

Coletores de Escape em Nodular SiMo



Eitan Melleras

Tupy Fundições Ltda. – Joinville/SC

Pedro A. N. Bernardini

UFSC – Florianópolis/SC

Wilson L. Guesser

Tuvv Fundições Ltda. e UDESC – Joinville/SC

Resumo

O presente trabalho teve como objetivo avaliar a possibilidade de obtenção de ferros fundidos nodulares ferríticos, no estado bruto de fusão, que atendam aos requisitos (microestrutura, composição química e propriedades mecânicas) tipicamente exigidos para coletores de escape. Para isto, foram produzidas duas séries de amostras de ferros fundidos nodulares com dois teores de silício, 4 e 5%, com molibdênio variando de 0 a 1,7%. Foram realizados ensaios de resistência a tração a temperatura ambiente e a 650°C, dilatometrias e avaliação da resistência a oxidação a 650°C. Observou-se nos ensaios de resistência a tração que teores crescentes de Si e Mo aumentam o limite de resistência, limite de escoamento e dureza, diminuindo o alongamento. Nos ensaios de resistência a tração realizados a 650°C, o silício mostrou menor influência nos resultados, enquanto que o molibdênio mostrou o mesmo comportamento apresentado nos ensaios a temperatura ambiente. Ensaios dilatométricos mostraram que teores crescentes de Si aumentam a temperatura de transformação $\alpha \rightarrow \delta$ e diminuem o coeficiente de expansão térmica linear da austenita. O Mo não mostrou efeito significativo na temperatura de transformação e no coeficiente de expansão térmica linear. Quanto a resistência a oxidação, ligas com maiores teores de silício apresentaram menor profundidade de camada oxidada. Deste modo, a correta seleção dos teores de silício e molibdênio para uma dada aplicação deve levar em consideração os principais efeitos destes elementos.

Introdução

Nos últimos anos o setor de fundição, acompanhando a tendência geral da indústria, sofreu profunda reestruturação, com conseqüente diminuição do número de empresas e

melhoria da qualidade e produtividade das que permaneceram no mercado.

Assim, a indústria de fundição nacional deverá adaptar-se a uma demanda crescente, principalmente, para a produção de peças com elevado requisito de qualidade e com custos de produção cada vez menores. Deve-se acrescentar a isso a substituição de materiais tradicionalmente utilizados em determinadas aplicações e que nos novos modelos apresentam novos requisitos mecânicos. Dentre estes componentes, existe um grupo cuja aplicação dá-se sobre altas temperaturas, tais como: coletores de escape, cabeçotes e blocos de motor.

O interesse em conhecer e desenvolver as propriedades dos componentes utilizados em altas temperaturas tem crescido na mesma proporção em que cresce a performance dos motores. Com os avanços na capacidade dos motores, tem aumentado também a sua temperatura de trabalho, exigindo assim materiais que trabalhem em temperaturas mais elevadas, maiores valores de pressão e em ambientes mais agressivos.

Os ferros fundidos nodulares com alto teor de silício (3,5-6,0%) ligados ao molibdênio (0,5-2%) têm sido desenvolvidos com o objetivo de elevar a resistência a oxidação e estabilidade estrutural em altas temperaturas⁽¹⁾.

Devido aos requisitos microestruturais e de propriedades mecânicas exigidas para este tipo de material, utilizados em componentes de motores, é normal a utilização de um tratamento térmico de ferritização, sendo que tal tratamento pode aumentar em até 10% os custos de fabricação de uma peça.

Diante do contexto industrial cada vez mais competitivo, seria interessante desenvolver um ferro fundido cuja elaboração e composição química dispensassem a etapa de ferritização. O presente trabalho tem como objetivo avaliar a possibilidade de obtenção de ferros fundidos, no estado bruto de fusão, que atendam aos requisitos tipicamente

exigidos para coletores de escape (microestrutura, composição química e propriedades mecânicas). Pretende-se também avaliar a influência da composição química na microestrutura, propriedades mecânicas em temperatura ambiente e em altas temperaturas (650°C), resistência a oxidação e estabilidade estrutural.

Revisão da Literatura

Função e requisitos do produto – Coletor de Escape

O sistema de escapamento, do qual o coletor de escape faz parte, tem como função eliminar os gases residuais do motor queimados na combustão, minimizando o máximo possível o ruído e a poluição^(1,2).

Observa-se nos coletores de escape uma certa complexidade geométrica, sendo que alguns destes componentes possuem variação dimensional de 3 a 5mm nas paredes dos dutos. A geometria complexa dos coletores torna competitivo o processo de fundição como rota de fabricação.

Coletores de escape são produzidos em diferentes materiais, tais como: ferro fundido cinzento, ferro fundido vermicular, ferro fundido nodular (ferrítico, SiMo e Ni-Resist), aço inoxidável ferrítico e aço inoxidável austenítico^(3,4,5).

O coletor de escape atua em elevada temperatura (480 a 600°C)^(6,7,8), com exposição ao ar (superfície externa) e aos gases de combustão (superfície interna). Desta exposição a elevada temperatura surge o requisito de resistência a oxidação⁽⁸⁾.

O ciclo térmico ao qual o coletor de escape é submetido em serviço possui tipicamente baixas velocidades de resfriamento e variações de temperaturas não muito acentuadas⁽⁹⁾. Devido ao coletor de escape encontrar-se rigidamente fixo ao cabeçote do motor, às expansões e contrações térmicas resultantes das variações de temperatura geram um certo nível de tensões térmicas⁽¹⁰⁾.

Fenômenos envolvidos em aplicações em altas temperaturas

Materiais utilizados em temperatura ambiente podem ter suas propriedades modificadas com o aumento da temperatura. Algumas mudanças que podem ocorrer são⁽³⁾:

- Diminuição dos valores de limite de resistência a tração e limite de escoamento em relação aqueles da temperatura ambiente;
- Aumento das taxas de oxidação;
- Variações dimensionais:
 - decorrentes de variação do parâmetro de rede das fases presentes com a temperatura (coeficiente de dilatação térmica linear);

- decorrentes de transformações de fase geradas por mudança de temperatura (mudanças de fase gerando volume específico diferentes);
- decorrentes de decomposição microestrutural geradas ao longo do tempo de exposição em temperatura elevada (mudanças de fase gerando volume específico diferentes);
- decorrentes da sollicitação mecânica ao longo do tempo (fluência);
- Surgimento de tensões induzidas, decorrentes das variações dimensionais, que resultam em trincas e distorções no material devido ao tempo de exposição (fluência) e às variações de temperatura (fadiga térmica);

Do exposto, resulta que os principais requisitos deste componente para desempenho em serviço são: resistência a oxidação, resistência à fadiga térmica e estabilidade dimensional (tanto para resistir a fluência quanto para fadiga térmica).

Crítérios do material a ser utilizado

Dados os fenômenos descritos anteriormente e os quesitos de fabricação, o material utilizado na produção de coletores de escape deve atender aos seguintes critérios^(5,10,11):

- Resistência mecânica em temperatura ambiente e em temperaturas elevadas;
- Resistência à oxidação em temperaturas elevadas;
- Estabilidade estrutural/dimensional (tanto para resistir à fluência quanto à fadiga térmica);
- Boa fundibilidade (capacidade de preencher detalhes, acabamento superficial, ausência de inclusões e vazios);
- Boa usinabilidade (mínima quantidade possível de sobremetal e ausência de partículas duras), exigida para fins de precisão de montagem do componente;

Especificação típica para de coletores de escape

A especificação do material utilizado para a fabricação de coletores de escape, em ferro fundido nodular ferrítico com alto silício ligado ao molibdênio (SiMo), varia de acordo com a utilização e com o cliente final. A tabela I mostra os valores de composição química, microestrutura e propriedades mecânicas normalmente exigidos para este tipo de material⁽⁵⁾.

Tabela I. Especificação utilizada na fabricação de coletores de escape em ferro fundido nodular ferrítico com alto silício ligado ao molibdênio⁽⁵⁾.

Elemento	Composição Química
Carbono (%)	3,00-3,80
Silício (%)	3,5-6,0
Mo (%)	0,5-2,0
Constituintes	Microestrutura
Nódulos (%)	80 mínimo
Nódulos (quantidade/mm ²)	100 mínimo
Perlita e carbonetos em contorno de célula (%)	5-10 máximo
Descrição	Propriedades Mecânicas
LRT (MPa)	450-520 mínimo
LE (MPa)	380-415 mínimo
Alongamento	8-10 mínimo
Dureza (HB)	187-255

No presente trabalho objetiva-se avaliar quantitativamente os efeitos do Si e do Mo, de modo a fornecer subsídios para a especificação adequada destes elementos no projeto da liga.

Procedimento Experimental

Elaboração das ligas

Foram produzidas duas séries de amostras de ferros fundidos nodulares com diferentes teores de silício, 4 e 5%Si, com o molibdênio variando de 0 a 1,7% em cada série. Para cada série de experiências foram elaboradas 1500Kg de uma liga-base. Em cada uma das séries, o banho metálico foi superaquecido a 1550°C, sendo então realizada a transferência do metal líquido do forno para a panela de tratamento com capacidade para 300Kg de metal, quando se procedia a adição da liga nodularizante e do FeMo quando aplicável. Foi utilizada 1,5% de liga nodularizante, onde esta foi depositada no fundo da panela e coberta pela sucata de cobertura para melhorar o seu rendimento. Da panela de tratamento o metal foi transferido para a panela de vazamento com capacidade de 150Kg, onde foi feita a inoculação no jato de metal com 0,4% de inoculante. O metal foi então vazado em blocos Y de 25mm de espessura conforme a norma NBR 6916/1981. Todos os moldes foram moldados em areia cura frio e vazados na faixa de 1410 a 1430°C. A composição química e a nomenclatura das ligas utilizadas neste estudo estão mostradas na tabela abaixo.

Tabela II. Composição química obtida no vazamento.

Elementos	Série A				Série B			
	%C _{Final} : 3,00-3,20				%C _{Final} : 2,80-3,00			
	%Si _{Final} : 3,85-4,15				%Si _{Final} : 4,85-5,15			
Liga A.1 Sem Mo	Liga A.2 %Mo 0,4-0,6	Liga A.3 %Mo 1,0-1,2	Liga A.4 %Mo 1,6-1,8	Liga B.1 Sem Mo	Liga B.2 %Mo 0,4-0,6	Liga B.3 %Mo 1,0-1,2	Liga B.4 %Mo 1,6-1,8	
%CE*	4,53	4,46	4,45	4,44	4,59	4,49	4,48	4,44
%C	3,14	3,12	3,09	3,06	2,95	2,86	2,85	2,80
%Si	4,12	3,97	4,03	4,10	4,88	4,87	4,85	4,88
%Mn	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20	0,20
%P	0,046	0,047	0,047	0,048	0,043	0,041	0,045	0,048
%S	0,009	0,009	0,009	0,009	0,009	0,008	0,009	0,010
%Mg	0,047	0,043	0,052	0,046	0,057	0,043	0,046	0,048
%Mo	0,02	0,58	1,2	1,79	0,05	0,56	1,01	1,60
%Cr	0,029	0,029	0,029	0,030	0,029	0,029	0,029	0,029
%Ti	0,015	0,015	0,015	0,015	0,016	0,016	0,016	0,016
%Sn	0,006	0,005	0,006	0,006	0,006	0,007	0,007	0,007
%Cu	0,09	0,10	0,10	0,10	0,09	0,09	0,10	0,10
%Bi	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008	0,0008

$$* \%CE = \%C + 1/3\%Si + 1/3\%P$$

Caracterização metalográfica

Os corpos de prova foram analisados em microscópio ótico e microscópio eletrônico de varredura (MEV). A quantidade de perlita, ferrita e carbonetos foi determinada através da contagem de fases em um microscópio ótico. Para investigar a presença de carbonetos de molibdênio no contorno de célula foi utilizado o recurso da análise por raio-X em microsonda acoplada ao microscópio eletrônico de varredura (MEV) XL-20 Philips.

Propriedades mecânicas

Em cada corpo de prova foram efetuadas medidas de dureza Brinell (750Kg e esfera de 5mm) e microdureza Vickers (100g e cone de diamante). Os ensaios de resistência a tração foram realizados em uma máquina universal de ensaios a temperatura ambiente (DIN EM 10002-1/91) e a 650°C (E21-79). Nos ensaios realizados a 650°C os corpos de prova foram aquecidos em um forno elétrico acoplado no próprio equipamento de tração.

Ensaio dilatométrico

Para a realização dos ensaios dilatométricos foram preparados corpos de prova cilíndricos com 8mm de diâmetro e 20mm de comprimento. Utilizou-se o seguinte ciclo térmico no ensaio: até 600°C a 25°C/min, de 600 a 950°C a 3°C/min, 10min a 950°C e resfriamento a 3°C/min.

Resistência a oxidação

Partindo-se de blocos Y, foram preparados cinco corpos de prova cilíndricos para cada série com 8mm de diâmetro e 50mm de comprimento. O ensaio foi realizado

colocando-se as amostras dentro de um forno mufla Quimis a 650°C por 240 horas. A cada dois dias um corpo de prova de cada série era retirado do forno para a avaliação da profundidade de sua camada oxidada.

Resultados e Discussão

Microestrutura

Na figura 1 temos as micrografias das ligas A1, A4, B1 e B4.

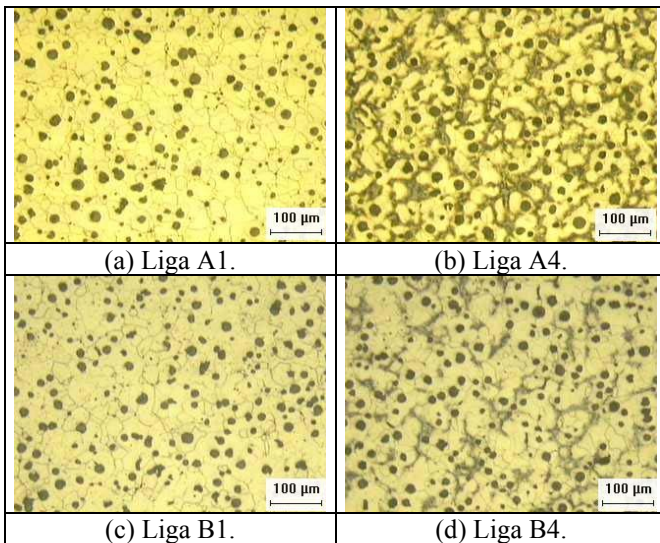


Figura 1. (a) e (c) Matriz completamente ferrítica. (b) e (d) Matriz ferrítica-perlítica. Presença de carboneto de molibdênio em contorno de célula. . Ataque: Nital 3%.

Todas as amostras da série A e da série B que contém molibdênio apresentaram carbonetos com morfologia “espinha de peixe” em contorno de célula, tal como ilustrado na figura 2.

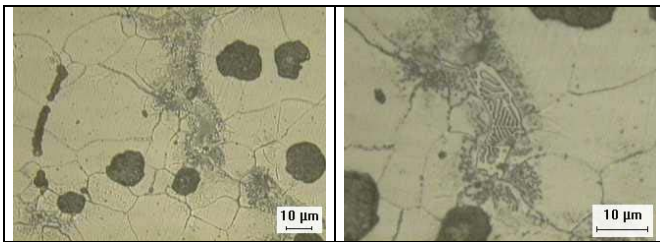


Figura 2. Microestrutura do corpo de prova da liga B4 sob distintas ampliações onde observa-se matriz ferrítica com perlita esferoidizada e carbonetos de molibdênio no contorno de célula.. Ataque: Nital 3%.

Quantificação das fases presentes

Baseando-se na observação microestrutural e confrontando com padrões da norma ASTM A 247, constatou-se que todas as ligas apresentaram grafita na forma VI e grau de nodularidade maior que 90%.

Na tabela III estão apresentadas as quantidades relativas dos diversos microconstituintes da matriz, tamanho da grafita e contagem de nódulos.

Tabela III. Quantificação microestrutural das ligas obtidas.

Liga	Ferrita (%)	Perlita (%)	Carbonetos de Molibdênio (%)	Número de nódulos/mm ²	Tamanho Da Grafita (ASTM)
A1	100	0	0	261	6-7
A2	91,2	7,0	1,8	232	7-8
A3	88	10,0	2,0	195	6-7
A4	84	13,6	2,4	188	6-7
B1	100	0	0	254	6-7
B2	95	4,2	0,8	232	6-7
B3	88	10,4	1,6	203	7-8
B4	84	14,3	1,7	195	6-7

As ligas A1, A2, B1 e B2 atenderam aos requisitos microestruturais de matriz no mínimo 90% ferrítica e máximo de 10% de perlita e carbonetos (conforme tabela I). As ligas A3, A4, B3 e B4 não atingiram o mínimo de ferritização especificado e excedem o máximo de perlita permitido.

Estabilidade estrutural

Os resultados das curvas dilatométricas para todas as amostras, na etapa de resfriamento, estão ilustrados na figura 3.

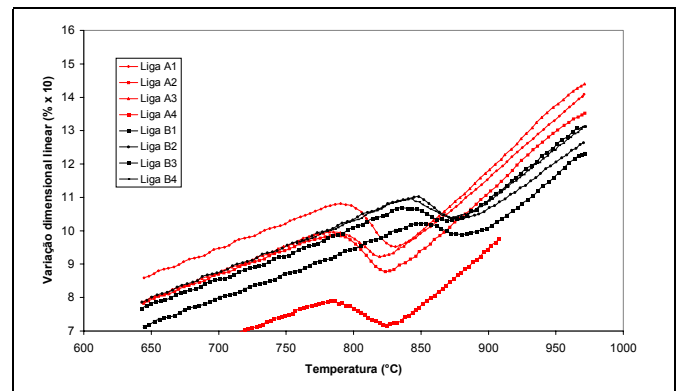


Figura 3. Curvas dilatométricas obtidas no resfriamento de ferros fundidos com diferentes composições químicas, agrupadas por teor de silício.

Os principais parâmetros obtidos do ensaio (temperaturas de início e final de transformação no aquecimento e no

resfriamento e coeficiente de expansão térmica linear nos campos ferrítico e austenítico) estão apresentados na tabela IV para cada uma das ligas da série.

Tabela IV. Síntese dos resultados obtidos para os ensaios dilatométricos.

Liga	Temperatura de Transformação (Início/fim) ⁽¹⁾ (°C)	Temperatura de Transformação (Início/fim) ⁽²⁾ (°C)	Coef. de expansão térmica linear ⁽¹⁾ ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$)	Coef. de expansão térmica linear ⁽²⁾ ($\mu\text{m}/\text{m}^\circ\text{C}$)
A1	860 / 894	833/796	16,01	34,54
A2	869	829/789	14,40	35,78
A3	865	830/793	15,10	37,85
A4	873	835/788	15,80	36,49
B1	901 / 939	896/852	17,18	30,75
B2	898 / 928	888/848	15,68	28,56
B3	900 / 930	876/835	17,39	32,37
B4	895 / 927	876/839	16,30	31,61

⁽¹⁾ Medido no aquecimento e em baixa temperatura (campo ferrítico);

⁽²⁾ Medido no resfriamento e em alta temperatura (campo austenítico);

Note-se que a variação de silício entre as séries propicia maior alteração na temperatura de transformação e que quanto maior o teor de silício (serie B), mais elevadas são as temperaturas de início e final de transformação. Estudos anteriores já demonstraram este efeito de elevação na temperatura de austenitização provocada pelo silício^(3,9,12,13).

O Mo encontra-se formando carboneto, sendo que apenas uma pequena parcela está dissolvida na ferrita, resultando daí sua pouca (ou nenhuma) influência na temperatura de transformação de ferrita em austenita.

Constata-se que em geral, os valores do coeficiente de expansão térmica linear em baixa temperatura (matriz ferrítica, abaixo de 800°C) são significativamente inferiores aos valores do coeficiente em alta temperatura (matriz austenítica, acima de 850°C). Estes resultados estão de acordo com o esperado, pois o fator de empacotamento da austenita é maior que na ferrita.

Da diferença entre os coeficientes de expansão térmica linear da ferrita e da austenita, resultam a indução de elevadas tensões durante a transformação de fase $\alpha \rightarrow \gamma$.

Dureza

A figura 4 apresenta os resultados da dureza e da microdureza da ferrita. Empregou-se uma mesma escala numérica para que se possa comparar as taxas de aumento de dureza e microdureza com o teor de Mo.

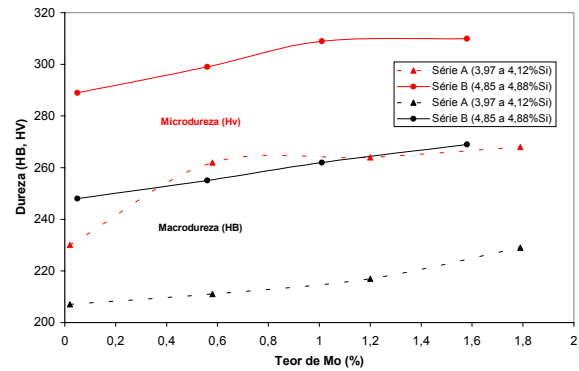


Figura 4. Resultados de dureza e microdureza das ligas das séries A e B.

Observa-se que a dureza da ferrita na série B é maior que a da série A para todas as ligas, evidenciando o efeito de endurecimento por solução sólida provocado pelo maior teor de silício da série B.

A dureza da ferrita aumenta com teores crescentes de molibdênio. Este fato sugere que parte do molibdênio está presente na ferrita, endurecendo-a por solução sólida. O restante do molibdênio está combinado com o carbono formando carboneto de molibdênio.

A figura 4 ilustra que o aumento do teor de molibdênio e silício (entre as séries) elevou a dureza Brinell para todas as ligas. O aumento da dureza Brinell devido ao teor de Mo é resultado do aumento da dureza da ferrita e do aumento da quantidade de carbonetos de Mo e perlita, enquanto que o aumento de dureza Brinell devido ao silício ocorre por endurecimento por solução sólida da ferrita.

Resistência mecânica em temperatura ambiente

Na figura 5 podem ser observados os valores de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento para as ligas das séries A e B.

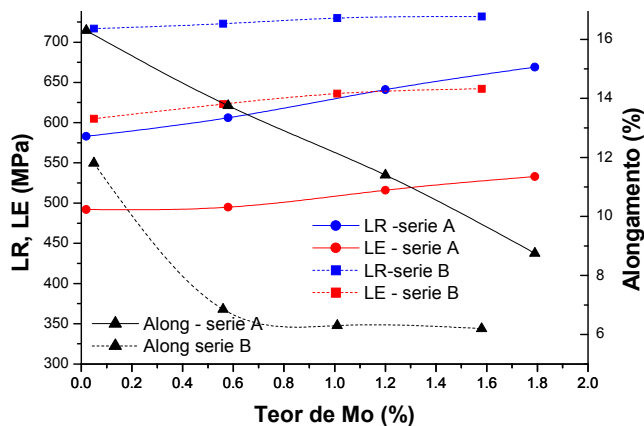


Figura 5. Resultados de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento para os corpos de prova das séries A e B.

Observa-se que os valores de limite de resistência a tração e limite de escoamento aumentam e os valores de alongamento diminuem com o aumento do teor de molibdênio e silício para ambas as séries. Reynolds & Taylor⁽¹⁴⁾ e Schuyten⁽¹¹⁾ observaram comportamento semelhante para o silício e molibdênio em ligas de ferro fundido nodular ferrítico.

Este comportamento se deve a maior quantidade de carbonetos de molibdênio e perlita em contorno de célula e ao endurecimento da ferrita por solução sólida causada pelo molibdênio e pelo silício.

Resistência mecânica em 650°C

Na figura 6 podem ser observados os valores de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento para as séries A e B em ensaios realizados a 650°C.

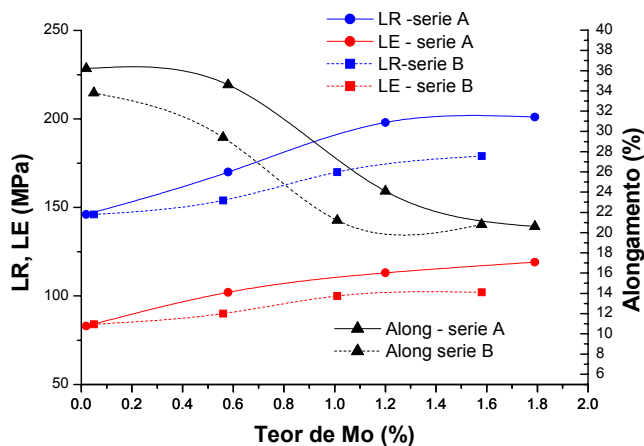


Figura 6. Resultados de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento para os corpos de prova da série A e B para ensaios realizados a 650°C.

As ligas de ambas as séries apresentaram, a quente, limite de resistência a tração (LR) e limite de escoamento (LE) crescentes e alongamento decrescente com o teor de molibdênio, tal como o constatado em temperatura ambiente. Estes resultados indicam que o molibdênio possui influência nas propriedades de tração a temperatura ambiente e a 650°C.

As ligas A2, A3 e A4 apresentaram valores de limite de resistência a tração, limite de escoamento e alongamento maiores que as ligas B2, B3 e B4. As ligas A1 e B1, sem molibdênio e com diferentes teores de silício, apresentaram limite de resistência a tração e limite de escoamento praticamente iguais. Este resultado indica que o silício possui maior influência nas propriedades mecânicas a temperatura ambiente que a 650°C.

Fractografias dos ensaios de tração em temperatura ambiente e a 650°C

A figura 7 apresentam a análise da fratura dos corpos de prova de tração dos ensaios realizados a temperatura ambiente para as ligas A1, A4, B1 e B4.

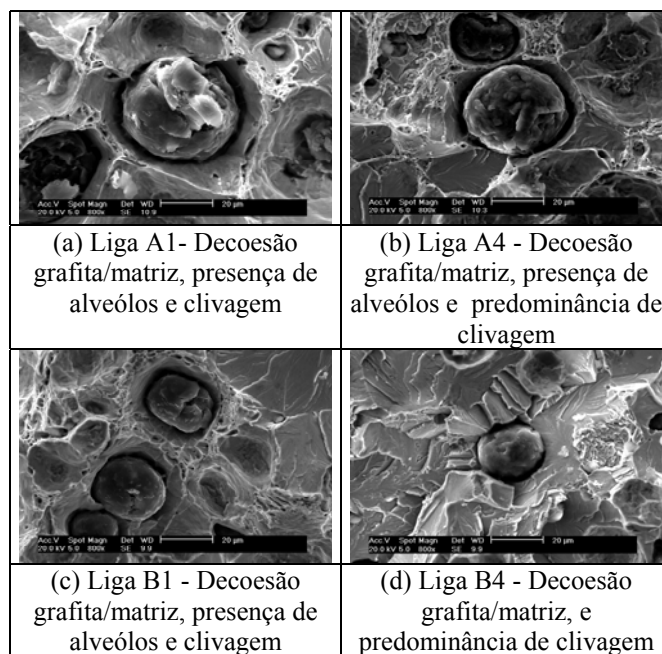
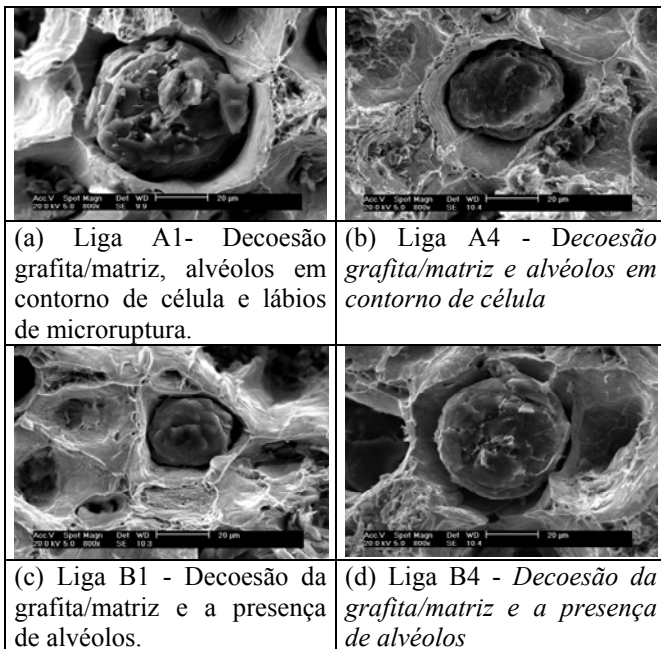


Figura 7. Fractografias das ligas A1, A4, B1 e B4. Temperatura ambiente.

A figura 8 apresentam a análise da fratura dos corpos de prova de tração dos ensaios realizados a 650°C para as ligas A1, A4, B1 e B4.



(a) Liga A1- Decoesão grafita/matriz, alvéolos em contorno de célula e lábios de microruptura.

(b) Liga A4 - Decoesão grafita/matriz e alvéolos em contorno de célula

(c) Liga B1 - Decoesão da grafita/matriz e a presença de alvéolos.

(d) Liga B4 - Decoesão da grafita/matriz e a presença de alvéolos

Figura 8. Fractografias das ligas A1, A4, B1 e B4. 650°C.

A análise das fraturas dos corpos-de-prova de tração mostrou que, à temperatura ambiente, os mecanismos envolvidos são formação de alvéolos (dútil) e clivagem (frágil). A fratura por clivagem aumenta com o aumento dos teores de Si e Mo, o que seria resultado do endurecimento causado por estes elementos, seja por solução sólida, seja pela formação de perlita e carbonetos. Nas amostras fraturadas a 650 C, o mecanismo de fratura é a formação de alvéolos, em todas as amostras examinadas, como pode ser visto na figura 8. Neste caso, a diminuição do limite de escoamento causada pelo aumento de temperatura resultou em fraturas sempre dúteis, mesmo na presença de diferentes teores de elementos de liga.

Resistência a oxidação a 650°C

Na figura 9 pode ser observados o aspecto da camada oxidada para as ligas A e B, com 4 e 5% de silício respectivamente.

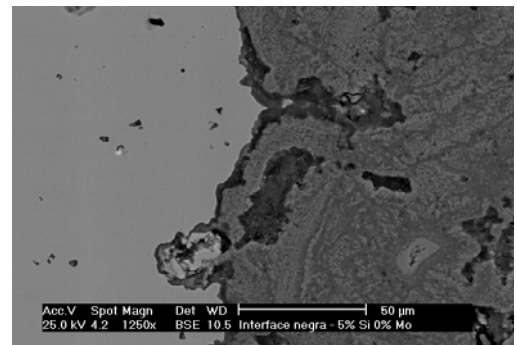


Figura 9. Camada escura observada junto ao metal base nas ligas da série B. Corpo de prova da liga B3.

A camada escura mostrada na figura 9 foi observada somente nos corpos de prova das ligas da série B (maior teor de silício). A camada escura se apresentou com espessura irregular e de forma descontínua sobre o metal base.

A tabela V mostra a composição química, realizada de microsonda, em diferentes regiões da camada oxidada.

Tabela V. Composição química, em diferentes regiões da camada oxidada de ligas que permaneceram por 240 horas a 650°C.

Liga	Região											
	Perto do metal				Centro da camada				Perto da superfície			
	%C	%Si	%O	%Fe	%C	%Si	%O	%Fe	%C	%Si	%O	%Fe
A1	0,9	4,2	7,1	87,9	0,7	0,02	5,9	93,5	0,7	0,05	6,1	93,2
A4	2,0	5,8	2,2	89,4	0,9	1,4	1,8	95,9	0,8	0,41	2,1	96,8
B1	2,0	20,4	4,5	73,1	1,0	2,6	2,5	93,7	0,7	0,31	2,4	96,6
B4	3,5	28,2	5,6	62,6	0,5	2,0	2,4	95,0	1,0	0,02	2,3	96,7

Observa-se na tabela V que o teor de silício da camada oxidada perto do metal base e no centro da camada é maior para as ligas da série B, que possuem um maior teor de silício. A camada escura, observada nas ligas da série B junto ao metal base, mostrou-se rica em silício.

O teor de silício e o teor de oxigênio diminuem para regiões da camada oxidada mais distantes do metal base.

A figura 10 mostra os resultados da profundidade da camada oxidada onde os valores foram obtidos através da média dos valores de cada liga, série A e série B, para um dado período de tempo.

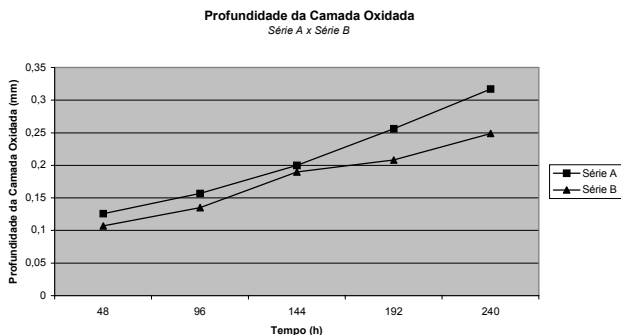


Figura 10. Valores da medição da profundidade da camada oxidada para as ligas das séries A e B.

Observa-se na figura 10 que as ligas da série A apresentaram uma maior profundidade de camada oxidada em comparação com as ligas da série B. Este fato pode estar relacionado com o maior teor de silício das ligas da série B que apresentaram uma camada preta, rica em silício, perto do metal. Segundo a literatura⁽¹⁵⁾, o silício, altera a composição da camada superficial passando de essencialmente óxidos de ferro para silicatos de ferro. Este fato pode gerar uma redução na cinética de difusão de átomos de oxigênio da superfície para o interior do metal e para a difusão de átomos de metal para a superfície, diminuindo as taxas de oxidação.

Verifica-se assim que os principais efeitos do silício seriam a expansão do campo ferrítico para maiores temperaturas, aumento da resistência mecânica à temperatura ambiente e aumento da resistência a oxidação em altas temperaturas. O molibdênio contribuiu para o aumento das propriedades mecânicas à temperatura ambiente e principalmente em altas temperaturas. Deste modo, a seleção correta dos teores destes elementos deveria levar em consideração estes efeitos principais.

Conclusões

- A liga com 4% de silício e 0,5% de molibdênio atendeu simultaneamente aos requisitos de composição química, microestrutura e propriedades mecânicas;
- Teores crescentes de silício e molibdênio provocaram um endurecimento da ferrita por solução sólida. Teores crescentes de molibdênio resultaram em um aumento na quantidade de perlita e carbonetos de Mo e redução no número de nódulos. Ligas sem molibdênio apresentaram matriz completamente ferrítica;
- O silício aumentou a temperatura de transformação $\alpha \rightarrow \gamma$ e diminuiu o coeficiente de expansão térmica linear da austenita e não apresentou efeito significativo no coeficiente de expansão térmica linear da ferrita. O molibdênio não mostrou efeito significativo na

temperatura de transformação e no coeficiente de expansão térmica linear;

- O coeficiente de expansão térmica linear em baixas temperaturas (matriz ferrítica) é inferior aos valores do coeficiente de expansão térmica linear em altas temperaturas (matriz austenítica);
- As ligas com maior teor de silício e molibdênio apresentaram maior dureza, LRT e LE e menor alongamento em temperatura ambiente. Este fato deve-se ao endurecimento da ferrita por solução sólida causada pelo silício e pelo endurecimento por solução sólida, formação de carbonetos e perlita causada pelo molibdênio;
- Todas as ligas, para os ensaios realizados a 650°C, apresentaram um aumento no LRT e LE e diminuição no alongamento para teores crescentes de molibdênio;
- As ligas com 5% de silício apresentaram menor profundidade de camada oxidada. O molibdênio não mostrou influência significativa na resistência a oxidação;

Referências Bibliográficas

- [1] FENTON, J. **Handbook of Vehicle Design Analysis**. SAE, 1999.
- [2] BLAIR, G.P. **Design and Simulation of Four-Stroke Engines**. SAE, 1999.
- [3] TORKINGTON, D.L. Ductile iron for Elevated Temperature Service. **Foundry M&T**, p. 24-30, July, 1983.
- [4] ALVES, H.J.B.; MANTEL, M. Aços Inoxidáveis Ferríticos para Sistema de Exaustão de Automóveis. **Metalurgia e Materiais**, p. 56-57, jan/fev, 2001.
- [5] WEBER, G.; FAUBERT, G.; ROTHWELL, M.; TAGG, A.; WIRTH, D.J. High Si-Mo Ductile Iron: Views from users and producers. **Modern Casting**, p. 48-51, Mar. 1998.
- [6] ROHRIG, K. Recentes Desenvolvimentos Tecnológicos em Ligas de Ferro para a indústria Automobilística. **Seminário ABIFA**, 1979.
- [7] GUNDLACH, R.B. Elevated Temperature Properties of Alloyed Gray Irons for Diesel Engine Components. **AFS Transactions**, v. 86, p. 55-64, 1978.
- [8] **Automotive Handbook**. Robert Bosch GmbH, 4. ed. 1996.
- [9] FAIRHURST, W.; ROHRIG, K. High Silicon Nodular Irons. **Foundry Trade Journal**, v. 146, p. 657-681, Mar. 1979.
- [10] GUNDLACH, R.P.; WEBER, G.; SANTANAM, C.; THOMA, T. Thermal Fatigue Resistance of Silicon-Molybdenum Ductile Irons. **World Symposium on Ductile Iron**, Oct. 1998.
- [11] SCHUYTEN, J. Heat Resisting Nodular Iron. **Casting Engineering**, p. 17-23, 1978.

- [12] PALMER, K.B.; ROBSON, K. The effect of 0,5% per cent molybdenum on the creep properties of ferritic nodular graphite cast irons at 400°C and 450°C – a progress report. **BCIRA Journal**, v. 27, 1979.
- [13] GUNDLACH, R.B. e WHELAN, E.P. Critical Temperatures in Ferritic Ductile Irons. **AFS Transactions**, p. 713-718, 1992.
- [14] REYNOLDS, C.F.; TAYLOR, H.F. Mechanical Properties of Spherulitic Graphite Cast Iron. **Transactions AFS**, v. 60, p. 687-713, 1952.
- [15] BECHET, S.; ROHRIG, K.. Fundiciones Ferríticas de Grafito Esferoidal Resistentes a Temperaturas Elevadas.