

EFEITO DO NIÓBIO (Nb) EM FERROS FUNDIDOS BRANCOS DE ALTO CROMO (14-18%Cr)¹

Orlando Preti²
Marcio Ferreira Hupaló²
Modesto Hurtado Ferrer²

Resumo

O presente trabalho tem como objetivo principal o estudo da adição de nióbio aos ferros fundidos brancos de alto cromo (14-18%Cr). Cinco diferentes ligas, baseadas na classe IIB da Norma ASTM A352, com teores de cromo entre 14,0 e 18,0% e de carbono entre 2,4 e 2,8% foram elaboradas. Os teores de nióbio das ligas variaram entre 0 e 2,17% (em peso). A caracterização microestrutural de amostras tratadas termicamente foi realizada com auxílio da técnica de microscopia óptica e de medidas de metalografia quantitativa. Medidas de dureza Rockwell C e de microdureza Vickers foram realizadas em todas as amostras. A resistência ao desgaste das ligas foi estudada com auxílio de um abrasômetro do tipo roda de borracha/areia seca. As microestruturas das ligas com teores de nióbio mais baixos foram caracterizadas pela coexistência dos compostos eutéticos de cromo e nióbio. O aumento do teor de nióbio das ligas causa uma mudança na morfologia dos carbonetos do tipo NbC, da forma ramificada (escrita chinesa) para a forma poligonal compacta. Os resultados mostram que a adição de teores crescentes de nióbio afeta positivamente a resistência ao desgaste abrasivo. Este resultado é atribuído ao aumento da quantidade de partículas de NbC com morfologia compacta para teores de nióbio mais elevados.

Palavras-chave: Ferro fundido branco; Nióbio; Microestrutura; Resistência ao desgaste.

EFFECT OF NIOBIUM (Nb) ON HIGH-CHROMIUM WHITE CAST IRONS (14-18%Cr)

Abstract

The present work aimed in the study of niobium addition to high-chromium white cast irons (14-18%Cr). Five different alloys, based on ASTM A352-IIB, with chromium content ranging from 14.0 to 18.0% and carbon from 2.4 to 2.8% were obtained. The niobium content varied between 0 and 2.17% (weight percent). The microstructural characterization of heat-treated samples was carried through optical microscopy and quantitative metallography. Rockwell C hardness and Vickers microhardness tests were conducted in all samples. The wear resistance was studied with aid of a rubber-wheel abrasimeter. The alloys with lower niobium content were characterized by the coexistence of chromium and niobium eutectics. The increase in the niobium content causes a change in the NbC morphology, from the ramified form (Chinese written) to the compact polygonal form. The results show that increasing niobium content positively affects the wear resistance of high-chromium white cast irons. This result is attributed to the increase in the amount of NbC particles with compact morphology.

Key words: High-chromium white cast iron; Niobium; Microstructure; Wear resistance.

¹ *Contribuição técnica ao 62º Congresso Anual da ABM – Internacional, 23 a 27 de julho de 2007, Vitória – ES, Brasil.*

² *Instituto Superior Tupy, Sociedade Educacional de Santa Catarina, Joinville – SC.*

1 INTRODUÇÃO

Os ferros fundidos brancos são materiais onde praticamente todo o carbono contido na liga encontra-se na forma de carbonetos, o que proporciona a estes materiais elevada dureza e grande resistência ao desgaste. Sua solidificação ocorre segundo o diagrama Fe-C metaestável (austenita + carbonetos), que pode ser obtida por meio de resfriamento rápido (alto superresfriamento), no caso de peças de pequena espessura, ou pela adição de elementos de liga formadores de carbonetos (peças de grandes espessuras). Neste último grupo encontram-se os ferros brancos conhecidos como “Ni-hard”, também conhecidos como ferros fundidos brancos de baixo cromo, e os ferros fundidos brancos de alto cromo.^[1]

Os ferros fundidos brancos de alto cromo são ligas com um percentual de cromo entre 11 e 30%, e de carbono entre 1,8 e 3,6%, podendo conter adições de outros elementos de liga, tais como níquel, cobre, molibdênio, silício e manganês, o que permite a obtenção de variantes de ligas com maior ou menor tenacidade, além de maior ou menor resistência à corrosão, dependendo principalmente do teor de cromo da liga. Os carbonetos formados nestas ligas são do tipo M_7C_3 .^[1-3]

Os ferros fundidos brancos são largamente empregados em componentes e equipamentos utilizados nas indústrias de mineração, agrícola, de cimento, de cerâmica, siderúrgica e metalúrgica.^[4,5] A produção de peças em ferros fundidos brancos ligados é destinada a aplicações que exigem grande resistência ao desgaste aliada a uma elevada tenacidade. Estas propriedades são fundamentais para componentes que operam sob condições severas de carregamento e desgaste abrasivo, tais como trituradores, revestimentos e bolas de moinhos, rotores de bombas de transporte de lama, equipamentos de peneiramento, moldes para confecção de tijolos, palhetas de rotojato, entre outros.^[6,7]

O desgaste abrasivo é um dos principais fatores de custos de manutenção e depreciação de equipamentos, tanto do setor industrial como do setor agrícola. Este fenômeno influencia direta e indiretamente os custos de produção, respectivamente pela necessidade de troca de componentes desgastados e superdimensionamento de componentes. Devem ser ressaltados também os custos gerados pela interrupção da produção devido à quebra de componentes.^[3,8] A indústria de mineração é um dos setores com maior índice de desgaste de componentes. Segundo Sinatora,^[9] 90% dos gastos provocados por desgaste na indústria de mineração ocorrem no processo de moagem, enquanto os outros 10% são divididos em britagem, transporte e armazenamento. O mesmo estudo relata que somente entre 1980 e 1987 foram consumidos no Brasil aproximadamente 240.000 toneladas de ferro fundido em corpos moedores, e em torno de 34.000 toneladas em peças de desgaste na indústria de mineração.

O cenário descrito acima aponta para a necessidade de realização de estudos com o objetivo de aperfeiçoar a produção e aplicação dos ferros fundidos brancos, no sentido de se obter ligas com menores custos de produção e com propriedades equiparáveis ou superiores às utilizadas atualmente. Neste contexto, o emprego conjunto de molibdênio e nióbio em ferros fundidos brancos de alto cromo é um tópico de grande interesse científico e tecnológico.

Com base no exposto, o presente trabalho tem por objetivo principal estudar, com auxílio de ensaios de dureza, desgaste e análise metalográfica, o efeito da adição conjunta de molibdênio e nióbio na microestrutura e nas propriedades de dureza e resistência ao desgaste de ligas de ferro fundido branco de alto cromo, baseadas na classe IIB especificada pela Norma ASTM A352 (*Standard Specification for Steel Castings, Ferritic and Martensitic, for Pressure-Containing Parts, Suitable for Low-Temperature Service*).

2 MATERIAIS E MÉTODOS

2.1 Materiais

No presente trabalho foram estudadas cinco ligas de ferro fundido branco baseadas na classe IIB da Norma ASTM A352, com teores de cromo entre 14,0 e 18,0% e de carbono entre 2,4 e 2,8%. As fusões foram programadas de modo a se obter uma liga base contendo 2,0% de molibdênio e sem a adição de nióbio. A partir da liga base (liga 1) foram realizados cálculos de carga para a obtenção de outras quatro ligas, com a adição de teores crescentes de nióbio, de 1,0; 2,0; 3,0 e 4,0% (em peso), respectivamente para as ligas 2, 3, 4 e 5. Na liga 2 o teor de molibdênio foi reduzido de 2,0% para 1,0%. Para as ligas 3, 4 e 5 o teor de molibdênio foi novamente reduzido para 0,5%. A especificação de composição química para a liga IIB é apresentada na Tabela 1.

Tabela 1. Composição química especificada para um ferro fundido branco de alto cromo da classe IIB, segundo Norma ASTM A352 (% peso).

C	Mn	Si	Ni	Cr	Mo	Cu	P	S
2,4-2,8	0,5-1,0	1,0	0,5	14,0-18,0	1,0-3,0	1,2	0,1	0,06

2.2 Fusão das Ligas

As ligas foram fundidas utilizando-se um forno de indução de baixa frequência, com capacidade de 150 kg. A carga do forno foi composta basicamente por ferro-gusa e sucata de aço, sendo adicionados os elementos de liga sob forma de ferros-liga. Para a liga base foram adicionados os ferros liga Fe-Mn, Fe-Cr e Fe-Mo; para as demais ligas foi adicionado o Fe-Nb.

A seguinte seqüência de operações foi utilizada durante as fusões:

- Carregamento do forno indução com ferro-gusa, sucatas de aços e ferros liga Fe-Mn, Fe-Mo e Fe-Cr;
- Fusão da carga e superaquecimento à temperatura de 1500°C;
- Controle da composição química antes do vazamento, com retirada de moeda coquilhada e análise com auxílio de espectrômetro de emissão óptica, instalado no Laboratório de Materiais da SOCIESC;
- Vazamento da liga base;
- As ligas com Nb foram obtidas por meio da adição de Fe-Nb nas porcentagens descritas no item 2.1. Após a adição do Fe-Nb o banho foi superaquecido durante 15 minutos, com o objetivo de dissolver por completo este material.

Os corpos de prova foram vazados em moldes de cura a frio, obtidos a partir de modelo em madeira (vide figura 1a) confeccionado conforme a Norma ASTM E122 – *Standard Practice for Calculating Sample Size to Estimate, With a Specified Tolerable Error, the Average for Characteristic of a Lot or Process*, possibilitando a obtenção de corpos de prova retangulares nas dimensões de 75 mm de comprimento x 25 mm de largura x 10 mm de espessura (vide figura 1b). Foram confeccionados ao todo cinco moldes (um para cada liga estudada) com 10 corpos de prova cada, totalizando 50 corpos de prova.

2.3 Tratamento Térmico

Os corpos de prova estudados foram submetidos a tratamento térmico de desestabilização da austenita em forno de banho de sais fundidos, seguido de resfriamento ao ar e subsequente revenimento. O tratamento térmico de desestabilização da austenita foi realizado para promover a precipitação de carbonetos, reduzindo assim a concentração de elementos estabilizadores de austenita, tais como C e Cr, elevando a temperatura de início da transformação alotrópica da austenita em martensita (temperatura M_s).

O tratamento de desestabilização consistiu no pré-aquecimento dos corpos de prova à 450°C durante 20 minutos, seguido de um segundo pré-aquecimento a 600°C por mais 20 minutos. Em seguida os corpos de prova foram desestabilizados a 1000°C durante 4,5 horas, com posterior resfriamento ao ar calmo, seguido de revenimento a 250°C durante 2 horas. Após esta etapa os corpos de prova foram resfriados novamente ao ar calmo, com o objetivo de reduzir as tensões geradas pela formação da martensita.

2.4 Análise Metalográfica

As amostras para os ensaios metalográficos foram retiradas do lado oposto do canal de ataque dos corpos de prova, a uma distância de aproximadamente 20 mm da extremidade. A preparação metalográfica foi feita segundo procedimentos convencionais. As amostras foram embutidas em resina fenólica, seguido do lixamento até a grana 1200 e polimento com pasta de diamante de 1 μm . O ataque metalográfico foi feito em duas etapas: i) ataque com reagente Murakami durante 10 segundos, para revelação dos carbonetos de nióbio e secundários de cromo; ii) novo polimento e ataque com reagente nital a 4% durante 2 minutos, para destacar os carbonetos eutéticos de cromo (M_7C_3) e a matriz metálica.

2.5 Ensaios de Desgaste

Os ensaios de resistência ao desgaste foram realizados com auxílio de um abrasômetro do tipo roda de borracha (via seca), instalado no Laboratório de Tratamento Térmico da SOCIESC. O abrasivo utilizado foi a sílica (areia de fundição) com granulometria de 65 a 75 AFS, sendo recolhida uma amostra antes e após o ensaio para verificar a alteração granulométrica.

Todos os corpos de prova foram retificados antes do tratamento térmico, para padronizar o acabamento superficial e minimizar a influência da rugosidade da superfície nos resultados de desgaste.

Para cada liga estudada foram ensaiados três corpos de prova, conforme a seqüência descrita a seguir:

- a) Limpeza dos corpos de prova por ultra-som (imersão em álcool);
- b) Secagem com ar quente sem contato manual;
- c) Pesagem em balança de precisão da marca Mettler, com precisão de leitura de 0,1 mg e capacidade máxima de 160 g, instalada no Laboratório Químico da SOCIESC;
- d) Ensaio de desgaste com o abrasômetro do tipo roda de borracha, fixado em 2000 giros;
- e) Limpeza dos corpos de prova ensaiados por ultra-som (imersão em álcool);
- f) Secagem com ar quente sem contato manual;
- g) Pesagem final.

3 RESULTADOS E DICUSSÃO

3.1 Análise Química

Os resultados de composição química das ligas fundidas são apresentados na tabela 2. Os teores de carbono, cromo e molibdênio atingiram valores próximos ao desejados, estando de acordo com o especificado pela Norma ASTM A 532 para a liga IIB (vide tabela 1). Os resultados da tabela 2 mostram que as ligas apresentaram teores de nióbio abaixo do planejado nos cálculos de carga. O rendimento médio do nióbio adicionado foi de ligeiramente superior a 50%. Uma provável explicação para este resultado baseia-se na incorporação de partículas de Fe-Nb não dissolvidas pela escória.

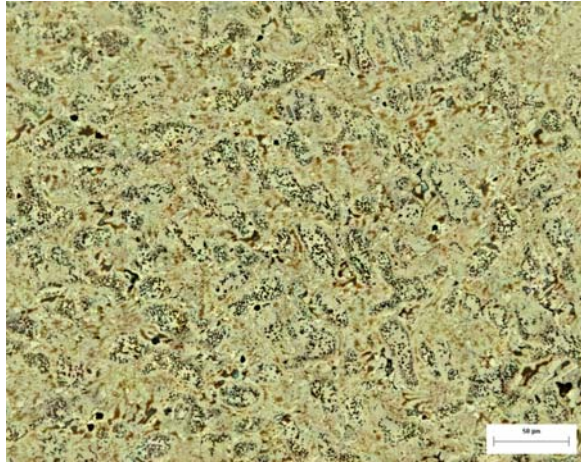
Tabela 2. Composição química analisada das ligas fundidas (% em peso).

LIGAS	Composição química (% em peso)								
	C	Si	Mn	Cr	Ni	Ti	Mo	Nb	Fe
Base	2,80	0,59	0,55	17,18	0,10	0,005	2,11	0,01	bal.
Liga 1	2,65	0,63	0,52	16,10	0,11	0,005	1,06	0,59	bal.
Liga 2	2,72	0,58	0,47	15,60	0,10	0,0066	0,75	1,00	bal.
Liga 3	2,67	0,60	0,52	15,60	0,10	0,0112	0,74	1,77	bal.
Liga 4	2,65	0,61	0,48	15,39	0,11	0,0129	0,74	2,14	bal.

3.2 Análise Metalográfica

Neste item são apresentados os resultados de caracterização microestrutural das amostras fundidas e tratadas termicamente. As microestruturas resultantes do tratamento térmico são apresentadas nas Figuras 3 e 4. Na Figura 3 pode-se observar imagens de microscopia óptica (MO) obtidas após o ataque com reagente Murakami, destacando as frações volumétricas e diferentes morfologias dos carbonetos de nióbio (NbC). Na figura 4 são apresentadas imagens de MO obtidas após o ataque das amostras com reagente Nital a 4%. Neste caso destaca-se a matriz martensítica e os carbonetos de cromo do tipo M_7C_3 .

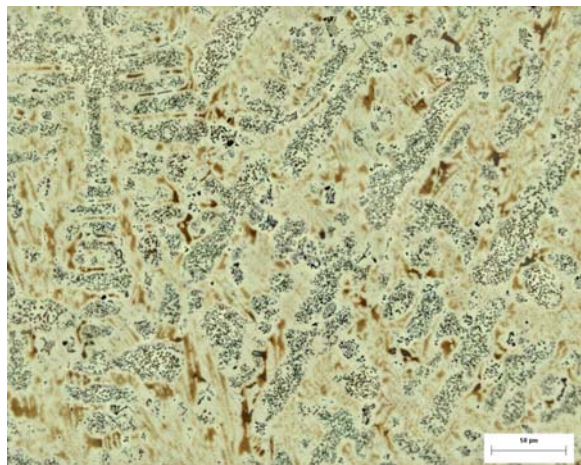
As microestruturas das Figuras 3 e 4 são típicas de ligas hipoeutéticas, com presença de fase primária (dendrítica) composta de austenita retida, martensita com precipitação de carbonetos secundários e composto eutético formado por carbonetos de cromo do tipo M_7C_3 e fase metálica (similar à fase primária). Deve-se destacar que a morfologia dos carbonetos de nióbio, em destaque nas micrografias da figura 3, varia de acordo com o teor de nióbio das ligas. Para baixos teores de nióbio estes carbonetos apresentam morfologia ramificada, enquanto teores mais elevados de nióbio promovem a formação de partículas poligonais.



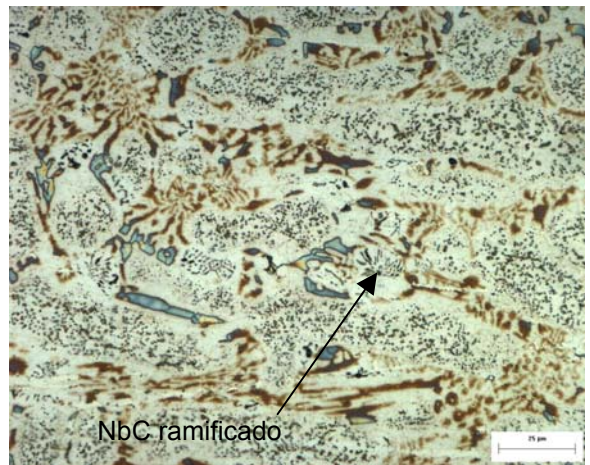
(a)



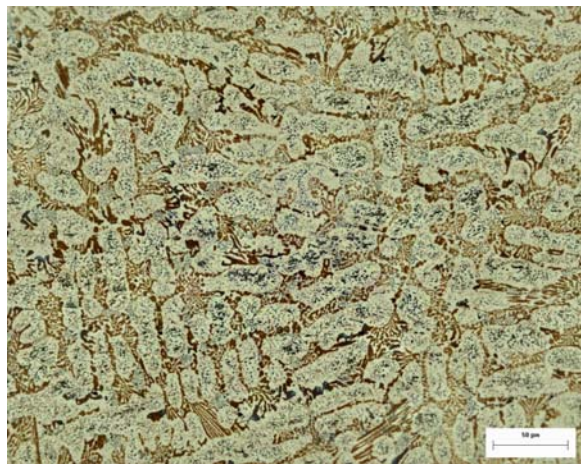
(b)



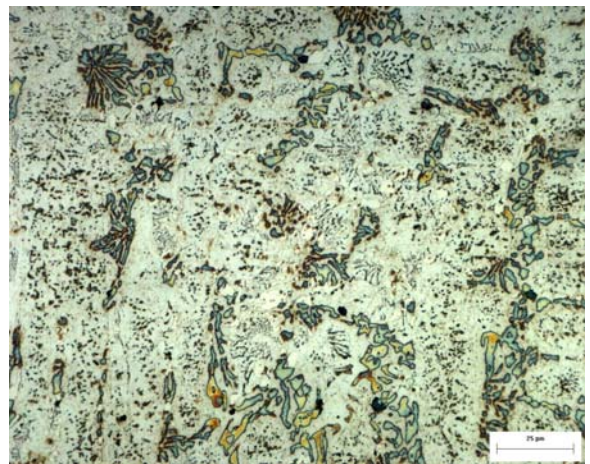
(c)



(d)



(e)



(f)

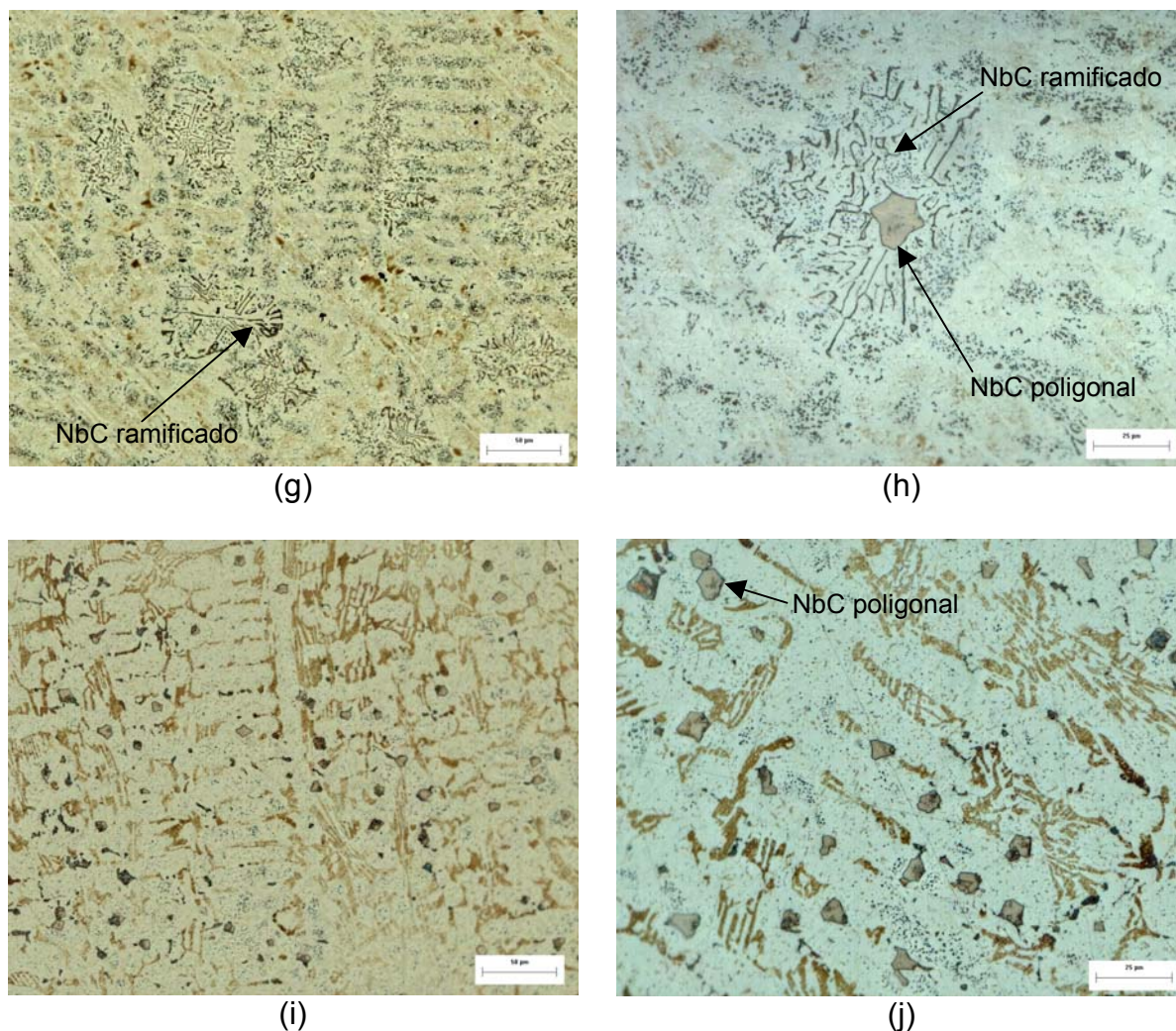


Figura 3. Microestruturas das amostras após ataque metalográfico com reagente Murakami: a) liga base, 500X; b) liga base, 1000X; c) liga 1, 500X; d) liga 1, 1000X; e) liga 2, 500X; f) liga 2, 1000X; g) liga 3, 500X; h) liga 3, 1000X; i) liga 4, 500X e j) liga 4, 1000X. Microscopia óptica.

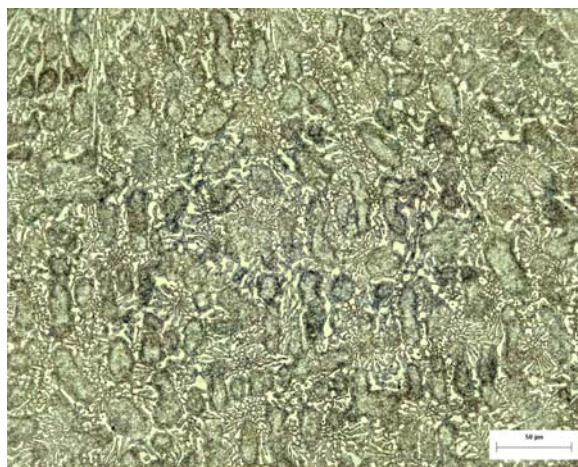
Nas ligas com baixa concentração de nióbio (ligas 1 e 2), os carbonetos de nióbio (NbC) se encontram segregados para a região do composto eutético formado por fase metálica e carbonetos do tipo M_7C_3 , ou seja, fora da fase primária (Figura 3 c-f). Os carbonetos do tipo NbC apresentam-se na forma ramificada (escrita chinesa), formando um eutético de NbC e fase metálica (austenita). Tais morfologias foram identificadas na literatura,^[10] em coexistência com o eutético formado por carbonetos do tipo M_7C_3 e austenita.

Nas ligas com concentração intermediária de nióbio (liga 3) os carbonetos de nióbio se encontram dispostos dentro da fase primária (dendritas), apresentando-se tanto na forma ramificada (escrita chinesa) como na poligonal (Figura 3h).^[10] O maior potencial químico de nióbio no líquido possibilita a formação de partículas de NbC antes da nucleação das dendritas de austenita.

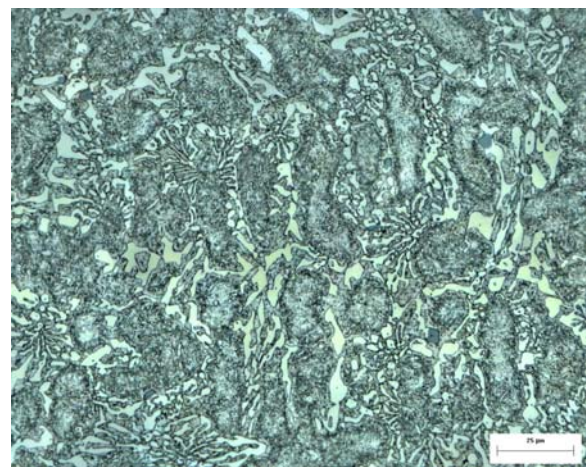
Na liga com maior concentração de nióbio (liga 4), os carbonetos de nióbio se encontram dispostos dentro das dendritas de austenita, na forma de partículas poligonais de coloração rosada (Figuras 3i e 3j), e não mais na forma ramificada como observado nas ligas 1 a 3. De acordo com a literatura,^[2,11] a mudança de morfologia dos carbonetos de nióbio, do tipo ramificado para o poligonal compacto, é função dos teores de nióbio e de titânio residual da liga. A presença de partículas de

NbC com morfologia poligonal compacta nas fases primárias é justificada pela elevada temperatura de formação destes carbonetos, que ocorre muito antes da solidificação da fase primária. Estudos realizados por Gregolin,^[8] por meio do congelamento de amostras contendo nióbio, indicam que a formação dos carbonetos do tipo NbC ocorre acima de 1400°C, em coexistência com a fase líquida.

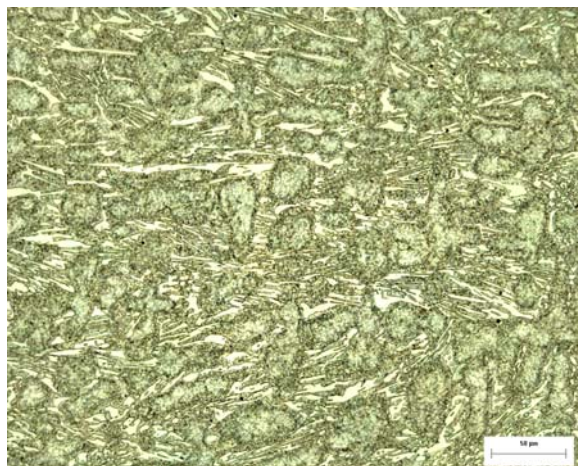
Nas figuras 3a e 3b pode-se observar que a liga base apresenta maior precipitação de carbonetos secundários, partindo da interface carboneto/austenita em direção ao centro da fase primária. As ligas com adição de nióbio (ligas 1 a 4) apresentam menores quantidades de carbonetos secundários, fato que decorre da precipitação do carboneto do tipo NbC durante os primeiros estágios da solidificação, reduzindo o potencial de carbono na fase metálica necessário à formação dos carbonetos de cromo secundários. Isto resulta em uma liga com elevada temperabilidade, devido à presença de maiores teores de cromo na fase metálica.^[11]



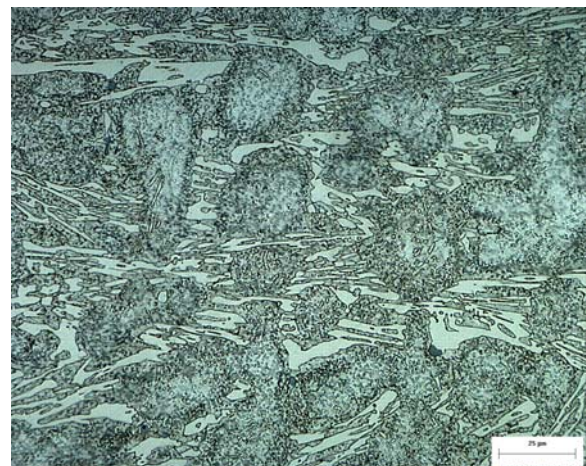
(a)



(b)



(c)



(d)

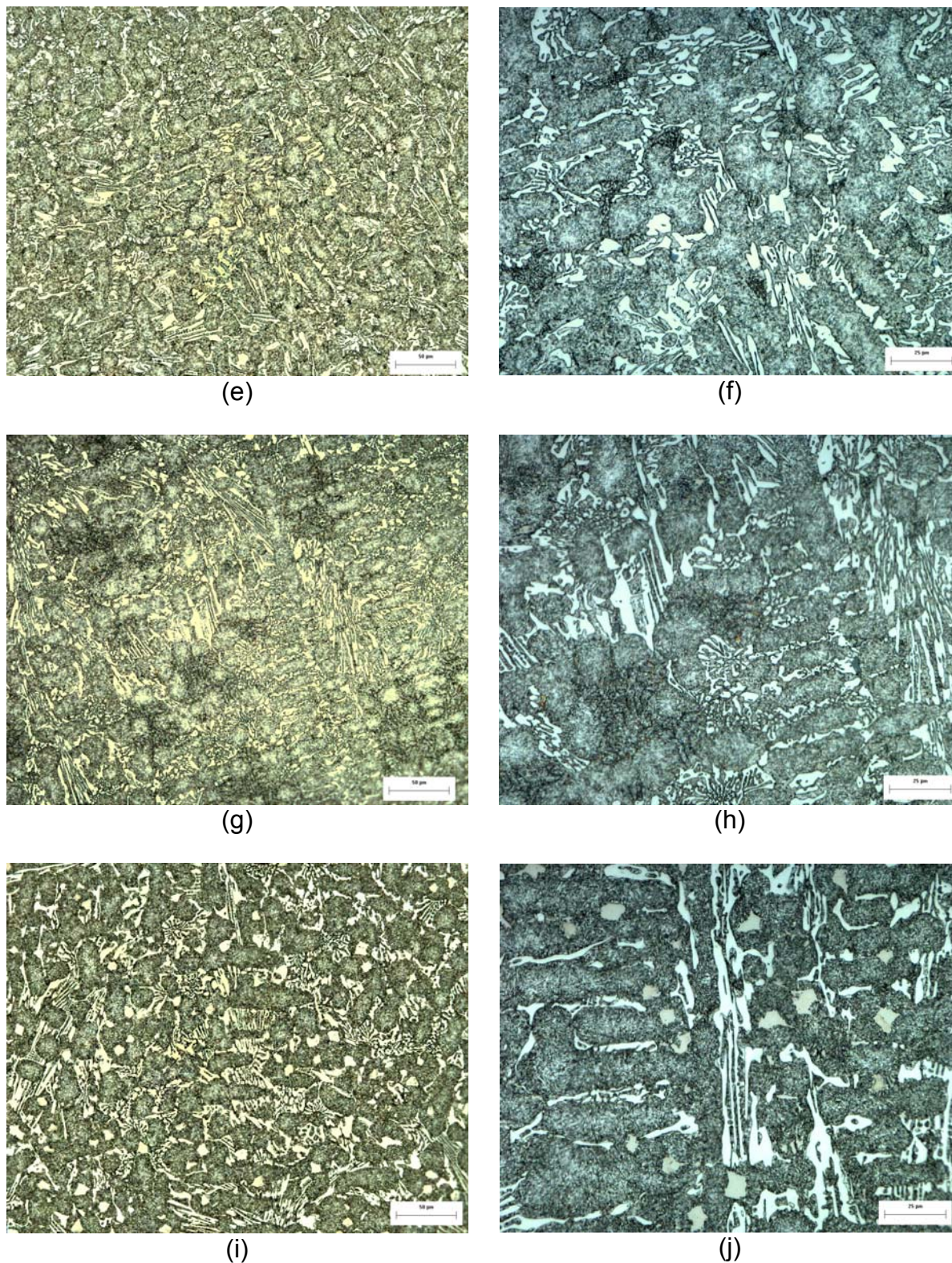


Figura 4. Microestruturas das amostras após ataque metalográfico com reagente Nital a 4%: a) liga base, 500X; b) liga base, 1000X; c) liga 1, 500X; d) liga 1, 1000X; e) liga 2, 500X; f) liga 2, 1000X; g) liga 3, 500X; h) liga 3, 1000X; i) liga 4, 500X e j) liga 4, 1000X. Microscopia óptica.

Nas Figuras 4a a 4j são apresentadas imagens das microestruturas de amostras atacadas com reagente nital a 4%. Observa-se que as ligas são caracterizadas pela presença da fase metálica composta por martensita revenida,

austenita retida e carbonetos secundários. Não se observa efeito significativo do nióbio no refinamento da fase metálica ou do eutético, composto por carbonetos do tipo M_7C_3 e austenita. Vale mencionar que as Figuras 4a a 4j mostram uma variação da fração volumétrica de carbonetos eutéticos, em função da variação dos teores de carbono e cromo da liga base em relação às ligas com adições de nióbio.

3.3 Dureza das Ligas

Ensaaios de macrodureza Rockwell C (HRC) e de microdureza Vickers (HV) foram realizados em todas as ligas estudadas. Os resultados obtidos são apresentados na tabela 3. Os valores de dureza Rockwell C representam a média de três medidas por amostra. A técnica de microdureza Vickers foi utilizada para determinação da dureza da fase metálica (primária). Neste caso os valores apresentados constituem a média de 10 medidas por amostra, com seus respectivos desvios-padrão.

Tabela 3. Resultados dos ensaios de dureza Rockwell C (HRC) e microdureza Vickers (HV).

Dureza	Liga base	Liga 1	Liga 2	Liga 3	Liga 4
HRC	62,6	62,4	62,8	62,8	61,7
HV	871 ± 46	868 ± 48	907 ± 50	905 ± 52	790 ± 28

Os resultados da Tabela 3 mostram que não houve variação significativa dos valores de dureza HRC das ligas em relação ao teor de nióbio utilizado. No caso dos valores de microdureza Vickers (HV) da fase primária das ligas, ao considerar apenas os valores médios encontrados, observa-se uma maior variação. Esta variação pode estar relacionada com a extensão da precipitação de carbonetos secundários durante os tratamentos térmicos. Esta hipótese é reforçada pelo fato da liga 4 apresentar o menor valor de dureza da fase primária, em função da menor quantidade de carbonetos secundários formados e do menor teor de carbono na matriz martensítica.

3.4 Ensaaios de Desgaste

No gráfico da Figura 5 são apresentados os resultados de perda de massa obtidos nos ensaios de desgaste realizados nas ligas tratadas termicamente. Os valores mostrados representam a média de três ensaios. Observa-se que os valores de perda de massa diminuem com o aumento do teor de nióbio das ligas, o que se traduz por um aumento da resistência ao desgaste das mesmas.

O aumento na resistência ao desgaste das ligas contendo teores mais elevados de nióbio se deve à presença de maiores quantidades de carbonetos de nióbio (NbC), que possuem dureza mais elevada que os carbonetos do tipo M_7C_3 . Segundo Albertin,^[6] para materiais submetidos ao desgaste abrasivo, onde prevalece o mecanismo de remoção de material por riscamento, caso do ensaio de roda de borracha por via seca, o fator primordial de aumento da resistência ao desgaste é a presença de grandes quantidades de partículas de elevada dureza. Estas partículas impendem o avanço da partícula abrasiva durante a remoção do material, provocando uma redução na perda de massa do corpo desgastado.

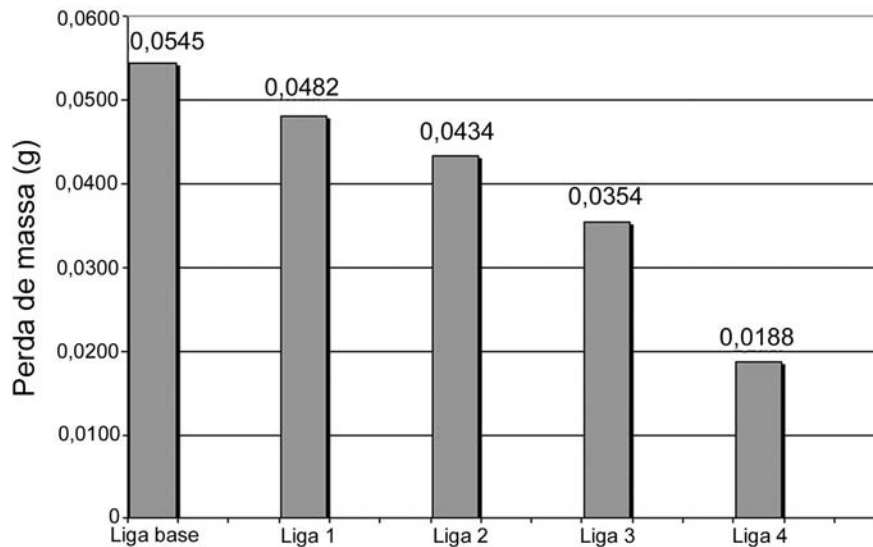


Figura 5. Resultados de perda de massa após ensaios de desgaste em abrasômetro do tipo roda de borracha (via seca).

Nos resultados da Figura 5 pode-se observar que a liga 4, contendo 2,14% de nióbio e 0,75% de molibdênio, apresentou uma resistência ao desgaste 46% maior que a obtida para a liga 3 com, 1,7% de nióbio e 0,74% de molibdênio. Este fato se deve principalmente à mudança na morfologia predominante dos carbonetos de nióbio (NbC), da forma ramificada na liga 3 para a forma poligonal compacta na liga 4. Vale mencionar que os carbonetos de nióbio de forma poligonal compacta (liga 4) encontram-se distribuídos de forma mais homogênea entre as dendritas de austenita, o que proporciona uma maior resistência ao desgaste.

4 CONCLUSÕES

As principais conclusões do presente trabalho são as seguintes:

- 1) As composições químicas das ligas estudadas atendem à especificação da norma ASTM A 532 para a liga IIB. Os teores de nióbio encontrados nas ligas estudadas ficaram abaixo dos valores esperados, o que pode estar relacionado com a incorporação de Fe-Nb não dissolvido pela escória;
- 2) As ligas foram caracterizadas como hipoeutéticas, com microestruturas constituídas por austenita primária e composto eutético formado por carbonetos de cromo do tipo M_7C_3 . As ligas com menores teores de nióbio (ligas 1, 2 e 3) apresentam o composto eutético de cromo em coexistência com o composto eutético de nióbio. A morfologia do eutético de carboneto de nióbio para as ligas 1 e 2 é ramificada (escrita chinesa) e localizada nos contornos da fase primária. Para a liga 3 esta morfologia é encontrada no interior da fase primária. A liga 4, com teor de nióbio mais elevado, apresenta carbonetos na forma poligonal compacta, homoganeamente distribuídos no interior da fase primária.
- 3) O tratamento térmico promoveu a precipitação de carbonetos secundários de cromo em todas as ligas, possibilitando a transformação martensítica. Esta precipitação foi menos intensa nas ligas com teores de nióbio mais elevados.
- 4) Os resultados dos ensaios de desgaste em roda de borracha por via seca mostraram uma tendência ao aumento da resistência ao desgaste para as ligas com teores de nióbio mais elevados. Este resultado pode ser atribuído à presença de partículas de NbC de morfologia poligonal compacta nestas ligas.

5) Os resultados obtidos em todos os ensaios efetuados mostram que a substituição parcial do molibdênio por nióbio em ferros fundidos brancos de alto cromo é possível, com incremento da resistência ao desgaste do material e com a possibilidade de redução dos custos de fabricação das ligas.

REFERÊNCIAS

- 1 PRETI, O. Caracterização de ligas de ferros fundidos brancos resistentes à abrasão, segundo a norma ASTM A 532, no estado bruto de fundição. Dissertação de mestrado, Florianópolis, UFSC, 2004.
- 2 COSTA, P. H. C. Efeito do nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo e molibdênio. Dissertação de mestrado. São Paulo, SP, 1985.
- 3 GOSENS, L. J.; COSTA, P. H. C.; SANTOS, A. B. de Souza. Observações relativas às influências do teor de carbono em ferros fundidos brancos com 15%Cr e 3%Mo. Contribuição técnica ao XXXIII Congresso Anual da ABM, RJ, 1978.
- 4 MATSUBARA, Y.; OGI, K.; MATSUDA, K. Eutetic solidification of high chromium cast iron – Eutetic structures and their quantitative analysis. AFS Transactions, p.81-72. Kurume. Japan, 1982.
- 5 PEARCE, J.T.H. Structure and wear performance of abrasion resistant chromium white cast iron. AFS Transactions, p.84-126. West Midlands. England, 1984.
- 6 ALBERTIN, E. Desgaste Abrasivo. Contribuição técnica ao 58º Congresso Anual da ABM. Anais do 58º Congresso Anual da ABM, Rio de Janeiro, RJ, 2003.
- 7 ZAPATA, W. C. & SCKUDLAREK, W. Ferro fundido branco martensítico. Contribuição ao Seminário da Indústria de Fundição. Joinville, SC, 1989.
- 8 GREGOLIN, J. A. R. Desenvolvimento de ligas Fe-C-Cr-(Nb) resistentes ao desgaste. Campinas, SP, UNICAMP, 1990.
- 9 SINÁTORA, A. S.; SCHON, C. G.; TSCHIPTSCHIN, A. P. Estudo do revenido de ferros fundidos brancos de alto-cromo. Fundição e Matérias Primas, São Paulo, v.11, n.95, p.33-37, 1989.
- 10 CHEN, H. X.; CHANG, Z. C.; LU, L. C. & LIN, H. T. Effect of niobium on wear resistance of 15%Cr white cast iron. Wear, n.166, p.197-201, 1993.
- 11 GUESSER, W. L.; COSTA, P. H. C.; PIESKE, A. Nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo, para aplicação em desgaste abrasivo. I Seminário sobre materiais resistentes ao desgaste. São Paulo, SP, p.217-236, 1989.