

# MICROABRASÃO DE LIGAS FERROSAS MULTICOMPONENTES

José Daniel Biasoli de Mello <sup>1</sup>

## Resumo

Neste artigo analisa-se, pela técnica de microscopia eletrônica de varredura de alta resolução, o micromecanismo de desgaste predominante na microabrasão de ligas ferrosas multicomponentes. Foram produzidas duas famílias de ligas com teores variáveis de vanádio ou molibdênio. Para cada série também foi produzida uma liga isenta de carbonetos. Todas as ligas foram tratadas termicamente de forma a produzir três diferentes níveis de dureza da matriz. Os ensaios foram executados em um microabrasômetro de tipo esfera livre, utilizando partículas finas de SiO<sub>2</sub> como abrasivo. As marcas de desgaste foram analisadas pela técnica microscopia eletrônica de varredura. Adicionalmente, foram analisadas seções transversais produzidas por feixe iônico, focalizado pela técnica microscopia eletrônica de varredura de alta resolução. A presença de carbonetos eutéticos afeta fortemente o comportamento em abrasão de ligas ferrosas multicomponentes. O coeficiente de desgaste não é afetado pela natureza e fração volumétrica de carbonetos nem pela dureza da matriz. O mecanismo de desgaste predominante é o sulcamento paralelo característico do deslizamento das partículas na interface. A remoção preferencial da matriz pelas partículas finas de sílica diminui o suporte mecânico dos carbonetos causando fraturas graduais e arrancamento do carboneto.

**Palavras-chave:** Mecanismos de desgaste; Microabrasão; Ligas ferrosas multicomponentes; FIB.

## MICROABRASION OF MULTI COMPONENT FERROUS ALLOYS

### Abstract

In this paper, the effect of microstructural parameters (eutectic carbides and matrix hardness) on the micro abrasive wear of multi-component ferrous alloys abraded by soft, fine abrasive particles is analyzed. Two series of quenched and tempered alloys, with variable vanadium or molybdenum contents and fixed amounts of other elements, were tested. Each series includes an alloy free of carbides (matrix alloy) and alloys containing carbides (carbide rich alloys). Heat treatment produces three different levels of matrix hardness. Free ball micro-abrasion tests were conducted using SiO<sub>2</sub> fine abrasives. The results show that the wear coefficient is not influenced by neither the nature and amount of eutectic carbides nor by the hardness of the matrix. Matrix alloys show a considerably higher micro abrasive wear rate (up to 5 times) than eutectic carbide rich alloys. Special emphasis is given to the wear mechanisms, characterized by Scanning Electron Microscopy and Laser interferometry techniques. Analysis of transversal sections produced by using Focused Ion Beam and High Resolution Scanning Electron Microscopy techniques show that the removal of matrix material due to abrasion with fine silica particles decrease the mechanical supporting of the carbides, which caused gradual fracture and their pull-out.

**Key words:** Wear mechanisms; Ball-cratering test; Multi-component ferrous alloys; FIB.

## I INTRODUÇÃO

Ferros fundidos brancos multicomponentes contendo elementos fortemente formadores de carbonetos, como Cr, Mo, W, V, Nb e Co, apresentam uma excelente reputação como materiais resistentes ao desgaste em aplicações severas, tais como cilindros de laminação e rolos para pulverização de minerais.<sup>(1)</sup> A microestrutura dessas ligas é bastante complexa consistindo, geralmente, de uma matriz de martensita revenida e diferentes tipos

de carbonetos duros.<sup>(2)</sup> A composição química dessas ligas tem como base a composição do aço rápido M2 (1% C; 4% Cr; 6% W; 5% Mo; 2% V).

A porcentagem volumétrica de carbonetos, a morfologia, natureza e distribuição de carbonetos primários e eutéticos exercem uma grande influência na tenacidade e, conseqüentemente, no comportamento tribológico das ligas<sup>(3-8)</sup> que também é fortemente afetado pela micro dureza da matriz.<sup>(7-11)</sup> Ainda que a literatura reporte o coeficiente de atrito relativamente alto das ligas

<sup>1</sup>Professor Titular, Laboratório de Tribologia e Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia – UFU, Bloco 1M, Sala 1M218, Cep 38400-902, Uberlândia, MG, Brasil. E-mail: Itm-demello@ufu.br

ferrosas multicomponentes como uma das suas piores características,<sup>(6,8)</sup> principalmente quando comparadas com os ferros fundidos brancos alto cromo (FFBAC), outros autores mostram que essas ligas apresentam coeficiente de atrito equivalente ou mesmo menor em altas temperaturas.<sup>(12)</sup>

Valores elevados de coeficiente de atrito são associados a grande consumo energético durante a laminação a quente,<sup>(9,13,14)</sup> sendo explicado pelo desgaste preferencial da matriz mais mole e menos resistente ao desgaste que os carbonetos.<sup>(6,9,13,14)</sup> Neste caso, os carbonetos ficam proeminentes e atuam com asperidades duras gerando desgaste abrasivo no contra-corpo. O desgaste abrasivo é responsável pelo maior coeficiente de atrito.

Por outro lado, a tribocamada gerada na superfície dos cilindros tem, igualmente, uma forte influência no comportamento tribológico sendo, geralmente, considerada um fator mitigante do atrito e do desgaste.<sup>(15-17)</sup> A redução do coeficiente de atrito, por sua vez, é dependente da espessura e natureza da tribo camada formada.<sup>(18-19)</sup> Segundo Munther e Lenard<sup>(20)</sup> uma camada espessa induz coeficientes de atrito menores, uma vez que a camada aporta um certo grau de lubrificidade. Por outro lado, uma camada mais fina é mais aderente e, em consequência, mais difícil de ser removida. Adicionalmente, a presença da tribo camada não apenas influencia o comportamento tribológico dos cilindros de laminação influenciando na vida destes componentes como também podem alterar a qualidade do produto sendo produzido pelo processo de laminação. Óxidos moles podem induzir uma redução no desgaste e coeficiente de atrito enquanto que tribocamadas duras podem atuar como abrasivos aumentando esses parâmetros.

De Mello<sup>(21)</sup> em trabalho recente, mostra a viabilidade de reproduzir, laboratorialmente, os mecanismos de desgaste atuantes na aplicação real de cilindros de laminação a quente pela utilização de uma nova metodologia. Os mecanismos de desgaste atuantes nas condições impostas em laboratório são bastante semelhantes àquelas encontradas na análise de cilindros após a laminação a quente de placas de aço carbono. Neste caso, as condições impostas produzem, dentre outros, desgaste abrasivo como evidenciado pela presença de riscos bastante finos (menores do que os carbonetos) na superfície desgastada.

A resistência a abrasão, por sua vez, é uma propriedade sistêmica e complexa dependendo de natureza, volume, morfologia e distribuição dos carbonetos primários e eutéticos. Adicionalmente, a microdureza da matriz também afeta, fortemente, a resistência à abrasão.<sup>(16,18,22,23)</sup> Em particular, altos níveis de deformação plástica da matriz podem ocasionar fraturas subsuperficiais e lascamento dos carbonetos duros e frágeis.<sup>(24)</sup>

Muito embora a influência da microestrutura e natureza do abrasivo na microabrasão de ligas ferrosas multicomponentes tenham sido objeto de estudos recentes,<sup>(25,26)</sup> alguns aspectos ainda necessitam ser elucidados, em particular, o efeito de partículas abrasivas moles e pequenas.

O objetivo deste artigo é avaliar o efeito de parâmetros microestruturais (carbonetos eutéticos e microdureza da matriz) no comportamento em microabrasão de ligas ferrosas multicomponentes. É dada ênfase especial aos micromecanismos de desgaste.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras estudadas pertencem a duas famílias com teores variáveis de vanádio (Ligas V – 5,0%V, 6,5%V, 8,0%V) ou molibdênio (Ligas M – 2,0%Mo, 3,5%Mo, 5,0%Mo) sendo mantidos constantes os outros elementos (2,0% C; 2,0% W; 4,0% Cr). Cada família inclui uma liga isenta de carbonetos (LM=Liga Matriz) e ligas ricas em carbonetos (LRC). Tratamentos térmicos distintos, extensivamente estudados e otimizados por Silva<sup>(27)</sup> e Silva e Bocallini,<sup>(28)</sup> produziram matrizes apresentando três diferentes níveis de microdureza (450 HV, 550 HV e 650 HV).

Objetivando diferenciar os tipos de carbonetos eutéticos, após retificação, lixamento e polimento, as amostras foram atacadas com o reativo Nygren (50 % [10 mL HNO<sub>3</sub>, 100 mL álcool] 50% [1 g ácido pícrico, 5 mL HCl e 100 mL etanol]).

A metalografia quantitativa foi realizada com a ajuda do *software* dedicado Image-Pro Plus® - Media Cybernetics. Para diferenciar os carbonetos, as amostras foram reatacadas a quente com o reativo Groesbeck (1 g KOH, 4 g KMnO<sub>4</sub>, 95 mL H<sub>2</sub>O).

Foram realizados pelo menos cinco ensaios de dureza Vickers (40 kgf) por amostra. A microdureza da matriz foi determinada nas amostras atacadas com o reativo de Groesbeck, com carga de 50 gf, sendo realizados, no mínimo, onze medidas por amostra.

A superfície das amostras para ensaios de desgaste foram lapidadas utilizando (SiC) # 220 por cerca de 15 minutos, sendo limpas por cinco minutos por imersão em banho ultrassônico de acetona. Este processo, além de minimizar o efeito da topografia de superfície nos resultados, produz uma rugosidade média ( $S_a$ ) próxima daquela apresentada pelos cilindros de laminação no início de campanha.

Os ensaios abrasivos foram executados em um microabrasômetro de tipo esfera livre, utilizando partículas finas de SiO<sub>2</sub> dispersas em água destilada (10 g.cm<sup>-3</sup>) como meio abrasivo. Foi utilizada uma esfera ( $\phi=30$  mm) de aço SAE 52100 como contra-corpo, que induziu uma força normal de  $0.45 \pm 0.01$  N constantemente monitorada por uma célula de carga.

As marcas de desgaste foram analisadas pelas técnicas de microscopia ótica, microscopia eletrônica de varredura e interferometria laser. Adicionalmente foram analisadas, seções transversais produzidas por pela técnica de feixe iônico focalizado por microscopia eletrônica de varredura de alta resolução.

### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

A Figura 1 mostra aspectos típicos da microestrutura das ligas após tratamento térmico.

As ligas matrizes (Figura 1a) apresentam uma microestrutura típica das ligas ferrosas multicomponentes temperadas e revenidas: martensita revenida e carbonetos secundários bastante finos. As ligas ricas em carbonetos (Ligas V e ligas M), por sua vez, têm sua microestrutura constituídas por carbonetos eutéticos, dispersos numa matriz de martensita revenida. A microestrutura da liga V5 é nitidamente dendrítica (Figura 1b). Esse aspecto não é tão evidente nas outras ligas ainda que as mesmas apresentem carbonetos interdendríticos. Aparentemente, um aumento do teor de vanádio produz um aumento na quantidade volumétrica de carbonetos de tipo MC associada a um decréscimo dos carbonetos  $M_2C$  (Figura 1c). As ligas ricas em molibdênio apresentam uma maior quantidade de carbonetos mais homogêneamente distribuídos (Figuras 1d e 1e). A morfologia desses carbonetos eutéticos é discutida detalhadamente por Silva<sup>(27)</sup> e Silva e Bocallini,<sup>(28)</sup> que estudam as mesmas ligas.

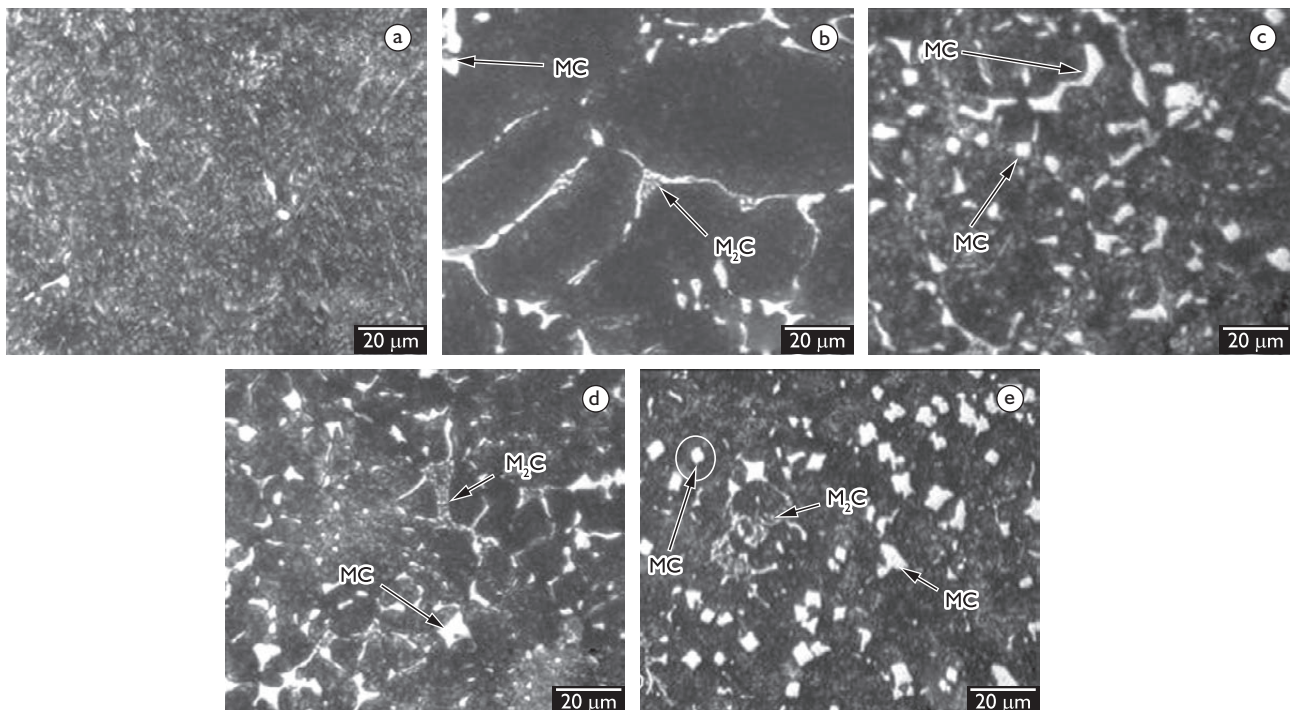
A microestrutura das ligas matriz, como já comentado, é típica de martensita revenida e varia de aspecto acicular para ripas, de acordo com o teor de carbono da matriz.<sup>(4,29)</sup>

A Tabela 1 sintetiza os principais parâmetros morfológicos associados com os carbonetos eutéticos.

As ligas ricas em molibdênio apresentam uma maior quantidade de carbonetos eutéticos. Acréscimos nos teores de vanádio e molibdênio produzem um aumento na quantidade total de carbonetos, ao passo que a adição de vanádio produz um aumento na quantidade de carbonetos MC, associada com um nítido decréscimo na porcentagem de  $M_2C$ . Esta constatação confirma o alto teor de vanádio dos carbonetos MC reportado na literatura.<sup>(6,13,30,31)</sup> Ao contrário, maiores teores de molibdênio geram decréscimos nos teores de MC e aumento na porcentagem de  $M_2C$ .

Com exceção da liga V5, o livre caminho médio entre carbonetos varia muito pouco. Nesta liga, os carbonetos eutéticos concentram-se nas regiões interdendríticas, que associado com o baixo teor de vanádio e, como consequência, células eutéticas maiores induzem uma maior distância entre a rede de carbonetos. O tamanho médio dos carbonetos é estatisticamente equivalente para as ligas V5 e V6.5, sendo ligeiramente maior para as ligas V8.

Para as ligas V, aumentos na porcentagem volumétrica e tamanho dos carbonetos MC produzem um decréscimo no livre caminho médio. Aumentando-se



**Figura 1.** Microestruturas típicas observadas por MEV de amostras atacadas com Nygren: a) liga matriz; b) liga V5; c) liga V8; d) liga M3.5; e) liga M5.

**Tabela I.** Parâmetros morfológicos dos carbonetos eutéticos

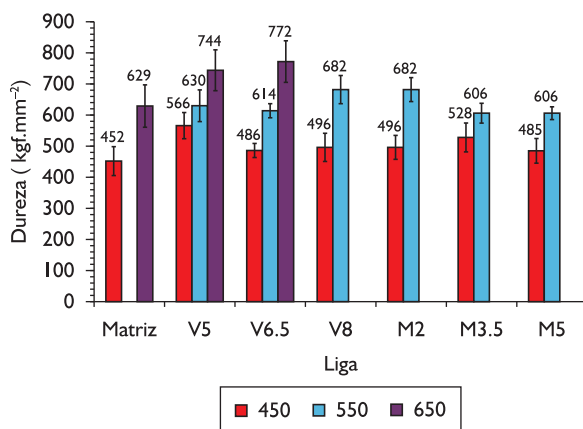
Liga	Porcentagem volumétrica de carbonetos (%)			Diâmetro carbonetos MC ( $\mu\text{m}$ )	Livre caminho médio ( $\mu\text{m}$ )
	Total	MC	M <sub>2</sub> C		
V5	9,20 $\pm$ 0,27	5,72 $\pm$ 0,69	3,49 $\pm$ 0,41	3,12 $\pm$ 0,13	51,47
V6.5	11,72 $\pm$ 0,23	9,77 $\pm$ 0,50	1,95 $\pm$ 0,23	3,29 $\pm$ 0,08	30,37
V8	11,41 $\pm$ 0,17	10,94 $\pm$ 0,30	0,47 $\pm$ 0,11	3,63 $\pm$ 0,09	29,55
M2	12,64 $\pm$ 0,17	12,04 $\pm$ 0,30	0,60 $\pm$ 0,12	4,03 $\pm$ 0,10	29,44
M3.5	12,84 $\pm$ 0,22	9,87 $\pm$ 0,59	2,97 $\pm$ 0,34	3,09 $\pm$ 0,08	28,17
M5	13,24 $\pm$ 0,36	10,45 $\pm$ 0,70	2,79 $\pm$ 0,27	3,38 $\pm$ 0,10	28,97

o teor de vanádio geram-se maiores quantidades de carbonetos maiores e, portanto, uma menor distância entre eles.

Adicionalmente, maiores teores de vanádio podem reduzir o intervalo de solidificação tanto para a austenita ( $\gamma$ ) quanto para a reação eutética  $\gamma + \text{MC}$ , como mostrado na literatura.<sup>(30,32)</sup>

Ao contrário, para as ligas M, um aumento na fração volumétrica de carbonetos é associado com um aumento no tamanho dos carbonetos e, em consequência, um maior livre caminho médio entre eles.

Como os carbonetos eutéticos são muito duros, as ligas ricas em carbonetos apresentam maiores valores para a macrodureza do que as ligas matriz, como mostrado na Figura 2. As ligas V são mais duras que as ligas M. Como consequência dos diversos tratamentos térmicos conduzidos, ligas com a mesma composição química são tanto mais duras quanto maior for a microdureza da matriz. Não foi possível endurecer as ligas M até a dureza de 650  $\mu\text{HV}$ . Estas ligas contêm altos teores de vanádio (8%) e carbono (2%), que induzem a formação de carbonetos de tipo MC, com conseqüente empobrecimento da matriz em carbono, gerando martensitas mais moles.

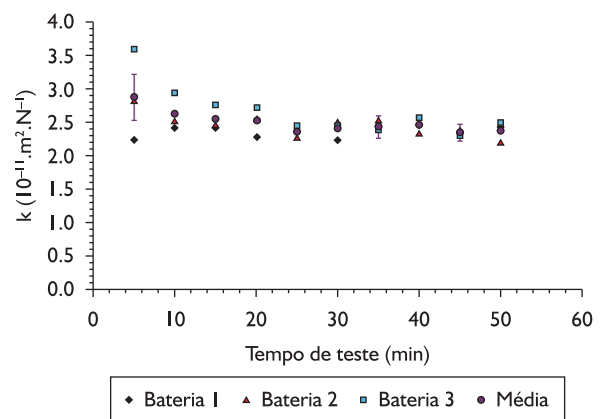
**Figura 2.** Efeitos da composição química e da microdureza da matriz na macrodureza das ligas.

A Figura 3 mostra a evolução do coeficiente de desgaste com o tempo de ensaio para a liga matriz. Este comportamento é típico de todas as ligas estudadas. Os ensaios foram realizados em três baterias de dez ensaios cada. Os valores médios foram calculados e também são mostrados nesta figura.

O coeficiente de desgaste microabrasivo ( $k$ ) varia de uma maneira aleatória nos instantes iniciais do ensaio e estabiliza-se após cerca de 30 minutos. Após esse período, a dispersão sofre uma redução marcante e a evolução do desgaste torna-se praticamente constante.

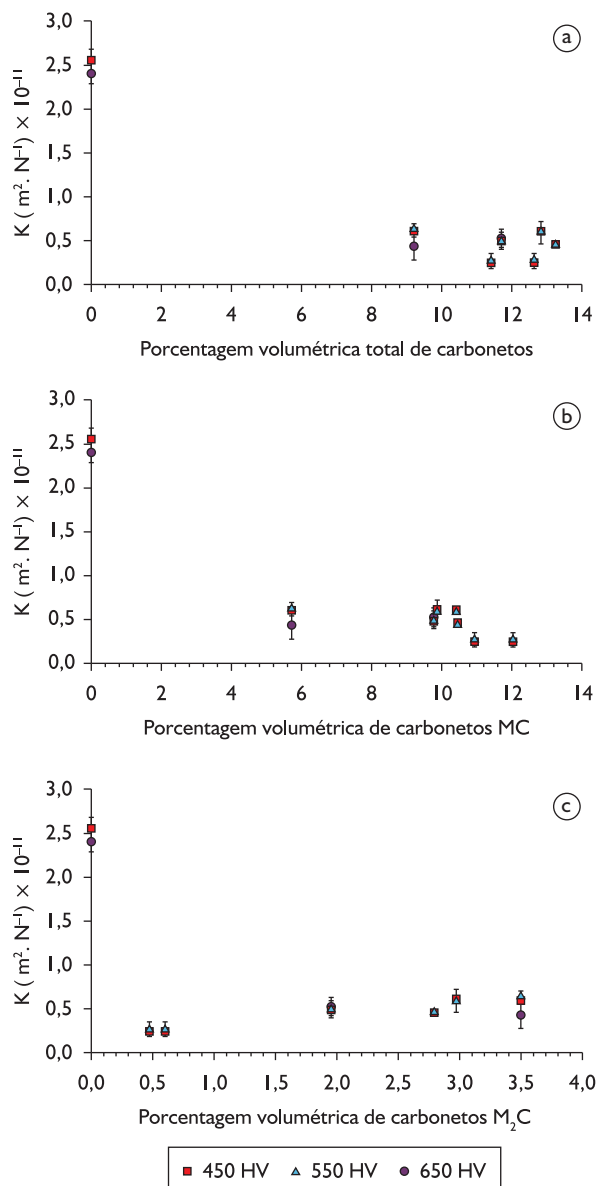
Neste artigo, todas as análises são realizadas no regime permanente de desgaste. Este regime é representado por um coeficiente de desgaste médio ( $K$ ) calculado como a média dos resultados obtidos nos tempos de 40 minutos, 45 minutos e 50 minutos, sendo, portanto a média de nove ensaios para cada condição estudada. O tempo para o estabelecimento do regime permanente é menor para as ligas ricas em carbonetos. A Tabela 2 sintetiza estes valores.

A Figura 4 mostra os efeitos da natureza e da porcentagem volumétrica de carbonetos eutéticos no coeficiente de desgaste microabrasivo. O coeficiente de desgaste microabrasivo não sofre influência da natureza

**Figura 3.** Evolução do coeficiente de desgaste com o tempo de ensaio.

**Tabela 2.** Coeficientes de desgaste microabrasivo (regime permanente)

Liga	Micro dureza da matriz		
	450 HV	550 HV	650 HV
Matriz	2,55 ± 0,13		2,40 ± 0,11
V5	0,60 ± 0,06	0,64 ± 0,05	0,43 ± 0,15
V6.5	0,49 ± 0,07	0,50 ± 0,10	0,53 ± 0,10
V8	0,48 ± 0,10	0,57 ± 0,13	
M2	0,48 ± 0,10	0,57 ± 0,13	
M3.5	0,61 ± 0,05	0,59 ± 0,13	
M5	0,46 ± 0,04	0,45 ± 0,03	

**Figura 4.** Efeito da porcentagem volumétrica de carbonetos e microdureza da matriz no coeficiente de desgaste microabrasivo: a) porcentagem volumétrica de carbonetos eutéticos (total); b) porcentagem volumétrica de carbonetos MC; c) porcentagem volumétrica de carbonetos M<sub>2</sub>C.

e da quantidade de carbonetos eutéticos, bem como da microdureza da matriz. Ainda que a macrodureza das ligas tenham quase que dobrado, seu efeito no desgaste microabrasivo é também negligenciável. No entanto, as ligas matrizes (ligas isentas de carbonetos) apresentam uma taxa de desgaste microabrasivo consideravelmente elevada: até cinco vezes maiores do que as das ligas ricas em carbonetos. Mesmo não se levando em consideração as ligas isentas de carbonetos, não existe uma correlação clara e consistente entre o coeficiente de desgaste microabrasivo e a porcentagem volumétrica e natureza dos carbonetos, bem como a microdureza da matriz.

A Figura 5 mostra aspectos típicos das superfícies que sofreram abrasão e ilustram os mecanismos de desgaste atuantes de acordo com a família das ligas e microdureza da matriz.

O mecanismo de desgaste predominante é o sulcamento direcional similar ao encontrado na abrasão a dois corpos. Este mecanismo ocorre nos ensaios de microabrasão quando uma parcela significativa das partículas abrasivas desliza sem rolar na interface amostra/esfera, produzindo uma série de ranhuras finas e paralelas na superfície da amostra.

A quantidade e dimensões das ranhuras presentes na superfície da liga matriz (Figura 5a) são maiores do que aquelas presentes nas ligas ricas em carbonetos, explicando, assim, o maior coeficiente de desgaste dessas ligas.

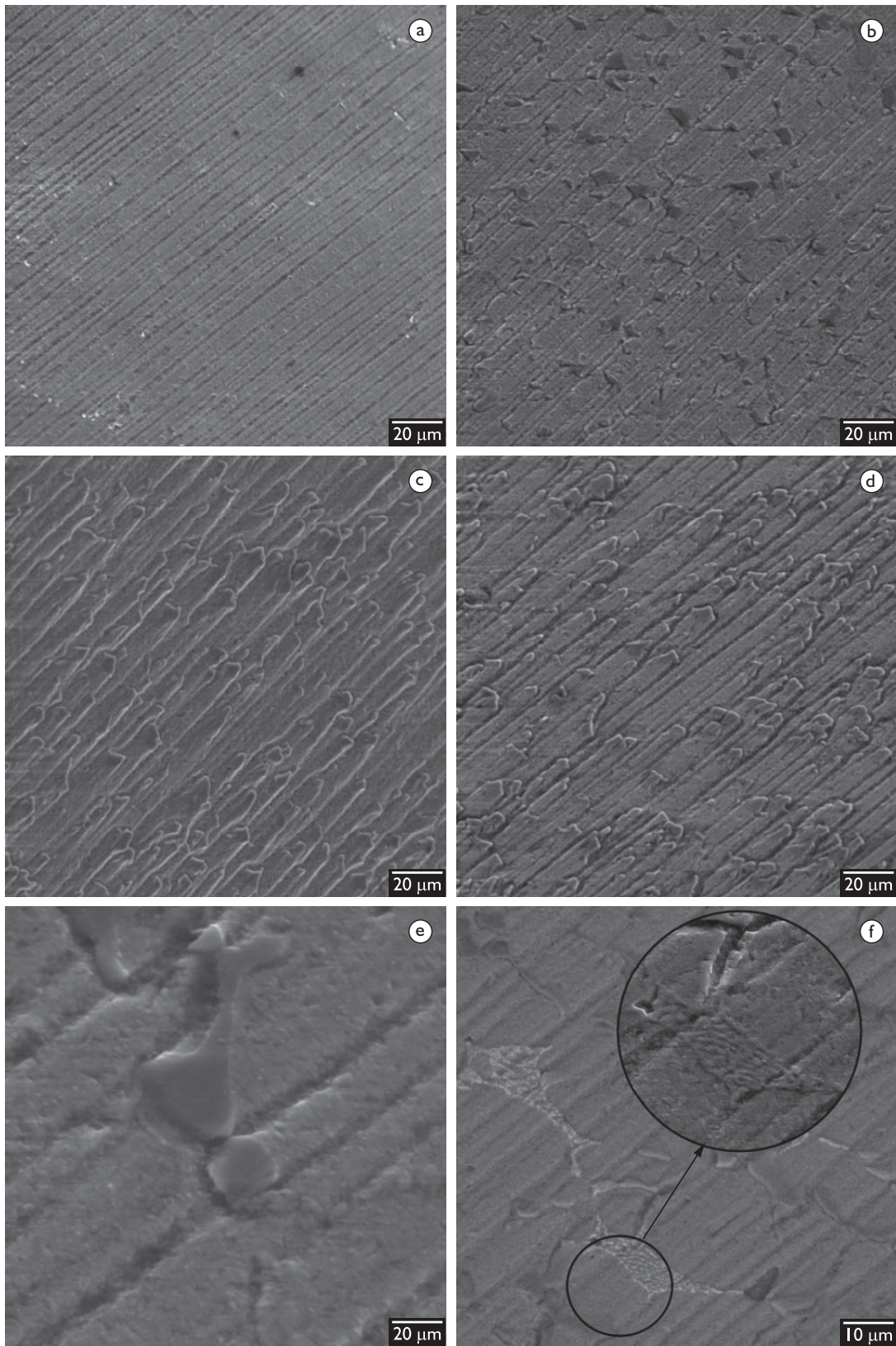
A presença dos carbonetos MC provoca a interrupção/desvio de direção das ranhuras (Figura 5d), enquanto que os carbonetos M<sub>2</sub>C são cortados/riscados pelas partículas abrasivas (Figura 5e). Observa-se, também, que a matriz, mais mole, sofre desgaste preferencial pelas partículas de SiO<sub>2</sub>, que pode levar a um maior lascamento dos carbonetos em função da maior exposição destes às partículas abrasivas (Figuras 5c e 5d).

Seções transversais típicas obtidas por feixe iônico focalizado (FIF) e analisadas pela técnica de microscopia eletrônica de varredura de alta resolução (MEVAR) são mostradas na Figura 6.

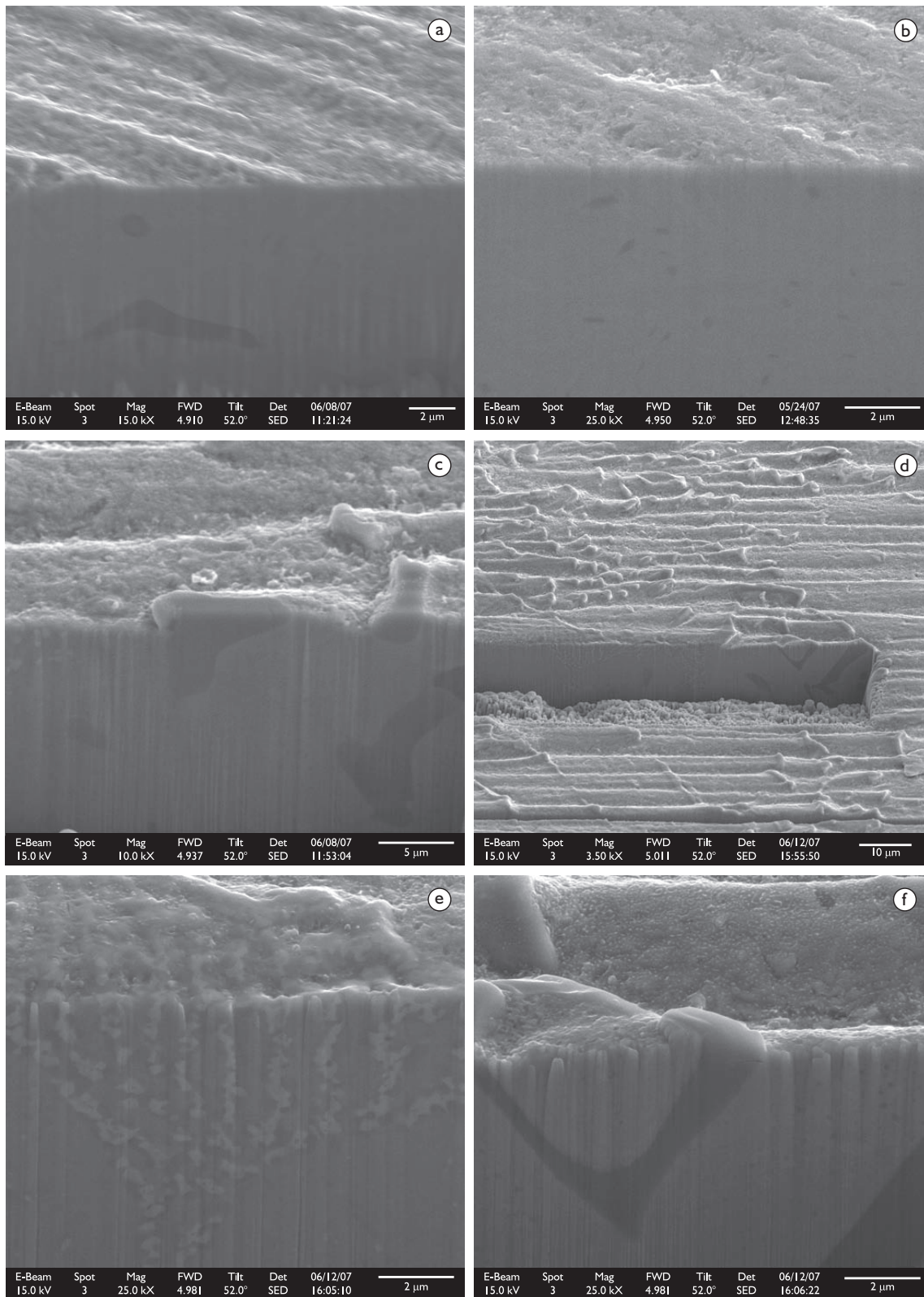
A deformação plástica presente na marca de desgaste e na subsuperfície das ligas matrizes é bastante similar, não obstante a grande diferença de dureza (450 Hv e 650 Hv), explicando, assim, a mesma taxa de desgaste apresentada por elas.

Como já indicado, os carbonetos MC, ainda que menores que as ranhuras produzidas pelas partículas abrasivas,<sup>(15)</sup> mostram grande capacidade de bloqueio e desvio de direção das ranhuras, como evidenciado pelas Figuras 6c e 6d.

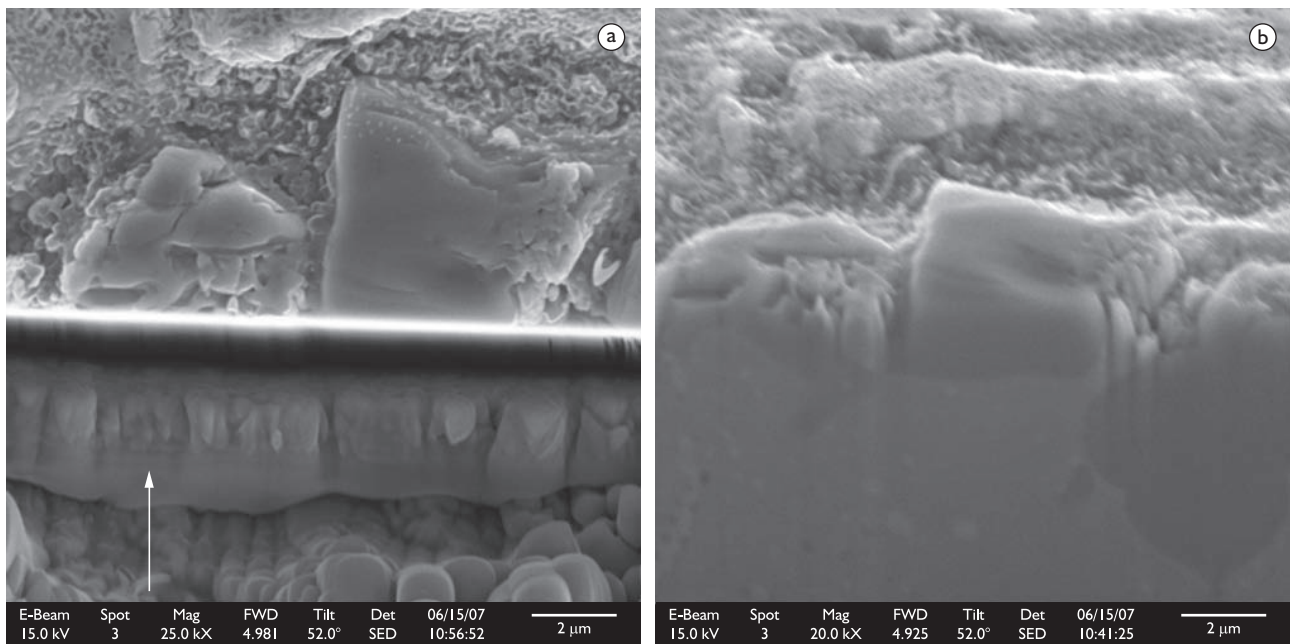
A diferença de comportamento dos carbonetos MC e M<sub>2</sub>C de pequenas dimensões é ilustrada nas Figuras 6d e 6e. Em ambos os casos, os carbonetos não apresentam trincas nem foram fragmentados mesmo na sua parte proeminente, ainda que os carbonetos MC causem bloqueio e os carbonetos M<sub>2</sub>C sejam riscados ou mesmo



**Figura 5.** Aspectos típicos das marcas de desgaste, observadas por MEV: a) liga Matriz, 650HV; b) V6.5 450HV; c) M5 450HV; d) M5 550HV; e, f) V6.5 650HV.



**Figura 6.** Aspectos típicos de seções transversais produzidas por FIF, observadas por MEVAR: a) Liga matriz, 450HV; b) Liga matriz, 650HV; c) V5 450HV; d) V5 650HV; e, f) Detalhes de d.



**Figura 7.** Aspecto típico de seção transversal produzida por FIF, observadas por MEVAR. M5 550HV: a) vista superior; b) vista lateral na direção da seta mostrada em a.

cortados pelas partículas abrasivas. Para os carbonetos MC de dimensões avantajadas, o desgaste preferencial da matriz diminui o suporte mecânico dos carbonetos, causando a fratura gradual e seu estilhaçamento (Figura 7).

#### 4 CONCLUSÃO

Os parâmetros microestruturais (carbonetos eutéticos e microdureza da matriz exercem uma forte influência no comportamento em microabrasão de ligas ferrosas multicomponentes.

O coeficiente de desgaste não é influenciado nem pela natureza e porcentagem volumétrica de carbonetos eutéticos nem pela microdureza da matriz. No entanto, as ligas isentas de carbonetos apresentam uma taxa de desgaste muito maior (5×) do que as apresentadas pelas ligas ricas em carbonetos.

O mecanismo de desgaste predominante é o sulcamento direcional, similar ao encontrado na abrasão a dois corpos. O desgaste preferencial da matriz diminui o suporte mecânico dos carbonetos causando a fratura gradual e seu estilhaçamento.

#### Agradecimentos

O autor agradece ao Dr. João Luiz Teixeira Mendes pela ajuda na realização dos ensaios microabrasivos. Esta pesquisa foi financiada pela Fundação Fulbright e Capes. As análises, utilizando FIF e MEVAR, foram conduzidas no Centre for Microanalysis of Materials, University of Illinois, mantido pelo U.S. Department of Energy, pelo projeto DEFG02-96-ER45439.

#### REFERÊNCIAS

- 1 MATSUBARA, Y. et al Solidification and abrasion wear of white cast irons alloyed with 20% carbide forming elements. *Wear*, v. 250, n. 1-2, p. 502-10, Oct. 2001. [http://dx.doi.org/10.1016/S0043-1648\(01\)00599-3](http://dx.doi.org/10.1016/S0043-1648(01)00599-3)
- 2 BOCCALINI JUNIOR, M., GOLDENSTEIN, H. Solidification of high speed steels. *International Materials Reviews*, v. 46, n. 2, p. 92-115, Feb. 2001. <http://dx.doi.org/10.1179/095066001101528411>
- 3 DURAND-CHARRE, M. *Microstructure of steels and cast irons*. Berlin: Springer; Heidelberg, New York, 2004.
- 4 SUNGHAK LEE et al, Correlation of microstructure and fracture toughness in three high-speed steel rolls. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 28, n. 1, p. 123-34, 1997. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-997-0088-4>
- 5 MATSUBARA, Y.; BOCCALINI, M. J.; SINATORA, A. Overview: high speed steels for hot rolling mill rolls. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO PROCESSO E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 37., 2000, Curitiba, PR. *Proceedings...* São Paulo: ABM, 2000. p. 587-96.



- 6 PARK, J. W.; LEE, H. C.; LEE, S. Composition, microstructure, hardness, and wear properties of high speed steel rolls. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 30, n. 2, p. 399-409, 1999. <http://dx.doi.org/10.1007/s11661-999-0329-9>
- 7 PELIZZARRI, M.; MOLINARI, A.; STRAFFELINI, G. Tribological behavior of hot rolling rolls. *Wear*, v. 259, n. 7-12, p. 1281-9, July-Aug. 2005.
- 8 PELIZZARRI, M., et al. Wear and friction behavior of high chromium iron and high speed steels for hot rolls. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ABRASION 2005, 2005, São Paulo, SP. Abrasion wear resistant alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills. *Proceedings...* São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005. p. 189-98.
- 9 SKOCZYNSKI, R. J.; WALMAG, G.; BREYER, J. P. High speed steel rolls in the hot strip mill. In: SARUC CONFERENCE 1997, Vanderbijlpark, Gauteng, South Africa, 1997. *Proceedings...* [S.n.t.]. p. 1-15.
- 10 KIM, C. K. et al Effects of complex carbide fraction on high-temperature wear properties of hard facing alloys reinforced with complex carbides. *Materials Science & Engineering A*, v. 349, n. 1-2, p. 1-11, May 2003. [http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093\(01\)01850-0](http://dx.doi.org/10.1016/S0921-5093(01)01850-0)
- 11 MILAN, J. C. G. et al Efeito da força normal no comportamento tribológico em alta temperatura de um aço rápido. In: CONGRESSO ANUAL DA ABM, 58., 2003. *Proceedings...* São Paulo: ABM, 2003. p. 750-9.
- 12 MILAN, J. C. G. et al Effect of temperature, normal load and pre-oxidation on the sliding wear of multi-component ferrous alloys. *Wear*, v. 259, n. 1-6, p. 412-23, July-Aug. 2005.
- 13 HASHIMOTO, M. et al Development and application of high speed tool steel rolls in hot strip rolling. *Nippon Steel Technical Report*, n. 66, p. 82-90, Jul. 1995.
- 14 SINNAEVE, M. HSS work rolls for hot mill finishing stands: a real success story? In: INTERNATIONAL CONFERENCE ABRASION 2005, 2005, São Paulo, SP. Abrasion wear resistant alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills. *Proceedings...* São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005. p. 107-28.
- 15 RABINOWICKS, E. Friction and wear of materials. New York: John Wiley and Sons, 1965. 244 p.
- 16 ZUM GAHR, K.- H. *Microstructure and wear of materials*. Amsterdam: Elsevier, 1987. 560 p.
- 17 EYRE, T. S. Friction and wear mechanisms. In: SEMINÁRIO BRASILEIRO SOBRE MATERIAIS RESISTENTES AO DESGASTE, 2., 1991, Uberlândia, MG. *Anais...* São Paulo: ABM, 1991. p. 263-92.
- 18 HUTCHINGS, I. M. *Tribology: friction and wear of engineering materials*. London: Arnold, 1992. 273 p.
- 19 LUONG, L. H. S.; HEIJKOOP, T. The influence of the scale on friction in hot metal working. *Wear*, v. 71, n. 1, p. 93-102, Sep. 1981. [http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648\(81\)90142-3](http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648(81)90142-3)
- 20 MUNTHER, P.; LENARD, J. G. The effects of scaling on interfacial friction in hot rolling of steels. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 88, n. 1-3, p. 105-13, Apr. 1999. [http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136\(98\)00392-6](http://dx.doi.org/10.1016/S0924-0136(98)00392-6)
- 21 DE MELLO, J.D.B. Tribological behavior of multi-component ferrous alloys. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ABRASION 2005, 2005, São Paulo, SP. Abrasion wear resistant alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills. *Proceedings...* São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005. p. 19-45.
- 22 CHEN He-Xing et al. Effect of niobium on wear resistance of 15%Cr white cast iron. *Wear*, v. 166, n. 2, p. 197-201, July 1993. [http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648\(93\)90262-K](http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648(93)90262-K)
- 23 TABRETT, C. P.; SARE, I. R.; GHOMASHCHI, M. R. Microstructure-property relationships in high chromium white iron alloys. *International Materials Reviews*, v. 41, n. 2, p. 59-83, 1996. <http://dx.doi.org/10.1179/095066096790326075>
- 24 SARE, I. R., ARNOLD, K. Gouging abrasion of wear-resistant alloy white cast irons. *Wear*, v. 131, n. 1, p. 15-37, May 1989. [http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648\(89\)90243-3](http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648(89)90243-3)
- 25 BADISCH, E.; MITTERER, C. Abrasive wear of high speed steels: Influence of abrasive particles and primary carbides on wear resistance. *Tribology International*, v. 36, n. 10, p. 765-70, Oct. 2003. [http://dx.doi.org/10.1016/S0301-679X\(03\)00058-6](http://dx.doi.org/10.1016/S0301-679X(03)00058-6)
- 26 RICHTER, J. Tribological evaluation of high-speed steels with a regulated carbide phase. *Materials Characterization*, v. 50, n. 4-5, p. 339-47, 2003. <http://dx.doi.org/10.1016/j.matchar.2003.08.002>
- 27 SILVA, C. R. S. *Fadiga térmica de ferros fundidos brancos multicomponentes*. 2003. 154 p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais) – Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo, 2003.
- 28 SILVA, C. R. S.; BOCCALINI, M. Thermal fatigue of high speed steels for rolls. In: INTERNATIONAL CONFERENCE ABRASION 2005, 2005, São Paulo, SP. Abrasion wear resistant alloyed white cast iron for rolling and pulverizing mills. *Proceedings...* São Paulo: Instituto de Pesquisas Tecnológicas, 2005. p. 93-106.
- 29 DE MELLO, J. D. B.; DURAND-CHARRE, M.; HAMAR-THIBAUT, S. Solidification and solid state transformations during cooling of chromium molybdenum white cast irons. *Metallurgical Transactions, A*, v. 14, n. 9, p. 1793-801, 1983.

- 30 KEUN CHUL HWANG; SUNGHAK LEE; HUI CHOON LEE. Effects of alloying elements on microstructure and fracture properties of cast high speed steel rolls Part I: Microstructural analysis. *Materials Science and Engineering A*, v. 254, n. 1-2, p. 282-95, Oct. 1998.
- 31 WU, H. Q. et al. Solidification of Multi-alloyed white cast iron: type and morphology of carbides. *AFS Transactions*, v. 104, p. 103-8, 1996.
- 32 DE MELLO, J.D.B.; DURAND-CHARRE, M. Phase equilibria and solidification sequences of white cast irons containing Vanadium and Chromium. *Materials Science and Engineering*, v. 67, n. 1, 109-117, Oct. 1984. [http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416\(84\)90035-1](http://dx.doi.org/10.1016/0025-5416(84)90035-1)
- 33 VERGNE, C et al Analysis of the friction and wear behavior of hot work tool scale: application to the hot rolling process. *Wear*, v. 250, n. 1-12, p. 322-33, Oct. 2001.
- 34 WERQUIN, J. C.; BOCQUET, J. The new generation of spun cast rolls in high-speed steels for hot strip mills. In: MECHANICAL WORKING AND STEEL PROCESSING CONFERENCE, 34., 1993, Montreal, Canada. Warrendale, Pa: ISS-AIME, 1993., v. 30, p. 135-51.
- 35 BLAU, P., J. Mechanisms for transitional friction and wear behavior of sliding metals. *Wear*, v. 72, n. 1, p. 55-66, Oct. 1981. [http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648\(81\)90283-0](http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648(81)90283-0)
- 36 MILAN J. C. G. et al Comportamento tribológico de materiais utilizados na confecção de cilindros de laminação a quente: uma nova metodologia de ensaio. In: SEMINÁRIO DE LAMINAÇÃO PROCESSOS E PRODUTOS LAMINADOS E REVESTIDOS, 41., 2004, Joinville – SC. *Anais...* São Paulo: ABM, 2004. v. 1, p. 13-22.
- 37 JIANG, J.; STOTT, F. H.; STACK M. M. Some frictional features associated with the sliding wear of the nickel-base alloy N80A at temperatures to 250°C. *Wear*, v. 176, n. 2, p. 185-94, Aug. 1994. [http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648\(94\)90146-5](http://dx.doi.org/10.1016/0043-1648(94)90146-5)
- 38 STOTT, F. H.; JORDAN, M. P. The effects of load and substrate hardness on the development and maintenance of wear-protective layers during sliding at elevated temperatures. *Wear*, v. 250, n. 1-12, p. 391-400, Oct. 2001.
- 39 HONGSUG OH et al Correlation of microstructure with the wear resistance and fracture toughness of duo cast materials composed of high-chromium white cast iron and low-chromium steel. *Metallurgical and Materials Transactions A*, v. 32, n. 3, p. 515-24, Mar. 2001.
- 40 ZHOU, L, et al Unlubricated sliding wear mechanism of fine ceramic Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> against high-chromium cast iron. *Tribology International*, v. 27, n. 5, p. 349-57, Oct. 1994. [http://dx.doi.org/10.1016/0301-679X\(94\)90029-9](http://dx.doi.org/10.1016/0301-679X(94)90029-9)

Recebido em: 02/10/2010

Aceito em: 02/09/2011