

## ENRIQUECIMENTO SUPERFICIAL COM MOLIBDÊNIO E CEMENTAÇÃO A PLASMA DE FERRO PURO SINTERIZADO\*

Tatiana Bendo<sup>1</sup>  
Mateus Luis Hermann<sup>2</sup>  
Thiago de Souza Lamim<sup>3</sup>  
Cristiano Binder<sup>4</sup>  
Gisele Hammes<sup>5</sup>  
Euclides Alexandre Bernardelli<sup>6</sup>  
Aloísio Nelmo Klein<sup>7</sup>

### Resumo

Amostras de ferro puro sinterizadas foram enriquecidas superficialmente com molibdênio e em seguida foram cementadas. Todos os tratamentos térmicos foram realizados utilizando descarga luminescente anormal. Durante o processo de sinterização e de enriquecimento superficial as amostras são colocadas sobre o ânodo da descarga, na configuração cátodo-ânodo confinado. O bombardeamento da superfície do cátodo por espécies energéticas produz a pulverização de átomos do cátodo que se depositam na superfície da amostra e se difundem até certa profundidade. Foi observado que a espessura da camada superficial enriquecida está relacionada à energia de bombardeamento das espécies. Durante o processo de cementação, a presença de Mo na região superficial favorece a estabilização da fase  $\alpha$ -Fe alterando a cinética de precipitação da cementita nessa região. A cementação das amostras enriquecidas com molibdênio elevou os valores de dureza obtidos para a região superficial.

**Palavras-chave:** Enriquecimento superficial com Mo; Descarga luminescente anormal; Cementação.

### SURFACE Mo-ENRICHMENT AND PLASMA CARBURIZING ON UNALLOYED SINTERED IRON

#### Abstract

Unalloyed iron samples produced by powder metallurgy were surface alloying with molybdenum followed by carburizing using abnormal glow discharge. During the sintering and Mo-enrichment process, the samples are placed on the anode of the discharge, in the confined anode-cathode configuration. The bombardment of the cathode by energetic particles produces sputtering of atoms, which by diffusion in the gas phase deposit on the sample surface and diffuses into the sample until a certain depth. It was observed that the thickness of the Mo-enriched layer is related to the ion energy bombardment of the Mo-cathode. During the carburizing process, the presence of Mo into the surface region promotes the stabilization of the  $\alpha$ -Fe phase, changing the kinetics of precipitation of  $Fe_3C$  in this region. The carburization of Mo-enriched samples increased the hardness in the surface region of the samples.

**Keywords:** Mo-enrichment; Powder metallurgy; Carburizing; Abnormal glow discharge.

<sup>1</sup> Física, Dr., pesquisadora, Depto. Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil.

<sup>2</sup> Engenharia Mecânica, supervisor laboratório de materiais e química, Embraco, Joinville, SC-Brasil.

<sup>3</sup> Engenharia de Materiais, aluno, Depto. Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil.

<sup>4</sup> Engenharia Química, Dr., pesquisador, Depto. Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil.

<sup>5</sup> Engenharia de Materiais, Dr., pesquisadora, Depto. Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil.

<sup>6</sup> Tecnologia Mecânica, Dr., Professor, Depto. Acadêmico de Mecânica, Universidade Tecnológica Federal do Paraná, Curitiba, PR, Brasil.

<sup>7</sup> Física, Dr. Ing., Professor, Depto. Engenharia Mecânica, Universidade Federal de Santa Catarina, Florianópolis, SC, Brasil.

## 1 INTRODUÇÃO

A presença de poros residuais em componentes produzidos por metalurgia do pó é uma característica intrínseca desse processo de fabricação, que por vezes é propícia e requerida em determinadas aplicações. As propriedades dos materiais sinterizados tem relação direta com a presença dessa porosidade, uma vez que esses poros, normalmente vistos como defeitos, influenciam na resistência a corrosão e a fadiga. Além disso, quando esses componentes são utilizados em solicitações tribológicas, a porosidade reduz a capacidade de carga superficial, podendo influenciar diretamente o mecanismo de desgaste atuante na superfície desses materiais [1,2].

A adição controlada de elementos de liga ao componente principal é um dos meios mais utilizados para melhorar as propriedades dos componentes sinterizados. Entretanto, na metalurgia do pó ferrosa a influência desses elementos de liga vai além das propriedades metalúrgicas dos componentes, afetando também a compressibilidade do pó e a homogeneização durante a sinterização [3]. Exemplo disso é o elemento molibdênio que ao ser misturado ao ferro requer altas temperaturas de sinterização devido ao seu baixo coeficiente de difusão, ou ainda altas pressões de compactação quando utilizado através de pós portadores de liga.

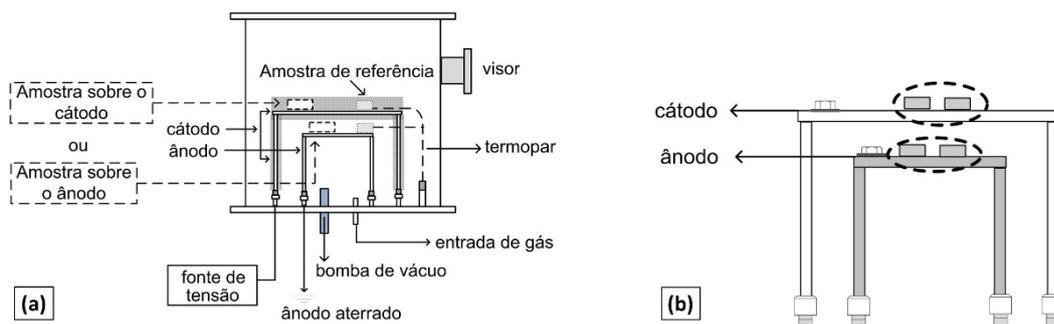
A utilização da tecnologia a plasma para o enriquecimento superficial de componentes sinterizados com elementos de liga é algo conhecido e consolidado [4-6]. Nessa técnica, os átomos do elemento de liga são provenientes de um cátodo e pulverizados por bombardeamento de íons e neutros rápidos advindos do mesmo cátodo. O enriquecimento superficial é promovido pela deposição desses átomos na superfície dos componentes sinterizados, que por sua vez difundem e formam a camada enriquecida [5].

Neste trabalho é apresentado um estudo do efeito de diferentes energias de bombardeamento no enriquecimento superficial com Molibdênio via plasma em amostras de ferro puro produzidas por metalurgia do pó. Estudos recentes indicam as vantagens de tratamentos termoquímicos superficiais posteriores ao enriquecimento, relacionadas a formação de compostos duros e estáveis após esses tratamentos. A nitretação de amostras enriquecidas superficialmente com molibdênio promove um incremento na dureza do ferro puro nitretado, por exemplo [7,8]. Dentro desse contexto, com o intuito de ampliar o conhecimento do efeito de diferentes tratamentos termoquímicos após o enriquecimento, foram realizados no mesmo reator, tratamentos de cementação nas amostras enriquecidas superficialmente. Com isso, o objetivo deste trabalho é avaliar os resultados obtidos com o tratamento de cementação a plasma em amostras de ferro puro sinterizadas e enriquecidas com Mo em uma descarga luminescente anormal.

## 2 MATERIAIS E MÉTODOS

As amostras utilizadas nesse trabalho foram preparadas com pó de ferro puro AHC – 100.29 atomizado em água, produzido pela Höganäs do Brasil. Ao pó de ferro foram adicionados 0,8% em massa de estearato de zinco, com a finalidade de diminuir o desgaste entre as paredes da matriz e o atrito entre as partículas, melhorando o processo de compactação das amostras. A compactação foi realizada a 600 MPa utilizando prensa hidráulica com matriz uniaxial de duplo efeito para produzir amostras cilíndricas com diâmetro de 20 mm. Os tratamentos por plasma dc foram realizados em um reator híbrido equipado com aquecimento auxiliar

resistivo [10]. Um desenho esquemático do reator está ilustrado na Figura 1(a). Dois suportes de tratamento com composições diferentes foram utilizados durante os tratamentos de sinterização e de enriquecimento superficial com Mo. Um desenho esquemático do modelo dos suportes de tratamento é apresentado na Figura 1(b). Para a sinterização foi utilizado um suporte confeccionado em aço carbono 1020, e para o enriquecimento superficial com molibdênio, o material utilizado para a confecção do suporte foi a liga TZM (~ 99,4% de Mo em massa). Em um momento inicial, prévio à sinterização, é realizada a extração do lubrificante (estearato de zinco), a uma temperatura de 350 °C durante 30 minutos, em atmosfera de H<sub>2</sub>. Os parâmetros utilizados no processo de sinterização e de enriquecimento superficial com Mo em descarga luminescente anormal são apresentados na Tabela 1.



**Figura 1.** (a) Desenho esquemático representando o reator a plasma dc. (b) Esquema do suporte de tratamento utilizado.

**Tabela 1-** Parâmetros utilizados nos tratamentos de sinterização e enriquecimento superficial com Mo.

Parâmetros	Sinterização	Enriquecimento c/ Mo
Pressão	1,33 10 <sup>2</sup> Pa	2,6 10 <sup>2</sup> Pa
T <sub>on</sub>	40 μs	180 μs
Tensão da fonte	500 V	700 V ou 500 V
Tempo	1h	1h
Temperatura	1125 °C	1125 °C
Gases	95% Ar + 5% H <sub>2</sub>	95% Ar + 5% H <sub>2</sub>
Fluxo gasoso	4,0 10 <sup>-6</sup> m <sup>3</sup> s <sup>-1</sup>	4,0 10 <sup>-6</sup> m <sup>3</sup> s <sup>-1</sup>

As amostras nos processos de sinterização e de enriquecimento superficial com Mo são dispostas sobre o ânodo da descarga, que é aterrado. Duas diferentes tensões, 700 ou 500 V, foram aplicadas ao cátodo durante o enriquecimento com Mo, obtidas através de uma fonte de tensão pulsada.

Após serem enriquecidas as amostras foram submetidas ao tratamento termoquímico de cementação a plasma. Neste, as amostras são dispostas sobre o cátodo (Figura 1(a)) polarizado negativamente, sendo bombardeadas pelas espécies energéticas da descarga, principalmente íons. A tensão adotada no processo de cementação foi de 500 V e o T<sub>on</sub> de 180 μs. As amostras foram aquecidas até a temperatura de tratamento (900 °C) em atmosfera de 30% H<sub>2</sub> + 70% Ar, com fluxo total de 4,0 10<sup>-6</sup> m<sup>3</sup>s<sup>-1</sup>. Após atingida a temperatura de tratamento, 3% de CH<sub>4</sub> foi adicionado à mistura durante 10 minutos. Interrompendo o fornecimento de CH<sub>4</sub> os demais parâmetros são mantidos constantes durante 1 hora.

A nomenclatura das amostras utilizadas no decorrer do trabalho está relacionada aos tratamentos térmicos realizados e aos parâmetros adotados nos processos. Esses dados e o nome dado às respectivas amostras estão resumidos na Tabela 3.

**Tabela 3** – Nomenclatura adotada para as amostras de acordo com os parâmetros de processo.

Amostras enriquecidas		Amostras cementadas	
Tensão	Temperatura	Nome	Nome
700 V	1125 °C	E700	EC700
500 V	1125 °C	E500	EC500

Estudos metalográficos das amostras foram realizados utilizando Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV), modelo Jeol JSM-6390 equipado com EDX (Espectrometria por Energia Dispersiva de Raios-X) e Microscopia Ótica (MO), Leica DM-4000M. Após a caracterização superficial as amostras foram seccionadas transversalmente seguindo preparação metalográfica convencional. A identificação das fases nas amostras enriquecidas com Mo e nas amostras cementadas foi realizada por difração de Raios X (Philips X'Pert) utilizando a radiação Cu K $\alpha$ . O perfil de microdureza das amostras enriquecidas foi obtido utilizando-se um microdurômetro Shimadzu HMV 2000 com indentador Vickers, carga de 10 g e tempo de permanência de 15 s.

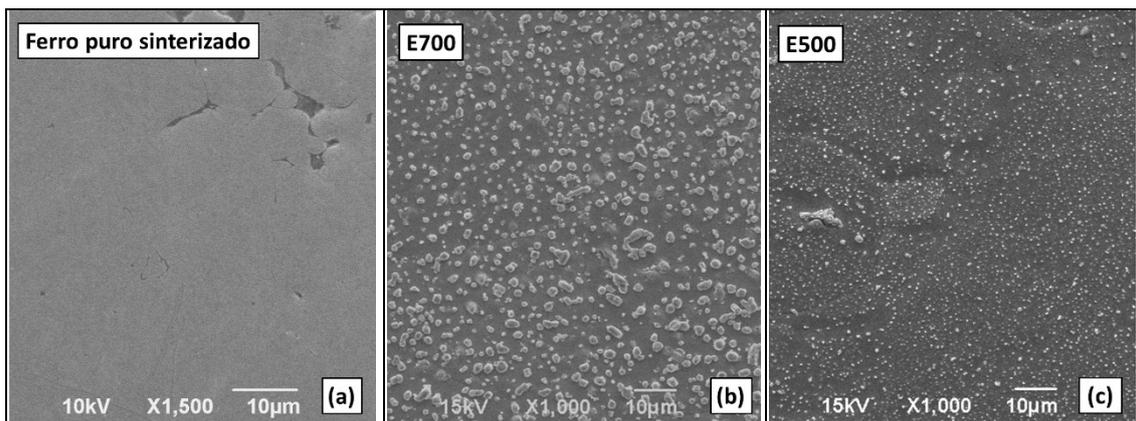
### 3 RESULTADOS E DISCUSSÃO

Micrografias obtidas das superfícies das amostras sinterizadas e enriquecidas superficialmente com Mo são apresentadas na Figura 2. Após a sinterização todas as amostras tiveram a superfície polida para favorecer a caracterização da superfície após os tratamentos térmicos de enriquecimento e cementação. A Figura 2(a) apresenta uma micrografia da superfície polida de uma amostra de ferro puro sinterizada para comparação. A Figura 2(b) e (c) são micrografias obtidas da superfície das amostras sinterizadas e enriquecidas superficialmente com molibdênio em 700 V e 500 V, respectivamente. Nas amostras enriquecidas com Mo pode-se observar a formação de muitos precipitados, ou micropartículas sobre a superfície.

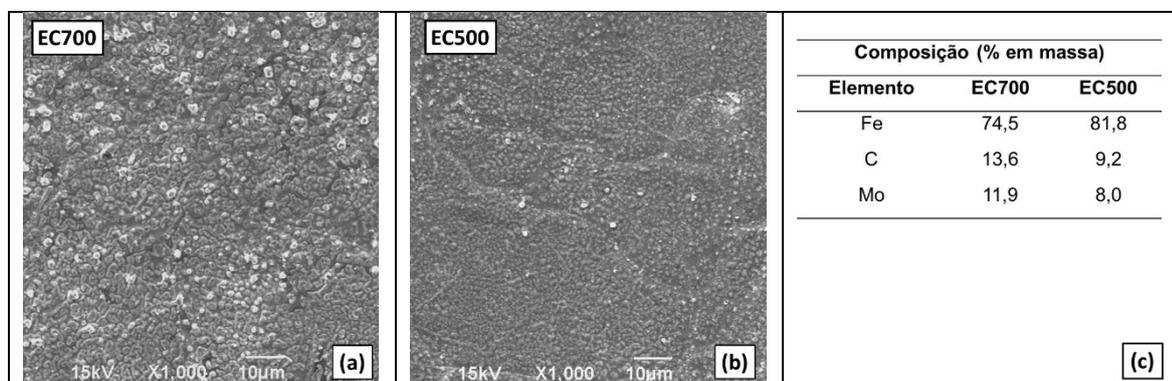
A formação dessas micropartículas sobre a superfície das amostras enriquecidas pode ser relacionada à pulverização catódica de átomos de Mo que se depositam sobre as amostras que estão sobre o ânodo. Íons e moléculas neutras do gás com alta energia bombardeiam o cátodo, como a massa desses íons e moléculas é alta, eles são capazes de arrancar átomos de Mo do cátodo. Segundo Chapman [11], o átomo depositado sobre o ânodo pode reevaporar, difundir no substrato ou migrar sobre a superfície, combinando-se com outros átomos da mesma espécie, formando ilhas. Esse fenômeno de aglomeração dos átomos metálicos pulverizados do cátodo durante a deposição também foi observado em outros trabalhos [8-10].

Quanto maior a tensão aplicada ao cátodo, maior a energia de bombardeamento dos íons, o que resulta em maior taxa de pulverização. Pode-se observar que a amostra enriquecida à tensão de 700 V (Figura 2(b)) apresenta maiores e maior quantidade de micropartículas sobre a superfície do que a amostra enriquecida em potencial de 500 V (Figura 2(c)). Através de análises de EDX realizadas sobre essas micropartículas, foi constatado altas concentrações de Mo (aproximadamente 40% em massa de Mo).

Após o enriquecimento superficial com Mo, as amostras foram cementadas à uma mesma condição. A Figura 3(a) e (b) apresenta micrografias da superfície das amostras sinterizadas e enriquecidas com Mo após a cementação. Comparando as amostras cementadas, pode-se observar que o tamanho e a quantidade de precipitados é maior para a amostra enriquecida à uma maior tensão (EC700). Este resultado está relacionado com as características superficiais prévias das amostras enriquecidas, como apresentado anteriormente na Figura 2. Análises por EDX realizadas sobre a superfície das amostras cementadas em áreas da região central das amostras (representadas pelas micrografias) apresentaram pequena variação nas composições. A Figura 3(c) apresenta os valores qualitativos de composição obtidos.



**Figura 2.** Micrografias obtidas via MEV da superfície das amostras: (a) Superfície polida de uma amostra após a sinterização (todas as amostras tiveram a superfície polida após sinterização). (b) Enriquecida superficialmente com Mo a 700 V e (c) 500 V.



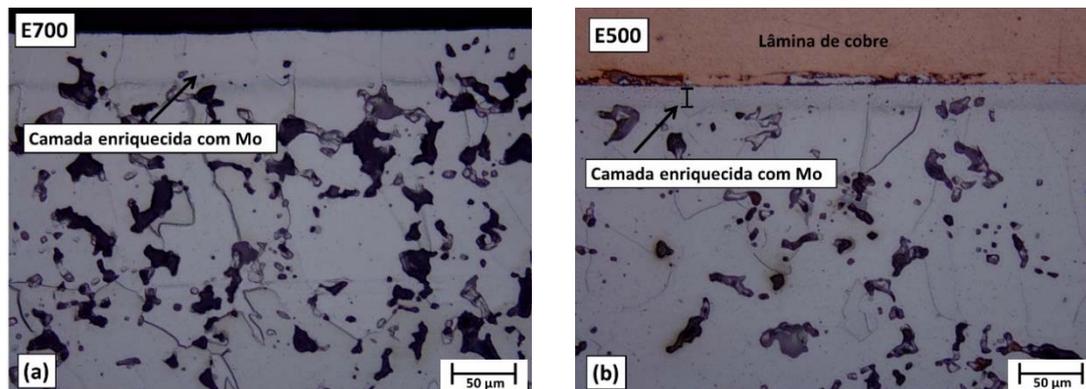
**Figura 3.** Micrografias obtidas via MEV da superfície das amostras após a cementação (a) EC700 – enriquecida com Mo à tensão de 700 V; (b) EC500 – enriquecida com Mo à tensão de 500 V. (c) composição química obtida via EDX sobre a superfície das amostras EC700 e EC500.

Na Figura 4 são apresentadas as micrografias da seção transversal, obtidas por MO, das amostras enriquecidas superficialmente com Mo E700 e E500 (Figura 4(a) e (Figura 4(b), respectivamente). Nestas amostras pode-se observar uma linha sutil, levemente mais escura, que separa a região superficial enriquecida do restante da amostra, como indicado na Figura 4(a) e (b). O reagente utilizado na preparação metalográfica das amostras (Nital 2%), exerce diferente influência sobre as regiões com alta e baixa concentração de Mo, favorecendo a distinção entre as regiões com e sem Mo. A concentração de Mo nas camadas enriquecidas também foi confirmada através de análises via EDX, apresentadas na Figura 5.

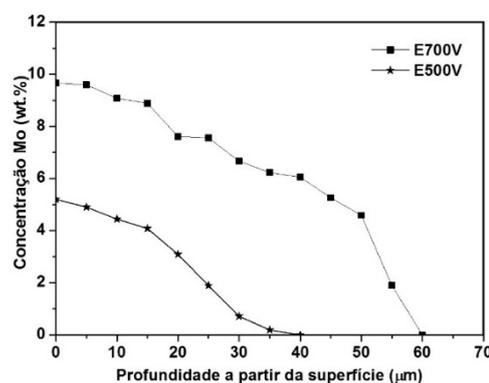
Nos tratamentos de enriquecimento superficial com Mo, somente a tensão aplicada foi alterada entre os processos. Quando o enriquecimento foi realizado a 700 V, a região enriquecida com Mo atingiu uma espessura de aproximadamente 50  $\mu\text{m}$  (Figura 4(a)). Na amostra enriquecida a 500 V (Figura 4(b)), a camada enriquecida apresentou, aproximadamente, 25  $\mu\text{m}$  de espessura. A energia dos íons que atingem o cátodo é variada de acordo com a tensão aplicada. Como discutido com detalhes no trabalho de Pavanati [5], a energia dos íons ( $E$ ) é proporcional a tensão aplicada ao cátodo ( $V$ ) e inversamente proporcional ao número de colisões ( $N$ ) dos íons na bainha catódica. Como  $N$  é proporcional a pressão da descarga ( $p$ ) e a espessura ( $d$ ) da bainha catódica, tem-se que:

$$E = CV(pd)^{-1}$$

Onde  $C$  é um valor constante. Como  $p$  e  $d$  foram mantidos constantes durante os tratamentos de enriquecimento com Mo, o aumento da tensão corresponde a um aumento na intensidade de pulverização de átomos de Mo, aumentando a concentração desses átomos na fase gasosa. Como resultado, a concentração de Mo na superfície das amostras aumenta, bem como a espessura da camada enriquecida, como confirmado nas imagens apresentadas (Figura 4(a) e (b)) e na análise de EDX (Figura 5).



**Figura 4.** Micrografia ótica da seção transversal das amostras sinterizadas e enriquecidas superficialmente com molibdênio: (a) à tensão de 700 V (E700); (b) à tensão de 500 V (E500).



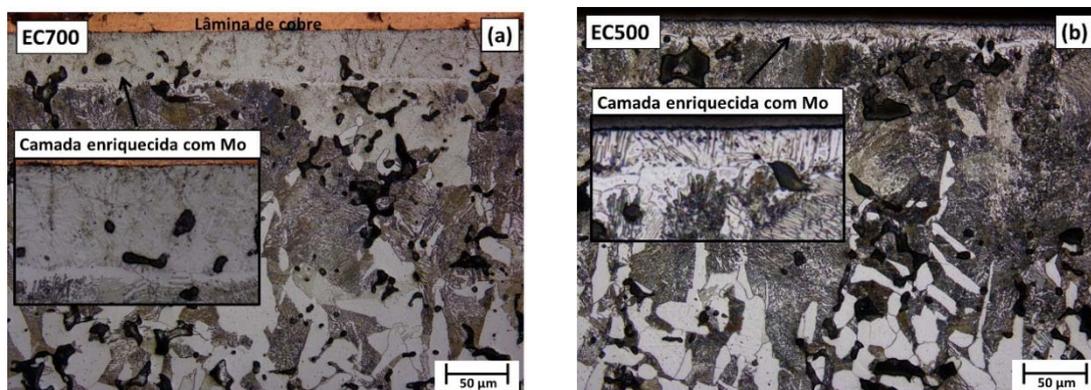
**Figura 5.** Perfil de concentração médio de molibdênio obtido via EDX da seção transversal das amostras sinterizadas e enriquecidas superficialmente com molibdênio em descarga luminescente anormal.

Analisando a Figura 5 pode-se observar que o aumento da tensão aplicada ao cátodo de Mo resulta não apenas no aumento da profundidade da camada enriquecida, mas também no aumento da concentração de Mo na camada. Esses

efeitos, como mencionado, estão relacionados ao aumento da taxa de pulverização de átomos de Mo com o aumento da tensão aplicada ao cátodo.

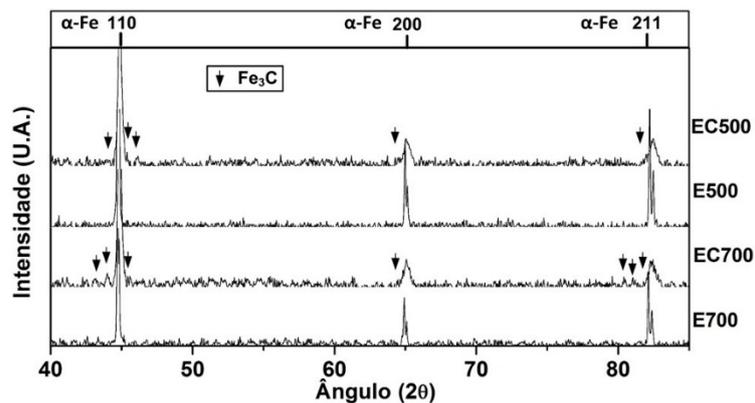
A Figura 6(a) e (b) apresenta as micrografias da seção transversal das amostras enriquecidas com Mo a 700 e 500V após a cementação. É possível observar que na região da camada enriquecida com Mo a quantidade de precipitados é menor, quando comparado ao substrato da amostra. Além disso, quanto maior a concentração de Mo e mais espessa é a camada superficial enriquecida, menor a quantidade de precipitados na camada enriquecida e menor a quantidade de cementita ( $Fe_3C$ ) que se desenvolve logo abaixo dessa região (substrato da amostra).

Sabe-se que elementos de liga adicionados ao ferro podem influenciar no diagrama de equilíbrio de fases. Alguns elementos de liga podem expandir o campo  $\gamma$  e favorecer a formação da austenita a maiores limites de composição ou, de outra forma, podem contrair o campo  $\gamma$  e favorecer a formação da ferrita ( $\alpha$ -Fe) para maiores limites composicionais [12,13]. Elementos de liga usados em aços como Ti, V, Cr e Mo, além de serem estabilizadores da fase  $\alpha$ -Fe também podem formar finos carbeto estáveis, resultando em acentuado endurecimento da liga. Além disso, quando em baixas concentrações, podem entrar em solução sólida na cementita, mas também formam solução sólida na ferrita. Em altas concentrações, esses elementos de liga irão formar carbeto de elementos de liga, os quais são termodinamicamente mais estáveis do que a cementita  $Fe_3C$  [12,13]. Exemplos de tais carbeto incluem  $MX$ ,  $M_2C$ ,  $M_7C_3$ ,  $M_6C$  e  $M_{23}C_6$ , onde M significa uma mistura de Fe e átomos do soluto substitucional e X corresponde aos átomos de soluto intersticial.



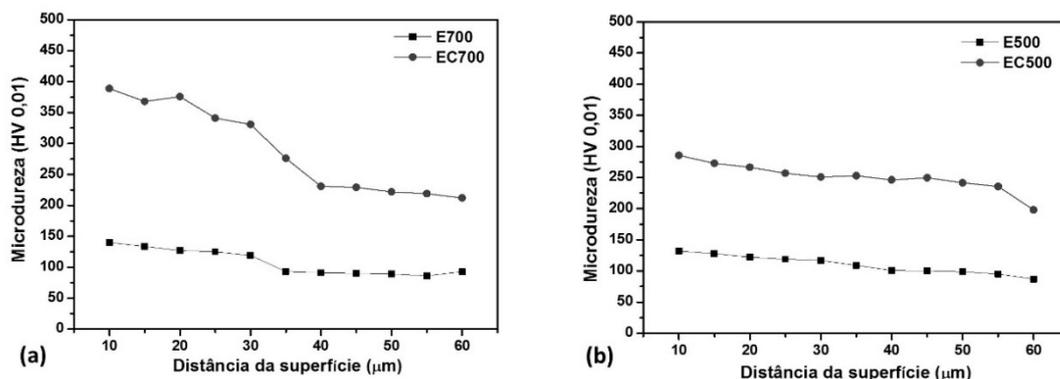
**Figura 6.** Micrografias óticas da seção transversal das amostras enriquecidas superficialmente com Mo e cementadas (a) EC700 – enriquecida à tensão de 700 V, (b) EC500 – enriquecida à tensão de 500 V. Em maior aumento, detalhe para a camada superficial apresentado em ambas micrografias.

A Figura 7 apresenta as difratometrias de raios-X para as amostras enriquecidas com Mo a  $1125^{\circ}C$  (E700 e E500) e após a cementação (EC700 e EC500). Em todos os espectros analisados foram detectados os picos referentes a fase  $\alpha$ -Fe. Nas amostras cementadas, pode-se observar um leve alargamento nos picos da ferrita. Esse alargamento pode ser atribuído à presença de cementita e carbono em solução sólida na camada enriquecida. Pequenos picos indicados nos difratogramas para as amostras cementadas (EC700 e EC500) foram identificados como sendo da fase  $Fe_3C$  (cementita).



**Figura 7.** Espectro de DRX com identificação de fases para as amostras enriquecidas com Mo (E700 e E500) e cementadas (EC700 e EC500).

A Figura 8 apresenta os perfis de dureza obtidos da seção transversal das amostras sinterizadas e enriquecidas com Mo e das amostras cementadas. Comparando os valores de dureza obtidos para a camada superficial das amostras apenas enriquecidas com Mo (E700 e E500), um leve aumento pode ser observado para a amostra enriquecida à maior tensão. Valores de dureza entre 90 a 100 HV são comumente obtidos para amostras de ferro puro sinterizadas nas mesmas condições [8-10,14], o que está de acordo com os valores obtidos para o substrato das amostras enriquecidas. No caso dessas amostras, esse leve aumento da dureza na região da camada enriquecida pode ser atribuído à formação de solução sólida substitucional entre Fe e Mo. Os átomos substitucionais de Mo geram tensões e deformação na rede cristalina da fase  $\alpha$ -Fe, o que resulta na elevação dos valores de dureza para a região da camada enriquecida. Esse resultado, juntamente com as análises de DRX (Figura 7) para as amostras somente enriquecidas, demonstra que não ocorre a formação de outras fases ou precipitados durante o enriquecimento superficial com Mo.



**Figura 8.** Perfis de dureza obtidos na seção transversal das amostras enriquecidas e cementadas: (a) enriquecida com Mo à tensão de 700 V, (b) enriquecida com Mo à tensão de 500 V.

Maiores valores de dureza são obtidos após a cementação em ambas as amostras enriquecidas, EC700 e EC500 (Figura 8(a) e (b), respectivamente). Entre as amostras cementadas, observa-se um aumento nos valores de dureza da camada superficial com o aumento da concentração de Mo, ou seja, para a amostra EC700, enriquecida à tensão mais elevada. A amostra EC500 (Figura 8(b)) apresenta um perfil de dureza quase constante. Como observado na micrografia óptica apresentada para essa amostra (Figura 6(b), no detalhe), precipitados semelhantes à cementita se desenvolvem na região superficial enriquecida com Mo. Como os valores de

dureza entre a camada enriquecida com Mo e o substrato cimentado são parecidos, os precipitados desenvolvidos na camada enriquecida podem ser atribuídos à fase  $Fe_3C$ . A cementita e outros carbeto/carbonetos de transição do Fe podem iniciar a precipitação rapidamente, em baixas temperaturas (aproximadamente, 200 °C), por um mecanismo que requer, a princípio, apenas a difusão de átomos de carbono. Como consequência, é inevitável que a precipitação de carbeto de Fe precedam a do elemento de liga. Neste caso, os átomos de Mo podem se encontrar em solução na cementita e na fase  $\alpha$ -Fe [12,15,16]. Os pequenos picos atribuídos à fase  $Fe_3C$  e o alargamento dos picos da fase  $\alpha$ -Fe nas análises de DRX para essa amostra (EC500), contribuem com essa interpretação.

Valores de dureza de aproximadamente 380 HV foram medidos para a região superficial da amostra EC700 (Figura 8(a)). As análises de DRX para esta amostra não confirmam a precipitação de carbeto de Mo. Como a amostra EC700 apresenta uma maior concentração de Mo na camada superficial (comparada a amostra EC500), o aumento dos valores de dureza na região pode ser relacionado à maior expansão da rede cristalina da fase  $\alpha$ -Fe, causada pelo átomos de Mo. A possibilidade de carbeto de Mo muito pequenos e finamente dispersos na matriz terem se desenvolvido não pode ser completamente descartada. Outras técnicas de análises, como microscopia eletrônica de transmissão poderiam elucidar essa suposição.

#### 4 CONCLUSÃO

A eficiência da pulverização catódica é maior a 700 V do que a 500 V, o que resulta em maior concentração de Mo depositado e maior profundidade da camada enriquecida obtida para 700 V do que para 500 V. Maior quantidade de molibdênio na camada favorece o endurecimento antes e após a cementação.

#### Agradecimentos

Os autores agradecem ao apoio financeiro para este trabalho obtido através do CNPq, CAPES, FAPESC e EMBRACO. Agradecemos também o apoio técnico ao LCME-UFSC.

#### REFERÊNCIAS

- 1 Eyre T.S., Walker R.K. Wear of sintered metals. Powder Metall. 1976; (1): 22–30.
- 2 Lim S.C., Brunton J.H. The unlubricated wear of sintered iron. 1986; (113): 371–382.
- 3 German R.M. Sintering theory and practice. New York: J. Wiley & Sons. 1996, 550 p.
- 4 Pavanati H.C., Lourenço J.M., Maliska A.M., Klein A.N. and Muzart J.L.R. Ferrite stabilization induced by molybdenum enrichment in the surface of unalloyed iron sintered in an abnormal glow discharge. Appl. Surf. Sci. 2007; (253): 9105–9111.
- 5 Pavanati H.C., Maliska A.M., Klein A.N. and Muzart J.L.R. Sintering unalloyed iron in abnormal glow discharge with superficial chromium enrichment. Mater. Sci. Eng. A. 2005; (392): 313–319.
- 6 Marchiori R., Maliska A.M., Borges P.C., Klein A.N. and Muzart J.L.R. Corrosion study of plasma sintered unalloyed iron: The influence of porosity sealing and Ni surface enrichment. Mater. Sci. Eng. A. 2007; (467): 159–164.
- 7 Klein A.N., Cardoso R.P., Pavanati H.C., Binder C., Maliska A.M., Hammes G., Fusão D., Seeber A., Brunatto S.F., Muzart J.R.L.. DC plasma technology applied to poder metallurgy: an overview. Plasma Sci. Tech. 15 (2013) 70-81.
- 8 Bendo T., Pavanati H.C., Klein A.N., Martinelli A.E., and Maliska A.M. Plasma Nitriding of Surface Mo-Enriched Sintered Iron. ISRN Mater. Sci. 2011; (2011): 1–8.

- 9 Bendo T., Maliska A.M., Acuña J.J.S., Binder C., Demetrio K.B., Klein A.N. Nitriding of surface Mo-enriched sintered iron: Structure and morphology of compound layer. *Surf. Coatings Technol.* 2014; (258): 368–373.
- 10 Hammes G. Modificação da composição química da superfície de componentes metálicos via pulverização catódica em plasma: projeto de equipamento e desenvolvimento de processo. *Dissertação, UFSC (2006): 71p.*
- 11 Chapman B. *Glow discharge process: sputtering and plasma etching.* New York: J. Wiley & Sons (1980): 406p.
- 12 Honeycombe R.W.K. The effect of alloying elements on iron-carbon alloys. *Steels microstructure and properties.* Ed. Edward Arnold, Cap.4 (1981): 55-75.
- 13 Kuzucu V., Aksoy M., Korkut M.H. The effect of strong carbide-forming elements such as Mo, V and Nb on the microstructure of ferritic stainless steel. *J. Mater. Process. Tech.* 1998; (82): 165-171.
- 14 Pavanati H.C., Straffelini G., Maliska A.M., Klein A.N. Dry sliding of plasma-sintered iron: the influence of nitriding on wear resistance. *Wear* 2008; (265): 301-310.
- 15 Fujita N., Bhadeshia H.K.D.H. Precipitation of molybdenum carbide in steel: multicomponent diffusion and multicomponent capillary effects. *Mat. Sci. Tech.* 1999; (15): 627-634.
- 16 Gingell A.D.B., Bhadeshia H.K.D.H., Jones D.G., Mawella K.J.A. Carbide precipitation in some secondary hardened steels. *J. Mat. Sci.* 1997; (32): 4815-4820.