

INFLUÊNCIA DOS CARBONETOS EUTÉTICOS NO DESGASTE POR DESLIZAMENTO DE LIGAS FERROSAS MULTICOMPONENTES¹

João Luiz Teixeira Mendes²

Mário Boccalini Júnior³

José Daniel Biasoli de Mello⁴

Resumo

O presente trabalho visa estudar a influência de carbonetos eutéticos em ligas ferrosas multicomponentes ricas em vanádio e molibdênio no comportamento tribológico em desgaste por deslizamento. As amostras consistem de seis ligas fundidas, com variação do teor de vanádio e molibdênio e fixação dos outros elementos de liga. As amostras sofreram tratamentos térmicos de têmpera e revenimento diversos, obtendo-se uma dureza nominal da matriz de 450 HV. Os ensaios foram do tipo deslizamento, esfera sobre plano e com movimento alternado, e sendo fixos a carga aplicada, a velocidade e a temperatura. Medições do coeficiente de atrito aparente e taxa de desgaste, além de análise do mecanismo de desgaste por microscopia eletrônica de varredura e análise química via energia dispersiva de raios X, foram realizados. O atrito não sofreu influência da quantidade de carbonetos eutéticos. Para a taxa de desgaste nas ligas com teor variado de vanádio, esta foi insensível à quantidade de carbonetos eutéticos. Nas ligas com teor variado de molibdênio, a taxa de desgaste sofreu algum efeito da quantidade de carbonetos. As ligas com teor variado de vanádio e a liga com ausência de carbonetos apresentaram maior taxa de desgaste do que as ligas com teor variado de molibdênio. Os mecanismos de desgaste observados foram arrancamento e fragmentação de carbonetos eutéticos, abrasão e formação e quebra da camada triboquímica.

Palavras-chave: Desgaste; Deslizamento; Carbonetos; Triboquímico.

INFLUENCE OF EUTECTIC CARBIDES IN SLIDING WEAR ON MULTICOMPONENT FERROUS ALLOYS

Abstract

This paper shows the influence of eutectic carbides on tribological behavior of vanadium and molybdenum rich multicomponent ferrous alloys in sliding wear. Quenched and tempered samples with variable vanadium and molybdenum contents were produced with a matrix with nominal hardness of 450 HV₅₀. The wear test used was ball on plane with reciprocating sliding. Load, speed and temperature were fixed. The measurements of apparent friction coefficient and wear rate, apart from analysis of wear mechanisms by scanning electronic microscopy and X rays dispersive energy spectroscopy, were made. Friction did not suffer any influences from eutectic carbides. Wear rate in the alloys with variable vanadium content was insensible of eutectic carbides. Wear rate in alloys with variable molybdenum content suffer some influence of eutectic carbides. Alloys rich in vanadium and alloys without carbides showed a higher wear rate than alloys rich in molybdenum. Wear mechanisms that occurred were pull-out of carbides, abrasion and formation and break-down of tribochemical layer.

Key words: Wear; Sliding; Carbide; Tribochemical

¹ Contribuição técnica apresentada na 61º Congresso Anual da ABM, de 24 a 27 de julho de 2006, Rio de Janeiro – RJ

² Doutorando, M. Sc., Laboratório de Tribologia e Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, MG.

³ Dr. em Engenharia, Instituto de Pesquisas Tecnológicas, São Paulo, SP.

⁴ Professor Titular, Laboratório de Tribologia e Materiais, Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Uberlândia, Bloco 1R, Uberlândia, MG.

INTRODUÇÃO

As ligas ferrosas multicomponentes são materiais metálicos do sistema Fe-C-X, onde X são elementos formadores de carbonetos, presentes numa quantidade razoável nestas ligas. As ligas ferrosas multi-componentes possuem características de manter níveis de dureza e resistência ao desgaste elevados quando submetidas a temperaturas elevadas, resultado do efeito da matriz e carbonetos eutéticos presentes nestas ligas.⁽¹⁾

A microestrutura destas ligas na condição bruta de fusão⁽¹⁾ é uma matriz bainítica ou martensítica, com carbonetos secundários globulares imersos na matriz e carbonetos eutéticos presentes nas regiões intercelulares e interdendríticas (M_2C , M_7C_3 e MC) e no interior das células eutéticas (MC). Estas ligas passam, em grande parte dos casos, por tratamentos térmicos de têmpera e um duplo revenimento, com objetivo de obter uma matriz de martensita revenida.

Fischmeister et al. citado por Fischmeister, Riedl, Karagöz⁽²⁾ mostraram que o elemento de liga vanádio é mais dissolvido nestas ligas pelos carbonetos MC. Já os elementos molibdênio e tungstênio são mais dissolvidos pelos carbonetos M_2C .

Estas ligas podem ser utilizadas em situações onde ocorre desgaste em altas temperaturas, de tal forma que há um processo de formação e quebra de camadas de compostos triboquímicos interferindo no comportamento tribológico destas ligas.⁽³⁻⁵⁾

Jiang et al.⁽⁶⁾ apresentaram um modelo físico para o estabelecimento destas camadas de compostos triboquímicos. O modelo tem por base a cominuição, oxidação e compactação de fragmentos metálicos e de óxidos. Este modelo pode explicar a formação das camadas de compostos triboquímicos observados neste trabalho.

Park et al.⁽⁷⁾ e Pellizzari et al.⁽⁸⁾ utilizando ensaios tribológicos, na configuração de dois rolos, mostraram que o aumento da fração volumétrica de carbonetos MC representou uma maior resistência ao desgaste. Além disso, Park et al.⁽⁷⁾ observaram que o atrito tem uma relação direta com o aumento da quantidade de carbonetos MC.

Este trabalho propõe estudar de maneira sistemática a influência dos carbonetos eutéticos (tipo, fração volumétrica e caminho livre médio) sobre o comportamento tribológico, num ensaio de desgaste por deslizamento com movimento alternado.

METODOLOGIA

As amostras consistem de tarugos fundidos de ligas ferrosas com teores variados de vanádio (maiores teores de vanádio na seqüência, ligas V5; V6,5 e V8/M2), denominadas de família V, e ligas com teores variados de molibdênio (maiores teores de molibdênio na seqüência, ligas V8/M2; M3,5 e M5), denominadas de família M, com adições de carbono, tungstênio e cromo (teores fixos). Também foi confeccionada uma liga com composição química ajustada para impedir a formação dos carbonetos eutéticos e que fosse semelhante ao da matriz metálica das outras ligas, denominada liga matriz.

As amostras sofreram tratamentos térmicos (têmpera e revenimento) específicos para obter uma matriz metálica de dureza 450 HV_{0,05}.

O processo de preparação das amostras passou pelas seguintes etapas: corte, retificação, lapidação e limpeza. O corte foi realizado por disco abrasivo para

atender espessura requerida nos ensaios (8 mm). A operação de retificação (rebolo tipo copo reto de CBN) visa obter superfícies paralelas. Para eliminar o efeito da rugosidade, uma etapa de lapidação foi realizada com mistura de óleo e SiC # 220. Numa etapa final, as amostras foram limpas no ultra-som com acetona por 5 minutos.

Foi realizada uma caracterização microestrutural das ligas, onde se efetuou uma contagem da fração volumétrica dos carbonetos eutéticos total e M_2C . A quantidade de carbonetos eutéticos MC foi obtido pela subtração da quantidade total sobre a de M_2C . Os intervalos de variação foram determinados com 95% de confiança.

O método para medir a fração volumétrica total de carbonetos eutéticos foi evidenciá-los da matriz metálica com o ataque Nygren (50% de Nital e 50% de Vilella). Adotou-se como critério de parada da contagem a obtenção da relação desvio-padrão sobre a média da fração volumétrica igual a 7% ou 250 campos de medições. A identificação dos carbonetos eutéticos M_2C para medição da fração volumétrica foi obtida através do ataque químico com Groesbeck (1 g de KOH, 4 g de $Kmno_4$ e 95 ml de H_2O). O ataque nas amostras da família V foi realizado a 40°C. No caso das amostras da família M, o ataque deu-se a 60°C. As ligas da família V e M foram trabalhadas com aumento de 1000x e 250 campos de medição.

O caminho livre médio entre carbonetos eutéticos (CLM) MC foi calculado a partir do diâmetro de Feret e da fração volumétrica destes carbonetos, de acordo com a formulação mostrada por de Mello.⁽⁹⁾ A tarefa de medição do diâmetro dos carbonetos eutéticos MC foram realizadas com as amostras atacadas com o reativo Nygren. O aumento utilizado foi de 800x. Obteve-se a área média dos carbonetos eutéticos MC em cada campo de medição. Então, calculou-se o diâmetro de Feret, que é o diâmetro de um círculo que tenha a área igual ao da área média dos carbonetos em cada campo de medição.

Também se verificou a microdureza da matriz metálica das ligas, em ensaios de dureza Vickers com carga de 50 gramas. Os intervalos de variação foram determinados para um nível de confiança de 95%.

A configuração mecânica dos ensaios de deslizamento é esfera sobre plano com movimento alternado e os seguintes parâmetros foram selecionados: carga de 70,6 N; frequência de 6 Hz; amplitude 6 mm; tempo de ensaio de 2 horas; contra-corpo: esfera de Si_3N_4 , diâmetro de 9,525 mm; condições de temperatura e pressão ambientes, e umidade relativa do ar em 50%. A variável monitorada durante o ensaio foi o coeficiente de atrito aparente. Estes parâmetros foram escolhidos porque simulam os mecanismos de desgaste atuantes em cilindros de laminação à quente.⁽¹⁰⁾ O valor do atrito aparente foi calculado como a média das medidas depois de estabelecido o regime permanente.

Foram calculadas as taxas de desgaste através do cálculo do volume das marcas de desgaste via leitura da topografia destas regiões, utilizando interferometria laser 3D, com o equipamento da UBM MESSTECHNIK, e cálculo da variação volumétrica através do software Digital Surf MountainsMap Universal®. A leitura da topografia foi medida na região central da trilha, com comprimento total de 3 mm.

Por meio de microscopia eletrônica de varredura e espectrometria de energia dispersiva de raios X (EDS), se caracterizaram os mecanismos de desgaste desenvolvidos.

RESULTADOS E DISCUSSÃO

A microestrutura da liga matriz é típica de ligas ferrosas que sofreram tratamento de revenimento (Figura 1a). A liga V5 apresenta uma estrutura dendrítica, uma matriz típica que sofreu tratamento de revenimento com carbonetos MC e M_2C eutéticos interdendríticos (Figura 1b). As outras ligas não possuem tanto o aspecto dendrítico observado na liga V5. A liga V6,5 (Figura 1c) possui maior quantidade de carbonetos eutéticos do que a liga V5. Na liga V8/M2 (Figura 1d) também há modificação na morfologia nos carbonetos MC eutéticos.

Nas ligas M3,5 e M5 (Figura 1e e 1f), os carbonetos eutéticos estão distribuídos de forma mais homogênea, além de estarem em maior quantidade. A morfologia de alguns carbonetos MC eutéticos da liga M5 se mostrou diferente das outras ligas.

Observou-se que o aumento do teor de V nas ligas da família V permitiu a maior formação de carbonetos eutéticos e mais especificamente de carbonetos eutéticos MC. Por outro lado, o acréscimo de vanádio resultou na menor formação de carbonetos eutéticos M_2C . Nas ligas da família M, o aumento do teor de Mo houve maior formação de carbonetos eutéticos total e carbonetos eutéticos M_2C , e uma diminuição da quantidade de carbonetos eutéticos MC (Tabela 1).

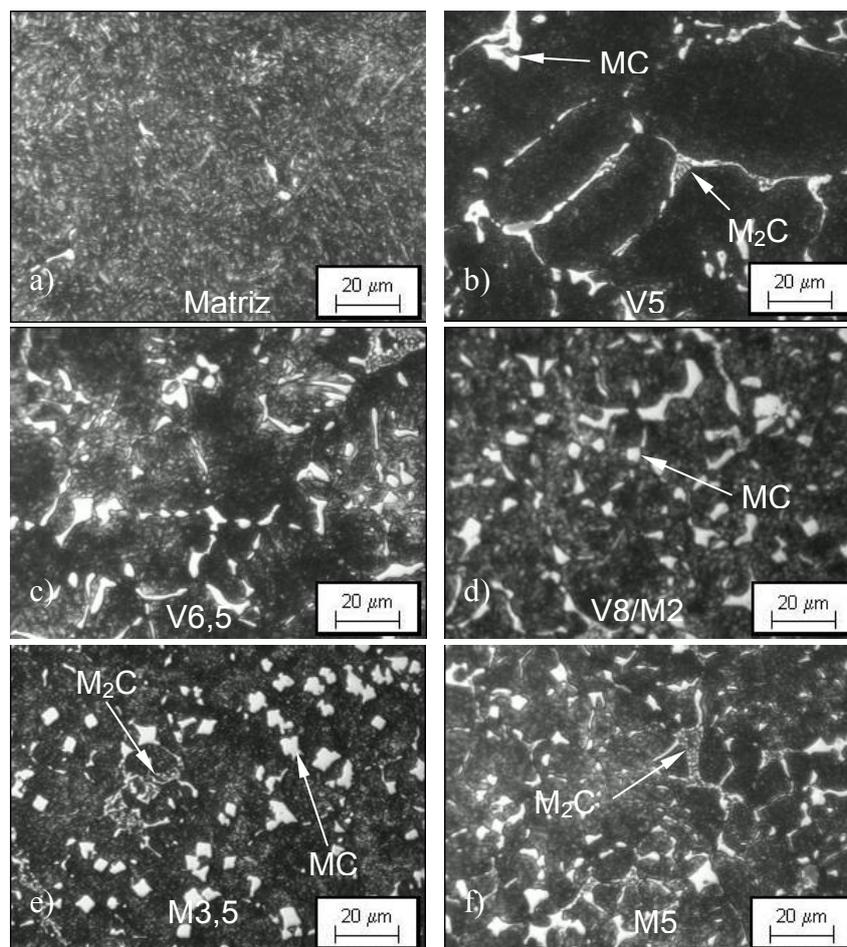


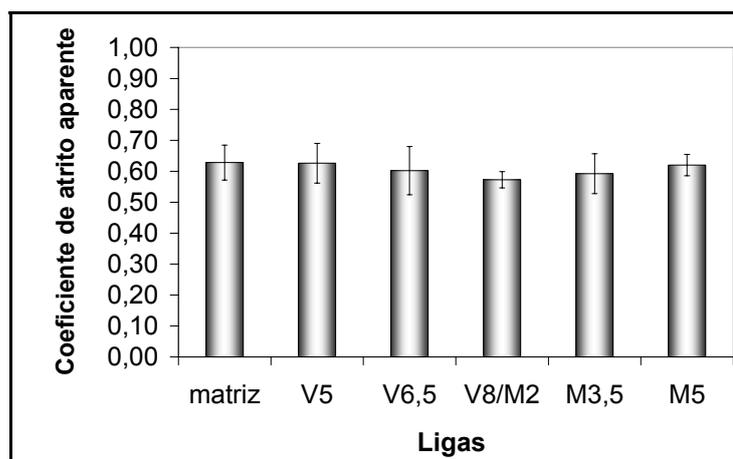
Figura 1. a) Matriz. b) V5. c) V6,5. d) V8/M2. e) M3,5. f) M5.

Tabela 1. Parâmetros microestruturais das ligas ensaiadas.

Ligas	Fração volumétrica (%)			CLM (μm)
	Total	MC	M ₂ C	
Matriz	***	***	***	
V5	9,6 \pm 0,2	7,7 \pm 0,8	1,9 \pm 0,6	38,5
V6,5	11,7 \pm 0,2	10,3 \pm 0,5	1,4 \pm 0,3	28,4
V8/M2	12,4 \pm 0,2	12,0 \pm 0,3	0,3 \pm 0,2	29,0
M3,5	13,2 \pm 0,3	10,9 \pm 0,5	2,3 \pm 0,3	24,9
M5	13,2 \pm 0,4	10,9 \pm 0,7	2,3 \pm 0,3	27,6

A obtenção da fração volumétrica e a medição do diâmetro de Feret dos carbonetos eutéticos MC permitiu calcular o caminho livre médio dos carbonetos MC (Tabela 1). Nas ligas da família V, a CLM dos MC diminuiu com o acréscimo de teor de vanádio. Nas ligas da família M, houve uma diminuição e depois um aumento da CLM dos MC com a maior quantidade de molibdênio.

O atrito aparente (Figura 2) é insensível estatisticamente em relação à presença dos carbonetos eutéticos. O tipo e a quantidade de carbonetos eutéticos mostraram um efeito nulo, diferente dos resultados de Park et al.⁽⁷⁾ Isto indica que o atrito aparente pode estar mais relacionado na formação e quebra dos compostos triboquímicos presentes em todas as marcas de desgaste (Figura 5a, 5d e 6b) do que na variação e tipo de carbonetos presentes na matriz.

**Figura 2.** Resultado de atrito aparente das ligas ensaiadas.

As ligas da família M obtiveram maior resistência ao desgaste do que as ligas da família V. Quando se analisam simultaneamente as duas famílias de ligas, o aumento da fração volumétrica total de carbonetos eutéticos e de carbonetos eutéticos MC resultou na diminuição da taxa de desgaste (Figura 3a e 3b). Em relação à quantidade de carbonetos eutéticos M₂C, houve uma diminuição da taxa de desgaste em função do aumento da presença destes carbonetos (Figura 3c).

Em relação às ligas da família V, a taxa de desgaste manteve-se inalterada com a variação da quantidade total de carbonetos eutéticos (Figura 3). Estas ligas também apresentaram a mesma taxa de desgaste em relação à liga matriz (sem carbonetos).

Nas ligas da família M, a análise das médias da taxa de desgaste por teste de hipótese mostrou que o aumento da fração volumétrica de carbonetos trouxe melhoria na resistência ao desgaste para as amostras M3,5 e M5 em relação à V8/M2. A taxa de desgaste das amostras M3,5 e M5 não apresentou diferença. Além

disso, as ligas da família M tiveram maior resistência ao desgaste em relação à liga matriz (Figura 3).

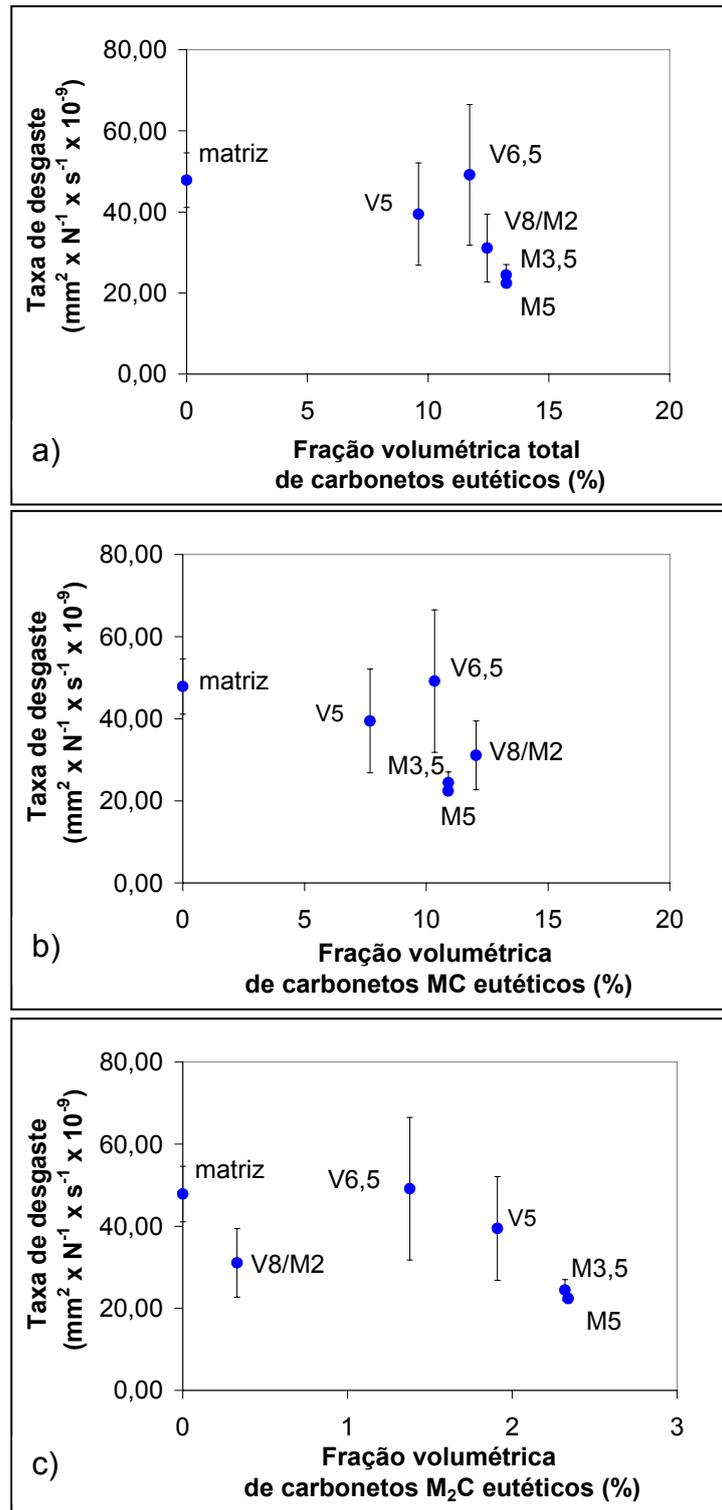


Figura 3. Taxa de desgaste em função da fração volumétrica de carbonetos eutéticos. a) em função da fração volumétrica total de carbonetos eutéticos. b) em função dos carbonetos eutéticos MC. c) em função dos carbonetos eutéticos M_2C .

Observou-se nas ligas da família M que o aumento do caminho livre médio entre carbonetos MC eutéticos teve uma relação com o aumento da taxa de desgaste (Figura 4). Nas ligas da família V não foi constatado nenhum efeito.

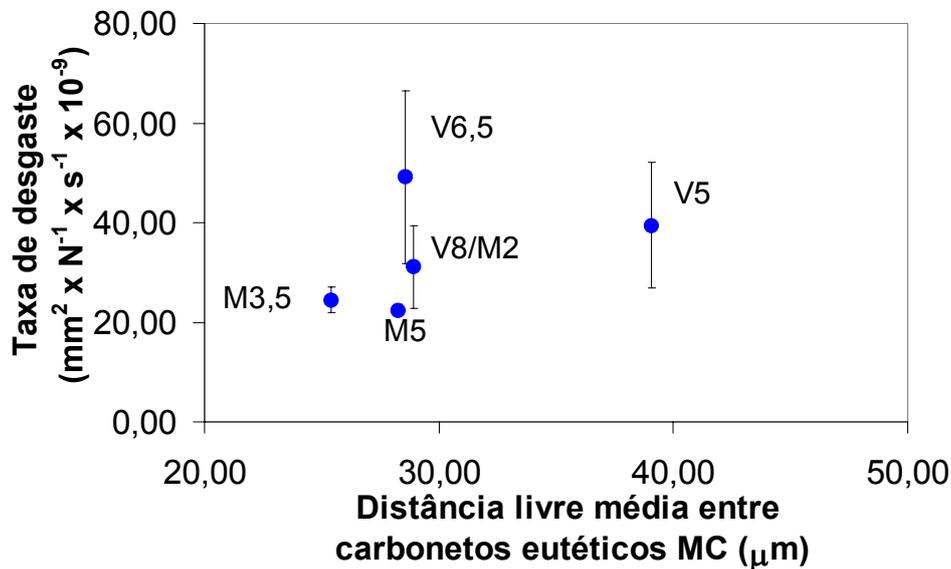


Figura 4. Taxa de desgaste em função da distância livre média dos carbonetos MC eutéticos.

As marcas de desgaste das ligas V5, V6,5 e V8/M2 apresentaram uma grande quantidade de arrancamento e fragmentação de carbonetos eutéticos (Figura 5a). Além disso, também houve formação e quebra da camada de compostos triboquímicos.

As ligas M3,5 e M5 apresentaram mecanismos de desgaste semelhantes ao das ligas V5, V6,5 e V8/M2 (Figura 5c e 5d).

O arrancamento e fragmentação foram causados pela falta de suporte de sustentação da matriz para os carbonetos. Os fragmentos de desgaste dos carbonetos também atuaram como agentes abrasivos (presença de sulcos e riscos), aumentando a intensidade de desgaste (Figura 5a e 5c).

A dureza baixa da matriz possui o efeito de diminuir o suporte de sustentação dos carbonetos e dos fragmentos gerados no processo de desgaste. Resultados semelhantes foram encontrados por Milan (5) e Kim et al.⁽¹¹⁾

O processo de remoção dos carbonetos por arrancamento e fragmentação também forma sulcos (Figura 5a e 5c) podendo possibilitar um acúmulo dos fragmentos de desgaste. A análise de EDS nas regiões das camadas (Figura 5b) mostrou que as mesmas continham teores elevados de ferro, silício e oxigênio. Portanto, estas camadas são formadas por fragmentos de desgaste oxidados das amostras, indicado pela presença do ferro e oxigênio, e fragmentos das esferas de Si₃N₄, evidenciando um processo de transferência de material.

A presença de acúmulo de fragmentos de desgaste em regiões específicas das marcas de desgaste também possibilita a formação de camadas de compostos triboquímicos, baseado no mecanismo de Jiang et al.⁽⁵⁾ Estas camadas são removidas por fratura. (Figura 5d).

A menor distância livre entre carbonetos eutéticos MC nas ligas, juntamente com a maior fração volumétrica de carbonetos eutéticos (tipo MC e M₂C), pode explicar a maior resistência ao desgaste das ligas M3,5 e M5 em relação às outras ligas.

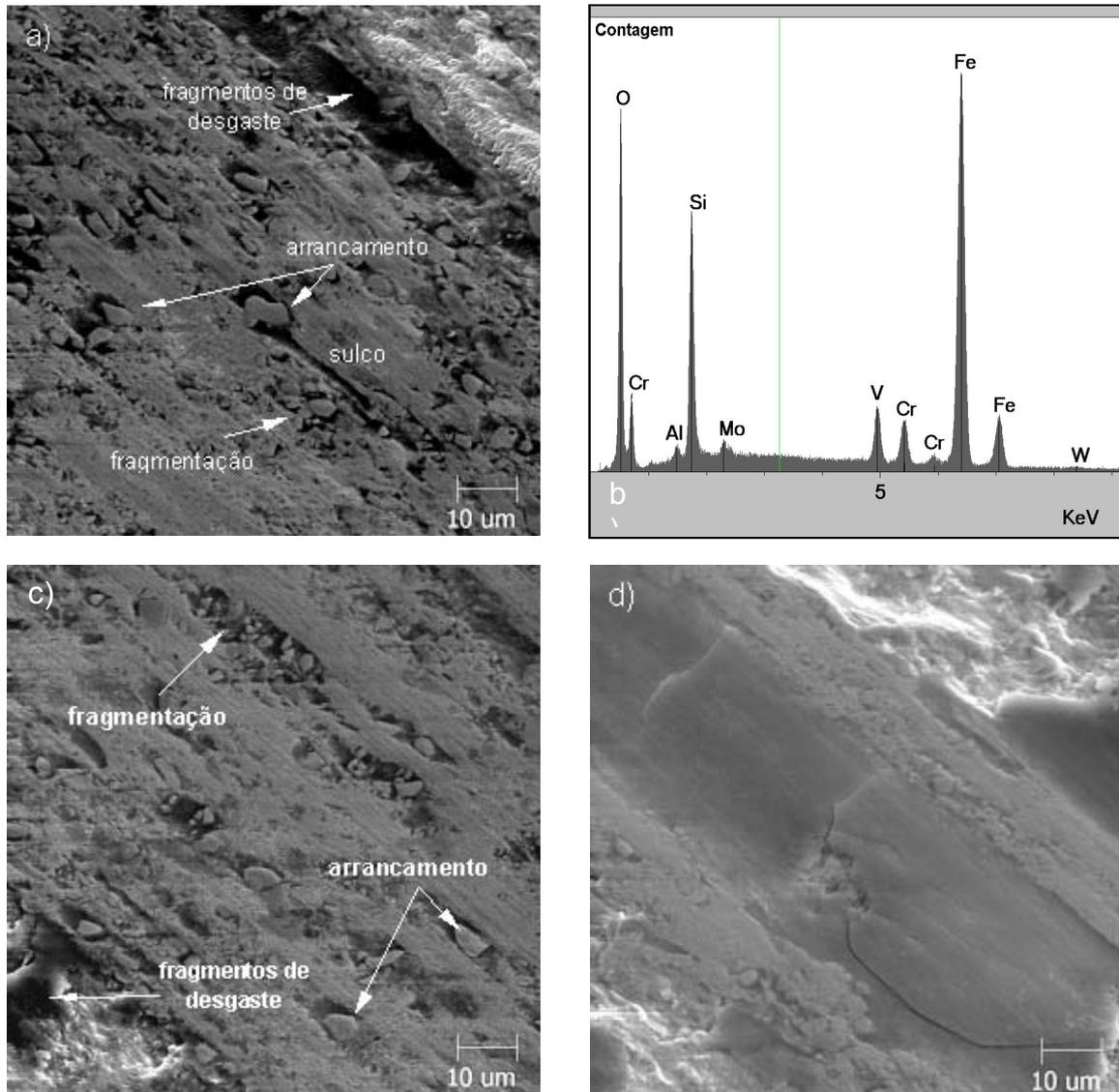


Figura 5. a) V6,5. b) EDS da região de fragmentos de desgaste. c) M3,5. d) M3,5.

Os mecanismos de desgaste das ligas matriz (Figura 6a e 6b) também foram formação e rompimento de camadas de compostos triboquímicos e riscos de abrasão. Estas camadas consistem de fragmentos de desgaste das amostras e das esferas de Si_3N_4 .

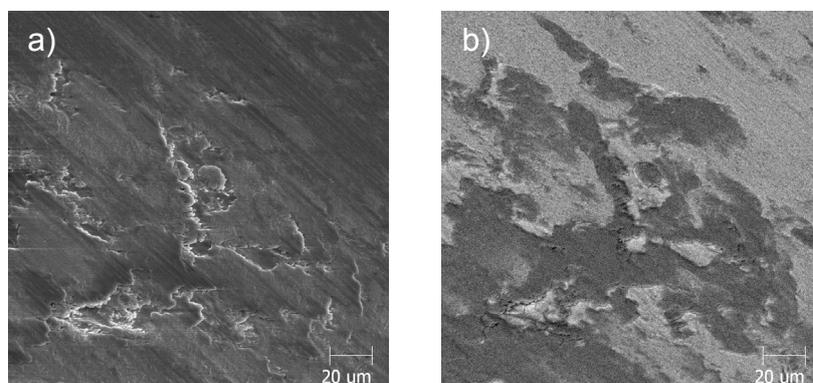


Figura 6. a) Matriz 450 HV. b) EDS da região de fragmentos de desgaste.

CONCLUSÃO

Sobre a influência de alguns parâmetros microestruturais nas ligas ferrosas ricas em vanádio e molibdênio nos resultados de desgaste por deslizamento pode-se dizer:

A adição de vanádio e molibdênio nas ligas ferrosas multicomponentes estudadas neste trabalho deve ser otimizada de tal forma que combine uma maior quantidade associada a um menor livre caminho médio entre os carbonetos eutéticos.

O atrito aparente não é afetado pela fração volumétrica de carbonetos eutéticos.

A fração volumétrica de carbonetos eutéticos interfere na taxa de desgaste somente nas ligas da família M. No entanto, uma análise conjunta entre as famílias de ligas, mostra uma diminuição da taxa de desgaste com aumento da fração volumétrica total de carbonetos eutéticos e de eutéticos de MC. A distância entre carbonetos eutéticos MC influencia na taxa de desgaste quando se compara as ligas da família M com as da família V.

Os mecanismos de desgaste nas ligas com carbonetos eutéticos compreendem arrancamento e fragmentação de carbonetos eutéticos, formação e quebra de camadas de compostos triboquímicos com transferência de material e abrasão.

Agradecimentos

Ao Conselho Nacional de Desenvolvimento Científico e Tecnológico – CNPq.

REFERÊNCIAS

- 1 BOCCALINI, M., GOLDENSTEIN, H. Solidification of high speed steels. **International Materials Reviews**, v. 46, n. 2, p. 92-115, 2001.
- 2 FISCHMEISTER, H., F., RIEDL, R., KARAGÖZ, S. **Metallurgical Transactions A**, v. 20A, p. 2133-2148, 1989., apud(1).
- 3 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, p. 391-400, 2001.
- 4 VERGNE, C., BOHER, C., LEVAILLANT, C. Analysis of the friction and wear behavior of hot work tool scale: application to the hot rolling process. **Wear**, v. 250, p. 322-333, 2001.
- 5 MILAN, J., C., G. **Comportamento tribológico de aços rápidos para laminação a quente**. 2004a. Tese de Doutorado em Engenharia Mecânica do Programa de Pós-Graduação em Engenharia Mecânica da Universidade Federal de Uberlândia.
- 6 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, p. 185-194, 1994.
- 7 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, p. 399-409, 1999.
- 8 PELIZZARRI, M., MOLINARI, A., STRAFFELINI. Tribological behaviour of hot rolling rolls. **Wear**, v. 259, p. 1281-1289, 2005.

- 9 De MELLO, J., D., B., and HUTCHINGS, I., M. Effect of processing parameters on the surface durability of steam-oxidized sintered iron. **Wear**, v. 250, p. 435-448, 2001.
- 10 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., 2004b, Joinville. **Anais...** São Paulo : Associação Brasileira de Metalurgia e Materiais, 2004.
- 11 KIM, C., K., LEE, S., JUNG, JAE-YOUNG, AHN, S. Effects of complex carbide fraction on high-temperature wear properties of hardfacing alloys reinforced with complex carbides. **Materials Science & Engineering A**, v. A349, p. 1-11, 2003.