

EFEITOS DOS TRATAMENTOS SUPERFICIAIS NO COMPORTAMENTO EM FADIGA DO AÇO AERONÁUTICO - ABNT 4340

Marcelino Pereira do Nascimento

Herman Jacobus Cornelis Voorwald

Universidade Estadual Paulista, Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, Departamento de Materiais e Tecnologia, 12500-000, São Paulo, Brasil. E-mail: pereira@feg.unesp.br.

Renato Chaves Souza

Faculdade de Engenharia Química de Lorena, Departamento de Materiais, 12600-000, Lorena, São Paulo, Brasil.

Walter Luis Pigatin

Empresa Brasileira de Aeronáutica, Divisão de Equipamentos, 12237-010, São José dos Campos, São Paulo, Brasil.

Resumo

Este estudo objetivou analisar alguns tratamentos de superfícies destinados a recuperar o comportamento em fadiga por flexão rotativa do aço de alta resistência ABNT 4340 (de uso aeronáutico) revestido com cromo duro, ou substituí-lo. Os tratamentos superficiais utilizados foram: revestimento com carbeto de tungstênio aplicado pelo sistema HVOF de aspersão térmica; aplicação de intercamada de níquel químico entre o material base e o revestimento de cromo duro; e aplicação de *shot peening* anterior ao revestimento de cromo duro. Os resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa mostraram que o revestimento de carbeto de tungstênio, além do fator ambiental, é uma alternativa tecnicamente viável ao cromo; a aplicação de *shot peening* é fundamental à recuperação da vida em fadiga de componentes revestidos com cromo duro; e a aplicação da intercamada de níquel químico confirmou a importância do sistema de multicamadas no processo de retardo ou mesmo retenção da propagação de trincas de fadiga.

Palavras-chave: Fadiga, Cromo duro, Carbeto de Tungstênio, *Shot peening*, Aço aeronáutico ABNT 4340.

1. INTRODUÇÃO

Fadiga em aeronaves tem sido objeto de extensivas investigações desde as décadas de 1950 e 1960 (Payne, 1976). Estima-se que 90% das falhas em qualquer componente submetido a solicitações cíclicas devem-se à fadiga (Voorwald & Pastoukhov, 1994). Estudos realizados por Lange G. A. (1993), na Alemanha, envolvendo 250 casos de acidentes em aeronaves relacionados a fraturas metálicas indicaram que: 60% foram por fadiga, 34% por sobre-cargas, 4% por corrosão e 2% devido a outros fatores, dentre os quais *fretting*. Em função das altas cargas provenientes da decolagem, aterrissagem e principalmente do taxiamento, os trens de pouso devem possuir excelentes características em fadiga, principalmente fadiga de baixo ciclo (Guillemette, 1993) (Young, 1986). Entretanto, além de fadiga, as aeronaves estão sujeitas a

ação de ambientes agressivos, normalmente marítimos, possibilitando a ocorrência de fraturas através da ação sinérgica da combinação corrosão-fadiga (Guillemette, 1993). Assim, como procedimento preventivo, as indústrias aeronáuticas se utilizam de tratamentos superficiais resistentes a estes ambientes, dos quais destacam-se os revestimentos de cromo duro (Vasconcelos, 1992). A eletrodeposição de cromo duro é um processo já bem estabelecido e amplamente utilizado nas indústrias aeronáuticas, automotivas e petroquímicas (Lin *et al*, 1992). Entretanto, cromo duro reduz a resistência à fadiga de um componente devido as altas tensões residuais internas de tração (Hotta *et al*, 1995), além de sofrer restrições ambientais. Por esses motivos, pressões para encontrar alternativas ou melhorias ao revestimento de cromo duro têm aumentado dramaticamente (Kuo *et al*, 1997). Os revestimentos com cromo duro de alta eficiência (25%) com catalizador livre de íons fluoreto (neste estudo denominado “*acelerado*”) são considerados um avanço no processo de eletrodeposição, apresentando propriedades físicas e químicas melhores em relação ao revestimento de cromo duro convencional. *Shot peening* é outro bem conhecido processo de tratamento de superfície caracterizado por induzir tensões residuais compressivas no substrato (Kobayashi *et al*, 1998). Revestimentos com níquel químico (10%<P<12%), além de oferecer excelente resistência à corrosão, também possuem tensões residuais compressivas (Duncan, 1994). Entretanto, uma das mais viáveis alternativas é o processo de revestimento por aspersão térmica (Bolles, 1995) (Bodger *et al*, 1997). Recentes avanços em *High Velocity Oxy-Fuel* (HVOF), possibilitam-no ser uma alternativa tecnológica e ambientalmente segura ao revestimento de cromo duro. O objetivo deste estudo foi, portanto, analisar os efeitos dos tratamentos superficiais de carbeto de tungstênio com 12% Co, aplicado pelo processo HVOF, níquel químico como intercamada entre o revestimento de cromo duro e o material base, e o pré tratamento de *shot peening*, no comportamento em fadiga do aço aeronáutico - ABNT 4340 - revestido com cromo duro. Análises das superfícies de fratura adquiridas por microscopia eletrônica de varredura foram realizadas para auxiliar na interpretação dos resultados.

2. PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

2.1 Material

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

Tabela 1. Composição química do aço ABNT 4340.

Composição %	C	S	Mn	Cr	Ni	Mo
Especificado	0,38-0,43	0,25 máx.	0,60-0,80	0,70-0,90	1,65-2,00	0,20-0,30
Encontrado	0,39	<0,01	0,69	0,74	1,70	0,23

2.2 Métodos

Procedimentos para ensaios de tração e fadiga.

Os corpos de prova foram confeccionados de barras de Ø15,8 mm, fornecidas temperadas em forno de atmosfera controlada a 1088 K por 45 min, com resfriamento em óleo até 293 K e revenidas a 793 K durante 2 horas. O tratamento térmico produziu uma estrutura martensítica com dureza 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 kN de capacidade, na temperatura ambiente.

As dimensões dos corpos de prova para ensaios de fadiga por flexão rotativa estão indicadas na Fig. 1, de acordo com os critérios do fabricante do equipamento, modelo UBM 520/86/9 - Veb Werkstoffprüfmaschinen Leipzig.

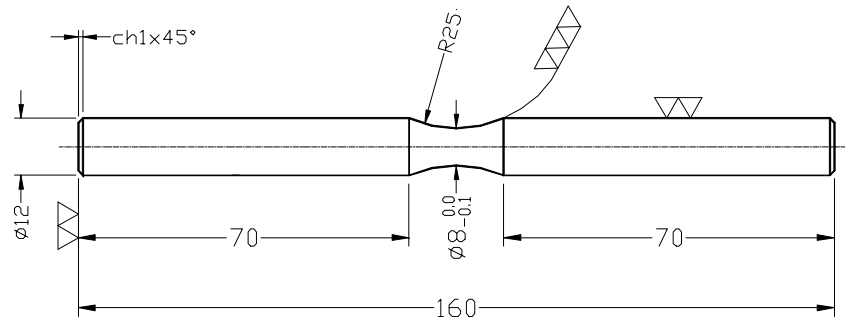


Figura 1. Dimensões do corpo de prova para ensaio de fadiga por flexão rotativa.

Após a confecção final, os corpos de prova de fadiga por flexão rotativa foram polidos com lixa de granulometria 600 na região central ($R=25$) e inspecionados por partículas magnéticas. Os corpos de prova, antes de serem revestidos, foram submetidos a tratamento térmico para alívio de tensões, com aquecimento a 463 K por 4 horas e resfriamento ao ar calmo.

Os ensaios foram realizados a 3.000 rpm, razão $R = -1$, temperatura ambiente, considerando a fratura ou 10^7 ciclos como limite de fadiga, e obedecendo a seguinte ordem:

- corpos de prova do material base;
- corpos de prova do material base e revestidos com 100 μm de cromo duro acelerado;
- corpos de prova do material base, submetidos a pré tratamento de *shot peening* e revestidos com 100 μm de cromo duro acelerado;
- corpos de prova do material base e revestidos com 145 μm de cromo duro acelerado sobre 15 μm de níquel químico, e
- corpos de prova do material base e revestidos com 100 μm de carvão de tungstênio;

Procedimentos para eletrodeposição.

A eletrodeposição de cromo duro acelerado foi realizada em uma solução contendo 250 g/L de ácido crômico e 2,7 g/L de ácido sulfúrico, com densidade de corrente de 55 A/dm² a 65 A/dm², velocidade de deposição de 80 $\mu\text{m}/\text{h}$, na temperatura de 328 K a 333 K. Foi utilizado um banho com catalizador duplo, sendo um à base de sulfato e outro isento de fluoreto. O termo *acelerado*, neste estudo, refere-se ao revestimento de cromo duro com alta velocidade de deposição e livre de ions fluoreto.

Antes dos processos eletroquímicos, os corpos de prova foram limpos por desengraxante alcalino, desoxidados e submetidos a ataque anódico entre 15 A/dm² a 30 A/dm², durante 1 a 3 minutos. Após a eletrodeposição de cromo duro, os corpos de prova foram submetidos a tratamento térmico de desidrogenação por 8 horas a 463 K.

Revestimento de carvão de tungstênio.

O revestimento foi aplicado pelo sistema HVOF (*High Velocity Oxy-Fuel*) de aspersão térmica, utilizando carbeto de tungstênio contendo 12% Co ($29 \text{ kg/m}^2 \times \text{mm}$), taxa de deposição de $4,5 \text{ kg/h}$ e taxa de recobrimento de $0,1 \text{ m}^2/\text{h}/\text{mm}$.

Procedimentos para deposição de níquel químico.

O revestimento de níquel químico foi realizado em uma solução contendo 20 g/L de NiSO_4 e 24 g/L de NaH_2PO_2 , com pH 5, entre 355 K a 361 K e velocidade de deposição entre $8 \text{ }\mu\text{m/h}$ a $10 \text{ }\mu\text{m/h}$.

Aplicação de shot peening.

O tratamento superficial de *shot peening* foi aplicado de acordo com a norma MIL-S-13165C, com intensidade de 8 A, utilizando esferas tipo S 230 ($\varnothing 1 \text{ mm}$) em aço, e cobertura de 200%. O tratamento foi executado diretamente sobre os corpos de prova de fadiga por flexão rotativa, anterior à eletrodeposição de cromo duro e apenas na região central ($R=25$).

Análises das superfícies de fratura.

As análises foram realizadas nos corpos de prova fraturados em fadiga por flexão rotativa, através de imagens obtidas nos microscópios eletrônicos de varredura, modelos LEO 435 vpi e Zeiss DSM 950 do CTA/AMR.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 Ensaio de tração

Os resultados do ensaio de tração confirmaram as propriedades mecânicas especificadas pela norma MIL-HBK-5, apresentando: limite de resistência à tração de 1210 MPa ; tensão de escoamento de 1118 MPa ; alongamento de $14,9\%$ e dureza de 39 HRC .

3.2 Ensaio de fadiga por flexão rotativa

A Figura 2 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 $100 \text{ }\mu\text{m}$ de carbeto de tungstênio; corpos de prova do material base e revestidos com $100 \text{ }\mu\text{m}$ de cromo duro acelerado com e sem pré tratamento de *shot peening*; e corpos de prova do material base e revestidos com $145 \text{ }\mu\text{m}$ de cromo duro acelerado sobre intercamada de $15 \text{ }\mu\text{m}$ de níquel químico.

Os resultados demonstraram o efeito prejudicial de todos os revestimentos no comportamento em fadiga por flexão rotativa do aço ABNT 4340. Isto é, as resistências à fadiga dos corpos de prova revestidos foram menores em todos os níveis de tensão, em relação aos corpos de prova sem revestimentos. A Tabela 2 apresenta as resistências à fadiga dos grupos de corpos de prova em baixo (10^4) e alto (10^5) ciclos, bem como nos ciclos limites de resistências à fadiga (10^7), com base nas tendências apresentadas pelas curvas da Fig.2.

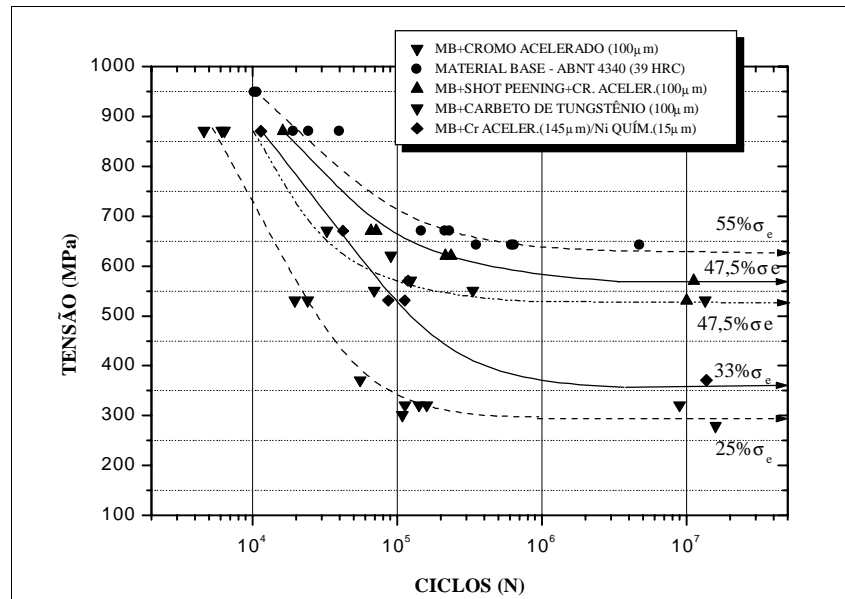


Figura 2. Resultados dos ensaios de fadiga por flexão rotativa.

Tabela 2. Resistências à fadiga em baixo e alto ciclos.

RESISTÊNCIAS À FADIGA			
GRUPO	BAIXO CICLO (10^4)	ALTO CICLO (10^5)	LIMITE (10^7)
MATERIAL BASE ABNT 4340	≈ 950 MPa ($85\% \sigma_e$)	≈ 730 MPa ($65\% \sigma_e$)	≈ 625 MPa ($56\% \sigma_e$)
CARB. TUNGSTÊNIO. (100µm)	≈ 900 MPa ($80\% \sigma_e$)	≈ 570 MPa ($51\% \sigma_e$)	≈ 531 MPa ($47,5\% \sigma_e$)
Cr. ACEL.(145 µm) / Ni (15 µm)	≈ 900 MPa ($80\% \sigma_e$)	≈ 550 MPa ($49\% \sigma_e$)	≈ 360 MPa ($32\% \sigma_e$)
SP+CrômO ACEL. (100 µm)	≈ 930 MPa ($83\% \sigma_e$)	≈ 650 MPa ($58\% \sigma_e$)	≈ 555 MPa ($49\% \sigma_e$)
CrômO ACELER. (100 µm)	≈ 730 MPa ($65\% \sigma_e$)	≈ 340 MPa ($30\% \sigma_e$)	≈ 280 MPa ($25\% \sigma_e$)

Observa-se, na Figura 2 e Tabela 2, a extraordinária redução no comportamento em fadiga por flexão rotativa apresentada pelos corpos de prova revestidos com cromo duro acelerado e a excelente recuperação quando submetidos a pré tratamento de *shot peening*. É bem conhecido que este processo induz tensões residuais compressivas na superfície e sub superfície, a uma profundidade que depende da intensidade, tamanho, material e dureza do *shot* e porcentagem de recobrimento (Kobayashi, 1998). A origem de tensões residuais compressivas é explicada como sendo o resultado da resistência da região circunvizinha do material à deformação plástica causada pelo *shot*. Sabe-se que a iniciação de trincas de fadiga é um processo superficial e relacionado ao nível de tensões residuais próximas à superfície (Wu *et al*, 1995). Em componentes revestidos, a nucleação e propagação de trincas ocorrem preferencialmente na interface revestimento/substrato, podendo provocar o destacamento do revestimento. Assim, as tensões residuais compressivas auto fortalecem esta região (Wu *et al*, 1995) impedindo ou retardando a nucleação e propagação destas trincas.

- *Efeito da camada de níquel químico.*

As curvas ilustradas na Fig. 2 demonstram o efeito também benéfico da utilização da intercâmara de níquel químico na recuperação da vida em fadiga do aço ABNT 4340, revestido com cromo duro. Este comportamento é atribuído a maior tenacidade/ductilidade e tensões residuais compressivas contidas no revestimento de níquel químico e que possivelmente promoveram o retardamento na propagação das microtrincas existentes na camada externa de cromo duro acelerado. Basicamente, as

tensões residuais presentes nos revestimentos de níquel químico variam em função do conteúdo de fósforo contido no mesmo, sendo trativas entre 4% P e 9% P e compressivas abaixo de 4% P e entre 10% P e 12% P. Sua ductilidade também varia com o teor de fósforo, sendo mínima a 10% P (ainda assim superior à ductilidade do revestimento de cromo duro) e máxima a 12% P (Duncan, 1994). As tensões residuais de tração contidas no revestimento de cromo duro, em geral, aumentam com o aumento de sua espessura, implicando no pior desempenho em fadiga. Entretanto, analisando as curvas da Fig. 2 observa-se que apesar do aumento na espessura da camada de cromo duro de 100 μm para 145 μm , a redução em fadiga deste último foi inferior àquela apresentada pelos corpos de prova revestidos com camada única de 100 μm de cromo duro acelerado. Conclui-se, portanto, que esta recuperação no comportamento em fadiga deve-se a interação entre a camada de cromo duro com a intercamada de níquel químico.

- *Efeito do revestimento de carbeto de tungstênio.*

Ainda da Fig. 2, podemos observar que os corpos de prova revestidos com carbeto de tungstênio apresentaram pequena redução na resistência à fadiga em relação ao material base. Isto pode ser atribuído ao processo em si. Sabe-se que o sistema HVOF de revestimento produz tensões residuais compressivas no substrato devido às deformações mecânicas superficiais provocadas pelo impacto das partículas, similar ao processo de *shot peening*. Estas tensões residuais compressivas induzidas no material base, contrapõem-se às tensões trativas contidas no revestimento, as quais surgem em função da contração provocada pelo rápido esfriamento deste revestimento quando contata a superfície do material base. Por outro lado, esta redução em fadiga pode ser atribuída a alta quantidade de inclusões de óxidos que comumente são formadas durante o processo, as quais apresentam-se como possíveis regiões de iniciação de trincas (<http://member.aol.com/englandg/tsc.htm>).

3.3 Análises das superfícies de fratura.

As superfícies de fratura estão indicadas nas Figs. 3 e 4. A Figura 3a apresenta a superfície de fratura de um corpo de prova revestido com cromo duro acelerado e a Figura 3b, a de um corpo de prova submetido a pré tratamento de *shot peening*.

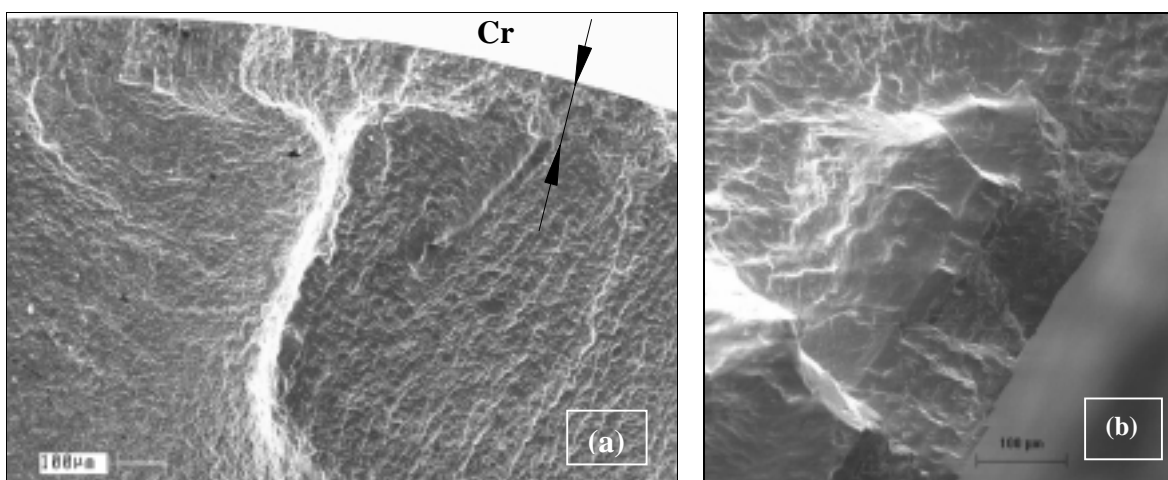


Figura 3. Superfícies típicas de fratura transgranular de corpos de prova revestidos com cromo duro acelerado, sem pré tratamento de *shot peening* (a), e com o pré tratamento (b).

Na Figura 3a observam-se várias frentes de propagação lenta de trincas, tanto na superfície e núcleo do revestimento como na interface do mesmo com o substrato. Nota-se o coalescimento e convergência das trincas em direção ao interior do material base, indicando processo lento de fratura e consumo de grande parte da vida em ciclos. Observam-se a homogeneidade da camada e sua forte aderência ao material base, e microtrincas distribuídas radialmente ao longo da espessura.

Na Figura 3b, que apresenta uma amostra tratada por *shot peening* e revestida com cromo duro, nota-se o coalescimento de microtrincas, crescimento e propagação através de uma região de tensões residuais compressivas, divergindo em seguida. Torna-se clara a resistência oferecida pela região tratada por *shot peening* à propagação de trincas, resultando em ganho em número de ciclos.

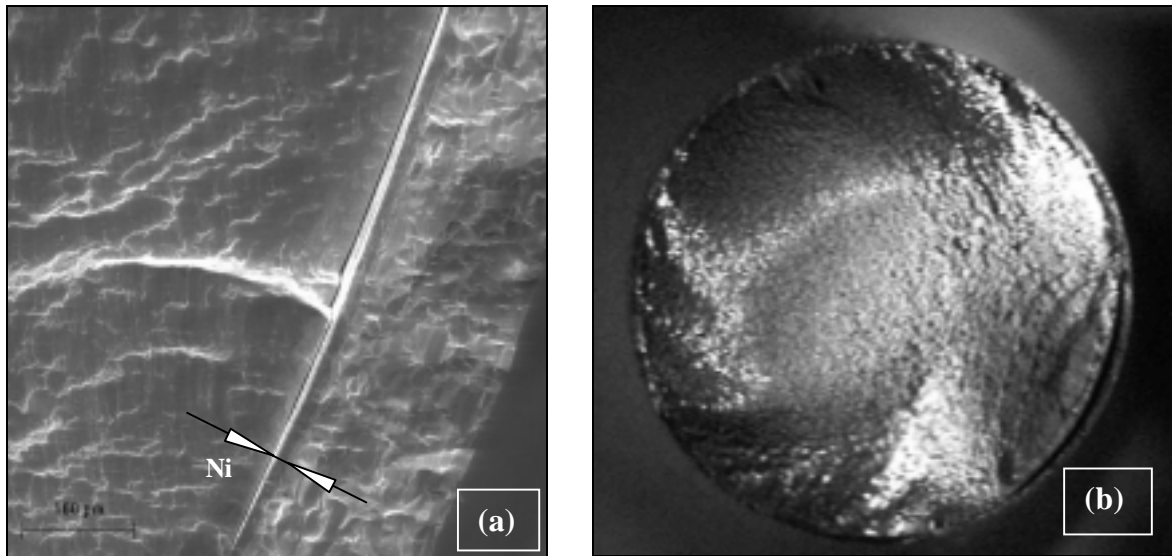


Figura 4. Superfícies de fratura de corpos de prova revestidos com (a) 145 μm de cromo duro acelerado sobre 15 μm de níquel químico e (b) 100 μm de WC.

A Figura 4a apresenta trincas que iniciaram-se a partir da interface revestimento/substrato. Nota-se a uniformidade em ambas as espessuras de níquel químico e cromo duro acelerado; microtrincas radiais ao longo da espessura do revestimento de cromo duro acelerado e que não se propagaram em direção ao substrato (talvez inibidas pela camada intermediária de níquel químico); a excelente aderência entre as camadas de cromo duro acelerado e níquel químico; e delaminação entre esta última com o substrato. As delaminações ocorreram nas regiões de iniciação das trincas e região oposta (ruptura final).

A Figura 4b mostra a estereoscopia da superfície de fratura do material base revestido com carbeto de tungstênio. Observa-se as marcas de praia próximas a região de ruptura final, caracterizando a propagação instável da trinca, bem como o destacamento ocorrido, também nesta região, em função das altas tensões de tração que ocorrem neste instante.

4. CONCLUSÕES

1. Todos os revestimentos reduziram a resistência à fadiga por flexão rotativa do aço ABNT 4340.
2. O pior desempenho em fadiga por flexão rotativa foi atribuído ao revestimento de cromo duro acelerado.

3. Todos os tratamentos superficiais empregados foram benéficos na recuperação do comportamento em fadiga do aço ABNT 4340 revestido com cromo duro. Entretanto, esta recuperação não foi total, isto é, não superou o comportamento apresentado pelo material base.
4. O pré tratamento superficial de *shot peening* provou ser fundamental à recuperação em fadiga por flexão rotativa de componentes revestidos com cromo duro.
5. O revestimento de carbeto de tungstênio forneceu uma recuperação em fadiga para o material base, próxima àquela fornecida pelo tratamento de *shot peening*.
6. A aplicação da intercamada de níquel químico também provou ser benéfico na recuperação do comportamento em fadiga do material base, promovendo a retenção da propagação de trincas oriundas da camada externa de cromo duro.

AGRADECIMENTOS.

Os autores manifestam seus agradecimentos à: FAPESP, CAPES e EMBRAER-EDE e ao CTA-AMR, por proporcionarem a realização deste trabalho.

5. REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- BODGER, B. E., McGRANN, R. T. R., SOMERVILLE, D. A., The Evaluation of Tungsten Carbide Thermal Spray Coatings as Replacements for Electrodeposited Chrome Plating on Aircraft Landing Gear, *Plating and Surface Finishing*, September, p. 28-31, 1997.
- BOLLES, D. C., HVOF Thermal Spraying: An Alternative to Hard Chrome Plating, *Welding Journal*, p. 31-34, October 1995.
- Disponível no endereço World Wide Web: <http://member.aol.com/englandg/tsc.htm>.
- DUNCAN, R. N., The Structure and Properties of Electroless Nickel Deposits, *Anais do VIII EBRATS - Encontro Brasileiro de Tratamentos de Superfícies*, 1994.
- GUILLEMETTE, R., Evaluation of thermal spray coatings for Navy H-60 tail landing gear piston, *United Technologies Sikorsky Aircraft, Praxair, Report Number Mer, L1-319*, September 1993.
- 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 & Coatings Technology*, v. 73, p. 5-13, 1995.
- KOBAYASHI, M., MATSUI, T., MURAKAMI, Y., Mechanism of creation of compressive residual stress by shot peening, *International Journal of Fatigue*, v. 20, No. 5, pp. 351-357, 1998.
- KUO, W. H., SHOUNG, L., LIN, T-I., Nasal septum lesions and lung function in workers exposed to chromic acid in electroplating factories, *Int. Arch. Occup. Environ. Health*, v. 70, p. 272-276, 1997.
- LANGE, G. A., *Fractures in Aircraft Components, Mixed-Mode Fatigue and Fracture*, Mechanical Engineering Publications, London, p. 23-30, 1993.
- 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(3), p. 359-362, June 1992.
- McGRANN, R. T. R., GREVING, D. J., SHADLEY, J. R., RYBICKI, E. F., KRUECKE, T. L., BODGER, B. E., The effect of coating residual stress on the fatigue life of thermal spray coated steel and aluminium, *Surface & Coatings Technology*, 108-109 (1998) 59-64.
- PAYNE, A. O., The fatigue of aircraft structures, *Engineering Fracture Mechanics*, v. 8, p. 157-203, 1976.

- VASCONCELOS, S. M. B., Estudo da influência dos tratamentos superficiais de cromo duro e níquel químico na vida em fadiga do aço de alta resistência, ABNT 4340, Trabalho final de graduação, Escola de Engenharia Industrial, E. E. I., São José dos Campos/SP, 1992.
- VOORWALD, H. J. C., PASTOUKHOV, V. A., Introdução à Mecânica da Integridade Estrutural, Editora UNESP, São Paulo/SP, Junho/1994.
- WU, Y., ZHANG, Y., YAO, M., Effect of Electroless Nickel Plating on Fatigue Strength of 30CrMoA Steel, Plating and Surface Finishing, p. 83-85, April 1995.
- YOUNG, D. W., Aircraft landing gears - the past, present and future, Proc. Institution of Mechanical Engineers, Proc. Imech-E, v. 200, n. D2, p. 75-92, 1986.