

CONEM 2016
CONGRESSO NACIONAL DE
ENGENHARIA MECÂNICA

21-25
AGOSTO DE 2016
FORTALEZA - CEARÁ

INFLUÊNCIA DO TEMPO DE CEMENTAÇÃO POR PLASMA A BAIXA TEMPERATURA NO COMPORTAMENTO TRIBOLÓGICO DO AÇO CA-6NM

Gismar Schilive de Souza, gismar.souza@ifpr.edu.br¹
Rogério Breganon, rogerio.breganon@ifpr.edu.br¹
Giuseppe Pintaúde, pintaude@utfpr.edu.br²
Abel André Cândido Recco, abel.recco@udesc.br³
Silvio Francisco Brunatto, brunatto@ufpr.br⁴

¹Instituto Federal do Paraná – IFPR, Rua Engenheiro Tourinho, 829 – Campo Largo - PR

²Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, Avenida Sete de Setembro, 3165 – Curitiba - PR

³Universidade do Estado de Santa Catarina – UDESC, Rua Paulo Malschitzki, 200 – Joinville – SC

⁴Universidade Federal do Paraná – UFPR, Avenida Coronel Francisco Heráclito dos Santos, 210 – Curitiba – PR

Resumo: Neste trabalho são apresentados os resultados preliminares do estudo do comportamento ao desgaste do aço inoxidável martensítico CA-6NM cementado por plasma para uma condição de baixa temperatura, a 300 °C, para uma mistura otimizada de gases hidrogênio+argônio+metano 0,5% em volume, com uma vazão de 400 sccm e pressão de 400 Pa, usando uma fonte de plasma de corrente pulsada de potencial 700 V, combinado com três tempos de processamento, 6, 12 e 24 h. O processo de cementação foi realizado em amostra de dimensões 20 x 60 x 10 mm, com condição de acabamento lapidada em vez de polida. As amostras são caracterizadas por difração de raios-X, espectrometria de massa atômica, microdureza, microscopia ótica e eletrônica de varredura e rugosidade 3D por interferometria. Os ensaios de desgaste são conduzidos nas condições com e sem tratamento, utilizando tribômetro de deslizamento recíproco na configuração esfera-contra-plano, com carga constante de 4 N, cujo contra-corpo é uma esfera de metal duro de 4 mm. É esperado que mesmo numa condição de temperatura muito baixa de processamento por plasma onde a taxa de difusão é reduzida, o comportamento ao desgaste da amostra cementada seja melhor que o da amostra sem tratamento, exibindo menor módulo de coeficiente de atrito (COF), além de menor remoção de material nas trilhas de desgaste, em função da formação de uma fina camada endurecida obtida por cementação sobre o substrato, indicando que mesmo temperaturas muito baixa de cementação ainda podem resultar em melhorias no comportamento tribológico, mesmo a tempo pequeno de tratamento.

Palavras-chave: Cementação por plasma, deslizamento, CA-6NM.

1. INTRODUÇÃO

Um meio para realizar o incremento de performance ao desgaste de componentes pode ser a utilização de técnicas de tratamentos termoquímicos assistidos por plasma a baixa temperatura, como, cementação, nitretação e nitrocementação, os quais podem ser aplicados com objetivo de melhoria das propriedades mecânicas sem causar dano da resistência à corrosão (SCHEUR et al., 2013; LI e BELL, 2006).

Os dois tipos de desgaste mais comuns em elementos de máquinas são o adesivo e o abrasivo, e quando ocorrem em conjunto, o controle de um geralmente leva à aceleração do outro. Os dois tipos de desgaste podem ser influenciados por variações metalúrgicas, mecânicas e químicas, que têm lugar “*in situ*” no processo de deslizamento ou no processamento (KOMANDURI e SHAW, 1975).

Os tratamentos termoquímicos de nitretação, carbonitretação e cementação são algumas das técnicas utilizadas para endurecimento da superfície dos aços. A camada de alta dureza proporciona melhoria na resistência ao desgaste e também à fadiga, sendo produzidas por difusão de nitrogênio ou carbono atômico na superfície do material tratado (ASM v18; LIANG, 2003).

O aço inoxidável martensítico CA-6NM é amplamente utilizado na fabricação de máquinas e componentes hidráulicos, como turbinas, bombas, válvulas e tubos. Para a maioria das aplicações estas peças são submetidas à condição de operação, onde boas propriedades mecânicas tais como resistência à deformação e tenacidade, além da resistência ao desgaste, são obrigatórias. Este aço é uma alternativa aos aços inoxidáveis tradicionais sem presença de Ni e Mo, sendo caracterizado como uma liga Fe-Cr-Ni-Mo (FOLKHARD, 1988).

Os tratamentos termoquímicos, quando realizados em baixa temperatura em aços inoxidáveis, da ordem de 350 °C no caso de aços martensíticos resultam em camadas superficiais com fases metaestáveis presentes, onde a introdução de um elemento químico como nitrogênio ou carbono por difusão, leva à formação de fases expandidas de martensita e austenita, resultando em incremento de dureza, melhoria do comportamento ao desgaste e à corrosão (ALLESTEIN et al., 2012; XI et al., 2008; SCHEUR et al., 2012).

Em condições usuais de aplicação, geralmente são utilizados meios lubrificantes para reduzir o atrito e a adesão no contato entre duas superfícies em movimento. Entretanto, em muitas situações, isto não é possível, como em operações de conformação mecânica e sistemas de vedação metal-metal, o que torna inevitável o contato das superfícies metálicas. Desta forma, o acabamento das superfícies em contato em termos de rugosidade e topografia, bem como sua natureza pela presença de revestimento ou tratamento termoquímico, resultará em maior vida útil ou falha catastrófica (PODGORNIK e JERINA, 2012; SINGH et al., 2005).

O mecanismo de endurecimento superficial de aços está associado com as formas alotrópicas do ferro, da solubilidade de elementos substitucionais e intersticiais, e formação de carbeto, nitreto e carbonitreto com diferentes morfologias. Nos aços inoxidáveis, diferentes tipos de carbeto podem se formar por precipitação quando o material é submetido a processamento térmico, especialmente o carbeto $M_{23}C_6$, que é o mais extensivamente estudado entre os vários precipitados, em função de sua ocorrência estender-se a todos os aços inoxidáveis (ALVES JR, 2001; LO et al. 2009). Entretanto pela ordem de precipitação a partir do Fe_3C , tem-se primeiro o Cr_7C_3 e depois o $Cr_{23}C_6$ nos aços inoxidáveis martensíticos (JACK e JACK, 1973).

Quando duas superfícies são colocadas em contato e em condição de movimento, os danos na região de contato são resultados do tribocontatos da mesma, onde um dano superficial pode ser definido como mudanças topográficas ou microestruturais, ou ambos, em uma camada de superfície (ASM v18, 1995).

O desgaste adesivo em específico pode ser verificado em ensaio mecânico por uma variedade de sistemas de contato deslizante. Estes sistemas incluem: sistema de quatro esferas, bloco contra anel, pino-contra-disco, pino-contra-plano ou esfera-contra-plano, cilindros cruzados, plano-contra-plano, e máquinas de disco (ASM v8, 1995).

Com relação ao estudo, o objetivo é apresentar o resultado parcial de uma pesquisa mais ampla de cementação a baixa temperatura, neste caso, do aço inoxidável martensítico CA-6NM cementado por plasma na temperatura de 300 °C por tempos de 6, 12 e 24 h, submetido posteriormente a ensaio de desgaste por deslizamento em modo reciprocating, com objetivo de verificar o comportamento tribológico em termos do COF, comparando com a tendência de desgaste severo indicado pela literatura.

2. MATERIAIS E MÉTODOS

Para verificação da condição inicial do aço inoxidável martensítico CA-6NM, as amostras foram caracterizadas por espectrometria de emissão ótica, medições de dureza, difração de raios-X e análise metalográfica.

Antes dos tratamentos de cementação por plasma, as amostras foram lapidadas, usando-se procedimento industrial de lapidação específico com abrasivo de diamante com tamanho médio de 0,5 μm , rotacionando as amostras contra um disco de ferro fundido com restrição de movimento por uma máscara, e pressão de contato de 8,3 KPa. Os tratamentos de cementação por plasma foram realizados utilizando mistura gasosa constante de 99,5% (20%Ar + 80%H₂) + 0,5% CH₄ em volume, para temperatura de 300 °C com tempos de 6, 12 e 24 h.

As amostras cementadas foram caracterizadas por difração de raios-X, utilizando-se o equipamento Shimadzu XRD-6100, com radiação de Cobre ($\lambda=1,5418 \text{ \AA}$), utilizando-se o método θ -2 θ , ou seja, corrente de 20 mA, tensão de 40 kV e com velocidade de varredura de 1°/minutos de 30 a 120°.

Para a caracterização microestrutural, foram utilizados o microscópio óptico Olympus BX51M e microscópio eletrônico de varredura com a técnica de EDS. Os ataques químicos foram realizados utilizando-se do reagente Vilella. As medições de microdureza foram realizadas no microdurômetro Vickers, Mitutoyo - série HM 100.

O ensaio *reciprocating* foi realizado no tribômetro CETR UMT, com carga constante de 4 N, trilha de comprimento 5 mm, frequência de movimento de 15 Hz com tempo de ensaio de 15 min (900 s), essa combinação de variáveis resulta uma distância total de deslizamento de 10 m. Com relação ao contra-corpo, no caso do estudo em questão foi utilizado esfera de metal duro, de diâmetro 4 mm, polida, de dureza 1500 HV₃₀.

Por fim, as medições dos perfis das trilhas de desgaste foram realizadas com o auxílio de um rugosímetro 3D de interferometria ótica da marca Talysurf CCI lite.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1. Caracterização da Matéria-prima

A Tabela 1 apresenta a composição química do aço obtida através da espectrometria de emissão ótica. Os valores de referência especificados são apresentados para fins de comparação. Observa-se uma pequena discrepância para os valores de Ni e Mo, os quais estão ligeiramente abaixo do esperado pela norma.

Tabela 1 - Composição química do aço inoxidável martensítico CA-6NM.

C	Mn	Si	Cr	Ni	Mo	P	S	Cu	V	Nb	Referência
0,060 máx.	1,00 máx.	1,00 máx.	11,5- 14,0	3,5 -4,5	0,4-1,0	0,04 máx.	0,03 máx.	0,50 máx.	0,05 máx.	--	ASTM A 743 CA-6NM
0,013	0,94	0,533	12,43	3,32	0,382	0,023	0	0,402	0,052	0,016	AMOSTRA

A microestrutura do material na condição temperado e revenido, como adquirido, é apresentada na Fig. 1, e o difratograma de raios-X, evidenciando duas fases distintas observadas através dos picos da fase Fe- α e da fase Fe- γ , na Fig. 2.

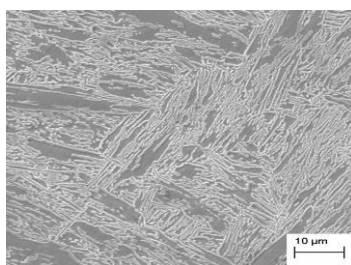


Figura 1 - Micrografia da matéria-prima, matriz martensítica. Reagente Vilella.

As amostras foram lapidadas para a condição de rugosidade de Sa 0,18 (0,01), Sq 0,24 (0,01), Sz 1,86 (0,08), Sku 4,13 (0,18), Str 0,45 (0,33) e Ssk -0,30 (0,05). Para tanto, usou-se um procedimento industrial de lapidação específico com abrasivo de diamante com tamanho médio de 0,5 µm, rotacionando as amostras contra um disco de ferro fundido com restrição de movimento por uma máscara, e pressão de contato de 8,3 KPa.

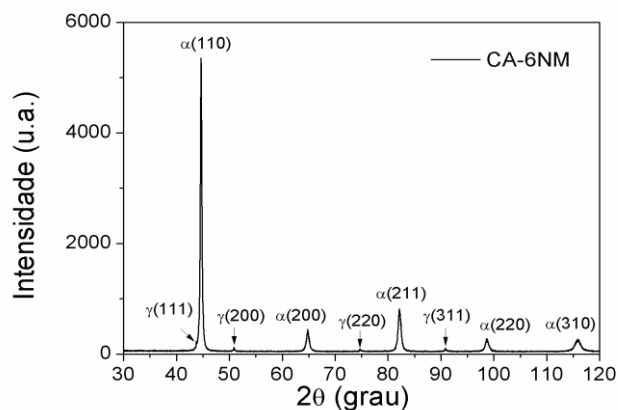


Figura 2 - Difratograma obtido para o aço ASTM CA-6NM na condição inicial.

As medições de microdureza resultaram no valor médio de 292 (+3,6) HV_{0,3} (29 HRC).

3.2. Cementação por Plasma

As amostras cementadas por plasma apresentaram valores médios de espessuras de camada da ordem de 5,3 (0,9), 5,8 (0,7) e 7,3 (0,4), para os tempos de 6, 12 e 24 horas, respectivamente.

Os difratogramas para as condições em estudo são apresentados na Fig 3. Para os tempos de tratamento de 6, 12 e 24 h e com temperatura de 300 °C verifica-se a formação de carbonetos de ferro Fe₃C (ficha JCPDS 000-34-0001), além da expansão da fase α pela introdução de carbono, deslocando o pico principal desta fase, conforme verificado também em estudos de (ALLESTEIN et al., 2012; XI et al., 2008; SCHEUR et al., 2012).

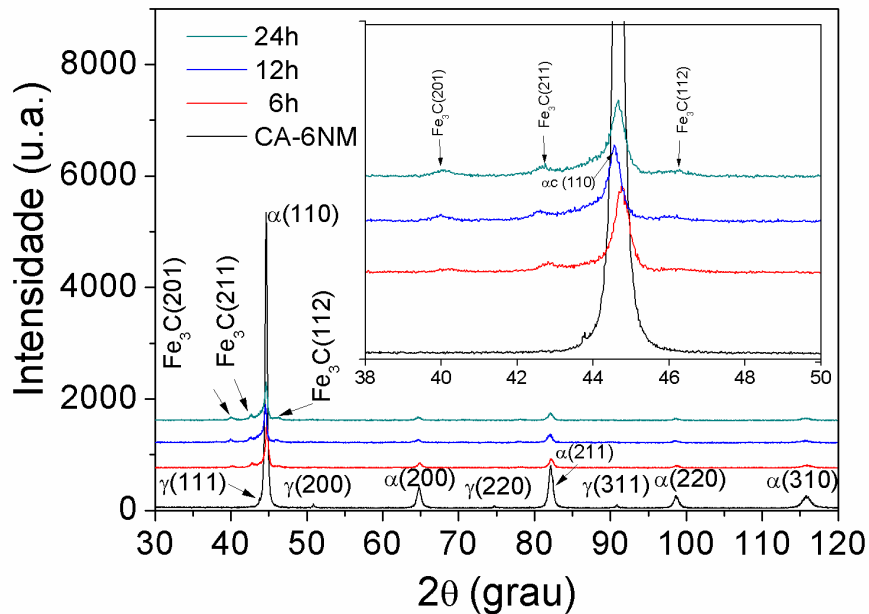


Figura 3 - Padrões de DRX das superfícies cementadas

Os valores de microdureza são apresentados na Fig. 4. Valores maiores de dureza são observados quando foi utilizada a menor carga, de 50 gf. O aumento dos valores de dureza é atribuído às fases formadas e a expansão da rede do ferro, como verificado por meio da difração de raios-X.

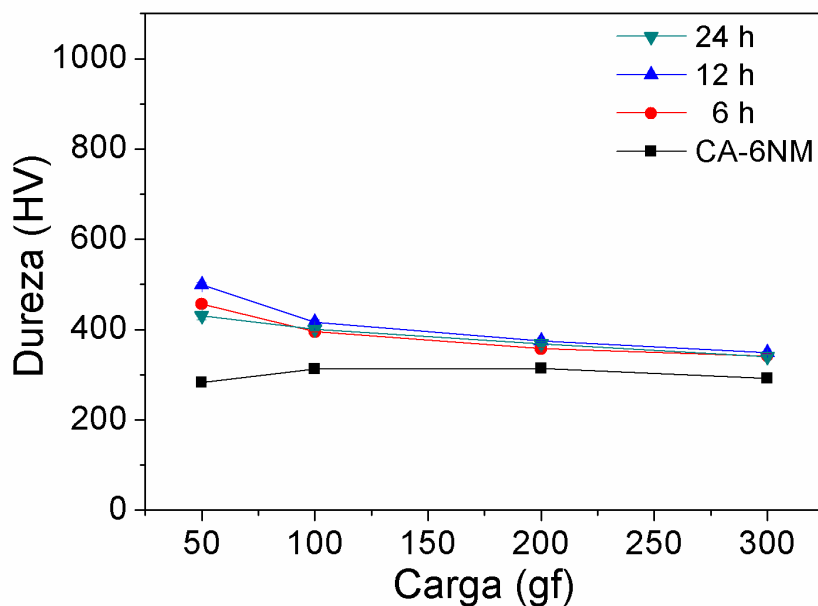


Figura 4 - Microdureza de topo

3.3. Ensaio Reciprocating

O ensaio de desgaste realizado em todas as amostras foi deslizamento no modo “reciprocating”, utilizando carga constante de 4 N, com tempo de ensaio de 15 min. Entretanto, é utilizado nos valores mensurados do coeficiente de atrito (COF) a região de ensaio onde o sistema apresentou estabilização, também conhecido por regime running-in, considerando como referência a amostra não tratada.

Fazendo uma análise da perfilometria da seção transversal com relação ao tempo de tratamento, após os ensaios de desgaste, verifica-se conforme Fig. 5, que as amostras cementadas por 6 h apresentam sulcos de pequena profundidade para temperaturas de processamento de 300 °C.

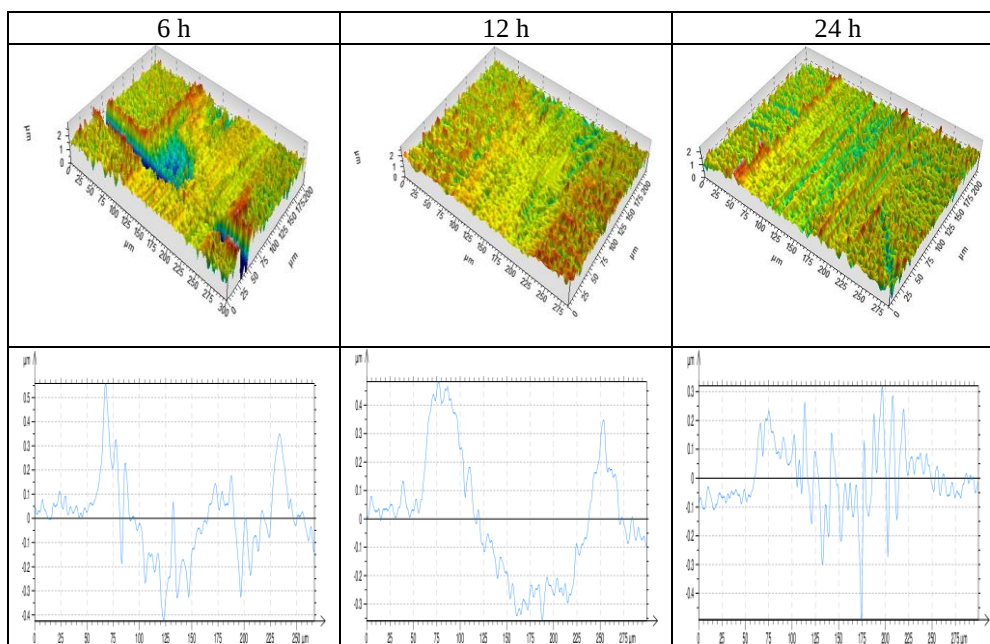


Figura 5 - Imagens da seção no meio da trilha e seção transversal, obtidos por perfilometria.

Desta forma é verificada a influência da variável de cementação por plasma, para a temperatura de 300 °C, e tempos de 6, 12 e 24 h no comportamento do COF, considerando intervalo de ensaio de 200 até 900 s em comparação com a condição não-tratada.

Os valores dos coeficientes de atrito para os ensaios *reciprocating* com carga constante de 4 N, das amostras são 0,52; 0,35; 0,33 e 0,40 para as condições não-tratada, 6, 12 e 24 horas, respectivamente. Para efeito comparativo são apresentados na Figura 6.

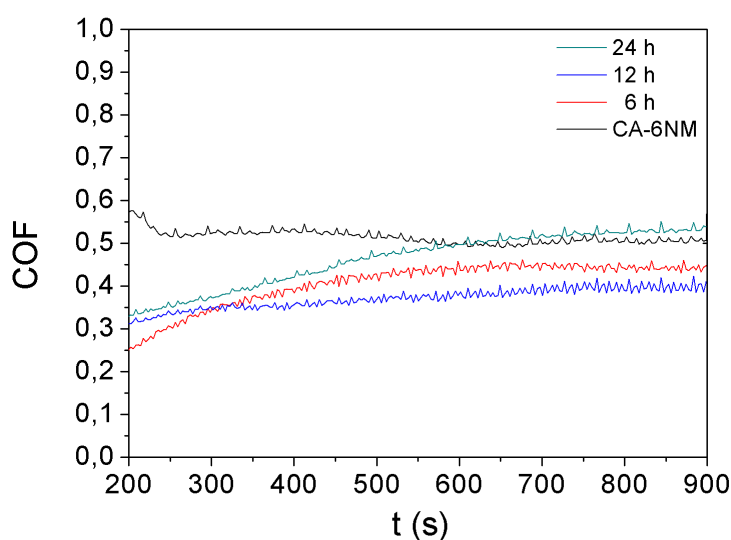


Figura 6 - Coeficiente de atrito

Na Fig. 6, onde é apresentado os resultados de COF, a curva superior é resultado para a liga no estado não-tratado. Mesmo sendo caracterizada uma condição de CPP a baixa temperatura para 300 °C, é possível verificar que para tempos de 6 e 12 h de tratamento foi possível obter uma redução no valor de COF, saindo de 0,52 para o menor valor nesta série, de COF = 0,33 para 12 h. Para 24 h de tratamento, verifica-se no ensaio de desgaste, com 600 s de teste, que a curva intercepta o resultado para material não-tratado, indicando que entrou no valor limite de COF, o que na prática indica condição de desgaste que levaria a falha por atingir o critério de COF = 0,50, conforme os estudos de PODGORNIK e JERINA (2012).

Na Figura 7 são apresentadas as superfícies das amostras depois do ensaio de *reciprocating*, para as condições de cementação do estudo, as quais corroboram com os resultados de COF obtidos.

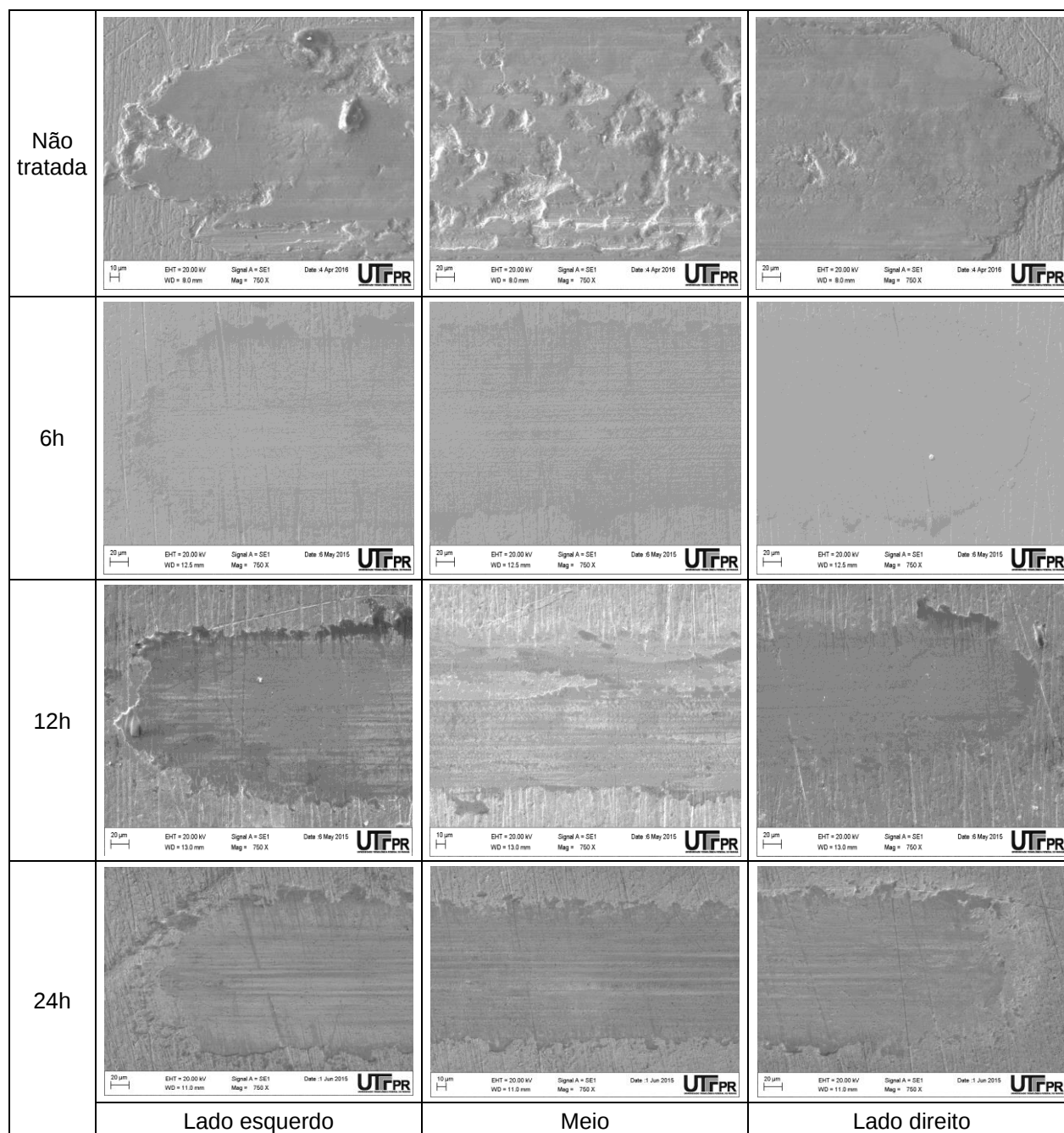


Figura 7 - Trilha das amostras em estudo, não-tratada e cementadas.

Conforme pode ser verificado na Fig. 7, para as condições cementadas, a trilha de desgaste vai ficando melhor definida com o aumento do tempo de tratamento, haja vista que os valores de dureza estão próximos, sendo a maior dureza de topo obtida para 12 h de tratamento nesta temperatura, seguida de 6 e 24 h. O processo de desgaste foi mais severo no tempo de 24 h, pelas marcas resultantes na trilha no sentido do movimento, e os valores de COF apresentados na Fig. 6, estão associados com este fenômeno.

Para a condição não-tratada verifica-se evidências de um processo de interação severo entre corpo de liga metálica de baixa dureza com o contra-corpo também metálico de elevada dureza, o que quimicamente por si já favorece o processo, pela afinidade química entre as duas superfícies.

Dos resultados dos ensaios de desgaste apresentados na Fig. 7, o menor valor de COF foi obtido na condição de 12 h para esta série, onde o maior valor de dureza foi verificado. Diante desse comportamento é apresentado também a imagem do contra-corpo (esfera), Fig. 8, a qual é possível verificar grande interação entre corpo e contra-corpo, com muita adesão de material na esfera, sendo verificada de forma qualitativa pela técnica de EDS aplicada no corpo, conforme Figura 9, que é uma ampliação da região do meio da trilha.

Com relação aos mecanismos de desgaste envolvidos, observando as imagens da Fig. 7 e do perfil 3D das trilhas na Fig. 5, verifica-se a presença de sulcos em todas as imagens, demonstrando que existe uma componente da força de atrito que é abrasiva, de acordo com (SERBINO, 2005).

Utilizando a metodologia de BUDINSKI e BUDINSKI (2015), de medida quantitativa do desgaste utilizando análise visual da trilha, os extremos seriam, para amostra sem dano aparente *score* 0, e para grande adesão de material em uma das superfícies que caracterizaria o desgaste adesivo severo/ *galling*, *score* 10. Neste sentido, verifica-se pela Fig. 7 que para 6 h de CPP o *score* seria 1, enquanto para 12 e 24 h o *score* seria 3.

Fica explícito que a amostra não-tratada passou por desgaste adesivo severo, o que é verificado tanto pela aparência da trilha de desgaste, pela forma como o material foi removido, o que está de acordo com os estudos de BUDINSKI e BUDINSKI (2015), na classificação pelo desgaste extremo, com *score* 10.

E também vai de encontro a MARKOV e KELLY (2000), da adesão que resulta em falha catastrófica, BOLTON e CLAYTON (1984), que classifica o desgaste adesivo severo como nível III, DEVARAJU et al. (2012), que considera a formação de crateras de arrancamento de material combinada com riscos de deformação como condição de *galling*, além da abordagem via COF de PODGORNİK et al. (2012), que o coeficiente de atrito ao atingir o valor de 0,5 seria um indicativo de um processo severo ocorrendo na interação de superfícies.

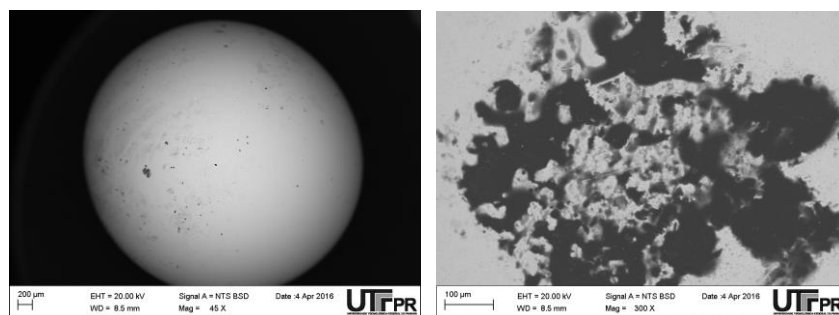


Figura 8 - Imagem macro da esfera e imagem da interação da esfera com a amostra cementada por 12 h.

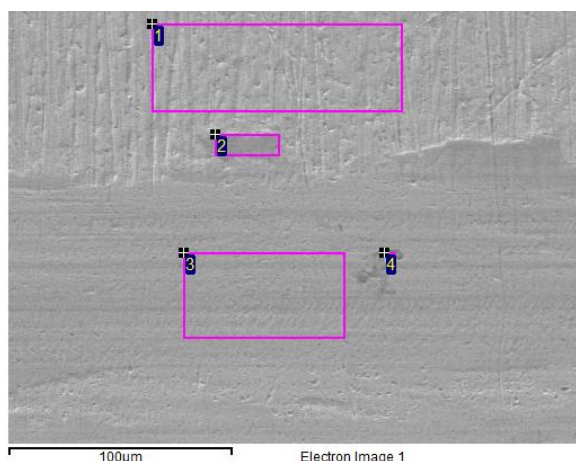


Figura 9 - Pontos analisados pela técnica de EDS

Através da análise de EDS para esse caso apresentado, tem-se no ponto (1) 100% dos elementos de liga do aço em estudo. Porém os demais pontos (2), (3) e (4) apresentaram o elemento tungstênio nos resultados de EDS, com percentual em peso de (5,2), (2,9) e (3,6) respectivamente, comprovando a interação entre a esfera e a amostra, conforme apresentado anteriormente.

4. CONCLUSÃO

Todas as amostras apresentaram diminuição nos valores médio do coeficiente de atrito, quando comparadas com a amostra não tratada, sendo o menor valor verificado para condição de tratamento de 12 h, entretanto para a condição de 24 h, ocorreu interceptação da curva de referência com 550 s de ensaio, o que indicaria uma condição severa de interação entre corpo e contra-corpo.

Com relação à caracterização dos danos nas trilhas, a condição de desgaste adesivo severo ficou evidente na amostra sem tratamento, até pelo elevado valor de COF, da ordem de 0,52 e comprovado pelo MEV pela presença de muitas cavidades na trilha.

Ao observar os resultados da análise das trilhas por MEV e perfilometria verifica-se que existem sulcos indicando que existe uma componente abrasiva na parcela da força de atrito e não somente adesiva.

5. AGRADECIMENTOS

Ao IFPR pela valorização e apoio nesta pesquisa.
A UTFPR pela disponibilização dos seus laboratórios e equipamentos para realização deste trabalho.
Ao Prof. Dr. Julio Klein Neves – UTFPR, pela disponibilidade do MEV.
A UFPR por proporcionar a realização do trabalho.
A UDESC pela disponibilização do tribômetro.
Ao CNPq, Fundação Araucária do Estado Paraná, CNPq-Universal Chamada N. 482.380/ 2012-8.

6. REFERÊNCIAS

- ALLENSTEIN, A. N.; CARDOSO, R. P.; MACHADO, K.D.; WEBER, S.; PEREIRA, K.M.P.; dos SANTOS, C.A.L.; PANOSSIAN, Z.; BUSCHINELLI, A.J.A.; BRUNATTO, S.F. Strong evidences of tempered martensite-to-nitrogen-expanded austenite transformation in CA-6NM steel. *Materials Science and Engineering A*, 552, p. 569– 572, 2012.
- ALVES JR, C. Nitretação a plasma – Fundamentos e aplicações. 1a Edição, Rio Grande do Norte, Ed. EDUFRN, 2001. 124p.
- ASM Metals Handbook. Mechanical Testing and Evaluation. United States of America: ASM International, 1995. v. 8. 2235 p.
- ASM Metals Handbook. Friction, Lubrication, and Wear Technology. United States of America: ASM International, 1995. v. 18. 1879 p.
- BOLTON, P.J.; CLAYTON, P. Rolling–sliding wear damage in rail and tyre steels. *Wear*, 93, p. 145–165, 1984.
- BUDINSKI, K. G.; BUDINSKI, M. K.; KOHLER, M. S. A galling-resistant substitute for silicon nickel. *Wear*, 255, p.489–497, 2015.
- DEVARAJU, A., PERUMAL, A. E.; ALPHONSA, J.; KAILAS, V. S.; VENUGOPAL, S. Sliding wear behavior of plasma nitrided Austenitic Stainless Steel Type AISI 316LN in the temperature range from 25 to 400 °C at 10–4 bar. *Wear*, 288, p. 17– 26, 2012.
- FOLKHARD, E. *Welding Metallurgy of Stainless Steels*. Springer-Verlag Wien New York, 1988, p.179-185.
- JACK, D. H.; JACK, K. H., 1972, “Structure of Z-Phase, Nb Cr N”, *Journal of the Iron and Steel Institute*, Vol. 210. p 790-792.
- KOMANDURI, R.; SHAW, M.C, 1975, “Wear of Synthetic Diamond When Grinding Ferrous Materials”, *Nature*, Vol. 255.
- LI, C.X.; BELL, T.; Corrosion properties of plasma nitrided AISI 410 martensitic stainless steel in 3.5% NaCl and 1% HCl aqueous solutions. *Corrosion Science*, 48, p. 2036–2049, 2006.
- LIANG, W.; Bin, X.; ZHIWEI, Y; YAQIN, S.; *Surface Coating Technology*. V130, p.304, 2000.
- LO, K.H.; SHEK, C.H.; LAI, J.K.L. Recent developments in stainless steels. *Materials Science and Engineering R*. v65, p. 39–104, 2009.
- MARKOV, D.; KELLY, D. Mechanisms of adhesion-initiated catastrophic wear: pure sliding. *Wear*, 239, p. 189–210, 2000.
- PODGORNIK, B.; JERINA, J. Surface topography effect on galling resistance of coated and uncoated tool steel. *Surface & Coatings Technology*, 206, p. 2792–2800, 2012.
- SCHEUER, C.J.; CARDOSO, R.P.; MAFRA, M.; BRUNATTO,S.F. AISI 420 martensitic stainless steel low-temperature plasma assisted carburizing kinetics. *Surface & Coatings Technology*, v. 214, p. 30-37, 2013.
- SCHEUER, C.J. (2); CARDOSO, R.P.; PEREIRA, R.; MAFRA, M.; BRUNATTO,S.F. Low temperature plasma carburizing of martensitic stainless steel. *Rapid communication. Materials Science and Engineering A*, 539, p. 369–372, 2012.
- SERBINO, E.M. Um estudo dos mecanismos de desgaste em disco de freio automotivo ventilado de ferro fundido cinzento perlítico com grafita lamelar. São Paulo. Dissertação (Mestrado em Engenharia Metalúrgica e de Materiais). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, 2005.
- SINGH, R.; MELKOTE, S. N.; HASHIMOTO, F. Frictional response of precision finished surfaces in pure sliding. *Wear*, 258, p.1500-1509, 2005.

7. RESPONSABILIDADE AUTORAL

Os autores são os únicos responsáveis pelo conteúdo deste trabalho.

INFLUENCE OF PLASMA CARBURIZING TIME AT LOW TEMPERATURE IN TRIBOLOGICAL BEHAVIOR OF STEEL CA-6NM

Gismar Schilive de Souza, gismar.souza@ifpr.edu.br¹

Rogério Breganon, rogerio.breganon@ifpr.edu.br¹

Giuseppe Pintaúde, pintaude@utfpr.edu.br²

Abel André Cândido Recco, abel.recco@udesc.br³

Silvio Francisco Brunatto, brunatto@ufpr.br⁴

¹Instituto Federal do Paraná – IFPR, Rua Engenheiro Tourinho, 829 – Campo Largo - PR

²Universidade Tecnológica Federal do Paraná – UTFPR, Avenida Sete de Setembro, 3165 – Curitiba - PR

³Universidade do Estado de Santa Catarina – UDESC, Rua Paulo Malschitzki, 200 – Joinville – SC

⁴Universidade Federal do Paraná – UFPR, Avenida Coronel Francisco Heráclito dos Santos, 210 – Curitiba – PR

Abstract. *This paper presents the preliminary results of the study of the wear behavior of the martensitic stainless steel CA-6NM carburized by plasma at low-temperature condition, at 300 °C, for an optimal mixture of gas hydrogen + argon + methane 0.5% in volume, with a flow rate of 400 sccm and pressure of 400 Pa, using a plasma source pulsed current of 700 V potential, combined with three processing times, 6, 12 and 24 h. The carburizing process was performed on sample dimensions 20 x 60 x 10 mm, with lapped finish condition rather than polished. The samples are characterized by X-ray diffraction, atomic mass spectrometry, microhardness, optical microscopy and scanning electron and 3D roughness by interferometry. The wear tests are conducted in conditions with and without treatment, using reciprocal sliding tribometer on the ball-on-flat configuration, with constant load of 4 N, whose counter-body is a hard metal ball of 4 mm. It is expected that even at very low temperature condition plasma processing where the diffusion rate is reduced, the wear behavior of the hardened sample is better than the sample without treatment, exhibiting low coefficient of friction (COF), and lower material removal in the wear tracks, depending on the formation of a thin hardened layer obtained by hardening on the substrate, indicating that even very low carburizing temperature can also result in improvements in tribological behavior, even at small time treatment.*

Keywords: Plasma carburizing, reciprocating test, CA-6NM.