

INFLUÊNCIA DA INTERCAMADA DE SILÍCIO AMORFO NA TENSÃO TOTAL E NA ADERÊNCIA DE FILMES DE DLC EM SUBSTRATOS DE Ti6Al4V

G. Capote^{*}; L.F. Bonetti^a; L.V. Santos; E.J. Corat; V.J. Trava-Airoldi

Laboratório Associado de Sensores e Materiais
Instituto Nacional de Pesquisas Espaciais – INPE
Av. dos Astronautas, 1758, Jardim da Granja
12227-010 – São José dos Campos - SP

^a Instituto Tecnológico de Aeronáutica - CTA

Recebido: 25 de julho, 2005; Revisado: 9 de março, 2006

Palavras-chave: DLC, PECVD, aderência.

RESUMO

Neste trabalho, estudou-se a influência da utilização de uma intercamada fina de silício amorfo na tensão total e na aderência de filmes de DLC depositados em substratos de Ti6Al4V pela técnica de rf-PECVD. Na caracterização da intercamada de silício e das interfaces foi utilizada a técnica de XPS. A microestrutura dos filmes de DLC foi estudada utilizando a espectroscopia de espalhamento Raman. A tensão total dos filmes foi determinada a partir da deflexão do substrato usando a perfilometria e a dureza através de um microdurômetro. A aderência dos filmes foi avaliada usando-se a técnica de riscamento. Os resultados obtidos demonstraram que a utilização da intercamada de silício amorfo permite a deposição de filmes de DLC em substratos de Ti6Al4V com boa aderência, baixa tensão compressiva e elevada dureza. Observou-se a presença de SiC na interface entre o silício e o filme de DLC. A caracterização dos filmes de DLC mostrou que existe uma forte dependência da microestrutura e das propriedades mecânicas destes filmes com a energia dos íons.

ABSTRACT

Thin amorphous silicon interlayer influence on the total stress and on the DLC film adhesion deposited onto Ti6Al4V substrates by rf-PECVD was studied. The silicon interlayer was characterized using the XPS technique. The film microstructure was probed by means of Raman spectroscopy. The total stress was determined through the measurement of changing of the substrate curvature by profilometry, while microindentation experiments provided the film hardness. The adherence had been evaluated by means of the scratch technique. The results show that the use of amorphous silicon interlayer allowed the DLC film deposition onto Ti6Al4V substrates with good adhesion, low compressive stress and high hardness. The SiC was observed in the interphase between silicon and DLC film. The DLC film characterization showed that the microstructure and me-

chanical properties of these films depend on the ion bombardment energy.

1. INTRODUÇÃO

Os filmes conhecidos como carbono tipo diamante (DLC – *Diamond-like Carbon*) apresentam baixo coeficiente de atrito, elevada dureza, ainda são quimicamente inertes e isolantes. Estas propriedades atraentes fazem com que estes filmes estejam sendo muito utilizados em aplicações tribológicas. Em aplicações onde os DLC são utilizados como revestimentos protetores, requer-se espessuras dos filmes de vários micrometros. A maior desvantagem na deposição destes filmes duros de DLC é freqüentemente relacionada à fraca adesão em substratos metálicos e cerâmicos, causado pela alta tensão total (interna e externa) compressiva destes revestimentos.

Na última década, diversos autores têm aplicado diferentes procedimentos com o objetivo de reduzir a tensão dos filmes de DLC depositados usando várias técnicas de deposição e diversos substratos. Entre os procedimentos mais utilizados para obter interfaces que favoreçam a aderência dos filmes de DLC, podemos citar: deposição de camadas finas de diferentes metais (Si, Cr, Ti, Ta, W, etc.) [1-14]; dopagem ou implantação (B, N, C, Cu, Zr, Ni, Al, F, etc.) [15-19]; estruturas de multicamadas (SiC, TiC, TiN, TiCN, CrN, etc.) [20-24]; variação da tensão de autopolarização no início da deposição [25-27] e utilização de tratamentos térmicos da superfície [28,29], entre outros. As intercamadas, principalmente as multicamadas, causam uma mudança contínua no coeficiente de expansão térmica e ajudam no relaxamento da tensão dos filmes, sendo vantajoso para o crescimento de filmes mais espessos e com boa aderência.

Uma camada intermediária de silício entre diferentes tipos de substratos e os filmes de DLC tem sido usada para aumentar a aderência destes revestimentos. O uso da técnica de deposição de rf-PECVD (*Plasma Enhanced Chemical Vapor Deposition*) utilizando diferentes gases contendo silício tem tido uma aplicação com resultados satisfatórios neste tipo de pesquisa. Entre os gases utilizados para depositar camadas intermediárias de silício temos o C₆H₁₈Si₂O (*he-*

^{*} capote@las.inpe.br

xamethylsiloxane) [1], o $\text{Si}(\text{CH}_3)_4$ (tetramethylsilane) [2,9,30,31] e o SiH_4 (silane) [3,32].

Nesta pesquisa, analisa-se o efeito da deposição de uma intercâmara fina de silício a partir do silano para aumentar a aderência dos filmes de DLC em substratos de liga de titânio, utilizando a técnica de deposição de rf-PECVD.

2. PARTE EXPERIMENTAL

Os filmes de silício amorfo e de DLC foram crescidos sobre substratos de Ti6Al4V utilizando um sistema de deposição de rf-PECVD (13,56 MHz), empregando silano e metano como atmosferas precursoras, respectivamente. Os substratos de Ti6Al4V de 1x0,5 cm foram polidos utilizando diversas lixas de água, alumina e pasta de diamante. A limpeza da superfície do substrato e a remoção da camada de óxido foram realizadas com ultra-som em banho de acetona P.A. durante 10 minutos e realizando uma descarga rf. com argônio durante 5 minutos com uma tensão de autopolarização de -400 V imediatamente antes de depositar os filmes. A utilização de um cátodo refrigerado permitiu a deposição destes filmes a temperaturas próximas da ambiente. Os filmes foram depositados com uma pressão total dos gases de 5×10^{-2} Torr. A espessura da intercâmara de silício variou entre alguns nanômetros e 100 nm e os filmes de DLC foram crescidos com espessuras de até 2 μm .

Na caracterização da intercâmara de silício e das interfaces substrato-silício e silício-DLC, foi utilizada a espectroscopia de fotoelétrons excitados por raios-X (XPS – *X-ray Photoelectron Spectroscopy*). As análises por XPS foram feitas num espectromicroscópio de superfícies Kratos XSAM HS, em ambiente de ultra-alto vácuo ($\sim 10^{-8}$ Torr), empregando como fonte excitadora a radiação K_α do alumínio, com energia de 1486,6 eV e potência de 168 W. Como referência de energia de ligação foi usado o valor 284,8 eV para a linha fotoelétrica do C 1s associada a C-C e/ou C-H. O ajuste dos picos foi feito com curvas gaussianas e a subtração do fundo pelo o método de Shirley e a rotina de mínimos quadrados.

A estrutura dos filmes de DLC foi estudada utilizando a espectroscopia de espalhamento Raman. As medidas dos espectros Raman foram feitas utilizando um sistema Renishaw 2000 com um laser iônico de Ar^+ ($\lambda = 532 \text{ nm}$) com geometria de retroespalhamento. A potência do laser sobre a amostra foi de $\sim 0,6 \text{ mW}$ e a área do laser de aproximadamente $10 \mu\text{m}^2$. O deslocamento Raman foi calibrado usando o pico do diamante em 1332 cm^{-1} . As medidas foram realizadas no ar e à temperatura ambiente.

A tensão total dos filmes de DLC foi determinada mediante a medida de deflexão do substrato usando a técnica de perfilometria. Determinou-se a espessura e a mudança da curvatura dos substratos induzida pela tensão dos filmes, antes e após a deposição. A tensão foi calculada utilizando-se a equação de Stoney [33,34]: $\sigma \text{ (GPa)} = [E_s t_s^2 / 6t(1-\nu)] \cdot [1/(R_f - R_i)]$, onde E_s é o módulo de Young, ν a razão de Poisson, t_s a espessura do substrato, t a espessura do filme e R_f e R_i os raios de curvatura final e inicial do filme/substrato, respectivamente.

A dureza dos filmes de DLC foi medida usando um microdurômetro modelo Fishercope HV-100. Foi aplicada uma carga de 10 mN, sendo realizadas 13 impressões em 2 mm de extensão na amostra. A ponta de diamante utilizada foi do tipo Vickers piramidal com ângulo de 136 graus. O cálculo da dureza em GPa e as considerações do desgaste da ponta foram feitos utilizando a metodologia descrita na literatura [35].

Análises preliminares de riscamento foram realizadas para avaliar a aderência dos filmes de DLC depositados sob uma camada fina de silício em substratos de Ti6Al4V. Cargas entre 5 e 20 N foram aplicadas numa ponta de diamante, a qual se deslizou através da superfície das amostras. Análises das ranhuras produzidas fornecem, com boa aproximação, o quão aderente está o filme sobre o substrato.

3. RESULTADOS E DISCUSSÃO

3.1 INTERCAMADA DE SILÍCIO

Nesta fase do trabalho, objetivou-se estudar quais as mais prováveis ligações químicas que se formam ao depositar DLC sobre uma fina camada de silício amorfo.

A Figura 1 mostra o espectro de XPS de um filme fino de DLC depositado sobre uma camada de silício. Pode-se observar a presença dos picos de C 1s, O 1s, N 1s, Si 2s e Si 2p, correspondentes ao carbono, oxigênio, nitrogênio e silício, respectivamente. O nitrogênio provavelmente é uma impureza do filme devido a sua utilização para a diluição do silano na saída do sistema de vácuo. Na Tabela 1, são apresentadas as energias de ligação dos componentes dos principais picos fotoelétricos, assim como as possíveis ligações químicas correspondentes a cada pico fotoelétrico.

Tabela 1-Valores das energias de ligação e possíveis ligações químicas dos principais picos fotoelétricos presentes no espectro XPS.

Elemento químico	Pico fotoelétrico	Energia de ligação (eV)	Ligação química
Carbono	C 1s	283,9	Carboneto
		284,8	C-C e/ou C-H
		285,9	C-O e/ou C-N
		287,4	O-C-O, C=O, C-N
Oxigênio	O 1s	530,8	Oxido metálico
		532,1	C-O
		533,5	-OH
Silício	Si 2p	99,4	Si^0
		100,6	SiC
		102,5	Si_3N_4

Dos resultados apresentados na Tabela 1, pode-se sugerir que na interface entre o silício e o filme de DLC está presente a formação de SiC ($\sim 25\%$ do pico de silício). Esta ligação química é forte e provavelmente é a responsável pela melhor aderência dos filmes de DLC sobre a camada de silício. A maior quantidade de silício aparece em forma metálica (Si^0) ($\sim 55\%$), sendo provavelmente esta forma a respon-

sável pela ligação do silício com o substrato. No filme de DLC, predominam as ligações C-C e C-H (~70%), sendo as

mesmas majoritárias neste tipo de filme de carbono amorfo hidrogenado.

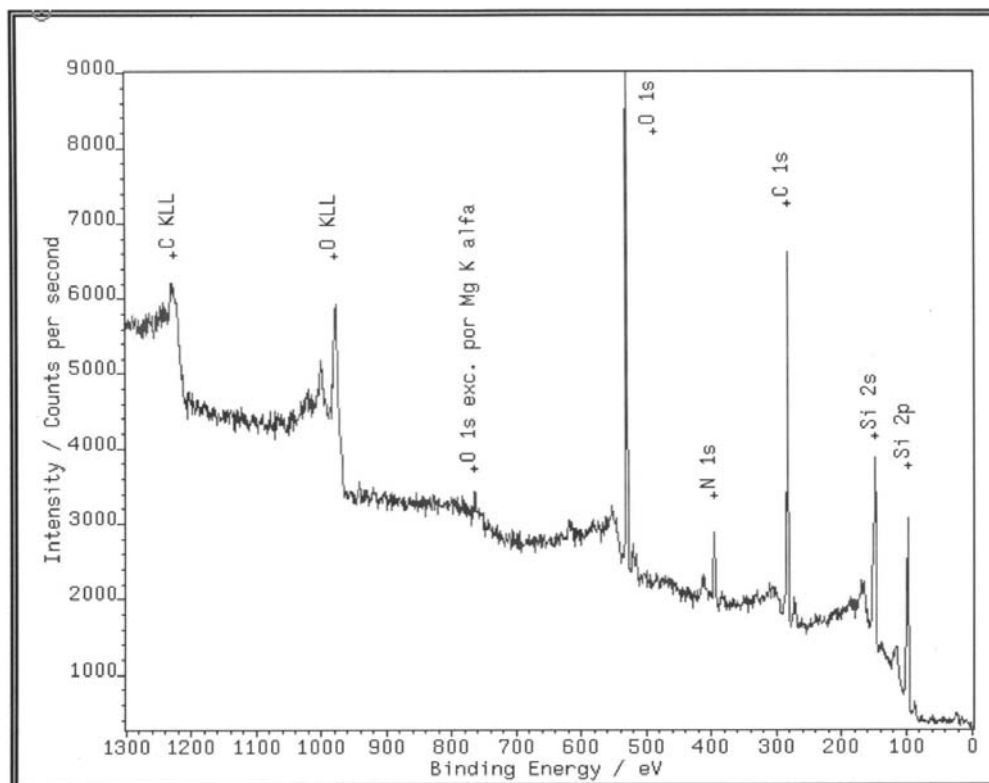


Figura 1 - Espectro XPS de um filme fino de DLC depositado sobre uma camada de silício. Os picos fotoelétricos aparecem identificados.

3.2 FILMES DE DLC

Vários parâmetros de crescimento foram variados em função dos parâmetros de geração do plasma. Além da taxa de crescimento, procurou-se relacionar também, a qualidade, tensão total, dureza e aderência com a tensão de autopolarização do plasma (V_b).

A taxa de deposição dos filmes foi determinada através de medidas de perfilometria, dividindo-se a espessura do filme pelo tempo de deposição. Na Figura 2, apresenta-se a taxa de deposição dos filmes de DLC em função de V_b . Pode-se observar um aumento praticamente linear da taxa de deposição com V_b . Este comportamento pode ser explicado pela maior potência de rádio frequência necessária para se obter a tensão de autopolarização desejada, que provoca um maior grau de dissociação/ionização do plasma e por conseguinte a presença de mais íons e radicais neutros. Também, tem que ser levado em consideração a contribuição devido ao aumento da densidade de pontos de nucleação na superfície do filme, devido ao bombardeio de íons mais energéticos.

Na Figura 3, é apresentado o resultado do ajuste de um espectro Raman obtido de um filme depositado em atmosfera de 100% CH_4 e $V_b = -300$ V. Observa-se que o espectro é característico de um filme DLC, apresentando duas bandas largas parcialmente superpostas denominadas *D* e *G*, locali-

zadas em torno de 1350 e 1560 cm^{-1} , respectivamente, exatamente como encontrado na literatura [36].

Na Figura 4, são apresentadas a razão das intensidades das bandas *D* e *G*, I_D/I_G , assim como a posição e a largura da banda *G* em função da tensão de autopolarização. Sugere-se que as mudanças na posição, na largura e na intensidade das bandas *D* e *G* podem estar ligadas a variações estruturais dos filmes, como a razão das hibridações de carbono sp^3/sp^2 e o tamanho dos cristais nos filmes [37,38]. Destes gráficos, pode-se observar que a razão das intensidades dos picos *D* e *G*, I_D/I_G , aumenta, ao passo que a posição do pico da banda *G* se desloca para maiores frequências quando a tensão de autopolarização aumenta. Por outro lado, a largura da banda *G* diminui com o aumento de V_b .

Dos resultados obtidos da análise dos espectros de espalhamento Raman, pode-se sugerir que o aumento da tensão de autopolarização resulta em filmes com aumentado caráter grafítico. O deslocamento da banda *G* para valores maiores, assim como o incremento da razão I_D/I_G são a indicação deste comportamento. Esta grafitização dos filmes sugere uma diminuição da razão sp^3/sp^2 com V_b . É sabido que a tensão de autopolarização, e por conseguinte a energia dos íons, tem papel fundamental na evolução da estrutura dos filmes de a-C:H, induzindo a perda de hidrogênio e a transição de átomos de carbono com hibridização sp^3 para hibridização sp^2 , resultando em um incremento do número de aglomera-

dos sp^2 no filme, o que concorda bem com a literatura [39,40].

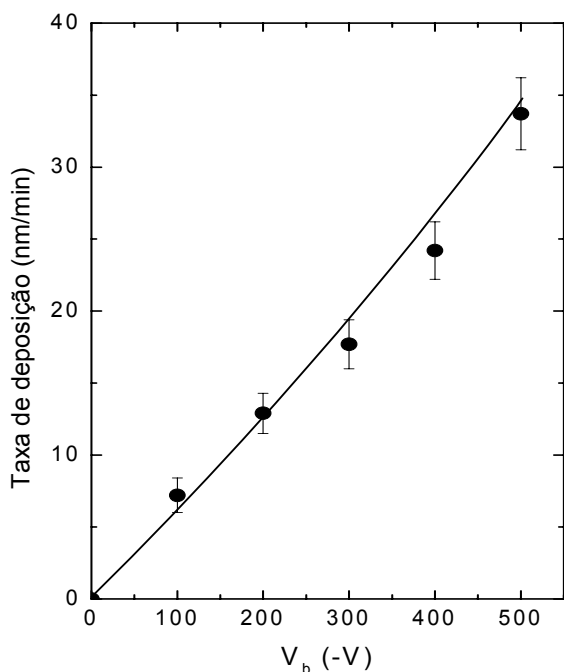


Figura 2 -Taxa de deposição em função da tensão de autopolarização.

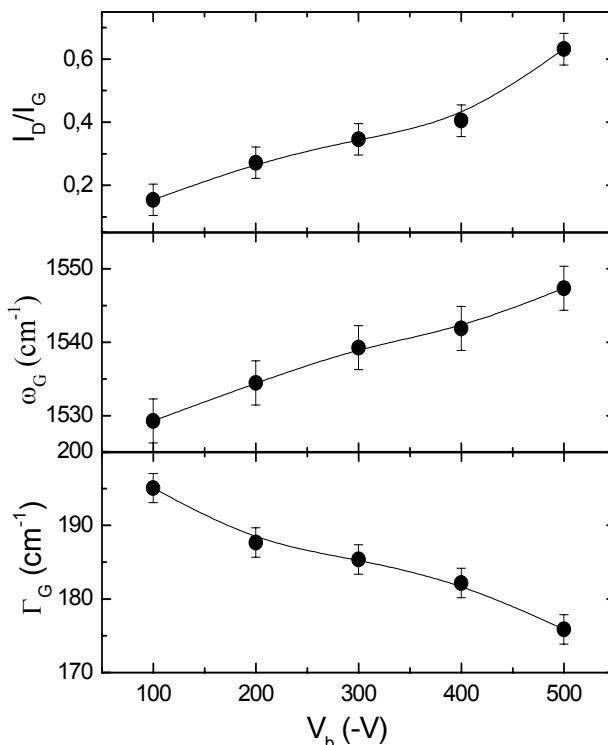


Figura 4 - Razão das intensidades das bandas D e G (I_D/I_G), posição (ω_G) e largura (Γ_G) da banda G em função de V_b .

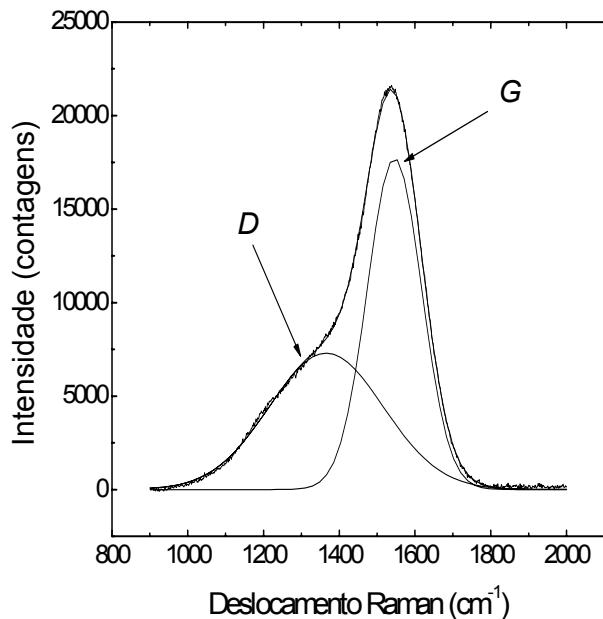


Figura 3 - Ajuste do espectro de espalhamento Raman de um filme depositado em atmosfera de 100% CH_4 e $V_b = -300$ V. As setas indicam as bandas D e G.

As Figuras 5 e 6 apresentam os resultados da caracterização das propriedades mecânicas dos filmes de DLC. As tensões compressivas em função da tensão de autopolarização para três condições utilizadas na deposição da intercâmara de silício amorfo ($V_b = -20, -100$ e -300 V) a partir de SiH_4 e para filmes depositados diretamente sobre o substrato de Si(100) são apresentadas na Figura 5. Da Figura 5, se observa que a tensão diminui consideravelmente quando os filmes de DLC ($\sim 2 \mu m$ de espessura) são depositados sobre as camadas de Si amorfo, em comparação com os filmes que foram depositados em silício cristalino. Sugere-se que esta diminuição da tensão interna seja a responsável pelo aumento da aderência dos filmes de DLC sob os substratos de Ti6Al4V.

Observa-se a presença de um máximo situado aproximadamente entre -200 e -300 V. A presença desse máximo nos filmes de DLC depositados por PECVD é explicada pelo modelo de subimplantação iônica [41]. A tensão compressiva, relativamente alta, observada nos filmes de DLC é, provavelmente, causada por ligações tetraédricas deformadas. As tensões maiores são observadas nos filmes DLC ricos em ligações tetragonais. Estas tensões decrescem nos filmes com características gráficas (depositados com $V_b > -400$ V), onde predominam ligações trigonais, e em filmes poliméricos ($V_b < -100$ V), ricos em hidrogênio, o que ajuda a reduzir as distorções nas ligações trigonais e tetraédricas. Um pequeno deslocamento da posição do valor de tensão máxima para valores maiores da tensão de autopolarização foi

observado quando os filmes de DLC são depositados sobre uma camada de silício de menor espessura (depositada com $V_b = -20$ V).

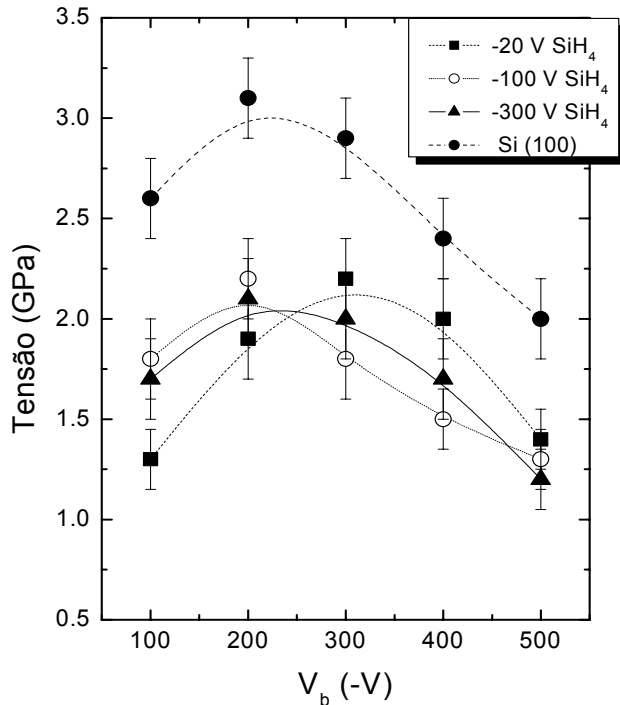


Figura 5 - Tensão dos filmes de DLC em função de V_b e das condições de deposição da intercâmara de silício.

Os resultados dos testes de dureza em função da tensão de autopolarização são apresentados na Figura 6. Observa-se a presença de um máximo, o qual tem o mesmo comportamento observado para a tensão interna. A dureza relativamente elevada está relacionada a altas energias de coesão, comprimentos curtos de ligações químicas e a uma densidade alta de ligações covalentes, características nos filmes de DLC. Resultados similares foram obtidos em outros trabalhos [42].

Para avaliar o grau de aderência dos filmes de DLC sob substratos metálicos frequentemente é utilizada a técnica de riscamento. Análises preliminares foram realizadas para avaliar a aderência dos filmes de DLC depositados sob uma camada fina de silício amorfo em substratos de Ti6Al4V. Na Figura 7, são mostradas as micrografias de microscopia óptica de um dos ensaios feitos para avaliar a aderência dos filmes nas amostras. Nessas amostras, a camada de silício foi depositada utilizando o gás silano como precursor e $V_b = -100$ V. O filme de DLC foi depositado usando o gás metano e $V_b = -400$ V. As cargas aplicadas no teste foram de 10 e 20 N, respectivamente. Pode-se observar que os filmes não foram arrancados, sendo boa a aderência dos mesmos aos substratos.

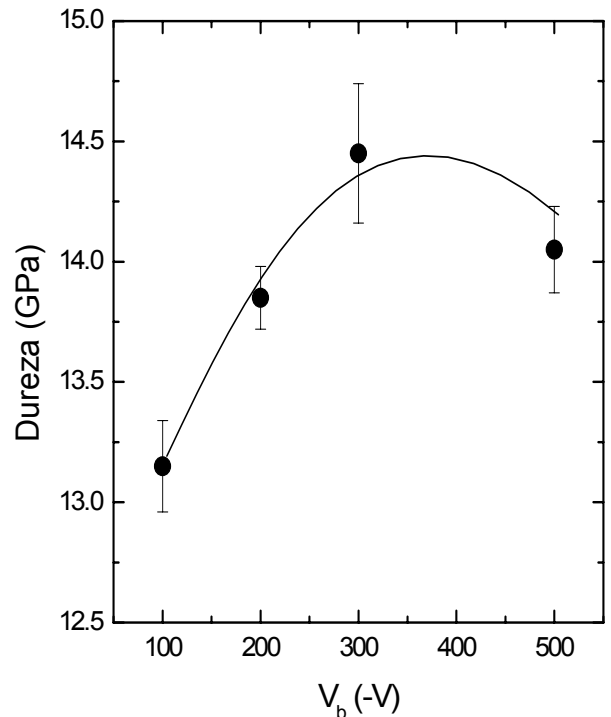


Figura 6 - Dureza dos filmes de DLC em função de V_b .

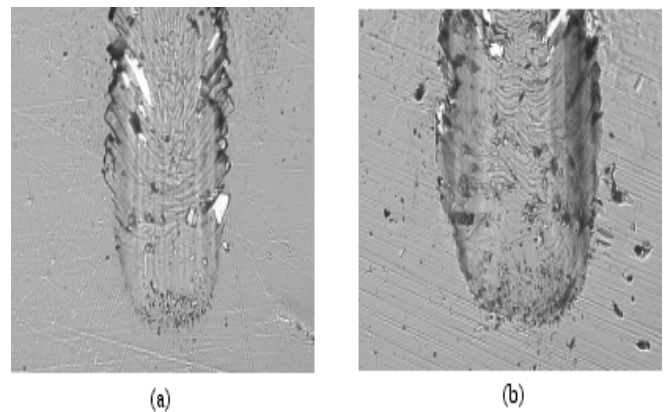


Figura 7 - Microscopia óptica de teste de riscamento de amostras de DLC depositadas com interface de silício no Ti6Al4V, a) carga de 10 N e b) carga de 20 N.

4. CONCLUSÕES

Os resultados obtidos demonstram que a utilização da intercâmara de silício amorfo permite a deposição de filmes de DLC relativamente espessos (~ 2 μ m) em substratos de Ti6Al4V com boa aderência, baixa tensão compressiva e elevada dureza. Observou-se a presença de SiC na interface entre o silício e o filme de DLC. Esta ligação química é for-

te e provavelmente responsável pela boa aderência dos filmes de DLC sobre a camada de silício. A tensão interna diminui consideravelmente quando os filmes de DLC são depositados sob uma camada fina de silício amorfo, mantendo valores elevados de dureza. Sugere-se que esta diminuição da tensão interna tenha uma contribuição grande no aumento da aderência dos filmes de DLC sobre os substratos de Ti6Al4V.

Os resultados da caracterização dos filmes de DLC, depositados com diferentes valores da tensão de autopolarização, mostraram que existe uma forte dependência da microestrutura e propriedades mecânicas destes filmes com a energia dos íons. Estes resultados confirmam a importância do bombardeamento iônico durante o crescimento dos filmes de DLC nas propriedades mecânicas e pode ser descrito pelo modelo de subimplantação iônica.

Os estudos de aderência nestes substratos a partir dos parâmetros estudados permitirão realizar um escalonamento na deposição de filmes duros de DLC pela técnica r.f. PECVD para aplicações espaciais e industriais.

AGRADECIMENTOS

Os autores agradecem à FAPESP e CNPq pelo apoio financeiro e ao Dr. Pedro Augusto Nascente pelas análises de XPS.

REFERÊNCIAS

- BURSIKOVA, V.; NAVRATIL, V.; ZAJICKOVA, L.; JANCA, J., *Materials Science and Engineering A* 324 (2002) 251.
- TAKEUCHI, S.; TANJI, A.; MIYAZAWA, H.; MURAKAWA, M., *Thin Solid Films* 447-448 (2004) 208.
- JUN, Y.; CHOI, J.Y.; LEE, K.R.; JEONG, B.K.; KWON, S.K.; HWANG, *Thin Solid Films* 377-378 (2000) 233.
- BRAND, J.; GADOW, R.; KILLINGER, A., *Surface and Coatings Technology* 180-181 (2004) 213.
- GRILL, A., *Diamond and Related Materials* 12 (2003) 166.
- LIU, Y.; MELETIS, E.I., *Surface and Coatings Technology* 153 (2002) 178.
- CHANG, C.L.; WANG, D.Y., *Diamond and Related Materials* 10 (2001) 1528.
- WANG, X.; MAO, D.S.; LI, W.; LIU, X.H.; KOLITSCH, A.; MUEKLICH, A.; MANOVA, D.; FUKAREK, W.; MOELLER, W., *Surface and Coatings Technology* 131 (2000) 514.
- MURAKAWA, M.; TAKEUCHI, S., *Surface and Coatings Technology* 163-164 (2003) 561.
- ERCK, R.A.; NICHOLS, F.A.; DIERKS, J.F., *Journal of Vacuum Science and Technology A* 12(4) (1994) 1583.
- VERCAMMEN, K.; HAEFKE, H.; GERBIG, Y.; VAN HULSEL, A.; PFLUGER, E.; MENEVE, J., *Surface and Coatings Technology* 133-134 (2000) 466.
- TIAINEN, V.M., *Diamond and Related Materials* 10 (2001) 153.
- IANNO, N.J.; DILLON, R.O.; ALI, A.; AHMAD, A., *Thin Solid Films* 270 (1995) 275.
- MELETIS, E.I.; ERDEMIR, A.; FENSKE, G.R., *Surface and Coatings Technology* 73 (1995) 39.
- KLEINSORGE, B.; ILIE, A.; CHOWALLA, M.; FUKAREK, W.; MILNE, W.J.; ROBERTSON, J., *Diamond and Related Materials* 7 (1998) 472.
- LEE, C.S.; KIM, T.Y.; LEE, K.R.; YOON, K.H., *Thin Solid Films* 447-448 (2004) 169.
- MALACZYNSKI, G.; ELMOURSI, A.A.; LEUNG, C.H.; HAMDI, A.H.; CAMPBELL, A.B., *Journal of Vacuum Science and Technology B* 17(2) (1999) 813.
- WALTER, K.C.; NASTASI, M.; MUNSON, C., *Surface and Coatings Technology* 93 (1997) 287.
- INKIN, V.N.; KIRPILENKO, G.G.; DEMENTJEV, A.A.; MASLAKOV, K.I., *Diamond and Related Materials* 9 (2000) 715.
- DUMKUM, C.; GRANT, D.M.; MCCOLL I.R., *Diamond and Related Materials* 6 (1997) 802.
- STUBER, M.; ULRICH, S.; LEISTE, H.; KRATZSCH, A.; HOLLECK, H., *Surface and Coatings Technology* 116-119 (1999) 591.
- HOU, Q.R.; GAO, J., *Applied Physics A* 68(3) (1999) 343.
- CHOY, K.L.; FELIX, E., *Materials Science and Engineering A* 278 (2000) 162.
- HUANG, R.F.; CHAN, C.Y.; LEE, C.H.; GONG, J.; LAI, K.H.; LEE, C.S.; LI, K.Y.; WEN, L.S.; SUN, C., *Diamond and Related Materials* 10 (2001) 1850.
- ZHANG, S.; BUI, X.L.; FU, Y.; BUTLER, D.L.; DU, H., *Diamond and Related Materials* 13 (2004) 867.
- PARK, C.K.; CHANG, S.M.; UHM, H.S.; SEO, S.H.; PARK, J.S., *Thin Solid Films* 420-421 (2002) 235.
- OKA, Y.; TAO, M.; NISHIMURA, Y.; AZUMA, K.; FUJIWARA, E.; YATSUZUKA, M., *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B* 206 (2003) 700.
- FRIEDMANN, T.A.; SULLIVAN, J.P.; KNAPP, J.A.; TALLANT, D.R.; FOLLSTAEDT, D.M.; MEDLIN, D.L.; MIRKARIMI, P.B., *Applied Physics Letters* 71 (1997) 3820.
- MOSANER, P.; BONELLI, M.; MIOTELLO, A., *Applied Surface Science* 208-209 (2003) 561.
- MICHLER, J.; TOBLER, M.; BLANK, E., *Diamond and Related Materials* 8 (1999) 510.
- MICHLER, J.; BLANK, E., *Thin Solid Films* 381 (2001) 119.
- ZHANG, Q.; YOON, S.F.; ZHGOON, S.; GAN, B.; AHN, J.; REVKOV, A.; RUSLI, A., *Thin Solid Films* 360 (2000) 274.
- STONE, G.G., *Proceedings of the Royal Society of London Series A* 82 (1909) 172.
- JACOBSON, L.G.; FREIRE JR., F.L., *Journal of Vacuum Science and Technology A* 17 (1999) 2841.
- FRANCO JR., A.R., *Obtenção de revestimentos duplex por nitretação a plasma e PVD-TiN em aços ferramenta AISI D2 e AISI H13*. Tese de Doutorado (2003). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, São Paulo (SP).
- ROBERTSON, J., *Materials Science and Engineering R* 37 (2002) 129.
- DOOLITTLE, L.R., *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B* 9 (1985) 344.
- DOOLITTLE, L.R., *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B* 15 (1986) 227.
- TOMASELLA, E.; MEUNIER, C.; MIKHAILOV, S., *Surface and Coatings Technology* 141 (2001) 286.
- LACERDA, R.G.; MARQUES, F.C., *Applied Physics Letters* 73 (1998) 617.
- LIFSHITZ, Y.; KASI, S.R.; RABALAIS, J.W.; ECKSTEIN, W., *Physical Review B* 41 (1990) 10468.
- CAPOTE, G.; FREIRE JR., F.L., *Materials Science and Engineering B* 112 (2004) 101.