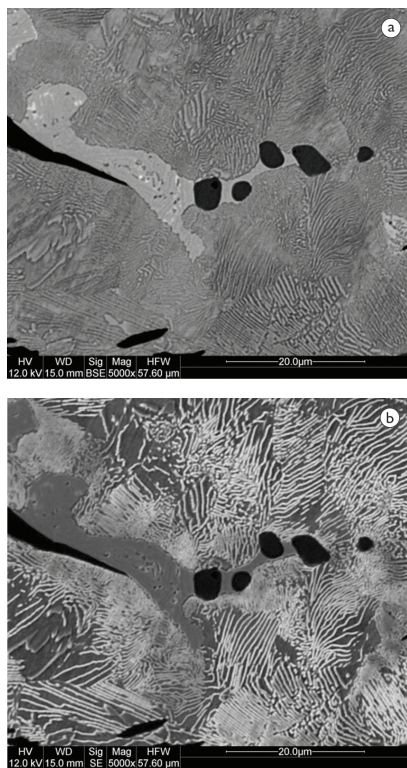


Figura 2. Micrografia por MEV do ferro fundido cinzento perlítico após ataque com nital 3%. (a) Imagem de elétrons retro espalhados (BSE); e (b) Imagem de elétrons secundários mostrando o relevo da superfície da amostra.

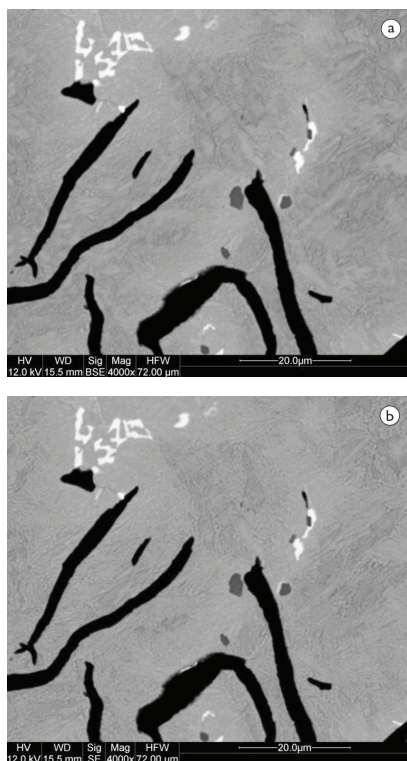


Figura 3. Micrografia por MEV do ferro fundido cinzento bainítico após ataque com nital 3%. (a) Imagem de elétrons retro espalhados (BSE); e (b) Imagem de elétrons secundários mostrando o relevo da superfície da amostra.

O ferro fundido perlítico apresenta 5%, no máximo, de ferrita. A fase ferrita apresenta baixo teor de carbono e é conhecida como α -Fe. Esta geralmente circunda a grafita. A *steadita* é a fase conhecida como eutético fosforoso. Esta compreende partículas de fosfeto de ferro (Fe_3P) e carboneto de ferro (Fe_3C) [8]. O elemento manganês em combinação com o enxofre forma inclusões de sulfeto de manganês, evitando assim a formação de sulfetos de ferro, que por serem mais frágeis, prejudicam as propriedades mecânicas dos materiais. No entanto, a resistência à corrosão do sulfeto de manganês em meios ácidos é menor que a do sulfeto de ferro, o que pode favorecer o processo de corrosão [10].

O material de microestrutura bainítica produzida por tratamento térmico é composto por uma matriz com ferrita fina contendo carbonetos e inclusões de sulfeto de manganês. Esta microestrutura é conhecida como bainita inferior e apresenta um aspecto similar à martensita, constituída por agulhas de ferrita e placas finas de carbonetos [11]. O carboneto de molibdênio encontrado na matriz deste material tem como objetivo aumentar a dureza do material, bem como a resistência a corrosão. O molibdênio em teores superiores a 1% pode melhorar significativamente a resistência à corrosão em soluções de ácido clorídrico [8].

Foram realizadas análises de imagens de elétrons retroespalhados (BSE) em uma mesma região das amostras de ferro fundido com o objetivo de aviar a evolução do ataque corrosivo nas diferentes fases presentes nas ligas. Análises semi-quantitativas por espectroscopia de energia dispersiva (EDS) identificaram a composição das fases.

As amostras foram expostas a condensado sintético por até 120 horas de imersão. Foram realizadas três retiradas das amostras para análise. A evolução do ataque corrosivo nas fases foi observada em um mesmo ponto, conforme ilustrado nas Figuras 4 e 5. Foi possível identificar que em ambas as ligas ensaiadas o ataque foi mais acentuado na matriz, restando a grafita intacta nos dois tipos de microestrutura. A composição das ligas com grande quantidade de ferro e carbono promove o ataque seletivo da matriz, enquanto a grafita, inerte e excelente condutora de elétrons, atua como região catódica, favorecendo a formação de pilhas galvânicas eficientes [7]. A presença da grafita intacta após a exposição ao meio corrosivo mostra que o mecanismo de corrosão das ligas de ferro fundido cinzento estudadas é a grafitização.

O mecanismo eletroquímico de grafitização é caracterizado pelo ataque localizado e destrutivo da matriz de ferrita (α -Fe), funcionando como ânodo, onde ocorre a dissolução do metal de acordo com a reação da Equação 1 [12].



Nas áreas catódicas, regiões onde se localiza a grafita, ocorre a redução de agentes oxidantes do meio corrosivo. As duas principais reações catódicas são as de evolução de hidrogênio (reação da Equação 2) e de redução do

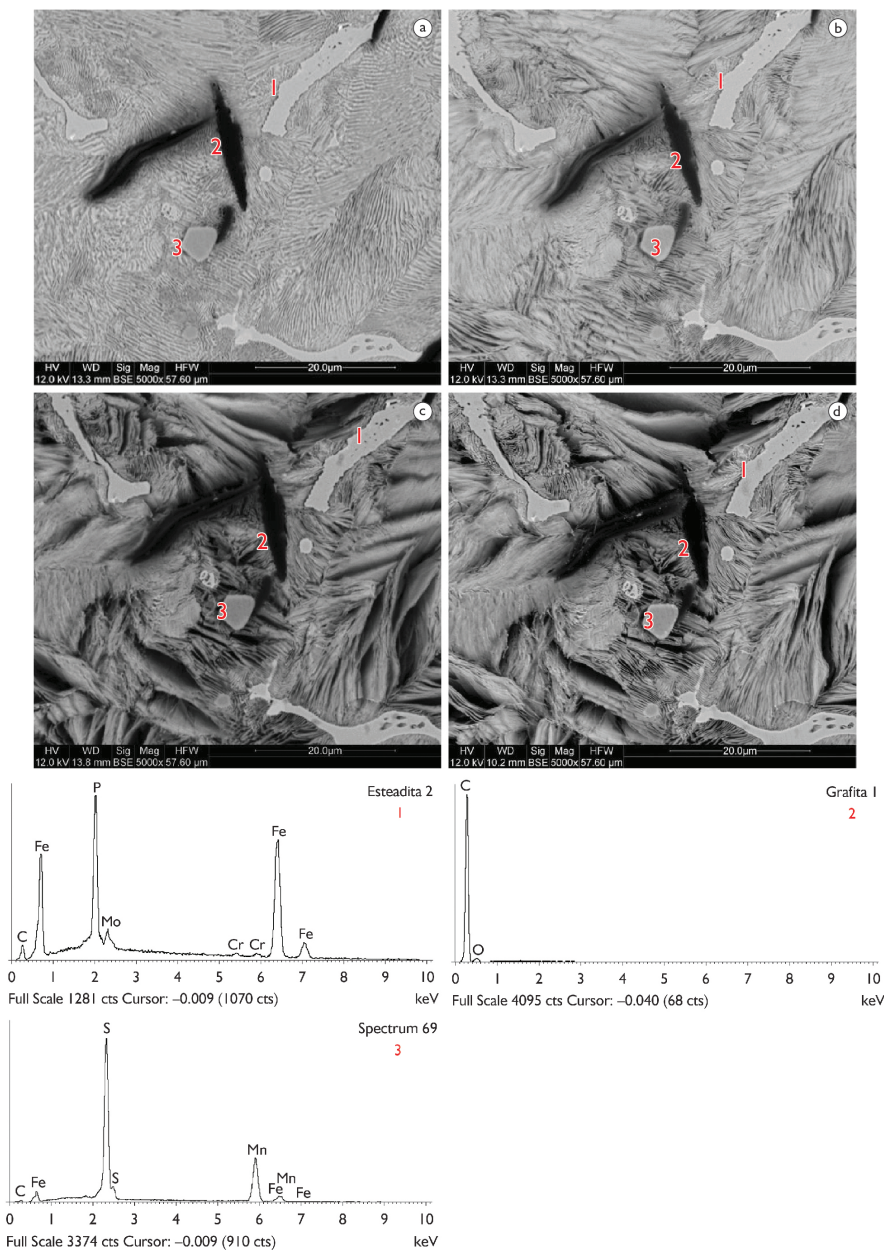
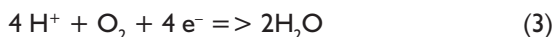


Figura 4. Micrografia por MEV do ferro fundido cinzento perlítico após imersão em condensado sintético. Imagens de elétrons retro espalhados (BSE). (a) Sem imersão; (b) após 2 horas de imersão; (c) 20 horas de imersão; (d) 60 horas de imersão. Espectro por energia dispersiva (EDS). Espectro 1 – Steadita; espectro 2 – Grafita; espectro 3 – Sulfeto de Manganês.

oxigênio, que em meio ácido aerado é indicada pela reação da Equação 3 [12]:



No material perlítico, nota-se que a *steadita*, fase eutética fosforosa, e o sulfeto de manganês, apresentam elevada resistência à corrosão, mantendo-se intactos após

60 horas de imersão. No caso do material bainítico, além da *steadita* e do sulfeto de manganês, o carboneto de molibdênio manteve-se intacto durante todo o tempo em que ficou imerso na solução.

Em ferros fundidos de microestrutura perlítica, com a presença da ferrita e da fase eutética fosforosa (*steadita*), o início da corrosão se dá sempre nas regiões localizadas próximas à grafita. Este fato está relacionado à formação do par galvânico ferro/carbono. No entanto, embora a fase ferrita apresente facilidade em formar filmes passivos, o

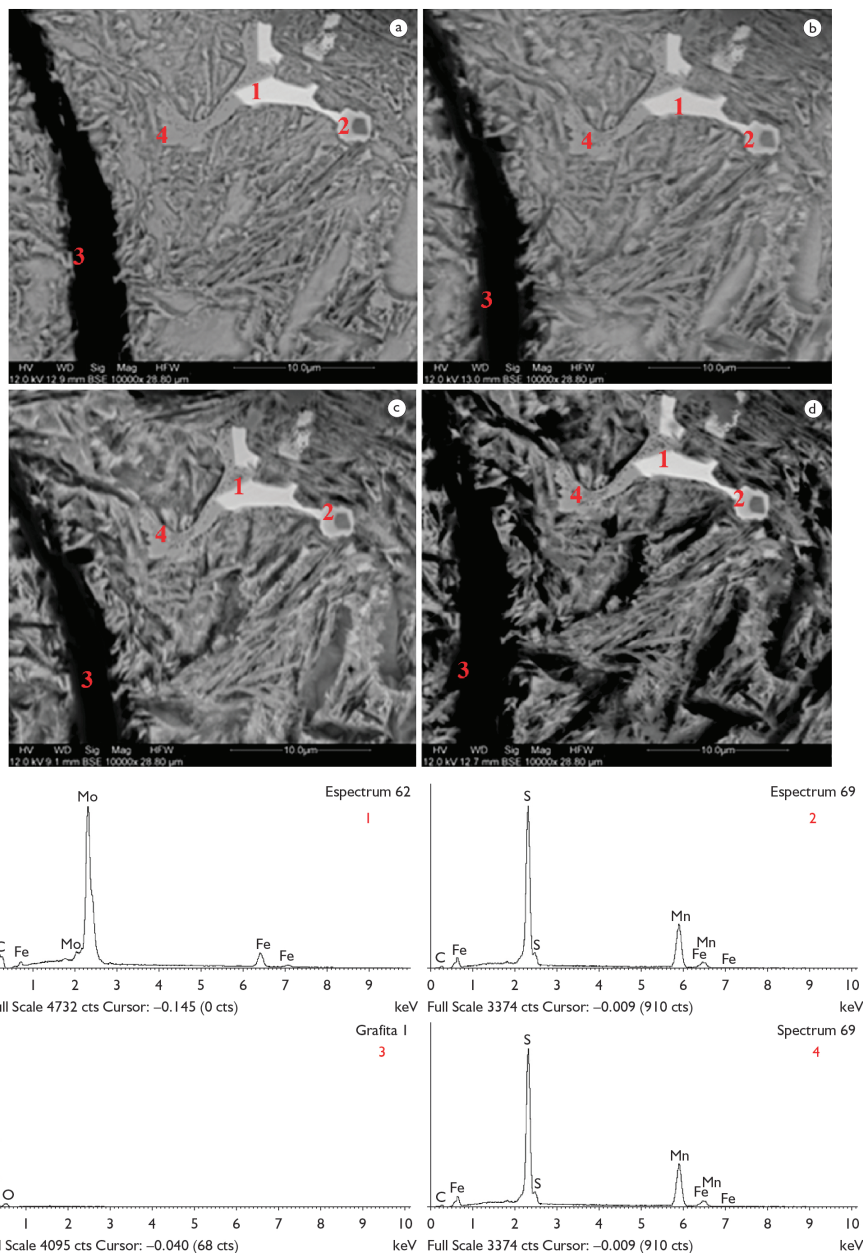


Figura 5. Micrografia por MEV do ferro fundido cinzento bainítico após ataque com condensado sintético. Imagens de elétrons retro espalhados (BSE). (a) Sem imersão; (b) 2 horas de imersão; (c) 16 horas de imersão; (d) 60 horas de imersão. Espectros por energia dispersiva (EDS). 1 – Carboneto de Molibdênio; 2 – Sulfeto de Manganês; 3 – Grafita; 4 – Steadita.

fato de estar próxima a um material mais nobre, terá sua resistência diminuída. A fase eutética fosforosa foi a mais resistente à corrosão [13-14].

As Figuras 6 e 7 mostram imagens de elétrons secundários (SE) para os materiais perlítico e bainítico. Pode ser verificado que a grafita permanece intacta na superfície da matriz de ambos os materiais. Em algumas regiões não é possível identificar facilmente a presença da matriz, devido ao seu intenso ataque, principalmente próximo às grafitas, que correspondem a áreas catódicas. O teor e a forma da grafita presente nas ligas de ferro fundido afeta diretamente

na resistência à corrosão destes materiais. A grafita livre induz a formação de um produto de corrosão em conjunto com o ferro e outros elementos de liga. A aderência deste produto à superfície metálica resulta em aumento na sua resistência à corrosão. A camada formada atua como uma barreira, impedindo o avanço do ataque corrosivo [15].

A Figura 8 apresenta imagens de superfície obtidas por microscopia ótica, das amostras dos materiais de microestrutura perlítica (amostras na parte superior) e bainítica (amostras na parte inferior), após o ensaio de imersão em condensado sintético. Ambos os materiais

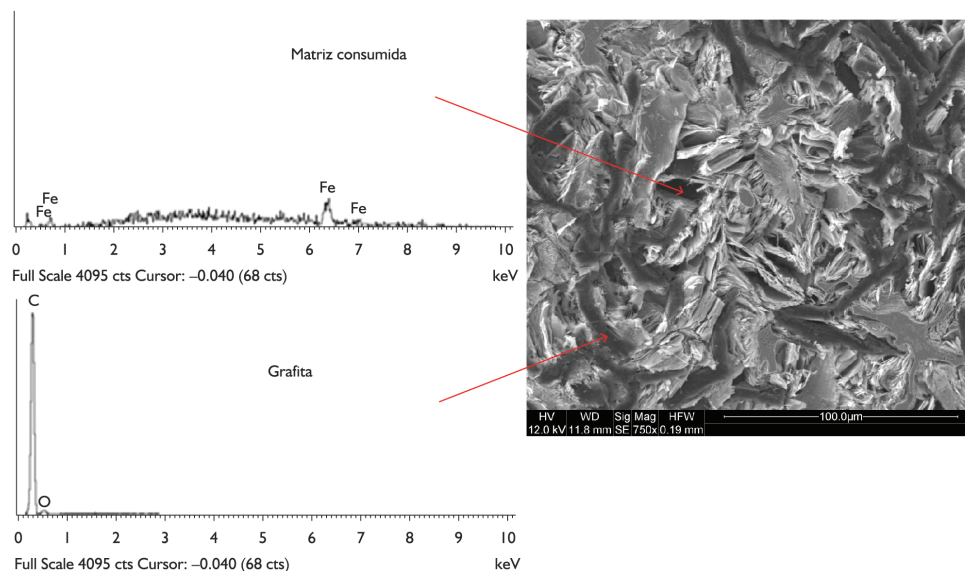


Figura 6. Micrografia por MEV mostrando imagem de elétrons secundários (SE) da superfície do ferro fundido perlítico após 120 horas de imersão e espectros EDS correspondentes à matriz e a grafita remanescente.

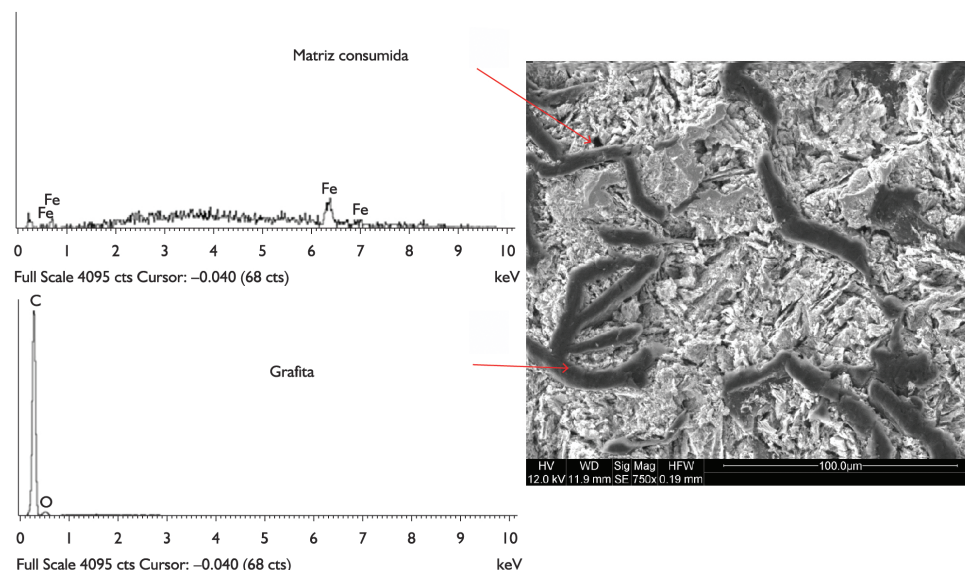


Figura 7. Micrografia por MEV (imagem de elétrons secundários) da superfície de ferro fundido bainítico após 120 h de imersão e espectros EDS correspondentes à matriz e a grafita remanescente.

apresentaram corrosão acentuada da matriz. No entanto, a fase *steadita* no material perlítico (fase clara nas imagens), e os carbonetos no material bainítico (fase clara nas imagens), apresentaram-se mais resistentes à corrosão em comparação à matriz.

A Figura 9 compara a secção transversal dos dois tipos de materiais ensaiados na solução de condensado sintético por 120 horas de imersão. Nota-se ataque mais acentuado no material bainítico indicado por uma maior profundidade do ataque corrosivo, comparando-se com o material perlítico. Propõe-se como explicação para esta observação que a fase *steadita*, praticamente inerte no meio de ensaio e regularmente distribuída ao longo da superfície,

atua de forma benéfica ao ancorar os produtos de corrosão resultantes do ataque corrosivo da matriz. Tais produtos atuam como uma barreira parcial ao meio corrosivo. Esta barreira dificulta o acesso do meio corrosivo ao material metálico evitando a penetração da corrosão nesta liga em comparação ao ferro fundido bainítico.

No caso do ferro fundido bainítico, a corrosão gráfitica abre canais que penetram ao longo da espessura do material, devido ao ataque anódico da matriz, principalmente na interface com a grafita, o que favorece a criação de condições de aeração diferencial, ou de frestas no material. Estas condições são muito severas à matriz, promovendo a penetração do processo corrosivo.

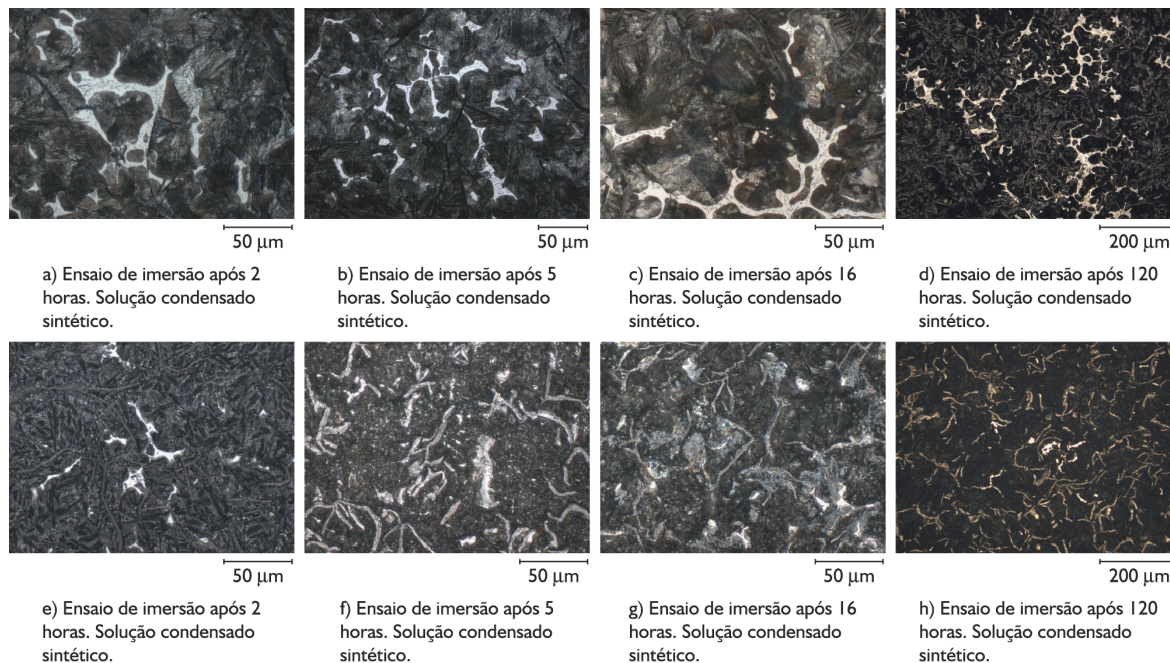


Figura 8. Superfície de ferro fundido após ensaio de imersão em meio de condensado sintético. (a-d): ferro fundido perlítico; (e-h) ferro fundido bainítico. Aumento: 500X.

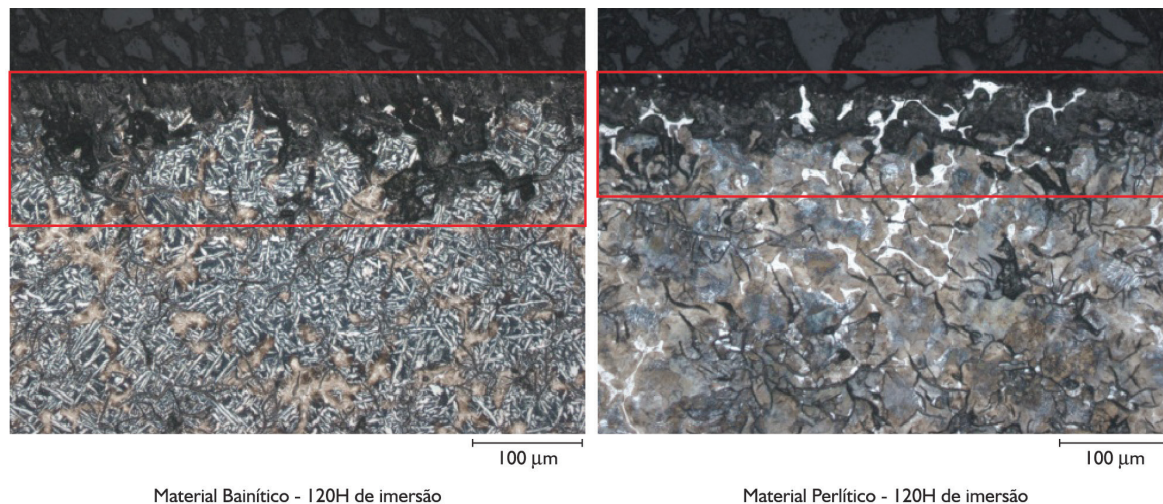


Figura 9. Comparação da penetração do ataque corrosivo por observação da secção transversal de duas amostras ensaiadas, sendo uma de ferro fundido bainítico e a outra de ferro fundido perlítico, em solução de condensado sintético, após 120 horas de ensaio de imersão.

4 CONCLUSÕES

Os resultados deste trabalho permitem as seguintes conclusões:

Os ferros fundidos perlítico e bainítico apresentam microestruturas complexas com várias fases dispersas na matriz e grande quantidade de grafita em tamanhos e formas diferentes, o que resulta em baixa resistência à corrosão destes materiais em meio de condensado sintético.

No ferro fundido perlítico, a fase eutética fosforosa, ou *steadita*, é altamente resistente ao ataque na solução de condensado sintético usada como meio de ensaio,

permanecendo na superfície e ancorando os produtos de corrosão da matriz.

O mecanismo de corrosão nos dois ferros fundidos estudados é similar, ocorrendo ataque intenso da matriz de ferro fundido e preservação da grafita, ou seja, corrosão grafítica ou grafitização onde a fase grafita atua como área catódica.

A menor resistência à corrosão do ferro fundido bainítico comparativamente ao perlítico foi atribuída ao efeito de ancoragem dos produtos de corrosão pela *steadita* presente no material perlítico. A observação da secção transversal da superfície do ferro fundido perlítico que ficou sob imersão por 120 h em solução de condensado

sintético permitiu notar produtos de corrosão aderidos à superfície da liga e envolvidos pela fase steadita. Estes produtos atuam como barreira à penetração de agentes corrosivos e dificultam a continuação do processo corrosivo.

No caso do ferro fundido bainítico, o ataque seletivo da matriz bainítica resulta em porosidades na liga e favorece condições de fresta e, conseqüentemente, a penetração da corrosão no material.

REFERÊNCIAS

1. Barbieri J. Aperfeiçoamento de técnica reduz emissão de poluentes em motor a diesel. *Jornal da Unicamp*. 2010;464:5.
2. Von V. Condensation of water vapor and acid mixtures from exhaust gases [dissertação de mestrado]. Berlin: Technischen Universität Berlin, Institut für Energietechnik; 2004.
3. Ambrozini PRA, Kuri ES, Monteiro MR. Corrosão metálica associada ao uso de combustíveis minerais e biocombustíveis. *Química Nova*. 2009;32(7):1910-1916. <http://dx.doi.org/10.1590/S0100-40422009000700037>.
4. Hartmann T, Nuetzel D. Chromium containing amorphous brazing foils and their resistance to automotive exhaust gas condensate. In: *International Brazing and Soldering Conference. Proceedings of the 5th International Brazing and Soldering Conference; 2012 April 22-25; Las Vegas, USA*. Las Vegas: IBSC; 2012.
5. Rejowski E. Caracterização e desempenho de um filme de carbon amorfo hidrogenado tipo diamante (a-C:H) dopado com silício, aplicado em camisa de cilindro de motor à combustão interna [dissertação de mestrado]. São Paulo: IPEN; 2012.
6. Braghetto A. Performance analyses of cylinder liners after 330 hours in condensation cycle. São Paulo: MAHLE Metal Leve S/A; 2007.
7. Chiaverini V. Aços e ferros fundidos. 6. ed. São Paulo: Associação Brasileira de Metais; 1988.
8. ASM International. *ASM Specialty Handbook: Cast Irons*. USA: ASM International; 1996.
9. VDA 230-214: 2010. Resistance of metallic materials to condensate corrosion in exhaust gas-carrying components. Berlin: Association of German Automobile Industry; 2010.
10. Wranglén G. Review article on the influence of sulphide inclusions on the corrodibility of Fe and steel. *Corrosion Science*. 1969;9(8):585-602. [http://dx.doi.org/10.1016/S0010-938X\(69\)80114-9](http://dx.doi.org/10.1016/S0010-938X(69)80114-9).
11. Ramos SD. Estudo de aspectos cinéticos da transformação bainítica incompleta em ferros fundidos nodulares austemperados [dissertação de mestrado]. Joinville: Instituto Superior Tupy; 2008.
12. Gentil V. *Corrosão*. 3. ed. Rio de Janeiro: Guanabara Dois; 1994.
13. Mohebbi H, Li CQ. Experimental investigation on corrosion of cast iron pipes. *International Journal of Corrosion*. 2011;2011:1-17.
14. Burstein GT, Shreir LL, Jarman RA. *Corrosion*. 3. ed. Oxford: Butterworth-Heinemann; 1994.
15. Ajeel AS, Hasoni MS. Ductile and Gray cast Irons deterioration with time in various NaCl salt concentrations. *Engineering & Technology*. 2008;26(1):1-15.

Recebido em: 11 Fev. 2014

Aceito em: 10 Nov. 2014

Reproduced with permission of copyright owner.
Further reproduction prohibited without permission.