

Análise da fadiga, corrosão e desgaste abrasivo do cromo duro eletrodepositado e revestimento de carbeto de tungstênio por HVOF no aço ABNT 4340

Renato Chaves Souza¹
Marcelino Pereira do Nascimento²
Herman Jacobus Cornelis Voorwald³
Walter Luis Pigatin³

Resumo

Neste trabalho foi analisado o comportamento em fadiga, corrosão e desgaste abrasivo do revestimento de carbeto de tungstênio, aplicado pelo sistema HVOF/HP, em comparação à eletrodeposição de cromo duro no aço ABNT 4340. Os resultados mostraram, inicialmente, que os revestimentos estavam diminuindo a resistência à fadiga do aço, com o revestimento de carbeto de tungstênio por aspersão térmica mostrando melhor desempenho. Dados experimentais de testes de desgaste abrasivo foram conclusivos, indicando menor perda de massa para o carbeto de tungstênio em comparação com o cromo duro eletrodepositado. Relativo à corrosão, avaliada por meio do teste de névoa salina, ambos os revestimentos foram completamente corroídos após 72 horas de exposição.

Palavras-Chave: Fadiga; Desgaste; Corrosão; Carbeto de tungstênio por HVOF; Cromo duro eletrodepositado.

Analysis of fatigue, corrosion and abrasive wear of hard chrome electroplating and tungsten carbide coating by HVOF on AISI 4340 Steel

Abstract

In this work, the influence of the tungsten carbide thermal spray coating applied by HVOF/HP in comparison to hard chrome plating on the steel AISI 4340 was analyzed in fatigue, corrosion and abrasive wear. Experimental results indicate reduction in the fatigue strength due to the coatings with better performance for the tungsten carbide. Abrasive wear tests were conclusive, indicating less weight loss for the tungsten carbide in comparison to the hard chromium. With respect to corrosion, both coatings were completely corroded after 72 hours of exposure in salt spray tests.

Keywords: Fatigue; Wear; Corrosion; Tungsten carbide by HVOF; Electroplated hard chrome.

Introdução

Cromo duro é o revestimento eletrodepositado mais usado para obter altos níveis de dureza, resistência ao desgaste e corrosão e baixo coeficiente de atrito, para aplicações na indústria aeroespacial, automotiva e petroquímica (Bodger et al., 1997; Tyler, 1995). Propriedades do cromo duro, tais como dureza e densidade de microtrincas, mudam com a composição do banho, densidade de corrente, agitação de banho, temperatura, etc. (Jones, 1989; Dubpernell e Lowenheim, 1968). Uma importante característica do cromo eletrodepositado são as altas tensões residuais internas de tração, originadas da decomposição de hidretos de cromo durante o processo de eletrodeposição (Dubpernell e Lowenheim, 1968; Jones, 1989; Kuo et al. 1997). Estas altas tensões

de tração em camadas de cromo eletrodepositado aumentam com o aumento da espessura e são aliviadas através de microtrincas locais que surgem durante a eletro-deposição. Basicamente, a densidade de microtrincas está relacionada às altas tensões residuais internas de tração, dureza e resistência à corrosão. (Jones, 1989; Lin et al., 1992; Tyler, 1995). Foi observado que as tensões residuais são de algum modo afetadas pelo substrato mas só na interface, diminuem com a profundidade da camada e aumentam novamente na interface revestimento-substrato (Pina et al., 1997). Testes de fadiga por flexão rotativa em amostras com diferentes revestimentos e condições de revestimento indicam que a resistência à fadiga é dependente no comportamento de fratura do substrato e da dureza e tensões residuais na superfície do mesmo. Relativo ao

¹ Faculdade de Engenharia Química de Lorena – FAENQUIL/DEMAR
Pólo Urbo Industrial, Gleba AI-6 – CP 116 – Lorena/SP/BR – 12600-000

² Universidade Estadual Paulista – DMT – UNESP/FEG
Av. Ariberto Pereira da Cunha, 333 – Guaratinguetá/SP/BR – 12500-000

³ EMBRAER-LIEBHERR – Equipamentos do Brasil
São José dos Campos/SP/BR – 12237-540

cromo duro, uma redução na resistência à fadiga foi observada (Hotta et al., 1995). “Shot peening” é um processo bem conhecido para aumentar vida em fadiga de estruturas sujeitadas a carregamentos de amplitude constante e variável. As tensões residuais compressivas obtidas pela deformação plástica da superfície são responsáveis pelo aumento da resistência à fadiga em componentes mecânicos com “shot peening” (Wang et al., 1998). As tensões residuais compressivas induzidas mediante processos de usinagem também são responsáveis pela melhoria na resistência à fadiga do aço ABNT 4340 (Matsumoto et al., 1991). O aumento na resistência à propagação da trinca por fadiga no aço ABNT 4340 com endurecimento superficial por feixe eletrônico foi associado à distribuição de tensões residuais e características microestruturais (Hwang e Fung, 1996). Como o cromo duro pode gerar uma diminuição na resistência à fadiga em comparação a partes não revestidas, projetos de estruturas sujeitas a cargas dinâmicas podem considerar esta influência negativa para garantir integridade estrutural. Estruturas mais pesadas e o uso de métodos efetivos para melhorar a resistência à fadiga são utilizados. Problemas relativos ao cromo duro, como saúde e perigos ambientais, custos crescentes e um desempenho não de acordo com as especificações, estão resultando na procura para identificar possíveis alternativas (Bolles, 1995). Indústrias aeronáuticas estão considerando o revestimento de carbeto de tungstênio (WC) por aspersão térmica, aplicado pelo processo oxy-combustível de alta velocidade (HVOF), como uma alternativa aos revestimentos de cromo duro. A pergunta a ser respondida é se o desempenho do processo alternativo é pelo menos comparável aos resultados obtidos pelo original. Análises de dados experimentais mostraram melhor resistência a corrosão para vários revestimentos de HVOF com relação ao cromo duro. No caso de testes de fadiga e atrito, os resultados foram aceitáveis, indicando perspectivas interessantes no uso do revestimento de carbeto de tungstênio para substituir o cromo duro (Bodger et al., 1997). Pequena influência da espessura do revestimento na tensão residual média da camada foi observada para o revestimento de alumínio-5níquel borrifado por arame-arco no aço ABNT 1018 (Greving et al., 1994). Tensões de tração na camada e valores compressivos no substrato perto da interface foram obtidos. A análise do desempenho do desgaste de amostras do revestimento de carbeto de tungstênio na presença de ar, água e meio aquoso abrasivo indicaram resultados melhores em termos de perda de volume e mudança na rugosidade superficial do que para o substrato de aço (Coulson et al., 1995).

O objetivo desta pesquisa é comparar a influência do revestimento de carbeto de tungstênio por

aspersão térmica aplicado pelo sistema HVOF/HP e o cromo duro eletrodepositado, na resistência à fadiga, desgaste abrasivo e resistência à corrosão do aço ABNT 4340.

Metodologia

As curvas σ -N foram obtidas em ensaios de fadiga por flexão rotativa e axial para amostras do material base eletrodepositado com cromo duro e revestido com carbeto de tungstênio. Foram usadas as técnicas de MEV e microscopia óptica para observar os locais de origens das trincas, espessuras, adesão em todas as camadas e densidade de microtrincas no cromo duro, para ajudar na análise dos resultados.

O material empregado foi o aço ABNT 4340, amplamente utilizado em trens de pouso de aeronaves, onde alta resistência mecânica e tenacidade são exigências fundamentais de projeto. Os resultados da análise da composição química estão apresentados na Tabela 1.

Tabela 1 – Composição química nominal (em %) do aço 4340

C	S	Mn	Cr	Ni	Mo
0,39	<0,01	0,69	0,74	1,70	0,23

Os corpos de prova foram confeccionados em barras de Ø16 mm, temperados em forno de atmosfera controlada a 815°C por 45 minutos, com resfriamento em óleo entre 20°C e 60°C, e revenidas a 520°C durante 2 horas. O tratamento térmico promoveu a formação de uma estrutura martensítica com dureza média de 39 HRC. Os corpos de prova para ensaios de tração foram confeccionados conforme a norma ASTM E 8M. Os ensaios foram realizados no equipamento universal modelo Otto Volpert com 196.000 N de capacidade, à temperatura ambiente. As dimensões dos corpos de prova para ensaios de fadiga por flexão rotativa estão ilustradas na Figura 1, obedecendo aos critérios do fabricante do equipamento, modelo UBM 520/86/9 – Veb Werkstoffprufmaschinen Leipzig. Os ensaios foram realizados a 3.000 rpm, R = -1 (flexão rotativa), temperatura ambiente, até a fratura ou 10⁷ ciclos. A separação completa dos corpos de prova foi usada como o critério para falhas. As dimensões dos corpos de prova para ensaios de fadiga axial estão ilustradas na Figura 2. O equipamento utilizado foi uma unidade servo-hidráulica de ensaios mecânicos da série MTS. A frequência do ensaio foi de 50 Hz, na temperatura ambiente, R = 0,1, até a fratura ou 10⁷ ciclos. A separação completa dos corpos de prova foi usada como o critério para falhas.

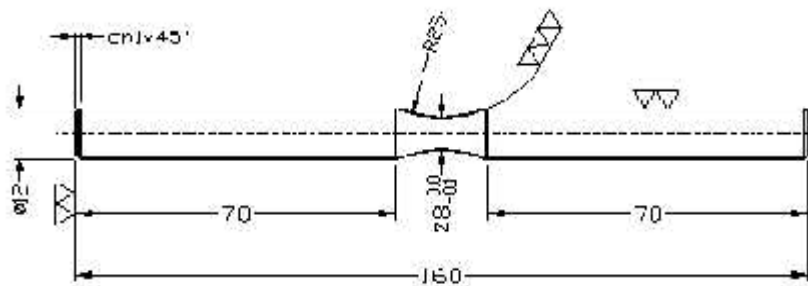


Figura 1 – Corpo de prova de fadiga por flexão rotativa

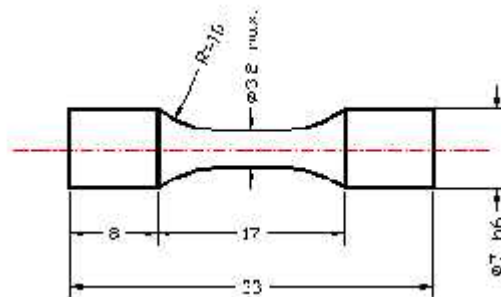


Figura 2 – Corpo de prova de fadiga axial

Após a confecção final, os corpos de prova de fadiga por flexão rotativa e axial foram polidos com lixa de granulometria 600 na região central, inspecionados por partículas magnéticas e submetidos a um tratamento térmico para alívio de tensões, com aquecimento a 190°C por 4 horas e resfriamento ao ar calmo, antes do processo de eletrodeposição e aspersão térmica. Os ensaios de fadiga por flexão rotativa e axial obedeceram à seguinte ordem:

- corpos de prova do material base;
- corpos de prova do material base e revestidos com 160 μm de cromo duro;
- corpos de prova do material base e revestidos com 100 μm de WC-12Co com jateamento superficial preliminar com esferas de alumina para melhorar adesão. Nos ensaios de fadiga por flexão rotativa 6 corpos de prova sem jateamento foram ensaiados para verificar a influência do procedimento.

A eletrodeposição de cromo duro foi realizada em uma solução contendo 250 g/L de ácido crômico e 2,5 g/L de ácido sulfúrico, com densidade de corrente de 31 A/dm² a 46 A/dm² e velocidade de deposição de 20 $\mu\text{m}/\text{h}$ a 30 $\mu\text{m}/\text{h}$, entre 50°C e 55°C. Antes da eletrodeposição, os corpos de prova foram limpos com desengraxante alcalino, desoxidados e submetidos a ataque anódico entre 15 A/dm² e 30 A/dm², durante 1 a 3 minutos. Após a eletrodeposição, os corpos de prova foram submetidos a tratamento térmico de desidrogenação por 8 horas a 190°C.

A aspersão térmica do revestimento de carbetos de tungstênio foi aplicada pelo sistema HVOF/HP, sendo usado um pó com 12% de cobalto, distância de aplicação 355 mm, comprimento do bico de 192 mm, combustível de querosene com vazão de 18,9 litros por hora e taxa de vazão do pó de 4,5 kg/h. A rugosidade superficial média obtida na seção reduzida das amostras foi $R_a \sim 4 \mu\text{m}$ e desvio padrão de 0,39 μm , na condição de cromo depositado.

Para os ensaios de corrosão, as amostras foram confeccionadas de chapa normalizada do aço ABNT 4340, com as seguintes dimensões: 76 mm x 254 mm x 1 mm de espessura; rugosidade superficial $R_a \approx 0,2 \mu\text{m}$ e revestidas com:

- Cromo duro \rightarrow 16 μm , 36 μm e 49 μm ;
- Carbetos de tungstênio \rightarrow 100 μm , sendo ensaiadas com e sem a aplicação de um selante de porosidade.

Os ensaios foram realizados conforme norma ASTM B 117, em 5% de cloreto de sódio, pH de 6,5-7,2, a 35°C, com as amostras mantidas entre 12° a 20° em relação ao eixo vertical e analisadas em função de suas aparências superficiais.

Os corpos de prova para o ensaio de resistência à abrasão foram confeccionados do aço ABNT 4340, chapa recozida, de 4 mm de espessura e 100 mm de diâmetro, de acordo com a norma FED-STD-141C, e revestidas com:

- Cromo duro com espessura de 100 μm ;
- WC-12Co com espessura de 100 μm .

Os ensaios foram realizados em um Taber Abrasier, em temperatura ambiente, usando 10 N de carga e rebolo de CS-17 para o cromo duro convencional e de diamante para o WC-12Co. Os resultados foram analisados por dados de índice de desgaste (mg/1.000 ciclos) e desgaste total (mg/10.000 ciclos). A rugosidade máxima dos revestimentos foi $RMS \approx 12 \mu m$, verificada através do rugosímetro modelo Mitutoyo 301.

As análises foram realizadas nos corpos de prova fraturados por fadiga, através de imagens obtidas nos microscópios eletrônicos de varredura modelos LEO 435 vpi e Zeiss DSM 950, do Departamento de Materiais do Centro Técnico Aeroespacial (CTA/AMR/BR), e microscópio óptico do banco metalográfico, modelo Neophot 21, do Departamento de Materiais e Tecnologia da Universidade Estadual Paulista (UNESP/FEG/BR).

Resultados e Discussões

Os resultados dos ensaios de tração e dureza confirmaram as propriedades mecânicas especificadas pela norma MIL-HBK-5, apresentando: limite de resistência à tração de 1.210 MPa; tensão limite de

escoamento de 1.118 MPa; alongamento de 14,9% e dureza de 39 HRC.

A Figura 3 apresenta os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa dos corpos de prova do material base, corpos de prova do material base e revestidos com 160 μm de cromo duro eletrodepositado e corpos de prova do material base e revestidos com 100 μm de carbeto de tungstênio. Os resultados ilustrados na Figura 3 claramente demonstram o efeito prejudicial de ambos os revestimentos no comportamento em fadiga por flexão rotativa do aço ABNT 4340. Este comportamento foi mantido em relação aos respectivos limites de resistências à fadiga (10^7). No processo de fadiga de alto ciclo, os limites de resistência à fadiga para o material base, material base revestido com 160 μm de cromo duro eletrodepositado e material base revestido com 100 μm de carbeto de tungstênio foram, respectivamente, 59%, 28,7% e 47,5% do limite de escoamento (σ_e), indicando uma variação importante entre o cromo duro eletrodepositado e o revestimento de carbeto de tungstênio no desempenho em fadiga. Na Figura 3 pode-se observar também a influência do jateamento superficial com esferas de alumina antes da deposição do carbeto de tungstênio, na resistência à fadiga do aço.

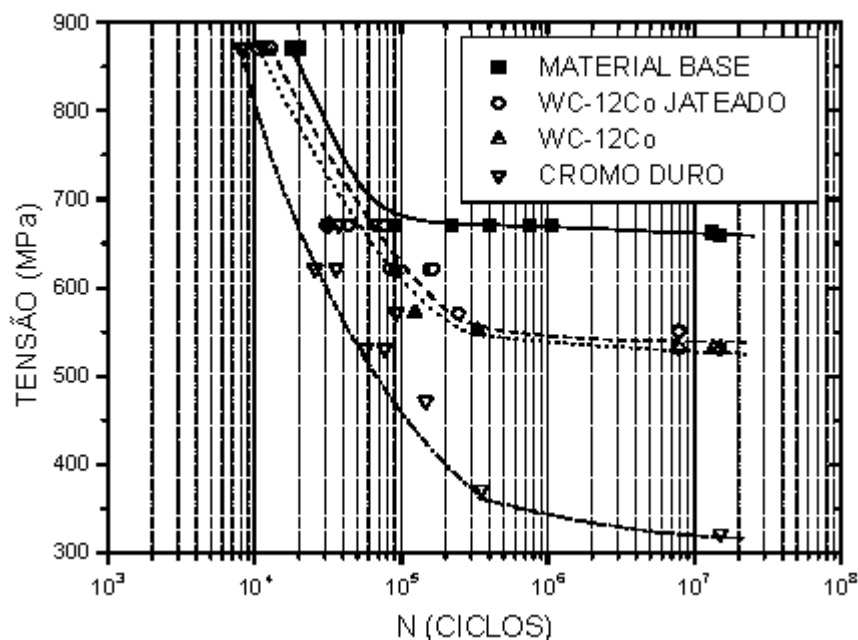


Figura 3 – Fadiga por flexão rotativa

Os resultados dos ensaios de fadiga axial para o material base, cromo duro eletrodepositado e revestimento de carbeto de tungstênio pelo sistema HVOF/HP são mostrados na Figura 4. É possível observar a influência negativa dos revestimentos na resistência à fadiga do aço, com a mesma tendência dos ensaios de fadiga por flexão rotativa. Os limites de resistência à fadiga para o material base, material base revestido com 160 μm de cromo duro eletrodepositado e material base revestido

com 100 μm de carbeto de tungstênio, nos ensaios de fadiga axial foram, respectivamente, de 85%, 35% e 65% do limite de escoamento (σ_e). Esse comportamento deve-se ao fato de que a vida em ciclos, necessária para a nucleação de uma trinca, bem como sua propagação até um tamanho estável, é eliminada devido à pré-existência das mesmas na superfície e ao longo da espessura dos revestimentos, regiões estas responsáveis pelo início do processo de fadiga.

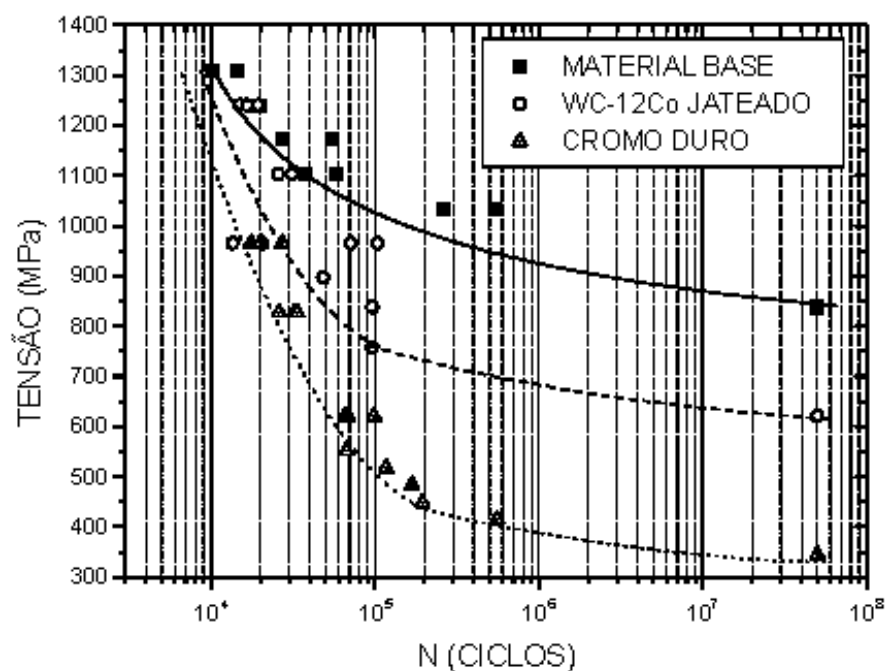


Figura 4 – Fadiga axial

É possível notar que o revestimento de carbeto de tungstênio apresentou uma queda menor na resistência à fadiga do material base do que o cromo duro. Isto pode ser atribuído ao próprio processo de aspersão térmica por HVOF, que é bem conhecido por produzir tensões residuais compressivas internas dentro do substrato que é formado da deformação mecânica durante impacto da partícula na superfície. Estas tensões residuais compressivas internas dentro do substrato, induzidas pela deformação da superfície, neutralizam as tensões de tração da camada, que aparecem devido ao encolhimento por solidificação da partícula quando atinge a superfície. Em geral, o revestimento por aspersão térmica tem altas tensões internas de tração que surgem por sua contração ou encolhimento causados pelo esfriamento rápido e solidificação das partículas quando golpeiam a superfície. Estas tensões de tração na

camada também geram tensões compressivas dentro da superfície do substrato. Porém, há uma redução na resistência à fadiga do aço, apesar das tensões residuais compressivas induzidas pelo processo. Isto se deve à alta densidade de poros e inclusões de óxido na camada que comumente se forma durante o processo. A aspersão térmica geralmente é feita em ar; portanto, interações químicas acontecem, particularmente oxidação, que pode ser observada na microestrutura da camada como inclusões de óxido, principalmente em contornos de grão.

As microtrincas presentes ao longo do revestimento de cromo surgem em virtude das altas tensões residuais de tração, influenciando o comportamento em fadiga da peça revestida. É atribuído às microtrincas o processo de alívio das altas tensões residuais de tração contidas nos revestimentos. Portanto, a maior densidade de microtrincas implica maiores alívios das tensões

residuais de tração; no entanto, o revestimento com cromo duro possui tensões residuais muito altas e, mesmo após o processo de alívio por microtrincamentos, estas tensões permanecem altas e/ou apresentam quantidades maiores de frentes de propagação de trincas quando submetidas aos carregamentos externos. Análises revelaram, para o cromo duro, uma densidade média de microtrincas de 223 microtrincas/cm, com desvio padrão de 57,5 microtrincas/cm.

A Figura 5 apresenta os resultados dos ensaios de corrosão em névoa salina dos corpos de prova

revestidos com várias espessuras de cromo duro após 48 horas de exposição. Estes resultados claramente demonstram a intensa corrosão ocorrida em todas as amostras revestidas com cromo duro e de forma diferenciada em razão da variação da espessura. Esta corrosão generalizada deve-se ao fato do revestimento de cromo duro possuir microfissuras inerentes ao processo de eletrodeposição, as quais, quando se estendem ao longo de toda a sua espessura, funcionam como “canais”, direcionando o processo corrosivo à interface com o material base, acelerando-o.



Figura 5 – Corrosão de cdp's de cromo duro

Os resultados dos ensaios de corrosão para o revestimento de carbetto de tungstênio aplicado pelo sistema HVOF/HP, são mostrados na Figura 6. Os revestimentos de carbetto de tungstênio completaram os testes com intensa corrosão, após 72 horas de exposição. Para o revestimento de carbetto de tungstênio com um

selante de porosidade aplicado antes do ensaio, uma resistência à corrosão melhor foi observada. Da literatura, revestimentos por HVOF com maiores espessuras completaram os testes sem corrosão, mostrando um desempenho melhor do que amostras eletrodepositadas com cromo duro (Bodger et al., 1997).

Figura 6 – Corrosão de cdp's de WC-12Co

As resistências ao desgaste abrasivo do carbetto de tungstênio revestido por HVOF/HP e cromo duro foram avaliadas e os resultados estão apresentados, na

Figura 7, quanto a perda de massa desgastada. Comparando a resistência ao desgaste abrasivo, é possível notar o melhor desempenho das amostras com carbetto

de tungstênio, com menor perda de massa desgastada do que as de cromo duro. Isto pode ser atribuído à dureza mais alta e ao alto conteúdo de óxido na camada de

carbeto de tungstênio. Revestimentos com alto conteúdo de óxido são normalmente mais duros e mais resistentes ao desgaste (Boyer, 1986; Pejryd et al., 1995).

Figura 7 – Desgaste Abrasivo

A Figura 8 mostra a superfície de fratura de um corpo de prova do material base ensaiado em fadiga por flexão rotativa. A análise indica aspectos característicos

de fraturas por fadiga, com nucleação de trincas na superfície e propagação para o interior do material.

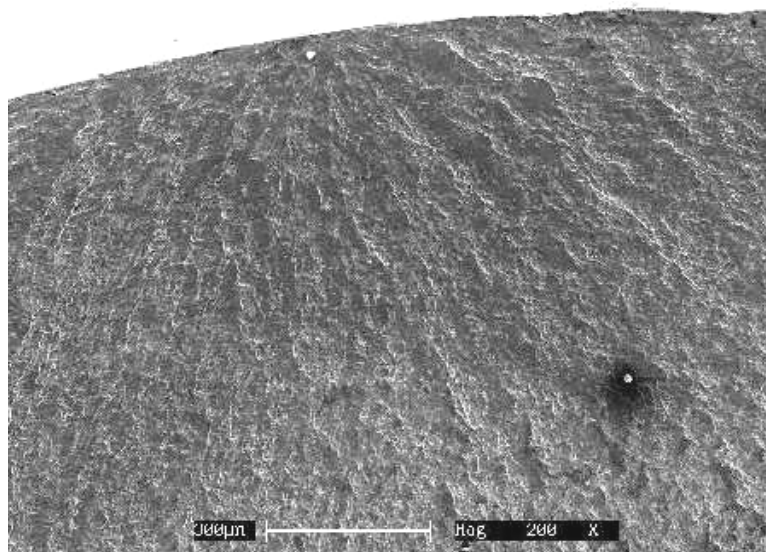


Figura 8 – Fractografia do Material Base

Na superfície de fratura do corpo de prova de material base revestido com carbeto de tungstênio, indicado na Figura 9, também são observadas características

marcantes do processo de fadiga, com a nucleação da trinca na interface da camada de revestimento e sua propagação para o interior do material.

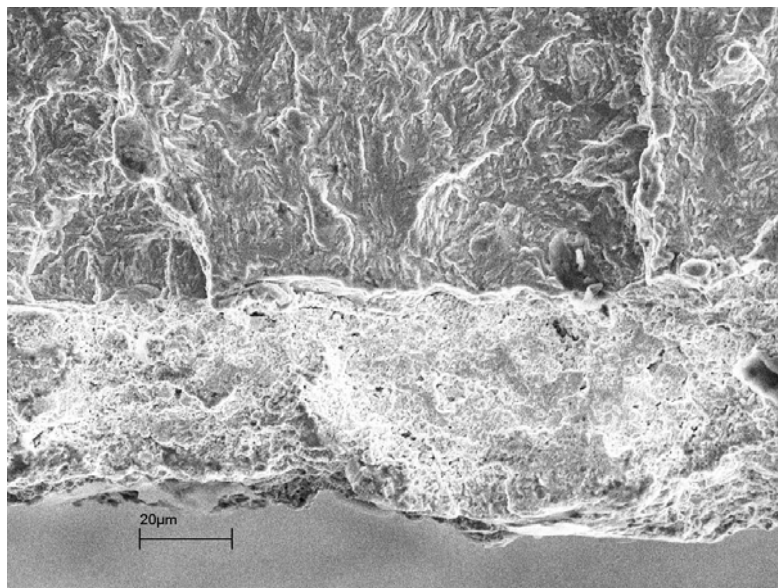


Figura 9 – Fractografia do WC

A superfície de fratura da amostra do material base com deposição de cromo duro, encontrada na Figura 10, indica vários pontos de nucleação de trinca ao redor da seção transversal do corpo de prova e a

nucleação de trincas na superfície, dentro e na interface da camada de revestimento e com propagação para o interior do material base.

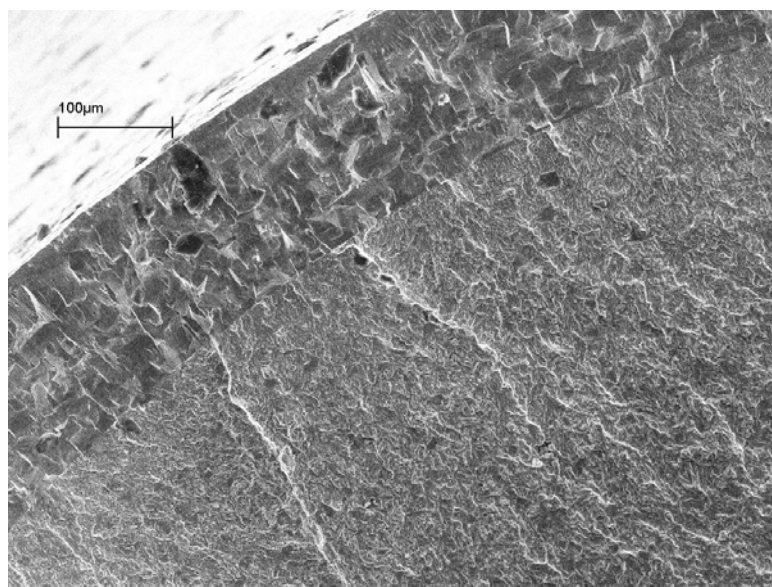


Figura 10 – Fractografia do Cromo Duro

Na micrografia do material base revestido com carbeto de tungstênio, mostrada na Figura 11, pode ser observada uma boa homogeneidade na interface da camada de revestimento, mostrando uma boa integridade. É possível notar nas deposições o mesmo

perfil externo com consideráveis irregularidades, porém, na linha da interface do revestimento com o material base, a rugosidade do material base revestido com carbeto de tungstênio com jateamento é por causa do jateamento preliminar de preparação da superfície para

melhorar a aderência e como conseqüência deste preparo observam-se pequenas inclusões na interface.

Verifica-se, também, que a porosidade da interface essencialmente não existe.

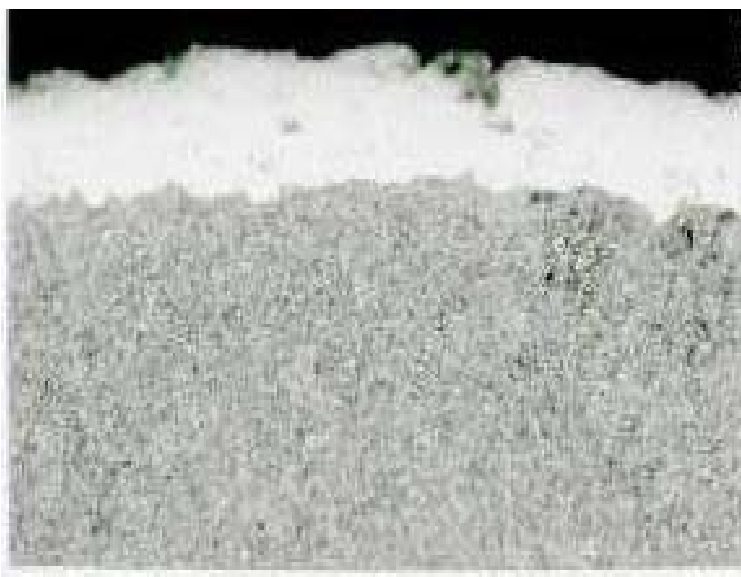


Figura 11 – Micrografia do WC jateado

No material base com eletrodeposição de cromo duro, na Figura 12, podem ser observadas pequenas trincas na superfície da camada de cromo, já esperadas, atribuídas à alta tensão residual de tração produzida durante processo de eletrodeposição. Também observa-

se uma boa homogeneidade da interface da camada e nível de porosidade quase inexistente. Não se observam alterações microestruturais no material base em virtude dos processos de deposição empregados.

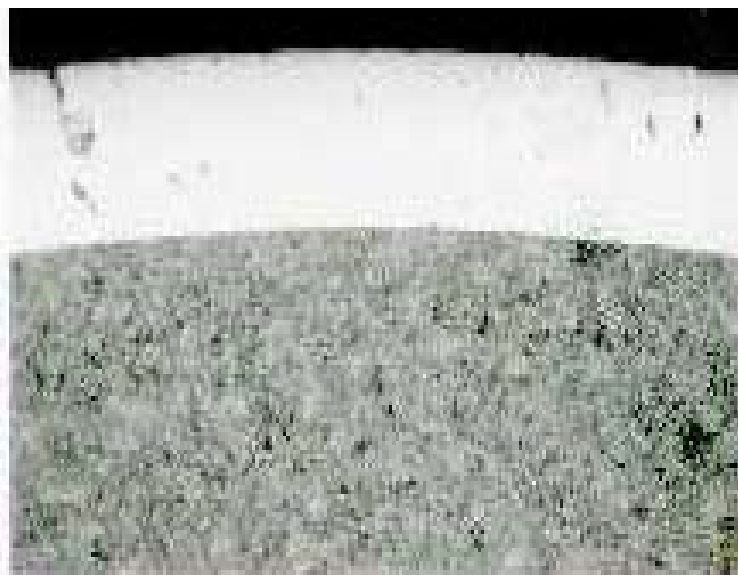


Figura 12 – Micrografia do Cromo Duro

Conclusões

Para os ensaios de fadiga por flexão rotativa, o aço ABNT 4340 com revestimento de carbeto de tungstênio, pelo sistema HVOF/HP, com e sem jateamento de preparação superficial, exibiu significativas melhorias na resistência à fadiga quando comparado com o aço ABNT 4340 com eletrodeposição de cromo duro. O mesmo comportamento foi observado no caso dos ensaios de fadiga axial.

Todos os revestimentos de carbeto de tungstênio por jato térmico e de cromo duro por eletrodeposição exibiram uma queda significativa na resistência à fadiga em comparação ao material base, e para o material base com eletrodeposição de cromo duro, esta queda na resistência à fadiga é bem mais acentuada.

No ensaio de resistência ao desgaste abrasivo o material base com revestimento de carbeto de tungstênio apresentou um melhor desempenho, quando comparado ao material base com eletrodeposição de cromo duro.

Na análise de falhas o aço ABNT 4340 revestido com carbeto de tungstênio apresentou nucleação de trincas apenas na interface da camada do revestimento, enquanto o aço ABNT 4340 eletrodepositado com cromo duro apresentou nucleação de trincas na superfície interna e na interface da camada do revestimento.

O exame metalográfico mostrou que a espessura da camada do eletrodepositado de cromo estava de acordo com as condições de projeto, enquanto a espessura da camada de revestimento do carbeto de tungstênio mostrou-se bastante irregular. Também pode ser observado que todos os revestimentos não afetaram a microestrutura típica do aço ABNT 4340 e que as inclusões em razão do jateamento para a preparação da superfície antes da aplicação do revestimento do carbeto de tungstênio por jato térmico são mínimas, não podendo ter influência substancial. Observou-se também que o nível de porosidade da interface da camada de todos os revestimentos praticamente não existe.

Ambos os revestimentos não evitaram a ação corrosiva da atmosfera de névoa salina. O ensaio de corrosão do material base com o carbeto de tungstênio não indicou boa resistência em exposição à névoa de sal, possivelmente pela espessura fina e irregular da camada depositada bem como a granulação fina do pó utilizado, pois partículas maiores têm menos área de superfície e, conseqüentemente, reduzem a oxidação e a presença de óxidos no revestimento (Bodger, 1997; Boyer, 1986).

Referências

- BODGER, B. E.; MCGRANN, R. T. R.; SOMERVILLE, D. A. The evaluation of tungsten carbide thermal spray coatings as replacement for electrodeposited chrome plating on aircraft landing gear. *Plating & Surface Finishing*, p. 28-31, september 1997.
- BOLLES, D. C. HVOF thermal spraying: and alternative to hard chrome plating. *Welding Journal*, p. 31-34, october 1995.
- BOYER, H. E. American Society for Metals. Metals Park, Ohio 44073, (1986) 1
- COULSON, W.; LEHEUP, E. R.; MARSH, M. G. Reciprocating wear of WC-17Co coatings in aqueous environments. *Trans. IMF*, v. 73, n. 1, p. 7-11, 1995.
- DUBPERNELL, G.; LOWENHEIM, F. A. *Modern Electroplating*. 2. ed. 1968. p. 80-129.
- GREVING, D. J.; SHADLEY, J. R.; RYBICKI, E. F. Effects of coating thickness and residual stresses on the bond strength of ASTM C 633-79 thermal spray coating test specimens. *Journal of Thermal Spray Technology*, v. 3, n. 4, p. 371-378, december 1994.
- HOTTA, S.; ITOU, Y.; SARUKI, K.; ARAI, T. Fatigue strength at a number of cycles of thin hard coated steels with quench-hardened substrates. *Surface and Coatings Technology*, v. 73, p. 5-13, 1995.
- HWANG, J. R.; FUNG, C. P. Effect of electron beam surface hardening on fatigue crack growth rate in AISI 4340 steel. *Surface and Coatings Technology*, v. 80, p. 271-278, 1996.
- JONES, A. R. Microcracks in hard chromium electrodeposits. *Plating and Surface Finishing*, p. 62-66, april 1989.
- KUO, H. W.; LAI, J. S.; LIN, T. I. Nasal septum lesions and lung function in workers exposed to chromic acid in electroplating factories. *Springer-Verlag*, n. 70, p. 272-276, 1997.
- LIN, K. L.; HSU, C. J.; CHANG, J. T. Electroplating of Ni-Cr on steel with pulse plating. *Journal of Materials Engineering and Performance*. v. 1, n. 3, p. 359-362, june 1992.
- MATSUMOTO, Y.; MAGDA, D.; HOEPPNER, D. W.; KIM, T. Y. Effect of machining process on the fatigue strength of hardened AISI 4340 steel. *Journal of Engineering for Industry*, v. 113, p. 154-159, may 1991.
- PEJRYD, L.; WIGREN, J.; GREVING, D. J.; SHADLEY, J. R.; RYBICKI, E. F. Residual stresses as a factor in the selection of tungsten carbide coatings for a jet engine application. *Journal of Thermal Spray Technology*, v. 4, n. 3, p. 268-74, sept. 1995.

PINA, J.; DIAS, A.; FRANÇOIS, M.; LEBRUN, J. L. Residual stresses and crystallographic texture in hard chromium electroplated coatings. *Surface & Coatings Technology*, v. 96, p. 148-162, 1997.

TYLER, J. M. Automotive applications for chromium. *Metal Finishing*, p. 11-14, october 1995.

WANG, S.; LI, Y.; YAO, M.; WANG, R. Compressive residual stress introduced by shot peening. *Journal of Materials Processing Technology*, v. 73, p. 64-73, 1998.

Agradecimentos

Os autores agradecem à CAPES e FAPESP, pela concessão das bolsas de estudos; EMBRAER-LIEBHERR – Equipamentos do Brasil e CTA-AMR, por proporcionarem a realização deste trabalho.

Sobre os autores:

Renato Chaves Souza é doutor em Engenharia de Materiais e docente na Universidade Federal do Maranhão – UFMA, departamento de Física.

Marcelino Pereira do Nascimento é doutor em Engenharia Mecânica e professor na Universidade Estadual Paulista – DMT – UNESP/Feg, Guaratinguetá-SP.

Herman Jacobus Cornelis Voorwald é livre-docente na Universidade Estadual Paulista Júlio de Mesquita Filho – UNESP.

Walter Luis Pigatin é doutor em Engenharia de Materiais, profissional na EMBRAER – LIEBHERR, SP.