

刻蚀工艺对四面体非晶碳膜生长及其性能的影响

郭婷^{1,2a,2b}, 左潇^{2a,2b}, 郭鹏^{2a,2b}, 李晓伟^{2a,2b}, 吴晓春¹, 谢仕芳³, 汪爱英^{2a,2b}

(1.上海大学 材料科学与工程学院, 上海 200072; 2.中国科学院宁波材料技术与工程研究所 a.中国科学院海洋新材料与应用技术重点实验室 b.浙江省海洋材料与防护技术重点实验室, 浙江 宁波 315201; 3.江西省科学院 应用物理研究所, 南昌 330029)

摘要: **目的** 研究不同等离子体刻蚀工艺对基体和四面体非晶碳膜 (ta-C) 的影响, 并进一步考察不同电弧等离子体刻蚀时间对 ta-C 薄膜结构的影响。**方法** 采用自主设计研制的 45° 单弯曲磁过滤阴极真空电弧镀膜设备, 进行不同等离子体刻蚀以及 ta-C 薄膜的沉积。使用等离子体发射光谱仪表征离子种类及其密度, 使用椭偏仪表征薄膜厚度, 原子力显微镜表征刻蚀后的基体粗糙度, 拉曼光谱仪和 XPS 表征薄膜结构, TEM 分析薄膜的膜基界面结构。**结果** 辉光刻蚀工艺中, 作用的等离子体离子以低密度的 Ar 离子为主; 而电弧刻蚀时, 作用的等离子体离子为高密度的 Ar 离子和少量的 C 离子, 且能够在基体表面形成约 15 nm 的界面层, 并实现非晶碳膜 (a-C) 的预沉积。随电弧等离子体刻蚀时间增加, ta-C 薄膜的 sp³ 含量有所降低。**结论** 相比于辉光刻蚀, 电弧刻蚀利于制备较厚的 ta-C 薄膜。这主要是因为电弧刻蚀时, 基体表面形成良好的界面混合层, 并预沉积了非晶碳膜, 形成 a-C/ta-C 的梯度结构, 有助于增强膜基结合力。

关键词: 四面体非晶碳膜; 辉光刻蚀; 电弧刻蚀; 刻蚀时间; 结构

中图分类号: TQ127.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2017)04-0000-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2017.04.024

Effect of Etching Process on Growth and Properties of Tetrahedral Amorphous Carbon Film

GUO Ting^{1,2a,2b}, ZUO Xiao^{2a,2b}, GUO Peng^{2a,2b}, LI Xiao-wei^{2a,2b}, WU Xiao-chun¹,
XIE Shi-fang³, WANG Ai-ying^{2a,2b}

(1.School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072, China; 2. a. Key Laboratory of Marine Materials and Related Technologies b. Zhejiang Key Laboratory of Marine Materials of Protective Technologies, Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, China;
3. Institute of Applied Physics, Jiangxi Academy of Sciences, Nanchang 330029, China)

ABSTRACT: The work aims to study effects of different plasma etching processes on silicon substrate and tetrahedral amorphous carbon (ta-C) films, and further survey effects of different arc plasma etching time on ta-C films. Etching of different plasma and deposition of ta-C films were performed by a home-made 45° bend magnetic filtered cathodic vacuum arc (FCVA)

收稿日期: 2016-12-01; 修订日期: 2017-01-28

Received: 2016-12-01; Revised: 2017-01-28

基金项目: 国家自然科学基金面上项目 (51371187); 江西省科技项目 (20161ACE50023); 浙江省公益项目 (2016C31121)

Fund: Supported by Program of National Natural Science Foundation of China (51371187), Jiangxi Province Science and Technology Project(20161ACE50023), Public Projects of Zhejiang Province (2016C31121)

作者简介: 郭婷 (1990—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为表面工程。

Biography: GUO Ting(1990—), Female, Master, Research focus: surface engineering.

通讯作者: 汪爱英 (1975—), 女, 博士, 教授, 主要研究方向为碳基薄膜及表面改性。

Corresponding author: WANG Ai-ying(1975—), Female, Doctor, Professor, Research focus: advanced carbon-based thin films and surface modification technologies.

coater. Plasma types and density were characterized with optical emission spectrometer (OES); thickness of ta-C films with ellipsometer; roughness of treated substrates after etching with atomic force microscope (AFM); the film structure with Raman spectroscopy and XPS; and film-to-substrate interface structure was analyzed with TEM, representatively. The results showed that the Ar^+ of low density dominated in the effective plasma of glow etching process while Ar^+ of high density and a few C^+ emerged in arc plasma etching process. After the arc plasma etching, a nearly 15 nm thick interface layer was formed on the substrates surface, and pre-deposition of amorphous carbon film (a-C) was observed. Moreover, sp^3 content of the ta-C film decreased as the arc etching time increased. Compared with glow etching process, arc etching facilitates the deposition of thicker ta-C films, primarily due to the formation of interfacial layer on the substrate surface and the pre-deposition of amorphous carbon films layer in arc etching, which contributes to formation of a special a-C/ta-C gradient film structure and improvement of adhesion strength.

KEY WORDS: tetrahedral amorphous carbon film; glow etching; arc etching; etching time; structure

四面体非晶碳薄膜 (tetrahedral amorphous carbon, ta-C) 一般是指 sp^3 杂化键含量超过 50% 以上的无氢类金刚石薄膜^[1,2], 具有较高的硬度及良好的减摩抗磨特性, 在机械系统领域具有广阔应用前景^[3,4]。但由于薄膜内应力高, 膜基结合力差和厚膜制备困难的特点, 导致其在实际应用中受到极大限制^[5-7]。目前, 掺杂金属元素 (Al、Ti 等)^[8]、热处理^[9]、构造多层结构^[10] 以及调控表面刻蚀等方法, 是解决上述问题并实现厚膜制备的主要途径。其中, 基体表面刻蚀法不仅可改善基体粗糙度、膜基界面, 进而提高膜基结合力, 而且能保持 ta-C 薄膜优异的力学性能^[11,12], 是制备厚膜较为简单易行的方法。表面刻蚀方法主要有通过高能 C 离子轰击基体^[13,14]、刻蚀处理^[12,15] 等。但是, 高能 C 离子轰击基体一般要求设备提供大于 1 keV 的高偏压, 以便产生高能 C 离子, 而且对设备绝缘性等要求很高。相比之下, 刻蚀处理更为简单方便, 采用 Ar 离子清洁基体表面, 去除杂质, 改善膜基界面, 提高结合力^[16]。

目前, 产生 Ar 离子的方法主要有直流辉光放电^[17]、射频等离子体^[18]、离子枪以及电弧放电 (通过过滤真空电弧产生以 Ar 离子为主的等离子体束)^[19]。其中, 射频等离子体难以避免在基体边缘产生强放电, 导致被溅射的杂质重新沉积到基体表面而产生污染^[18]。离子枪虽然刻蚀效果优异, 但需要额外电源且工艺较复杂。相比之下, 辉光等离子体刻蚀^[17] 和电弧等离子体刻蚀^[19] 具有方便、低成本和大面积的优点。由于这两种刻蚀方式的等离子体放电原理不同, 对后续沉积 ta-C 薄膜的影响也将有不同作用。因此, 本文重点对比研究了辉光等离子体刻蚀和电弧等离子体刻蚀两种典型的刻蚀工艺特性, 并考察了电弧等离子体刻蚀时间对 ta-C 薄膜结构和性能的影响。

1 实验

本文采用自主设计、研制的 45° 单弯曲磁过滤阴

极真空电弧镀膜设备, 开展不同刻蚀工艺以及 ta-C 薄膜的沉积研究, 有关设备示意图如图 1 所示。选择 P(100) 型单晶 Si 片 (厚度 $(450 \pm 50) \mu\text{m}$) 作为基体。实验前用丙酮超声清洗基体 15 min, 干燥后装入真空腔体内, 待设备本底真空抽至 $2.67 \times 10^{-3} \text{ Pa}$ 采用等离子体刻蚀工艺对基体进行处理, 之后沉积 ta-C 薄膜。

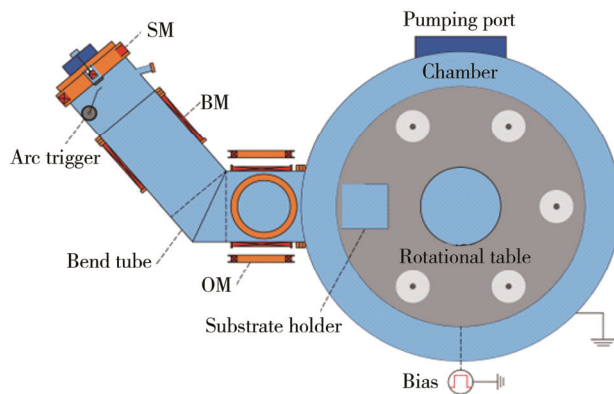


图 1 磁过滤电弧设备结构示意图

Fig.1 Schematic diagram of the filtering cathodic vacuum arc system

辉光等离子体刻蚀: 使用 Ar 为工作气体, 流量为 100 sccm, 工作气压为 1.07 Pa, 在基体上施加 450 V 的脉冲负偏压, 产生辉光等离子体, 对基体刻蚀 40 min。

电弧等离子体刻蚀: 使用 Ar 为工作气体, 流量为 20 sccm。使用纯度为 99.999%, 直径分别为 $\phi_{\text{max}} 70 \text{ mm}$ 、 $\phi_{\text{min}} 60 \text{ mm}$ 的梯形柱状石墨靶, 设置弧源磁线圈 (SM) 电流、弯曲磁线圈 (BM) 电流和输出磁线圈 (OM) 电流分别为 2.0、4.5、4.5 A, 弯管正偏压 10 V, 打开阴极电源产生电弧等离子体, 基体上施加 450 V 的负偏压。电弧等离子体刻蚀时间分别为 1.5、3.0、5.0、10.0、20.0 min。

ta-C 薄膜的制备: Ar 流量为 2 sccm, 线圈 SM、BM、OM 的电流分别为 2.0、4.0、4.5 A, 弯管正偏压 20 V, 打开阴极电源产生电弧等离子体, 基体上

施加 50 V 的负偏压, 沉积时间 20 min。

采用等离子体发射光谱仪表征辉光刻蚀和电弧刻蚀过程中的等离子体种类和相对强度的分布。采用光谱型椭圆偏仪 (M-2000DI) 测量薄膜厚度; 使用 AFM 观察基体表面粗糙度的变化。薄膜的碳原子键结构通过显微激光共焦拉曼光谱仪 (Renishaw inVia Reflex) 表征, 选用测试激光为 532 nm (可见) 和 325 nm (紫外) 激光源。采用 X 射线光电子能谱分析仪 (AXIS UTILITY DLD) 分析薄膜的元素成分以及价态信息。利用 TF20 型高分辨透射电子显微镜 (HRTEM) 观察薄膜的界面结构。

2 结果与讨论

2.1 等离子体刻蚀工艺对 ta-C 薄膜的影响

采用不同等离子体刻蚀工艺处理基体 P(100) 型单晶 Si, 以相同的工艺参数沉积 ta-C 薄膜, 薄膜厚度随时间的变化如图 2 所示。通过辉光等离子体刻蚀工艺处理, 薄膜厚度达到 50 nm 时, 继续延长沉积时间, 薄膜剥落。而采用电弧等离子体刻蚀工艺处理, 随沉积时间的增加, 薄膜厚度提高至 400 nm。表明相比于辉光等离子体刻蚀工艺, 电弧等离子体刻蚀工艺会对后续沉积薄膜的厚度产生显著影响, 利于厚膜制备。

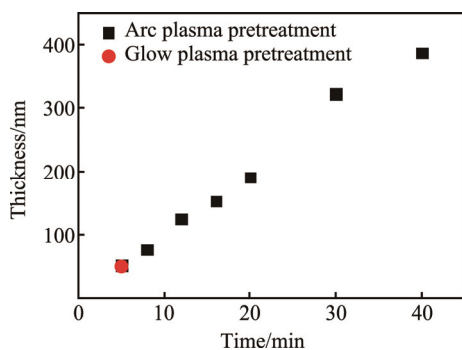


图 2 不同等离子体刻蚀工艺对沉积态 ta-C 薄膜厚度的影响
Fig.2 The influence of different plasma etching processes on the thickness of deposited ta-C films

2.2 两种等离子体刻蚀的发射光谱对比

通常, 等离子体刻蚀可以去除基体表面氧化层, 提高膜基结合力。这些作用或来自于等离子体中的离子对基体的轰击作用, 或源于等离子体中活性基团与基体表面的反应过程。本实验中, 使用化学惰性的 Ar 作为工作气体, 采用不同等离子体源, 在相同负偏压下对 Si 基体进行表面处理, 等离子体中的离子种类和密度是影响刻蚀效果的关键。

图 3 为辉光等离子体和电弧等离子体刻蚀工艺中的离子种类和相对强度分布。其中, 图 3b 为图 3a 中波长为 200~250 nm 范围的放大图。通过光谱仪谱

线强度的对比, 可以定性分析两种刻蚀工艺中等离子体的密度。图 3a 中, 参考波长为 420 nm 的 Ar⁺ 跃迁谱线强度, 电弧等离子体发射光谱强度 ($I_{Ar^+}=1.28 \times 10^5$) 是辉光等离子体光谱强度 ($I_{Ar^+}=1.3 \times 10^4$) 的 9.8 倍。结合波长为 426 nm 的典型 Ar^{*} 跃迁谱线强度 (电弧刻蚀: $I_{Ar^*}=6.3 \times 10^4$, 辉光刻蚀: $I_{Ar^*}=1.02 \times 10^4$) 发现, 电弧等离子体的 $I_{Ar^+}/I_{Ar^*}=2.0$, 辉光等离子体的 $I_{Ar^+}/I_{Ar^*}=1.3$, 表明电弧等离子体中的 Ar⁺ 密度和离子化率均高于辉光等离子体。此外, 电弧等离子体中还存在正二价的 Ar 离子, 意味着高价态离子经电场加速后能获得更高的入射能量。同时, 从图 3b 的波长为 200~250 nm 的等离子体发射光谱中可以看出, 相比于辉光刻蚀, 电弧刻蚀中不仅包含 Ar⁺, 还存在部分 C 离子 (C²⁺、C⁺)。这表明, 与辉光等离子体刻蚀中单一 Ar 离子对基体作用不同, 电弧等离子体刻蚀过程中, 存在 Ar 离子和 C 离子的共同作用。

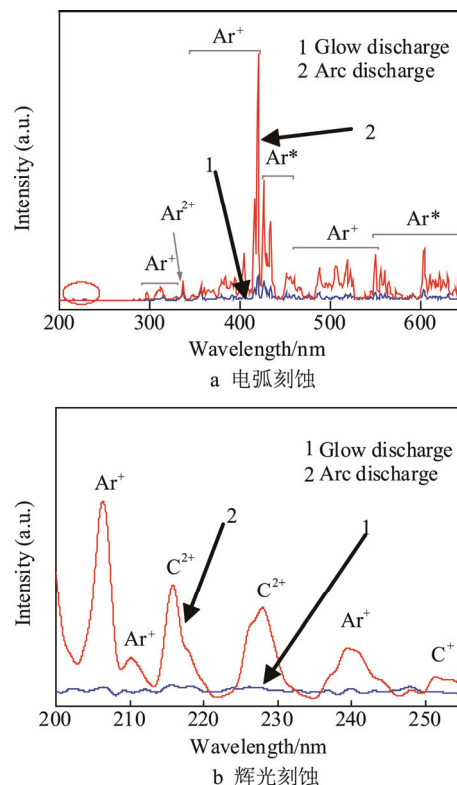


图 3 电弧刻蚀与辉光刻蚀的等离子体发射光谱
Fig.3 The plasma emission spectra of arc etching and glow etching: a) arc etching, b) glow etching

2.3 等离子体刻蚀对基体表面形貌的影响

不同等离子体刻蚀后, Si 基体的表面形貌如图 4 所示。在电弧等离子体刻蚀过程中, 随刻蚀时间增加, Si 基体的表面粗糙度 Ra 先增加后降低, 类似碳膜生长过程中薄膜表面形貌的变化。碳膜生长过程中, 要经过成核、聚结、在表面形成小的岛核和岛核长大并相关联等过程, 对应薄膜表面粗糙度先增加后降低^[20-22]。因

此认为,在电弧等离子体刻蚀过程中,C离子可能在基体表面预沉积为碳膜。除此之外,电弧等离子体刻蚀1.5、3、5、10、20 min后的Si基体表面粗糙度($Ra > 0.9$ nm)均高于辉光等离子体刻蚀后的结果($Ra = 0.54$ nm)。

这主要归因于电弧等离子体刻蚀中高能Ar离子和高能C离子轰击Si基体,较高能量导致预沉积薄膜的热稳定阶段延长,促使部分C离子向表面迁移和聚集,增加了Si基体表面粗糙度^[23]。

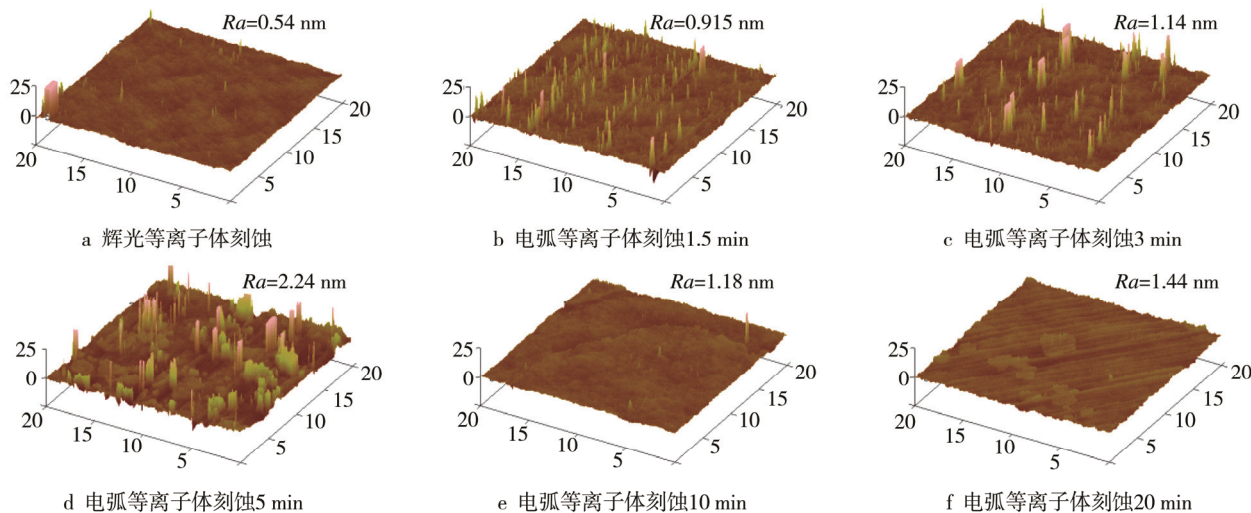


图4 Si基体经不同条件刻蚀后的表面形貌

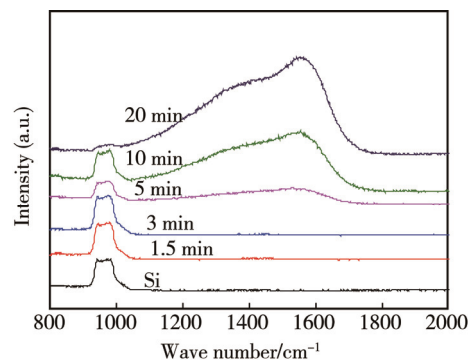
Fig.4 The surface morphology of Si substrates after different etching processes: a) glow plasma etching, b) arc plasma etching 1.5 min, c) arc plasma etching 3 min, d) arc plasma etching 5 min, e) arc plasma etching 10 min, f) arc plasma etching 20 min

2.4 电弧等离子体刻蚀后的拉曼表征

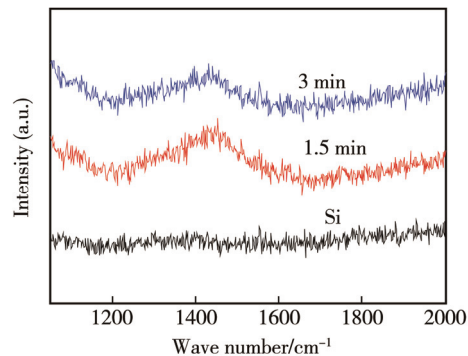
为进一步分析电弧刻蚀工艺对预沉积碳膜的影响,图5给出了电弧刻蚀不同时间后, Si基体的拉曼光谱图。当电弧等离子体刻蚀时间超过5 min时,在 $1100 \sim 1800 \text{ cm}^{-1}$ 之间出现了典型的非对称宽峰,观察刻蚀时间为1.5、3 min时的拉曼放大图,仍发现有较弱的非对称宽峰出现,表明经电弧等离子体刻蚀后,基体表面发生了非晶碳膜(a-C)的预沉积,与图4推测的结果一致。此外,在 $900 \sim 1000 \text{ cm}^{-1}$ 之间出现一个方顶形峰,此峰对应硅基体的二阶Raman峰,该峰强度可以反映薄膜的透明性。薄膜结构和厚度对其有影响,薄膜越厚, sp^3 含量较低时,透明性较差^[24]。在电弧等离子体刻蚀20 min时, $900 \sim 1000 \text{ cm}^{-1}$ 处的峰强最弱,说明此时预沉积碳膜的透明性最差,一方面由于预沉积薄膜厚度增加,另一方面说明薄膜中 sp^2 含量较高。

为进一步获取预沉积碳膜的结构信息,对电弧等离子体刻蚀5 min以上的拉曼光谱采用双Gaussian拟合(刻蚀3 min以下的碳膜拉曼信号较弱,分峰困难),获得 1560 cm^{-1} 处的G峰和 1360 cm^{-1} 处的D峰。图6b为分峰后的 I_D/I_G 值及G峰位置变化图。与后续沉积ta-C薄膜相比($I_D/I_G < 0.9$, G峰位置高于 1570 cm^{-1}),预沉积薄膜的 I_D/I_G 值相对较大(> 1.8),且G峰位置较低,最小为 1546 cm^{-1} ,表明预沉积薄膜中的 sp^3 含量较少。这主要是由于较高能量离子的轰击,会使植入碳原子的周围原子弛豫,从而使高畸变的 sp^3 转化为 sp^2 键,且高密度的高能Ar离子轰击会促使预沉积薄膜石

墨化,并降低残余应力,因此预沉积非晶碳膜利于提高膜基结合力。



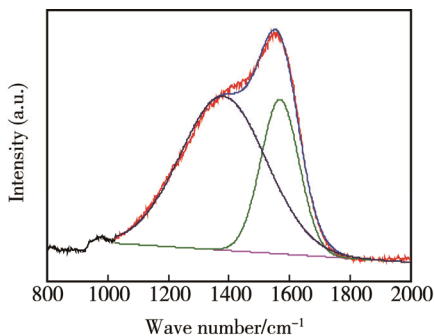
a Si基体经电弧等离子体刻蚀不同时间后的拉曼光谱



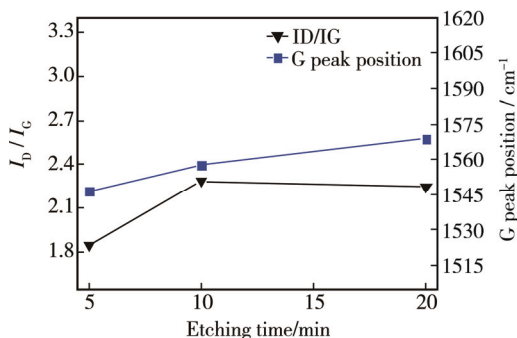
b 刻蚀时间为1.5、3 min时的拉曼放大图

图5 Si基体经电弧等离子体刻蚀后的拉曼光谱图

Fig.5 The Raman spectra of Si substrates that were etched by arc plasma: a) the Raman spectra of Si substrates that were etched by arc plasma for different time, b) the Raman amplification figure when the etching time was 1.5 min, 3 min



a Si 基底经电弧等离子体刻蚀 20 min 后的拉曼分峰图



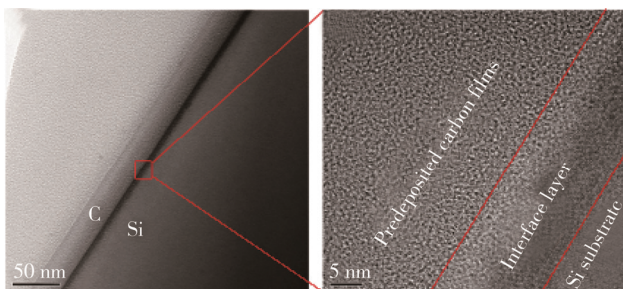
b 预沉积薄膜的 I_D/I_G 值及 G 峰位置随处理时间的变化

图 6 Si 基底经电弧等离子体刻蚀后的拉曼分峰图及预沉积薄膜 I_D/I_G 值、G 峰位置变化图

Fig.6 The deconvoluted Raman spectrum of Si substrate that were etched by arc plasma and the change of I_D/I_G value and the G peak position of pre-deposition film with treatment time

2.5 电弧等离子体刻蚀对薄膜界面结构的影响

图 7a 为电弧等离子体刻蚀 5 min 后的 TEM 图，可以清楚地看到电弧等离子体刻蚀后，基底表面不仅有明显的界面层，而且的确预沉积了非晶碳膜。图 7b 为膜基界面处的高分辨图，图中显示预沉积碳膜与 Si 基底之间有约 15 nm 的界面混合层生成。M. Chhowalla 等也发现通过高能离子碰撞会产生薄的界面层，而此界面层能够承受非常高的压应力，从而允许沉积更厚的 ta-C 薄膜^[13]。因此，本文结果表明，



a 刻蚀 5 min 后的 TEM 图 b 膜基界面处的高分辨图

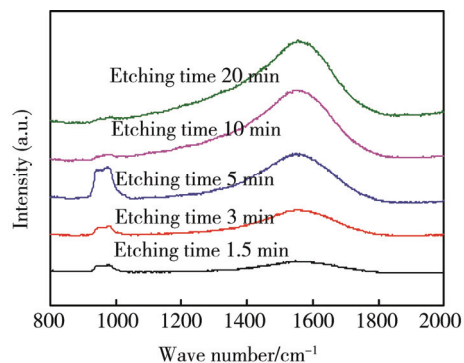
图 7 电弧等离子体刻蚀后的 Si 基底截面 TEM 图

Fig.7 The cross section TEM images of Si substrate etched by the arc plasma: a) the TEM images of Si substrate that were etched by arc plasma for 5 min, b) high-resolution TEM images at the interface of the films

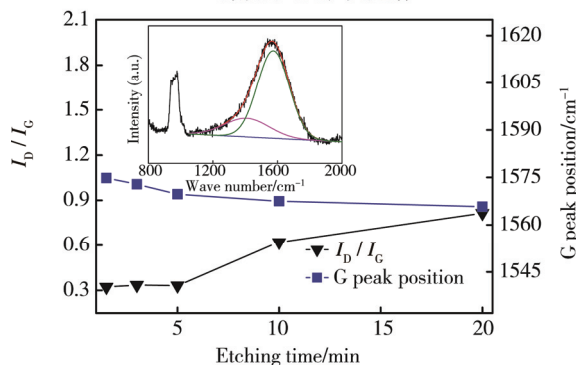
电弧等离子体刻蚀工艺中的高能离子碰撞利于形成良好界面混合层，同时形成 a-C/ta-C 的梯度结构，可提高膜基结合力，进而有助于后续沉积较厚的 ta-C 薄膜。

2.6 电弧等离子体刻蚀时间对 ta-C 薄膜结构的影响

为了进一步研究电弧等离子体刻蚀对沉积 ta-C 薄膜的影响，设计制备了不同电弧等离子体刻蚀时间的 ta-C 样品。通过可见拉曼光谱测试（图 8a）发现，在 1100 ~ 1800 cm^{-1} 的区间内，薄膜都存在典型的非晶碳特征峰。采用高斯函数对其进行双峰分峰拟合，图 8b 为 ta-C 薄膜的 I_D/I_G 值与 G 峰位置变化。随刻蚀时间增加， I_D/I_G 值逐渐增大，G 峰向低位移动，表明 ta-C 薄膜的 sp^3 含量逐渐降低。



a 电弧等离子体刻蚀不同时间后沉积 ta-C 薄膜的可见拉曼光谱



b I_D/I_G 值和 G 峰位置随刻蚀时间的变化

图 8 电弧等离子体刻蚀后沉积 ta-C 薄膜的可见拉曼光谱图及其 I_D/I_G 值、G 峰位置变化图

Fig.8 The Raman spectra of deposited ta-C films after arc plasma etching and the change of I_D/I_G value and the position of G peak with the etching time.

ta-C 碳膜的 sp^3 含量可由紫外拉曼光谱的 T 特征峰拟合（在 1100 cm^{-1} 附近出现，由 C—C sp^3 键（ σ 键）振动引起的峰）定量分析给出，图 9 是紫外拉曼光谱的测试结果。图 9b 为对紫外拉曼光谱采用 Gaussian 函数分峰后计算得到的 I_T/I_G 值，插图是分峰后得到的 D 峰、G 峰和 T 峰。明显可见， I_T/I_G 值随刻蚀时间的增加而减小，说明 ta-C 薄膜中的 sp^3 含量

随电弧等离子体刻蚀时间的增加而降低,与可见拉曼光谱的结果相一致。

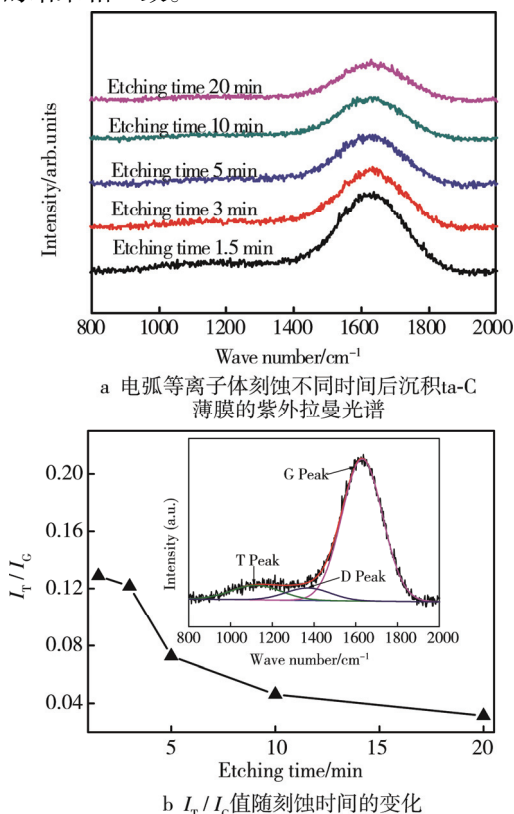


图9 电弧等离子体刻蚀后沉积 ta-C 薄膜的紫外拉曼光谱图及其 I_T/I_G 值变化图

Fig.9 The UV Raman spectra of deposited ta-C films after different arc plasma etching and the change of I_T/I_G value with the etching time.

图 10 是薄膜中的 sp^3 含量随电弧等离子体刻蚀时间的变化图, 插图为 ta-C 薄膜 (刻蚀时间为 1.5 min) 的 XPS C1s 图谱。为了精确表征薄膜中 sp^3 含量, 将 C1s 谱进行分峰拟合。C=C (sp^2) 和 C—C (sp^3) 采

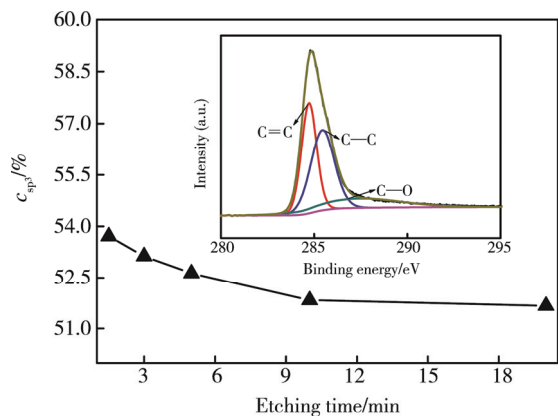


图 10 ta-C 薄膜中的 sp^3 含量随电弧等离子体刻蚀时间的变化图

Fig.10 The change of sp^3 content of the deposited ta-C films with the variation of arc plasma etching time (The inset figure is the C 1s spectra of the sample deposited on substrate etched by 1.5 min.)

用 vogit 峰进行拟合, 峰位分别位于 (284.3 ± 0.2) eV 和 (285.2 ± 0.2) eV, 在 286.5 eV 附近还有 C—O 结构。根据分峰结果, 通过公式 (1) 可获得薄膜中 sp^3 的含量:

$$c_{sp^3} = \frac{I_{sp^3}}{I_{sp^2} + I_{sp^3}} \times 100\% \quad (1)$$

其中, I_{sp^3} 和 I_{sp^2} 分别表示分峰获得的 sp^3 峰和 sp^2 峰强度。可以看到, ta-C 薄膜中的 sp^3 含量随着电弧等离子体刻蚀时间的增加由 53.7% 降低到 51.6%, 显现微弱降低的趋势。

对比拉曼图谱和 XPS 的结果, 我们发现随电弧刻蚀时间增加, 后续沉积 ta-C 薄膜中的 sp^3 含量略有降低。原因为电弧等离子体刻蚀过程中的轰击离子为高密度的高能 Ar 离子和少量的 C 离子, 与基体的碰撞强度高。高能离子轰击和刻蚀/沉积时间的增加都会引起基体的温度增加^[25,26]。而沉积温度的变化将直接影响 ta-C 薄膜中的 sp^3 含量^[27], 一般来说, 基体温度高易引起 sp^3 含量降低。

3 结论

1) 电弧等离子体刻蚀基础上可以沉积较厚的 ta-C 薄膜, 主要原因是: 一方面电弧等离子体刻蚀过程中, 等离子体主要以高密度的 Ar 离子及少量 C 离子 (C^+ 、 C^{2+}) 组成, 与基体碰撞作用显著, 增加刻蚀效果, 同时在基体和碳上形成了较好的界面层。而辉光等离子体刻蚀仅主要为低密度 Ar 离子, 对基体的刻蚀效果差, 不能形成良好的界面层。另一方面, 电弧等离子体刻蚀过程中, 少量 C 离子在基体表面实现碳膜预沉积, 同时高密度的 Ar 离子促使预沉积薄膜石墨化, 降低残余应力, 形成 a-C/ta-C 的梯度结构, 提高膜基结合力, 进而实现厚膜制备。

2) 随电弧等离子体刻蚀时间增加, ta-C 薄膜中 sp^3 含量略有降低, 归因于能量离子轰击和刻蚀/沉积时间的增加导致的基体表面温度增加。

参考文献:

- [1] ROBERTSON J. Diamond-like Amorphous Carbon[J]. Materials Science and Engineering R, 2002, 37(4—6): 129—281.
- [2] WEI Q, NARAYAN J. Superhard Diamondlike Carbon: Preparation, Theory, and Properties[J]. International Materials Reviews, 2000, 45(4): 133—164.
- [3] ROBERTSON J. Properties of Diamond-like Carbon[J]. Surface and Coatings Technology, 1992, 50(3): 185—203.
- [4] ROBERTSON J. Hard Amorphous (Diamond-like) Carbons[J]. Progress in Solid State Chemistry, 1991, 21(4): 199—333.
- [5] ERDEMIR A, FENSKE G R, TERRY J, et al. Effect of

- Source Gas and Deposition Method on Friction and Wear Performance of Diamond-like Carbon Films[J]. *Surface and Coatings Technology*, 1997, 94—95(1): 525—530.
- [6] WANG M, JIANG X, STRITZKER B, et al. Adhesion of Hydrogenated Amorphous Carbon Films on Silicon Substrates and Its Enhancement[J]. *Thin Solid Films*, 1991, 197(1—2): 57—66.
- [7] ENKE K. Some New Results on the Fabrication of and the Mechanical, Electrical and Optical Properties of I-Carbon Layers[J]. *Thin Solid Films*, 1981, 80(1—3): 227—234.
- [8] ZHANG P, TAY B K, SUN C Q, et al. Microstructure and Mechanical Properties of Nanocomposite Amorphous Carbon Films[J]. *Journal of Vacuum Science & Technology*, 2002, 20(4): 1390—1394.
- [9] KHAMNUALTHONG N, SIANGCHAEW K, LIMSUWAN P. Influence of Thermal Heating on Diamond-like Carbon Film Properties Prepared by Filtered Cathodic Arc[J]. *Thin Solid Films*, 2013, 544(1): 477—481.
- [10] WANG G G, ZHANG H Y, LI W Y, et al. The Preparation and Evaluation of Graded Multilayer Ta-C Films Deposited by FCVA Method[J]. *Applied Surface Science*, 2011, 257(11): 5064—5069.
- [11] MORI H, TACHIKAWA H. Increased Adhesion of Diamond-like Carbon-Si Coatings and Its Tribological Properties[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2002, 149(2—3): 224—229.
- [12] MORSHED M M, CAMERON D C, MCNAMARA B P, et al. Pre-treatment of Substrates for Improved Adhesion of Diamond-like Carbon Films on Surgically Implantable Metals Deposited by Saddle Field Neutral Beam Source[J]. *Surface Coating and Technology*, 2003, 174—175(1): 579—583.
- [13] CHHOWALLA M. Thick, Well-adhered, Highly Stressed Tetrahedral Amorphous Carbon[J]. *Diamond and Related Materials*, 2001, 10(3—7): 1011—1016.
- [14] SHEEJA D, TAY B K, LAU S P, et al. Characterization of Ta-C Films Prepared by a Two-step Filtered Vacuum Arc Deposition Technique[J]. *Surface and Coating*, 2000, 127(2—3): 246—250.
- [15] FABER J, HOTZSCH G, METANER C. Sputter Etching of Steel Substrates Using DC and MF Pulsed Magnetron Discharges[J]. *Vacuum*, 2002, 64(1): 55—63.
- [16] JONES B J, ANGUILANO L, OJEDA J J. Argon Plasma Treatment Techniques on Steel and Effects on Diamond-like Carbon Structure and Delamination[J]. *Diamond & Related Materials*, 2011, 20(7): 1030—1035.
- [17] WINCHESTER M R, PAYLING R. Radio-frequency Glow Discharge Spectrometry: A Critical Review[J]. *Spectrochimica Acta Part B: Atomic Spectroscopy*, 2004, 59(5): 607—666.
- [18] XU J Q, FAN H Q, KOUSAKA H, et al. Growth and Properties of Hydrogen-free DLC Films Deposited by Surface-wave-sustained Plasma[J]. *Diamond and Related Materials*, 2007, 16(1): 161—166.
- [19] TANOUE H, KAMIYA M, OKE S, et al. Argon-dominated Plasma Beam Generated by Filtered Vacuum Arc and Its Substrate Etching[J]. *Applied Surface Science*, 2009, 255(17): 7780—7785.
- [20] MOSELER M, GUMBSCHE P, CASIRAGHI C, et al. The Ultra-smoothness of Diamond-like Carbon Surfaces[J]. *Science*, 2005, 309(5740): 1545—1548.
- [21] CASIRAGHI C, FERRARI A C, ROBERTSON J. The Smoothness of Tetrahedral Amorphous Carbon[J]. *Diamond and Related Materials*, 2005, 14(3—7): 913—920.
- [22] PISANA S, CASIRAGHI C, FERRARI A C, et al. Roughness Evolution during Growth of Hydrogenated Tetrahedral Amorphous Carbon[J]. *Diamond and Related Material*, 2006, 15(4—8): 898—903.
- [23] 朱嘉琦, 王景贺, 孟松鹤, 等. 不同能级加速过滤电弧沉积四面体非晶碳膜的结构和性能[J]. *物理学报*, 2004, 53(4): 1150—1155.
- ZHU Jia-qi, WANG Jing-he, MENG Song-he, et al. Structure and Properties of Tetrahedral Amorphous Carbon Films Deposited by Accelerated Arc Filtration at Different Energy Levels[J]. *Chinese Journal of Theoretical Physics*, 2004, 53(4): 1150—1155.
- [24] PRAWER S, NUGENT K W, LIFSHITZ Y, et al. Systematic Variation of the Raman Spectra of DLC Films as a Function of $sp^2:sp^3$ Composition[J]. *Diamond and Related Materials*, 1996, 5(3—5): 155—158.
- [25] DAVIS C A. A Simple Model for the Formation of Compressive Stress in Thin Films by Ion Bombardment[J]. *Thin Solid Films*, 1993, 226(1): 30—34.
- [26] JANG Y J, KIM G T, KANG Y J, et al. A Study on Thick Coatings of Tetrahedral Amorphous Carbon Deposited by Filtered Cathode Vacuum Arc Plasma[J]. *Journal of Materials Research*, 2016, 31(13): 1957—1963.
- [27] LAU D W M L, MOAFI A, TAYLOR M B, et al. The Structural Phases of Non-crystalline Carbon Prepared by Physical Vapour Deposition[J]. *Carbon*, 2009, 47(14): 3263—3270.