

NIÓBIO EM FERROS FUNDIDOS BRANCOS LIGADOS AO CROMO,
PARA APLICAÇÕES EM DESGASTE ABRASIVO (1)

Wilson Luiz Guesser (2)
Pedro Henrique Carpinetti Costa (3)
Adolar Pieske (4)

R E S U M O

Discute-se a influência de adições de nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo, em condições de desgaste por abrasão sob alta tensão. Neste tipo de solicitação estão envolvidos, simultaneamente, os mecanismos de corte e de nucleação e propagação de trincas, verificando-se que os teores recomendados de nióbio dependem da intensidade de atuação de cada mecanismo. Assim, em situações onde prepondera o mecanismo de nucleação e propagação de trincas, os melhores resultados foram obtidos com cerca de 1% Nb, enquanto teores de até 3% são indicados para solicitações onde o mecanismo de corte é o mais importante. Em componentes nos quais atuam os dois mecanismos, a adição recomendada deveria situar-se entre estes dois valores (1 a 3%), dependendo então da intensidade relativa dos mecanismos de desgaste atuantes.

Os efeitos do nióbio seriam decorrentes, principalmente, da presença do carboneto NbC, de alta dureza, e da maior disponibilidade de cromo na matriz, aumentando a temperabilidade da liga.

-
- (1) Contribuição ao I Seminário Sobre materiais Resistentes ao Desgaste, São Paulo, 1989.
 - (2) Engenheiro Metalurgista, Mestre em Engenharia - Gerente do Centro de Pesquisas e Desenvolvimento da Indústria de Fundição Tupy Ltda.
 - (3) Engenheiro Metalurgista, Mestre em Engenharia - Pesquisador Sênior do Centro de Pesquisas e Desenvolvimento da Indústria de Fundição Tupy Ltda.
 - (4) Engenheiro Metalurgista e Doutor em Engenharia - Diretor Vice-Presidente do Setor Metal-Mecânico da Tupy S.A.

1. INTRODUÇÃO

A Indústria de Fundição Tupy Ltda, em conjunto com a Companhia Brasileira de Mineração e Metalurgia, vem há cerca de 5 anos realizando estudos que objetivam examinar o efeito do nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo, ligas estas amplamente utilizadas em componentes resistentes ao desgaste abrasivo. Os conceitos fundamentais dessas ligas foram revistos por diversos autores (1 - 6) e alguns resultados de efeitos do nióbio foram publicados (1, 5, 7). Objetiva-se neste trabalho apresentar uma visão tecnológica sobre o assunto, procurando-se principalmente correlacionar os resultados obtidos em ensaios de laboratório com desempenho em serviço, através do exame dos mecanismos de desgaste envolvidos.

Em desgaste abrasivo, destacam-se dois mecanismos de remoção de partículas do componente metálico: corte e propagação de trincas (8, 9). No desgaste por corte a dureza do material seria uma das propriedades mais importantes (8, 10). As características do abrasivo, em particular a sua dureza, também influenciam a velocidade de desgaste e utiliza-se então o "coeficiente de dureza", KH, definido pela relação entre a dureza da superfície de desgaste e a do abrasivo (10). A figura 1 mostra que se o coeficiente de dureza é menor que 0,6 a velocidade de desgaste é alta, mesmo utilizando-se ligas com carbonetos e martensita em sua microestrutura. Se o coeficiente de dureza for maior que 0,6 a velocidade de desgaste diminui sensivelmente, podendo-se obter alterações de desempenho com modificações na liga (10).

Estas observações são entretanto de aplicação limitada, já que a correlação entre desgaste e dureza do componente usualmente apresenta grandes dispersões, particularmente em testes de campo (11). Isto parece ser devido à atuação conjunta do mecanismo de desgaste por nucleação e propagação de trincas, associado ao corte.

Estudos de Zum Gahr (8, 12) mostram que este mecanismo torna-se operante quando a pressão superficial aplicada pelo abrasivo é maior que a "pressão superficial crítica" (característica da liga). Nestas condições, o mecanismo de desgaste global é afetado tanto pela dureza do material como por sua tenacidade (KIC). A figura 2-a mostra resultados de Zum Gahr (8), obtidos com testes de pino, verificando-se, nestas condições de desgaste, que a máxima resistência é apresentada por aços-ferramenta de alta dureza, ligas que possuem tenacidade superior aos materiais cerâmicos e dureza superior aos aços resistentes ao impacto. Na figura 2-b verifica-se que a posição de máxima resistência ao desgaste altera-se com o aumento da pressão exercida pelo abrasivo, deslocando-se para materiais com tenacidade crescente (e dureza inferior) (8).

Em termos tecnológicos o desgaste abrasivo é normalmente classificado em três categorias, a saber (10, 13): - sulcamento ("rouçing"): ação de corte ou goiva, de partículas abrasivas de grande porte, removendo partículas de metal. Associado com impacto: - abrasão em moagem, sob altas tensões: este tipo de desgaste ocorre na fragmentação progressiva do abrasivo, que já é inicialmente de pequeno tamanho. O termo "alta tensão" significa que a resistência à moagem do abrasivo foi excedida. O desgaste seria causado por concentração de tensões nos pontos de impacto com o abrasivo, conduzindo a deformação plástica e fadiga dos microconstituintes dúteis, bem como trincamento dos constituintes frágeis da liga metálica: - riscamento sob baixas tensões (ou erosão): o desgaste produz riscamento da superfície, sendo que os sulcos (riscos) são de pequenas dimensões. A tensão imposta à partícula do abrasivo não excede a sua resistência à moagem.

Nestas três categorias o desgaste por corte estaria atuando, enquanto o mecanismo por nucleação e propagação de trincas seria operante apenas em condições de sulcamento e moagem sob altas tensões.

Na tabela I são apresentadas algumas aplicações em que ocorrem os tipos de desgaste citados, bem como os materiais mais utilizados para estes componentes e os testes desenvolvidos para simular estas solicitações em serviço. A importância da tenacidade do material aumentaria à medida que se passa de riscamento para moagem, e para sulcamento.

Examinar-se-á, em especial, o desgaste por abrasão em moagem, em que atuam simultaneamente os dois mecanismos de desgaste. Residem aqui as principais dificuldades no projeto da liga, já que a intensidade de atuação de cada mecanismo depende das condições específicas da aplicação.

Estas dificuldades de previsão dos mecanismos envolvidos refletem-se também no planejamento experimental dos ensaios de desgaste, como será visco a seguir.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

De modo a se poder caracterizar o desempenho das ligas estudadas em condições de diferentes atuações dos mecanismos de desgaste, foram realizados ensaios em três situações distintas: martelos de moinho (preponderância do mecanismo de corte), palhetas de jato de granalha (preponderância do mecanismo de nucleação e propagação de trincas) e bolas de moinho (associação dos dois mecanismos).

Os martelos de moinho possuíam 31 x 29 x 8mm e foram testados em moinho Renard MROM, com 8.000 rpm, efetuando-se moagem de coríndon eletrofundido (1800 HV), com granulometria inicial de 2,8 a 4,7mm, e de quartzo (900-1280HV),

com granulometria inicial de 1,5 a 4mm, sendo o material de saída inferior a 0,5 mm. A alimentação do material era processada a uma vazão mássica de 100 - 120 g/min e eram moídos cerca de 3kg de minério em cada teste, efetuando-se 5 ensaios por liga.

As palhetas de jato de granalha (espessura de 10 mm) foram ensaiadas em máquina de limpeza Rotojato E 100, 4000 rpm, com 6 palhetas acopladas ao rotor. Cada teste consistia em 100 horas de operação, realizando-se dois ensaios por liga. Empregou-se granalha de arame de aço, com 1,2 mm e 40 HRC, e uma vazão mássica de 60 kg/min, jateando-se sempre peças fundidas isentas de areia.

As bolas de moinho possuíam 40mm de diâmetro e foram ensaiadas em moinho intermitente com 1,0m de diâmetro por 1,0m de comprimento, a 40 rpm. Os agentes abrasivos empregados foram quartzo e mistura de quartzo (40%) com minério de ferro (60%), sendo que a granulometria de entrada situava-se na faixa de 7 a 15mm e a de saída abaixo de 3mm. Efetuaram-se dois ensaios por liga e cada teste teve 80 a 100 horas de duração.

A tabela II registra as composições químicas das ligas ensaiadas.

O tratamento térmico consistiu em desestabilização da austenita a 950°C por 4 horas, resfriamento ao ar forçado, e em seguida revenimento a 250°C por 3 horas com resfriamento ao ar.

3. APRESENTAÇÃO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

3.1- Microestruturas

A microestrutura de um ferro fundido branco com 12 a 18% de cromo consiste, após a solidificação, em dendritas de austenita e de eutético austenita/carbonetos M_7C_3 (figura 3). Esses carbonetos, diferentemente dos M_3C presentes no eutético ledeburítico de ferros fundidos brancos com baixos teores de cromo, apresentam-se na forma de bastonetes ramificados de simetria hexagonal, enquanto os do tipo M_3C formam plaquetas (2), o que confere alta tenacidade a esse conjunto de ligas. A austenita, no resfriamento, pode transformar-se em perlita ou ainda martensita, dependendo da velocidade de extração de calor e da composição química da matriz (figura 3).

O carboneto de nióbio pode apresentar-se sob a forma poligonal (compacta) ou ainda alongada (bastonetes). Como se observa na figura 4, à medida que aumenta o teor de nióbio a forma do NbC tende a se modificar de alongada para compacta. A morfologia do NbC depende ainda do teor residual de titânio, verificando-se que, com a elevação no teor desse elemento, os carbonetos de nióbio tendem a tornar-se compactos (figura 5), como também foi constatado por outros autores (17, 18).

A quantidade de perlita na estrutura bruta de solidificação é in-

fluenciada pelos teores de Nb e de Mo (figura 6), diminuindo com a presença destes elementos, particularmente com Mo. Como se sabe (1 - 4, 10, 17, 19, 20), é importante evitar-se a presença desse microconstituente pois, em caso contrário, mesmo após tratamento térmico, a estrutura apresentará carbonetos esferoidizados grosseiros, que podem diminuir a resistência ao desgaste.

3.2- Temperabilidade

A temperabilidade foi avaliada pela velocidade de transformação da austenita a 700°C, examinando-se o efeito de adições isoladas e conjuntas de Mo e Nb.

Na figura 7 são apresentadas curvas de tempos correspondentes a 5% de transformação da austenita, curvas estas que representam então ligas de igual temperabilidade. O efeito do nióbio seria sensível até cerca de 1% e possivelmente estaria ligado à alteração da relação Cr/C; o consumo de carbono devido à formação do NbC resultaria em maior teor de Cr disponível na matriz, aumentando a temperabilidade.

O diagrama da figura 7 pode ser empregado no projeto de ligas, substituindo-se parte do Mo por Nb e mantendo-se ainda a temperabilidade necessária. Assim, por exemplo, uma peça que necessitasse de 2% Mo poderia ser produzida com 1% Mo + 1% Nb (ambas as ligas estão sobre a curva de 15 min), obtendo-se a mesma temperabilidade.

3.3- Ensaio de desgaste

Em todos os ensaios de desgaste foi determinada a perda de peso em função do tempo ou da quantidade de material moído (figura 8), verificando-se que, para as condições de ensaio empregadas, este comportamento pode ser expresso graficamente por uma reta, de modo que o coeficiente angular da reta reflete a taxa de desgaste.

Em virtude do estudo objetivar a comparação entre ligas, atribuiu-se índice de desgaste igual a 100 à liga de referência da série experimental em questão, sendo então o índice de desgaste de uma outra liga determinado pela relação entre a sua taxa de desgaste e a da liga de referência.

Na figura 9 são apresentados os resultados referentes a ensaios com moinhos de martelos para moagem de coríndon e de quartzo. Observa-se que adições de 1 - 3% Nb tendem a diminuir a taxa de desgaste, inclusive a valores inferiores aos obtidos com adições de molibdênio. Este comportamento, mais acentuado em moagem de quartzo, ainda foi observado com coríndon (maior dureza), o que revela, mesmo nessa condição mais severa de moagem, o efeito benéfico de adições de nióbio.

Exames em superfícies de desgaste e cortes transversais (figura 10) mostram, nas condições ensaiadas, que predominou o mecanismo de corte. A influência do nióbio, verificada na figura 9, estaria então relacionada à presença do carboneto NbC, de alta dureza (2000 HV), e à diminuição da quantidade de perlita na estrutura bruta de fundição, resultando em melhor distribuição dos carbonetos secundários após o tratamento térmico.

Com relação ao efeito de adições de molibdênio (figura 9) deve-se ressaltar que em todas as ligas ensaiadas não se registrou a presença de perlita após tempera ao ar, de modo que não se fez sentir a influência do molibdênio em aumentar a temperabilidade, dadas as dimensões do martelo empregado. O efeito da adição de 1% Mo pode ser atribuído à diminuição da quantidade de perlita na estrutura bruta de solidificação, resultando após tempera ao ar uma melhor distribuição dos carbonetos secundários. Teores de molibdênio superiores a 1% apenas aumentariam a quantidade de austenita retida, resultando em maior desgaste.

Os resultados da figura 9 comprovam o efeito anteriormente citado, de que as diferenças entre as ligas tendem a se acentuar à medida que se opera com moagem de minerais de dureza decrescente. Assim, por exemplo, em moagem de minério de cobre, onde teores de sílica livre da ordem de 3% já são considerados bastante agressivos para os revestimentos de moinho e para os corpos moedores, é de se supor que as diferenças entre as ligas ensaiadas sejam muito superiores às verificadas nos resultados da figura 9 (100% quartzo).

Os resultados referentes a ensaios com palhetas de jato de granalha são apresentados na figura 11, verificando-se que adições de Nb e de Mo diminuem o desgaste. Na figura 11-a, na liga sem adição de Nb e Mo a matriz apresentou cerca de 5% de perlita enquanto com adições crescentes de nióbio diminuiu a quantidade desse microconstituente. Os teores de molibdênio empregados já foram suficientes para suprimir completamente a formação de perlita no estado bruto de solidificação. Na figura 11-b a liga sem Nb e Mo possuía 48% de perlita na matriz e nestas condições foi marcante o efeito do Mo.

Para a interpretação destes resultados é necessário considerar o mecanismo de desgaste e sua relação com a microestrutura. Como indica a figura 12, o desgaste em palhetas ocorre por nucleação e crescimento de trincas. A máxima distância entre a superfície de desgaste e as trincas nos carbonetos correlaciona-se com a velocidade de desgaste, como pode ser visto na figura 13. Nestas condições a rigidez da matriz e o seu limite de escoamento são de extrema importância, de modo a evitar deformações e, em particular, concentração de deformações que podem induzir a nucleação de trincas nos carbonetos. A matriz deveria apresentar-se então isenta de perlita (figura 11), com mínima quantidade de austenita retida e fina dispersão de carbonetos secundários (figura 14), de modo a

se evitar a nucleação de trincas profundas. Também a morfologia e o tamanho dos carbonetos são importantes. Assim, em ligas hipereutéticas tem-se alta velocidade de desgaste (figura 13) devido à facilidade de nucleação e crescimento de trincas nos carbonetos grosseiros, resultando em depressões superficiais que concentram o desgaste (figura 15). Este fenômeno, em escala microscópica, é similar ao observado quando da existência de defeitos superficiais de fundição.

Nestas condições, a diminuição da quantidade de perlita, tanto na estrutura bruta de solidificação como após tratamento térmico, causada pelo nióbio, resulta em diminuição da taxa de desgaste. Teores de nióbio superiores a 1% conduzem à formação de carbonetos mais grosseiros, e a taxa de desgaste aumenta. O efeito benéfico do molibdênio estaria relacionado principalmente à supressão da perlita na estrutura bruta de solidificação e após o tratamento térmico, bem como à distribuição mais fina dos carbonetos secundários.

Deve-se ressaltar ainda que, nas condições ensaiadas, não havia presença de areia no material de jateamento. Quando há presença de cerca de 2% de areia em mistura com a granalha a velocidade de desgaste é multiplicada por 4 (21, 22). Em operação industrial é comum verificar-se pequenas porcentagens de areia em mistura com a granalha de aço; nestas condições o mecanismo de corte também deve atuar, prevendo-se então um desempenho ainda superior das ligas contendo nióbio.

Os resultados relativos aos ensaios com bolas de moinho, empregando-se como abrasivo quartzo e mistura de quartzo com minério de ferro, são apresentados na figura 16. Também para esses casos, adições de nióbio até 2,2% promoveram redução na taxa de desgaste mesmo quando comparado à liga contendo adição de 2% de molibdênio. Entretanto, para o teor de nióbio de 5,39% verificou-se uma elevação da velocidade de desgaste. Esse fenômeno decorre da presença de carbonetos de nióbio grosseiros na microestrutura, o que, em solicitações nas quais é importante o mecanismo de desgaste por nucleação e propagação, conduz a um aumento na taxa de desgaste, como citado anteriormente. Além disso, a quantidade de perlita na microestrutura bruta de solidificação para essa liga era maior que nas demais e isso se deve principalmente à necessidade de emprego de mais alta temperatura de vazamento.

Os exames de superfície de desgaste e da seção transversal (figura 17) mostram que para até 2,2% de nióbio prepondera o mecanismo de desgaste por corte, enquanto para a liga com adição de 5,39% Nb o mecanismo de desgaste por nucleação e crescimento de trinca atuou de forma mais intensa, evidenciando a menor tenacidade desta liga.

Embora no ensaio de desgaste efetuado com mistura de quartzo e minério de ferro tenha se obtido um comportamento semelhante ao observado com o emprego de 100% quartzo, e além disso tenha se verificado uma redução acentuada nas taxas de desgaste, não se verificou, contrariamente ao citado anteriormente,

uma acentuação nas diferenças entre as ligas. Isso pode ser explicado pelo procedimento experimental empregado, onde na mistura o teor de quartzo era ainda muito elevado (40% quartzo e 60% minério de ferro), resultando assim em um abrasivo de agressividade semelhante (100% quartzo).

Os resultados das três diferentes solicitações de desgaste indicam que o teor ótimo de nióbio aumenta à medida que torna-se mais intenso o mecanismo de corte. Assim, em palhetas de jato de granalha (nucleação e propagação de trincas) o teor ótimo de nióbio situou-se em torno de 1%; em bolas de moinho (a associação dos dois mecanismos com preponderância de corte) a adição ótima de nióbio seria de cerca de 2%; em martelos (desgaste por corte) seriam recomendáveis adições de até 3% Nb. Em condições de riscamento sob baixa tensão (erosão) é de se esperar então que a liga com 5% Nb apresente uma alta resistência ao desgaste.

Desta maneira, conhecendo-se o mecanismo de desgaste de um dado componente é possível selecionar o teor de nióbio que forneça máxima resistência ao desgaste.

Com relação à temperabilidade o nióbio pode ser empregado para maximizar o efeito do cromo. Sabe-se que o cromo aumenta sensivelmente a temperabilidade, porém, em aplicações onde é importante a resistência ao impacto, o teor de cromo é limitado superiormente, entre outros fatores, pelo aumento da quantidade de carbonetos eutéticos. Como o nióbio forma carbonetos preferencialmente ao cromo, a adição de nióbio resulta, comparativamente à liga sem nióbio, numa estrutura com quantidade similar de carbonetos (eutéticos e pró-eutéticos), e uma matriz mais rica em cromo, e portanto de maior temperabilidade. Assim, pode ser diminuído o teor de molibdênio da liga (figura 7), de modo a ainda obter a temperabilidade necessária.

4. CONSIDERAÇÕES FINAIS

Os resultados experimentais obtidos revelaram que, em aplicações de abrasão sob alta tensão, adições de nióbio em ferros fundidos brancos ligados ao cromo podem conduzir a sensíveis diminuições no desgaste. Os efeitos do nióbio estariam ligados principalmente à presença do carboneto NbC de alta dureza e à maior disponibilidade de cromo na matriz, aumentando a sua temperabilidade.

O teor ótimo de nióbio deveria ser estabelecido a partir da intensidade relativa dos mecanismos de desgaste envolvidos. Para aplicações onde o mecanismo de corte seja preponderante, sugerem-se adições de até 3% Nb; quando o mecanismo de nucleação e propagação de trincas for o mais importante, a adição ótima de nióbio seria da ordem de 1%; em solicitações onde atuam os dois mecanismos,

o teor de nióbio deveria situar-se entre estes dois valores (1 a 3%), dependendo então da intensidade relativa dos mecanismos de desgaste atuantes, como comprova do nas bolas de moinho ensaiadas.

Com esta adição de nióbio selecionada aumenta a temperabilidade da liga, de modo que os teores dos elementos empregados com esta finalidade (Cu, Ni, Mo) podem ser reduzidos, otimizando-se assim o projeto da liga.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) COSTA, P.H.C. Efeito do Nióbio em Ferros Fundidos Brancos Ligados ao Cromo e Molibdênio. Dissertação de Mestrado, EPUSP. 1985, 109 p.
- (2) ALBERTIN, E. et alii, Ferros Fundidos Brancos Resistentes ao Desgaste Abrasivo. In: 3º CONGRESSO BRASILEIRO DE FUNDIÇÃO, São Paulo, ABIFA, Out. 1985. t. 18, 32 p.
- (3) SOUZA SANTOS, A. B. et alii, Efeitos da Substituição Parcial de Molibdênio por Manganês em Ferros Fundidos Brancos com 15% Cr. In: ANAIS DO 34º CONGRESSO ANUAL ABM, Porto Alegre, 1979.
- (4) COSTA, P.H.C. et alii, Efeitos do Molibdênio em Ferros Fundidos Brancos com 15% Cr. In: 35º CONGRESSO ANUAL DA ABM, São Paulo, 1980. p. 295-310, v. 3.
- (5) COSTA, P.H.C. et alii, Efeito no Nióbio sobre a Microestrutura e Resistência ao Desgaste de Ferro Fundidos Brancos. In: 4º CONGRESSO BRASILEIRO DE FUNDIÇÃO, São Paulo, ABIFA, 1987.
- (6) SINÁTORA, A. Et alii, Sequência de Solidificação e Metalografia quantitativa de Ferros Fundidos Brancos com 15% de Cromo. In: ANAIS DO SEMINÁRIO SOBRE PROCESSOS DE FUNDIÇÃO E CONTROLE DE QUALIDADE DE PRODUTOS FUNDIDOS. COFUN - ABM, Joinville, 1987.
- (7) GUESSER, W.L. Using niobium in high-chromium irons. Foundry Management & Technology, 113 (9): 50-2, sept. 1985.
- (8) ZUM GAHR, K.H. How microstructure affects abrasive wear resistance. Metal Progress: 45-52, sep. 1979.
- (9) PARENT-SIMONIN, S. & MARGERIE, J.C. Tenue de diverses nuances de fontes au frottement abrasif et à l'usure par impact de grenaille. In: COOLOGUE INTERNATIONAL SUR LES ALLIAGES FERREUX A HAUTE TENEURS EN CHROME ET EN CARBONE, SAINT-ÉTIENNE, nov. 1973, p. 315-340.
- (10) KOSEL, T.H. & FIORE, N.F. Abrasive Wear in multiphase microstructures. Journal of Materials for Energy Systems, 3: 7-27, sep. 1981.
- (11) ALBRIGHT, D.L. & DUNN, D.J. Wear behavior of iron and steel castings for the mining industry. In: SYMPOSIUM ON METALLURGY OF WEAR RESISTING MATERIALS. AIME, 1982.
- (12) ZUM GAHR, K.H. Einfluss innerer Kerben auf das abrasive Verschleissverhalten. Zeitschrift Metallkunde, 69 (5): 312-19, 1978.
- (13) ABRASIVE WEAR- Report of Iron and Steel Technical Committee, SAE, 1965.
- (14) BORIK, F. & SPONSELLER, D.L. Gouging abrasion test for materials used in ore and rock crushing. Journal of Materials, 6 (3): 576-89, 1971.

- (15) BORIK, F. Using tests to define the influence of metallurgical variables on Abrasion. Metals Engineering Quarterly, may 1972.
- (16) KATAVIC, I. Resistance to wear and tear of some carbide castings. In: INTERNATIONAL FOUNDRY CONGRESS, 46, Madrid, p. 36.1-36.9.
- (17) SAWAMOTO, A.; OGI, K. & MATSUDA, K. Solidification Structures of Fe-C-Cr (V-Nb-W) Alloys, AFS Transactions, 86: 403-16, 1986.
- (18) AGAPOVA, L. I. et alii. Structural features and properties of deformed white cast iron alloyed with vanadium, niobium and titanium. Metal Science and Heat treatment.: 364-67, 1982.
- (19) MARATRAY, F. & USSEGLIO-NANOT, R. Factors affecting the structure of chromium-molybdenum white irons. Paris, Climax Molybdenum S.A., 1970, 32 p.
- (20) CIAS, W.W. Austenite transformation kinetics and hardenability of heat treated 17,5% Cr white cast irons. Transactions of the American Foundrymen's Society, 82, 1974, p. 317-28.
- (21) HIBBS, J.B. Developments in cleaning and fettling os castings. Foundry Trade Journal: 311, sep. 1966.
- (22) GUESSE, W.L. Análise de desempenho em serviço de palhetas de jato de granalla. Indústria de Fundição Tupy Ltda, Documento Interno, 1978.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem aos técnicos Ivo Baumer, Edomar Manske, Geraldo Moehlmänn e à Srta. Mariane Friedemann pelas suas participações neste trabalho, e de modo especial à Indústria de Fundição Tupy Ltda e à Companhia Brasileira de Mineração e Metalurgia pelo patrocínio e pela permissão de publicação deste trabalho.

S U M M A R Y

The influence of niobium additions to chromium white cast irons, submitted to high load abrasive wear, is discussed. In this case, where simultaneous mechanisms of cutting and crack propagation are involved, the recommended niobium contents showed to be related to the intensity of each mechanism action. When crack propagation predominates, 1% Nb gives the best results, however up to 3% Nb are indicated when the cutting mechanism is more important. When both mechanism acts the recommended addition should be between 1 to 3%, depending on the relative intensity of each wearing mechanism.

The effects of niobium additions are mainly due to the presence of niobium carbides (NbC) presenting high hardness and more availability of chromium in the matrix, increasing the hardenability.

TABELA I - Tipos de desgaste que ocorrem em componentes.

TIPO DE DESGASTE	COMPONENTES	LIGAS	TESTES
Sulcamento	- mandíbula de britador (13) - dente de pá de escavadeira(13) - sapatas de trator (13)	- aços Mn - aços médio C, temperados e revenidos	"gougin abrasion test" (14, 15)
Abrasão em moagem	- bolas de moinho (13) - revestimento de moinho (13) - barras de moinho (13) - martelos (13)	- aços alto C, temperados e revenidos - Ni-Hard - ferros fundidos ligados ao Cr.	- teste com areia a úmido (13) - pino ("pin test") (11)
Riscamento	- bombeamento de lammas (13) - sistemas pneumáticos para transporte e estocagem de abrasivos (13)	- Ni-Hard - ferros fundidos ligados ao Cr.	- pino rotativo, com baixa tensão (16) - jato de abrasivo (16) e teste com borracha a úmido (13, 15)

TABELA II - Composição química das ligas estudadas.

COMPONENTE	COMPOSIÇÃO QUÍMICA (%)					ADICÕES EFETUADAS
	C	Cr	Si	Mn	S	
Martelos e palhetas	3,08	17,6	0,55	0,64	0,029	1,04% - 2,08% Mo 0,52% - 0,74% - 1,06% - 3,07Nb
Palhetas	3,08	17,4	1,24	0,47	0,030	0,80% - 1,44% Mo 0,50% - 0,70% Nb
	4,20	18,0	1,32	0,60	0,030	0,80% - 1,84% Mo
Corpos-de-prova de temperabilidade.	2,0	18,1	0,80	0,74	0,018	0,8 % - 1,52% - 3,84% Mo 0,22% - 0,57% - 1,2% - 2,9% Nb 0,96% Mo + 0,22% Nb 1,12% Mo + 0,22% Nb 0,92% Mo + 0,57% Nb 1,2 % Mo + 0,57% Nb 1,2 % Mo + 1,2 % Nb 2,20% Mo + 1,20% Nb 0,96% Mo + 2,9 % Nb 2,0 % Mo + 2,9 % Nb
Bolas de Moinho	2,78	15,65	0,81	0,80	0,022	1,94% Mo
	2,88	15,25	0,77	0,78	0,031	1,06% Mo + 2,24% Nb
	3,46	15,2	0,91	0,80	0,023	0,80% Mo + 5,39% Nb

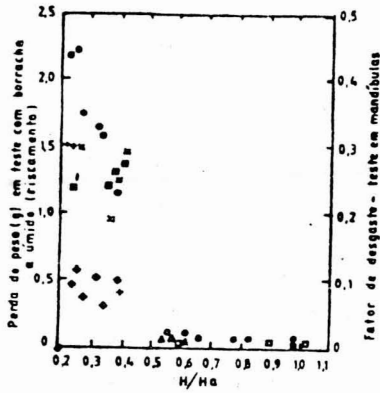


FIGURA 1 - Relação entre perda de peso e coeficiente de dureza (dureza da superfície de desgaste/dureza do abrasivo) (10).

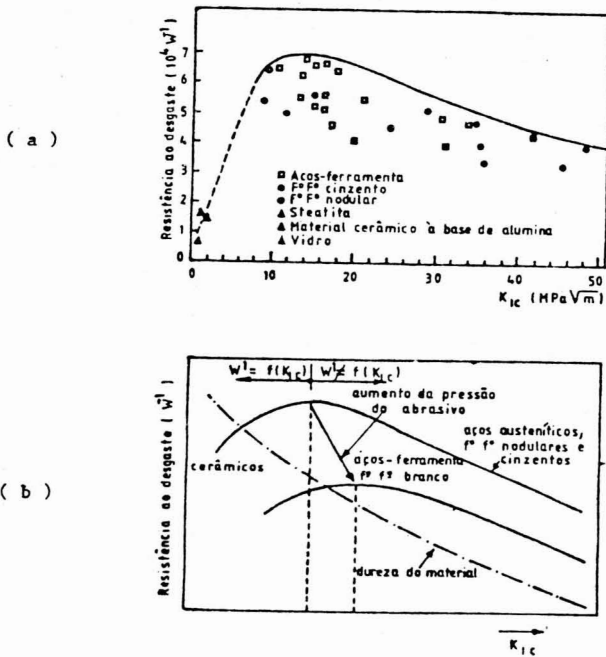


FIGURA 2 - Efeito da tenacidade à fratura (K_{1c}) sobre a resistência ao desgaste (8).

a. resultados com teste de pino

b. esquemático

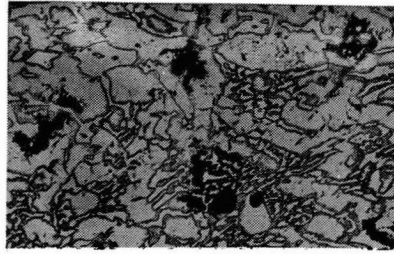


FIGURA 3 - Microestrutura típica de um ferro fundido branco ligado ao cromo, com cerca de 2% Mo. Carbonetos M_7C_3 eutéticos, austenita, perlita e martensita. Nital, 250 x.



0,52% Nb



3,0% Nb

FIGURA 4 - Variação da morfologia do NbC com o teor de nióbio, 1000 x, ataque com oxidação a quente.

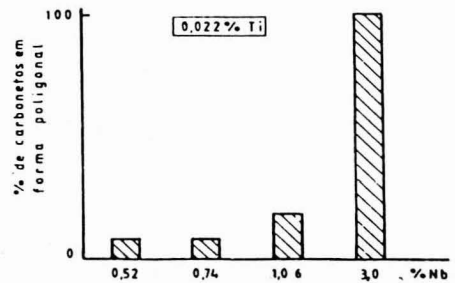
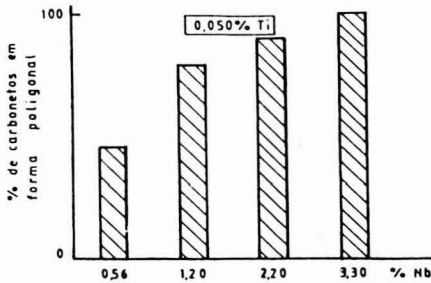


FIGURA 5 - Efeitos dos teores de nióbio e de titânio sobre a morfologia dos carbonetos de nióbio.



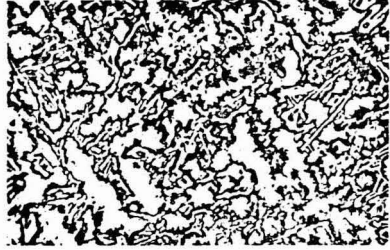
a = em branco



b = 0,52% Nb



c = 1,06% Nb



d = 3,0% Nb



e = 1,04% Mo

FIGURA 6 - Quantidade de perlita em estruturas brutas de solidificação. Nital, 250 x.

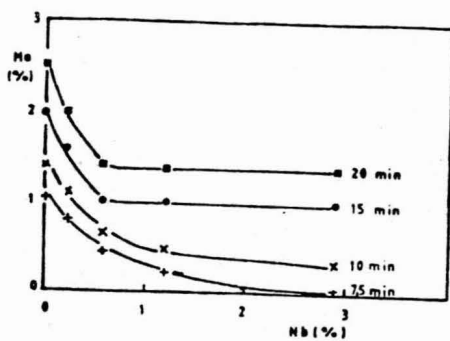
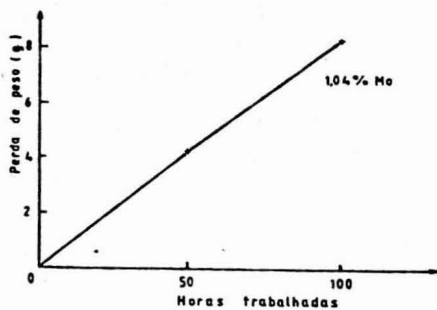
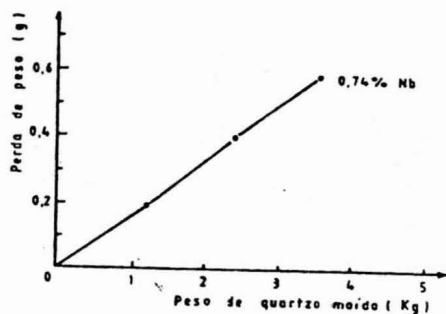


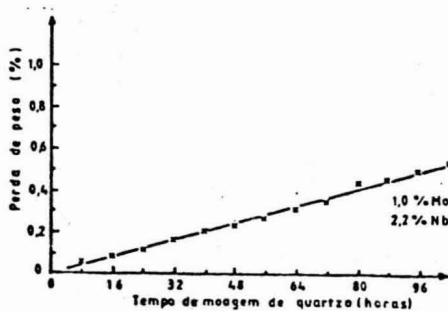
FIGURA 7 - Curvas de tempos correspondentes a 5% de transformação de austenita em perlita, a 700°C.



(a)



(b)



(c)

FIGURA 8 - Curvas típicas de desgaste em palhetas de jato de granalha (a), martelos de moinho (b) e bolas de moinho (c).

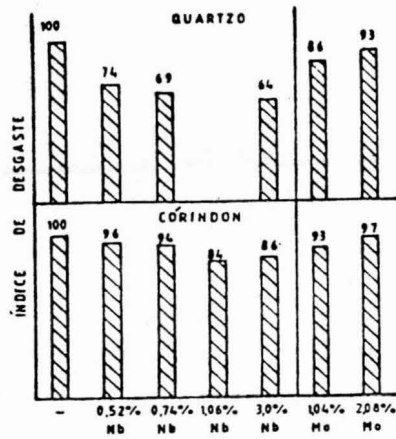


FIGURA 9 - Resultados dos ensaios com moinhos de martelos para quartzo e corindon.



Superfície - 850 x



Seção transversal - Nital, 1000 x

FIGURA 10 - Superfície de desgaste e seção transversal de martelos de moinho - abrasivo corindon.

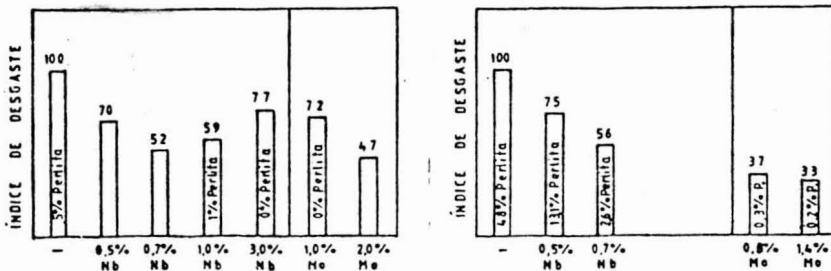
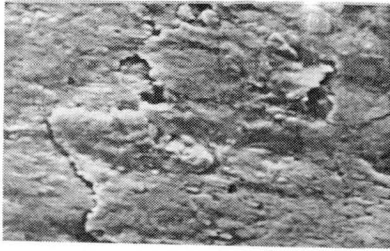
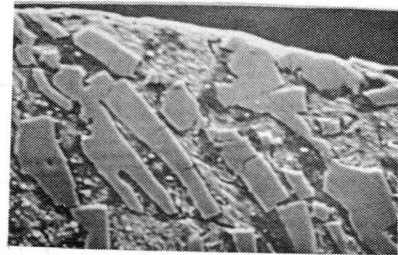


FIGURA 11 - Resultados dos ensaios de desgaste com palhetas de jato de granalha.



Superfície - 1900 x



Seção transversal - 4250 x

FIGURA 12 - Superfície de desgaste e seção transversal em palhetas de jato de granelha.

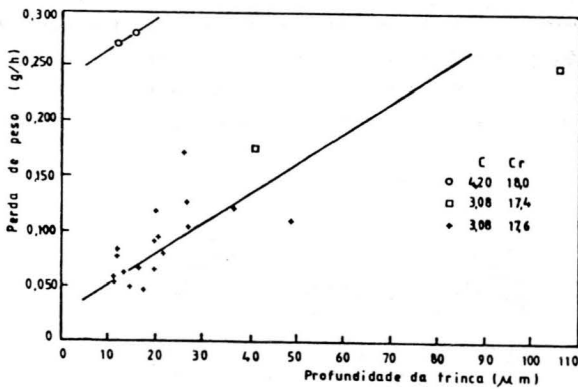


FIGURA 13 - Relação entre desgaste em palhetas de jato de granelha e profundidade de trincas em carbonetos, a partir da superfície desgastada.

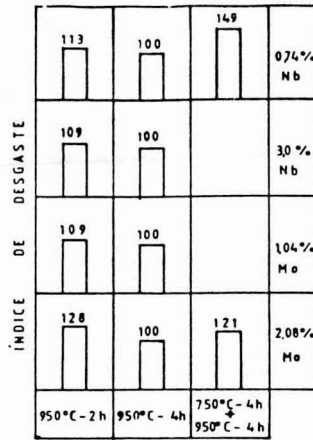


FIGURA 14 - A velocidade de desgaste em palhetas de jato de granalha é aumentada pela presença de austenita retida (menor tempo de desestabilização) e de carbonetos secundários grosseiros resultantes da presença de perlita (tratamento a 700°C) na estrutura anterior ao tratamento de desestabilização.

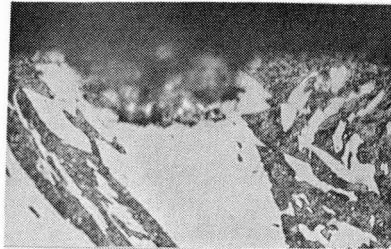


FIGURA 15 - Superfície de desgaste de palheta de jato de granalha, com liga apresentando carbonetos hipereutéticos. Nital, 500 x.

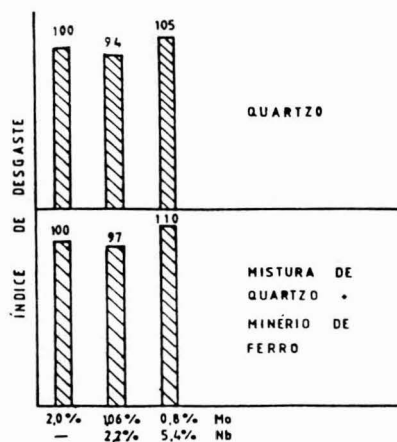
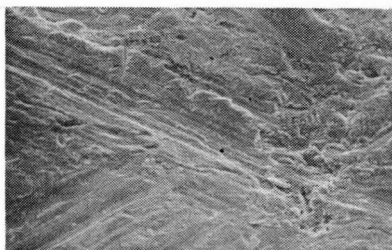
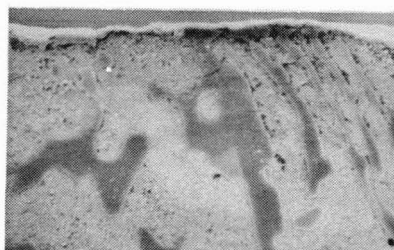


FIGURA 16 - Resultados dos ensaios com bolas de moinho para quartzo e mistura de quartzo e minério de ferro.



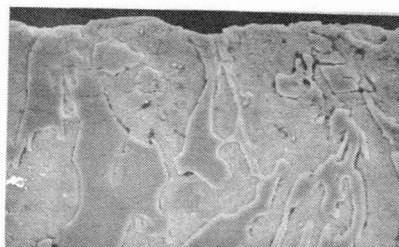
2,2% Nb



2,2% Nb



5,29% Nb
Superfície - 420 x



5,39% Nb
Seção transversal - 1200 x

FIGURA 17 - Superfícies de desgaste e seção transversal de bolas de moinho. Abrasivo: quartzo.

