

# 基体负偏压对类金刚石涂层结构和性能的影响

## Influences of Substrate Negative Bias Voltage on Microstructure and Performance of DLC Coatings

纪锡旺<sup>1,2</sup>, 许振华<sup>1</sup>, 贺莉丽<sup>3</sup>, 何利民<sup>1</sup>, 郝俊文<sup>2</sup>, 甄洪滨<sup>4</sup>

(1 北京航空材料研究院, 北京 100095; 2 华东理工大学 机械与动力工程学院, 上海 200237; 3 中航工业 南方航空工业(集团)有限公司, 湖南 株洲 412002; 4 赛屋涂层技术有限公司, 天津 300308)

Ji Xi-wang<sup>1,2</sup>, Xu Zhen-hua<sup>1</sup>, He Li-li<sup>3</sup>, He Li-min<sup>1</sup>,

HAO Jun-wen<sup>2</sup>, ZHEN Hong-bin<sup>4</sup>

(1 Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China; 2 School of Mechanical and Power Engineering, East China University of Science and Technology, Shanghai 200237, China; 3 AVIC South Aviation Industry Limited Corporation, Zhuzhou 412002, Hunan, China; 4 Scienwood Coating Technology Co., Ltd., Tianjin 300308, China)

**摘要:** 采用直流等离子体增强化学气相沉积技术(DC-PECVD), 通过控制基体负偏压的变化在 YG8 硬质合金基体上制备一系列类金刚石涂层。选用扫描电子显微镜、原子力显微镜、拉曼光谱、X 射线光电子能谱、粗糙度仪对涂层形貌和结构进行表征测试。同时, 利用显微硬度计、划痕测试仪系统地分析涂层的显微硬度和界面结合性能。结果表明: 随着负偏压增大, 涂层表面形貌逐渐平整光滑、致密, 颗粒尺寸减小及数量降低。拉曼光谱表明, 涂层具有典型的类金刚石结构, 涂层中  $sp^3$  键含量呈先增大后减小趋势, 最大值约 67.9% 出现在负偏压为 1000V 左右, 负偏压过大导致  $sp^3$  键含量降低。显微硬度随负偏压变化规律与  $sp^3$  键基本相符,  $sp^3$  键含量决定显微硬度值大小。负偏压过大对吸附离子产生反溅射作用导致涂层厚度减小。当负偏压为 1100V 时, 涂层与基体间的界面结合性能最优。

**关键词:** DC-PECVD; 类金刚石; 基体负偏压; 结构; 性能

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.08.008

**中图分类号:** TG70 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)08-0043-07

**Abstract:** A series of diamond-like-carbon coatings (DLC) were deposited on top of YG8 cemented carbides by direct current plasma enhanced chemical vapor deposition (DC-PECVD) in different substrate negative bias voltage. Scanning electron microscopy, atomic force microscopy, roughness tester, micro-hardness tester, scratch tester, Raman spectroscopy, X-ray photoelectron spectroscopy were used to study the composition, surface morphology, micro-hardness and interfacial adhesion performance of the DLC coatings. The results show that the coatings' surface morphology gradually becomes smooth and dense with the increasing of the substrate negative bias voltage. Meanwhile, the number and size of particles decrease. The DLC coatings exhibit typical diamond-like characteristics from Raman spectroscopy. The fraction belonging to  $sp^3$  valence bond is approach to a maximum value at 1000V and then decreases with the increase of the substrate negative bias voltage. The maximum value of the  $sp^3$  valence bond is determined to be about 67.9%. Micro-hardness varying pattern is consistent with  $sp^3$  content change low,  $sp^3$  content determines the micro-hardness of the DLC coatings. Ions sputtering could lead to the decrease of the thickness when the substrate negative bias voltage increases excessively. The best adhesive strength is gained among the coatings when the substrate negative bias voltage is near to 1100V.

**Key words:** DC-PECVD; diamond-like-carbon; substrate negative bias voltage; microstructure; performance

类金刚石涂层(Diamond-Like Carbon Coating, DLC)是一种性质类似于金刚石的非晶碳膜,具有超高硬度、高弹性模量、低摩擦因数、高抗磨损性能,以及优异的光电物理性能和稳定的化学惰性。在机械领域已经被广泛应用,作为零件耐磨保护层和刀具涂层已取得良好使用效果。在光电学、声学、医学等领域有着广阔的应用前景<sup>[1-4]</sup>。根据制备方法不同,类金刚石涂层可分为含氢和不含氢两大类,因此,DLC也被称为非晶碳膜和非晶含氢碳膜。对含  $sp^3$  键较高的(通常大于 70%)类金刚石涂层分别记为 Ta; $a-C$  和 Ta; $a-C:H$ ,而对含  $sp^3$  键较低的,则分别记为  $a-C$  和  $a-C:H$ <sup>[5]</sup>。

DLC 涂层制备技术主要包括离子束沉积法、磁控溅射法、阴极电弧法、等离子体增强化学气相沉积法、脉冲激光法等<sup>[6-8]</sup>。不同制备技术和工艺条件所得到的涂层性能和结构大相径庭。在不同制备方法和工艺条件下得到的 DLC 涂层中  $sp^3$  键含量相差甚大。碳离子之所以能形成  $sp^3$  键是因其具有足够的能量  $E$ ,  $E$  的大小决定了  $sp^3$  键含量。能量  $E$  的主要来源:产生碳离子时由电离源提供的能量  $E_1$ ;离子沉积时负偏压提供的轰击能量  $E_2$ ;沉积到基体表面的离子在温度的作用下形成涂层,此时温度提供能量  $E_3$ ,故  $E=E_1+E_2+E_3$ 。理想状态下,当碳离子具备足够大的能量时, $sp^3$  键含量最高。但实际涂层制备过程中, $E$  对  $sp^3$  的形成机制受制于  $E_1$ ,  $E_2$  和  $E_3$  的变化。而三者又分别来源于电离源、基体偏压和沉积温度这三个工艺参数。由此可见,电离源、基体偏压和沉积温度对形成  $sp^3$  键至关重要。同时它们还对 DLC 涂层的表面形貌、厚度、界面结合强度、硬度等产生重要影响。目前,国内外关于此三种工艺参数对 DLC 涂层性能影响的研究较少,尤其从离子能量角度出发研究工艺参数对  $sp^3$  键形成的影响作用机制尚存在诸多空白。

本工作利用 DC-PECVD 技术在 YG8 硬质合金基体上制备一系列 DLC 涂层。在同一实验条件下,保持离子源、温度及其他工艺参数不变,研究不同基体负偏压对涂层形貌、结构、硬度和界面结合强度的影响规律。同时,探讨基体负偏压对  $sp^3$  键形成的作用机制。

## 1 实验

### 1.1 试样制备

以 YG8 硬质合金为基体材料,尺寸为  $17\text{mm} \times 10\text{mm} \times 5\text{mm}$ ;基体经抛光后用清水清洗 5min,超声波清洗 20min,去离子水浸泡 5min,最后经无水乙醇脱水并烘干后装入真空室内的转架上待用。制备涂层后,试样采用电木粉热相样,经 200, 400, 600, 1000,

1200# 砂纸依次打磨,并用  $3\mu\text{m}$  的金刚石抛光膏抛光至镜面,用清水冲洗干净,烘干后观察涂层截面 SEM 形貌。其余测试所用试样只需用无水乙醇将表面清洗干净并烘干即可。

### 1.2 实验方法

采用 DC-PECVD 技术制备 DLC 涂层,两个离子束源安装于腔体内壁,以纯度为 97.00% 的  $C_2H_2$  为反应气体。待真空室内真空抽至  $5.0 \times 10^{-3} \text{Pa}$  以下时,使用纯度为 99.999% 的 Ar 和 1000V 负偏压,对基体进行 30min 溅射清洗;清洗后,将基体负偏压增大到 1100V,采用磁控溅射技术沉积 Cr 层 20min 作为过渡层;最后通入  $C_2H_2$ ,流量 50sccm 持续 240min,离子束电压为 1200V。在上述参数保持不变的条件下,通过采用 800, 900, 1000, 1100V 和 1200V 的基体负偏压制备出 5 种涂层。

### 1.3 性能测试

DLC 涂层表面形貌的观察在 Nanoscope III a 型原子力显微镜(AFM)和 Quanta200 型扫描电子显微镜(SEM)下进行,同时 SEM 观察涂层截面形貌并且测量其厚度,每个试样的涂层厚度在不同位置测量 3 次,取平均值;用 RT200 型粗糙度仪测试涂层的表面粗糙度,每个试样测试 10 次取平均值;硬度采用 Dura-min 型显微硬度计测试,载荷为 0.49N,保持时间为 15s,在每个试样的涂层表面测试 5 个点取平均值;采用 WS-2005 涂层附着力自动划痕仪测试涂层界面结合性能,加载速率 20N/min,最大载荷 200N,划痕速率 5mm/min,划痕长度设定为 5mm;拉曼光谱测试采用 RM2000 型显微共焦拉曼光谱仪,激光器波长 514.5nm,显微尺寸范围  $1\mu\text{m}$ ;采用 X 射线光电子能谱(XPS)对 DLC 的杂化键含量进行测试。

## 2 结果与讨论

### 2.1 表面形貌

图 1 分别是负偏压为 800, 1000V 和 1200V 时 DLC 涂层的 SEM 图。由图 1(a)可知,当负偏压为 800V 时,DLC 涂层表面存在一些尺寸不规则的大颗粒。涂层表面的微观形貌与涂层生长行为密切相关,涂层的生长一般可以分为两个阶段:首先,等离子体中的正离子和中性基团移向基体表面,在基体表面发生吸附并沉积反应;其次,具有高能量的离子在基体表面迁移扩散,等离子体中的活性氢也会对离子进行刻蚀<sup>[9]</sup>。负偏压较低时往往导致活性氢能量降低,从而对涂层刻蚀作用较小,同时离子能量较低,使沉积离子迁移扩散能力减弱。因此所得涂层的有机相较多,涂

层表面疏松、粗糙<sup>[10]</sup>。随着负偏压增大到 1000V(图 1(b)),大颗粒尺寸明显减小,并且小颗粒数量减少,表面变得光滑致密,粗糙程度降低。当偏压为 1200V 时(图 1(c)),大颗粒全部消失,小颗粒数量显著下降。这是因为偏压增大使得离子对基体的轰击能量增强,沉积离子在基体表面上流动性变强,扩散能力提高,涂

层结构连续,致密度提高。图 2 为不同负偏压条件下 DLC 涂层的粗糙度。可知,涂层表面粗糙度在 0.06~0.14 $\mu\text{m}$  之间,随着负偏压增大呈减小趋势,该结果与图 1 中所观察到的现象是一致的。研究结果表明,适当提高基体负偏压可有效改善涂层表面形貌并降低其表面粗糙度。

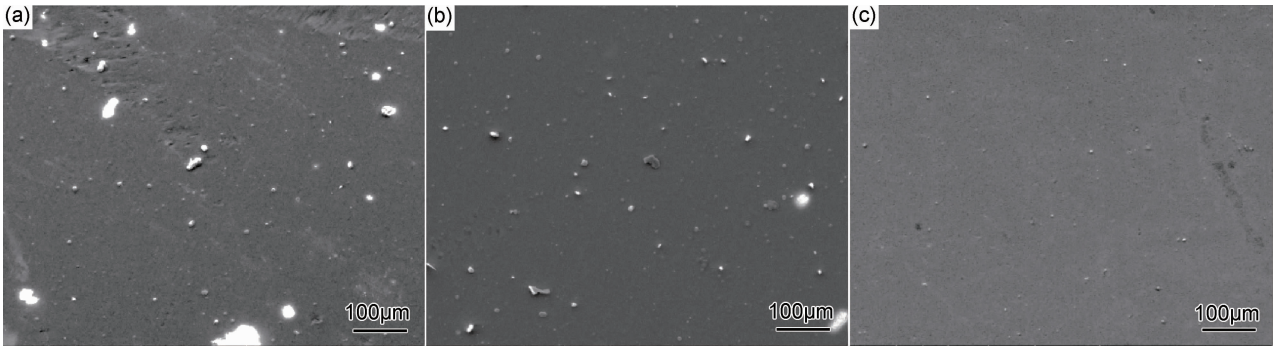


图 1 不同负偏压下样品的 SEM 图 (a)800V;(b)1000V;(c)1200V  
Fig. 1 Micrographs of samples with different negative bias voltages (a)800V;(b)1000V;(c)1200V

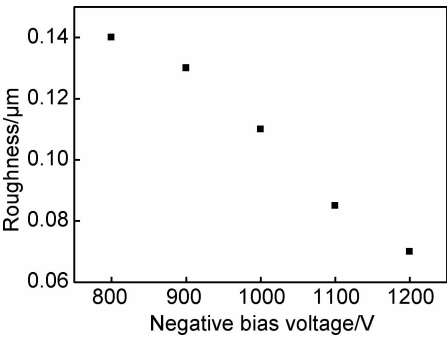


图 2 不同负偏压下 DLC 涂层的粗糙度  
Fig. 2 Roughness of DLC coatings with different negative bias voltages

2.2 涂层厚度

图 3 是负偏压为 1000V 时 DLC 涂层的横截面形貌图。图 4 为负偏压与涂层厚度的对应关系图。由图 3 的 SEM 横截面形貌结果表明,涂层生长连续、致密,涂层/基体间的界面结合良好,无缺陷和分层现象,涂层厚度分布均匀性较好。

图 3,4 可知,涂层厚度随负偏压增大呈先增大后减小趋势,当负偏压为 1100V 时涂层厚度最大值约为 3.2 $\mu\text{m}$ 。负偏压增大使沉积离子轰击能量增强,单位时间内沉积到基体表面的离子数量增多,涂层变厚。当负偏压继续增大至 1200V,涂层厚度急剧下降到 1.4 $\mu\text{m}$ 。这是因为沉积离子轰击能量过大,对涂层表面的粒子产生反溅射作用,导致涂层厚度逐渐减小。因此,适当的负偏压有利于沉积离子向基体表面运动,吸附和扩散,从而沉积形成涂层。但是如果负偏压值

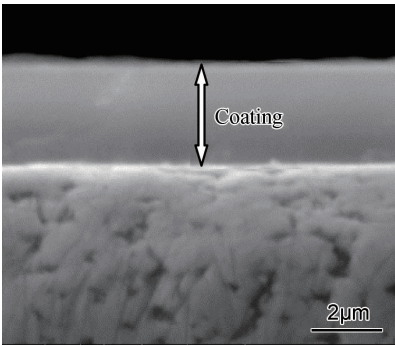


图 3 负偏压 1000V 时 DLC 涂层的 SEM 横截面形貌  
Fig. 3 Cross-sectional morphology of DLC coating with negative bias voltage of 1000V

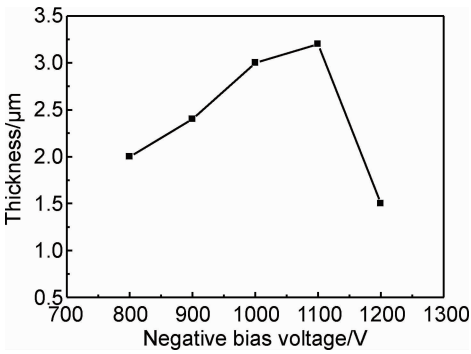


图 4 负偏压与涂层厚度的关系  
Fig. 4 Relationship between negative bias voltage and thickness of coatings

过大,由于入射能量增强,则导致周围离子或基团被打散,从而使得涂层厚度下降。由此可见,涂层厚度可通

过调节负偏压大小进行控制。

2.3 涂层结构

图 5 为在不同负偏压下制备所得 DLC 涂层的 Raman 谱图。可以发现,每个试样的 Raman 光谱均呈现出典型的不对称倾斜散射峰,这表明制备所得的是典型的 DLC 涂层。对每个 Raman 光谱进行高斯拟合,1580cm<sup>-1</sup>附近的是 G (graphite) 峰,1350cm<sup>-1</sup>附近的是 D(disorder)峰。G 峰代表石墨结

构并且对应在 C=C 链或芳香烃环中每对 sp<sup>2</sup> 键的纵向振动;D 峰只对应着环上的 sp<sup>2</sup> 键的横向振动<sup>[11]</sup>。D 峰和 G 峰的积分强度比  $I_D/I_G$  与 sp<sup>2</sup>/sp<sup>3</sup> 比值有着一定的关系<sup>[12]</sup>,当  $I_D/I_G$  越小时 sp<sup>3</sup> 键的相对含量越多。G 峰向低波数位置移动时说明,sp<sup>2</sup> 键紊乱程度增加和 sp<sup>3</sup> 键相对含量的增大。通过  $I_D/I_G$  的变化和 G 峰位置偏移可以定性分析 sp<sup>3</sup> 键的相对含量变化。

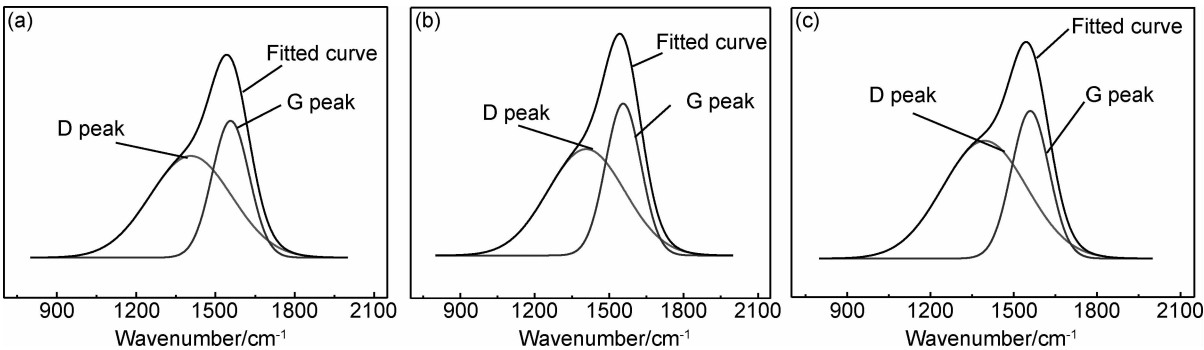


图 5 不同负偏压下 DLC 涂层的 Raman 光谱 (a)800V;(b)1000V;(c)1200V  
Fig. 5 Raman shift of DLC coatings with different negative bias voltages (a)800V;(b)1000V;(c)1200V

不同负偏压下 Raman 光谱高斯拟合结果如表 1 所示。可知,负偏压从 800V 增加到 1000V,  $I_D/I_G$  值由 1.63 减小为 1.5,同时 G 峰位置从 1559cm<sup>-1</sup>移动到 1555cm<sup>-1</sup>处。负偏压继续增大至 1200V,  $I_D/I_G$  比值随之从 1.5 增大到 1.7,G 峰位置从 1555cm<sup>-1</sup>移动到 1558cm<sup>-1</sup>。  $I_D/I_G$  积分强度比随负偏压增大呈先增大后减小趋势,即 sp<sup>3</sup> 键的相对含量随负偏压增加先增大后减小。负偏压增大导致沉积离子轰击能量增加,此时形成的 sp<sup>3</sup> 键增多。当负偏压超过 1000V 且继续增大时对应的离子轰击能量也进一步增强,但 sp<sup>3</sup> 键含量反而呈下降趋势。

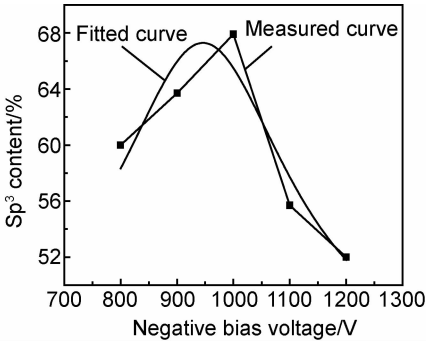


图 6 不同负偏压下对应的 sp<sup>3</sup> 键含量  
Fig. 6 Relationship between sp<sup>3</sup> content and negative bias voltage

表 1 不同负偏压下 Raman 光谱拟合数据

Table 1 Fitted data of Raman shift under different negative bias voltages

Negative bias voltage/V	D peak area	G peak area	$I_D/I_G$	G peak position/cm <sup>-1</sup>
800	812355	497500	1.63	1559
1000	851003	563149	1.5	1555
1200	611799	342936	1.7	1558

为了进一步定量地分析 DLC 涂层中 sp<sup>3</sup> 键的含量,得到基体负偏压与 sp<sup>3</sup> 键含量的函数关系,本工作采用 XPS 对其组分进行检测(图 6)。根据实测曲线可知,sp<sup>3</sup> 键含量均大于 51%,负偏压 1000V 时 sp<sup>3</sup> 键含量最高(约 67.9%)。随着负偏压逐渐增大,sp<sup>3</sup> 键

含量先增大后减小。采用高斯拟合法对实测数据拟合(式(1)):

$$y = y_0 + \frac{A}{w \sqrt{\pi/2}} e^{-\frac{(x-x_c)^2}{w^2}} \tag{1}$$

式中:sp<sup>3</sup> 键含量最小值  $y_0=0.5$ ,拟合曲线最高峰横坐标  $x_c=943$ ,  $w$  和  $A$  均为常数,分别为 245,53。对式(1)求导得到曲线变化率  $\dot{y} = \frac{-4A}{w^3 \sqrt{\pi/2}} e^{-\frac{(x-x_c)^2}{w^2}} (x-x_c)$ 。当  $\dot{y}=0$  时,  $y$  达到最大值,处于最高峰位置,此时  $x=x_c=943$ ,即负偏压 943V 时 sp<sup>3</sup> 键含量出现最大值。拟合曲线中最高峰位置与实验数据最高峰位置相差  $\Delta x=56V$ ,由此可初步推断:在本实验条件下, sp<sup>3</sup> 键含量最高峰位置应该位于 943~1000V 之间。



实测曲线与拟合曲线表明:基体负偏压对  $sp^3$  键形成作用有限,基体负偏压过小或过大会导致  $sp^3$  键含量降低,只有选取适当的负偏压才会对形成  $sp^3$  键最为有利。同时,基体负偏压产生的轰击能量  $E_2$  对  $sp^3$  键形成具有重要影响。理想状态下, $E_2$  增大使总能量  $E$  也增大, $E$  增大则  $sp^3$  键含量升高。但研究结果显示,虽然  $E_2$  增加会导致  $E$  大幅度提高,但是  $sp^3$  键含量却呈下降趋势,这是因为  $E_2$  由负偏压决定,负偏压过度增大导致离子能量太高,使 C—H 键断裂,H 元素从涂层中逸出产生石墨化<sup>[13]</sup>,从而导致  $sp^3$  键含量下降。因此,能量  $E_2$  过度增加将导致  $sp^3$  键含量降低。由此可见,当  $E_1$  和  $E_3$  固定不变时,总能量  $E$  对  $sp^3$  键含量的影响受轰击能量  $E_2$  制约,只有选取合适的轰击能量  $E_2$  才能得到最高  $sp^3$  键含量的 DLC 涂层。

2.4 显微硬度

$sp^3$  键决定 DLC 涂层的力学性能,因此 DLC 涂层显微硬度受  $sp^3$  键含量影响。图 7 为硬度与负偏压的关系图。可知,DLC 涂层显微硬度均在 1700~2500 之间,随着负偏压增大而先增加后减小;负偏压为 1000V 时硬度达到最大值 2500。此变化趋势与图 6 中  $sp^3$  键含量的变化规律基本相符。故  $sp^3$  键含量决定

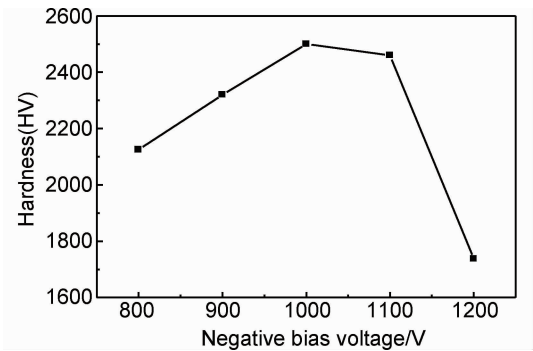


图 7 硬度与负偏压的关系  
Fig. 7 Relationship between hardness and negative bias voltage

DLC 涂层显微硬度值。因此,DLC 涂层显微硬度值可通过基体负偏压控制。

2.5 界面结合性能

图 8 是负偏压为 800,1000V 和 1200V 时涂层划痕 SEM 形貌图。采用划痕法测试涂层界面结合性能,划针压入时,涂层与基体的变形不同步导致涂层沿着划痕向两边形成整齐排列的小裂纹,呈鱼骨状。当划针继续压入时达到临近载荷,此时涂层在界面处发生脆性剥落,试样在划擦过程中会出现涂层变形、涂层与基体共同变形和涂层剥落三个阶段<sup>[14]</sup>。图8(a)局部放大图显

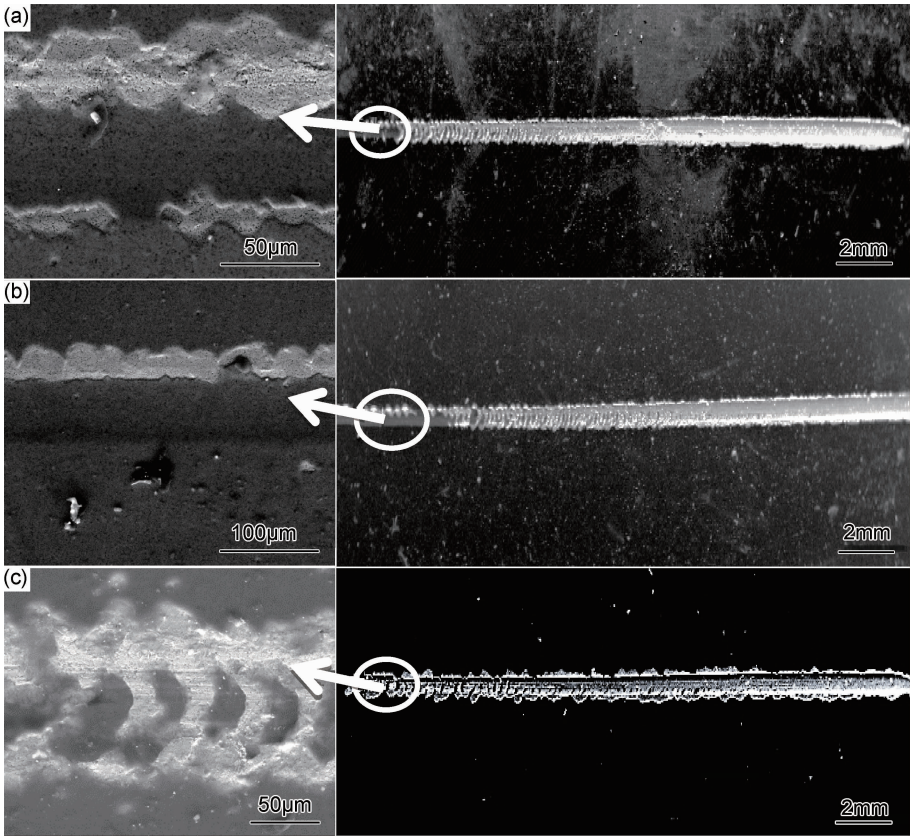


图 8 不同负偏压下涂层划痕 SEM 形貌图 (a)800V;(b)1000V;(c)1200V  
Fig. 8 Micrographs of the scratch track under different negative bias voltages (a)800V;(b)1000V;(c)1200V

示,在划痕初期的边缘上出现了裂纹扩展,随着划痕载荷进一步增大,出现了起皱和脱落,这说明涂层/基体之间存在较大的内应力,使得涂层/基体的界面结合性能较差。当负偏压为 1000V 时(图 8(b)),划痕轨迹纵向呈现的涂层起皮现象不明显,从局部放大图可以看到该现象持续的痕迹最长,裂纹扩展数量最少。随着载荷的增加,起皱和脱落面积比其余两个试样小,此涂层/基体之间的应力值最小,且结合性能最优。图 8(c)是负偏压为 1200V 时的划痕形貌,此时涂层划痕轨迹边缘出现涂层大面积起皮甚至脱落,裂纹扩展明显且数量最多,这可能是涂层内应力过大导致涂层/基体间的结合性能变差。

图 9 是结合强度与负偏压的对应关系图。负偏压从 800V 增大到 1100V 时,涂层/基体间的结合力逐渐增大,当负偏压为 1100V 时,涂层/基体间的结合力达到最大值 60N。负偏压继续增大至 1200V 时,结合力反而降低,这与图 8 的划痕形貌所呈现的结果基本一致。因为负偏压增大导致离子轰击基体的能量增强,充足的能量足以使离子渗透涂层表面外层并诱发压应力,同时提高了离子进入基体表面的能力,很容易形成致密的网络微观结构,增强了涂层与基体的结合。另一方面,如果涂层中的原子和基体结合很弱,那么,这些结合不紧密的原子会在高能粒子的轰击下反溅出来,只有和基体紧紧结合的原子才能沉积下来形成涂层,从而改善涂层/基体间的界面结合性能<sup>[15]</sup>。当负偏压增长过大,由于高能离子对基体的轰击作用,可能会产生过大的内应力从而导致涂层的结合能力下降。由此可知,适当的离子轰击有利于提高涂层/基体间的结合性能,但不宜过大。

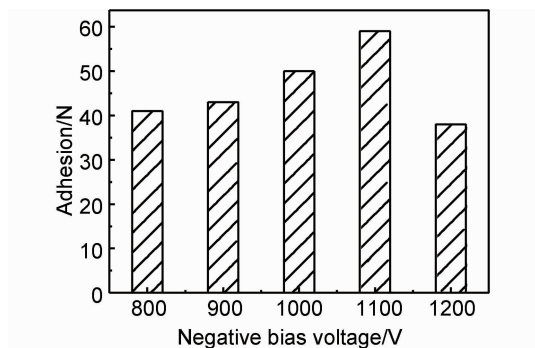


图 9 结合强度与负偏压的关系

Fig. 9 Relationship between adhesion and negative bias voltage

### 3 结论

(1)随着负偏压增大,涂层表面变得平整光滑、致密,大颗粒尺寸下降,小颗粒数量减少,粗糙程度降低。

负偏压为 1000V 时,  $sp^3$  键含量最大,约为 67.9%。负偏压产生的轰击能量  $E_2$  过大将导致  $sp^3$  键含量降低。只有选取合适的轰击能量  $E_2$  才能得到最高  $sp^3$  键含量的 DLC 涂层。显微硬度随负偏压的变化规律与  $sp^3$  键含量变化规律基本相符,显微硬度值由  $sp^3$  键含量决定。

(2)涂层厚度、界面结合力随负偏压增大均先增大后减小,在负偏压为 1100V 时分别达到最大值 3.2 和 60N。在负偏压为 1000~1100V 时,涂层具有最优综合性能。

### 参考文献

- [1] OHGOE Y, HIRAKURI K K, SAITOH H, et al. Classification of DLC films in terms of biological response[J]. Surface & Coatings Technology, 2012, 207: 350—354.
- [2] VENGUDUSAMY B, MUFTI R A, LAMB G D, et al. Friction properties of DLC/DLC contacts in base oil[J]. Tribology International, 2011, 44(7—8): 922—932.
- [3] DAI Wei, KE P L, MOON M-W, et al. Investigation of the microstructure, mechanical properties and tribological behaviors of Ti-containing diamond-like carbon films fabricated by a hybrid ion beam method[J]. Thin Solid Films, 2012, 520(19): 6057—6063.
- [4] MARTINEZ-MARTINEZ D, SCHENKEL M, PEI Y T, et al. Microstructure and chemical bonding of DLC films deposited on ACM rubber by PACVD[J]. Surface & Coatings Technology, 2011, 205(Suppl 2): 75—78.
- [5] 李敬财, 何玉定, 胡杜军, 等. 类金刚石薄膜的应用[J]. 新材料产业, 2004, 124(3): 39—42.
- [6] 杨发展, 王世庆, 沈丽如, 等. 不同方法制备的类金刚石薄膜的 XPS 和 Raman 光谱的研究[J]. 光谱学与光谱分析, 2011, 31(7): 1080—1083.
- [7] 王雪敏, 吴卫东, 李盛印, 等. 脉冲激光沉积 W 类金刚石膜的性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(7): 1251—1255.
- [8] 苟伟, 李剑锋, 楚信谱, 等. 脉冲辉光 PECVD 制备 DLC 薄膜的结构和性能研究[J]. 真空科学与技术学报, 2008, 28(增刊 1): 33—37.
- [9] SCHENG Y H, WU Y P, CHEN J G, et al. On the deposition mechanism of a-C:H films by plasma enhanced chemical vapor

- deposition[J]. Surface & Coatings Technology, 2000, 135(1): 27—33.
- [10] 常海波,徐洮,张治军. 直流负偏压对类金刚石薄膜结构的影响[J]. 化学研究, 2005, 16(1): 35—38.  
CHANG H B, XU Y, ZHANG Z J. Effect of direct current negative bias on the structure of diamond-like carbon films[J]. Chemical Research, 2005, 16(1): 35—38.
- [11] 宋贵宏,杜昊,贺春林. 硬质与超硬涂层[M]. 北京:国防工业出版社, 2007. 159—162.  
SONG G H, DU H, HE C L. Hard and Superhardcoating[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2007. 159—162.
- [12] 周顺,严一心. 脉冲真空电弧离子镀在不锈钢上沉积类金刚石薄膜的研究[J]. 真空, 2005, 42(2): 15—18.  
ZHOU S, YAN Y X. Structure and mechanical properties of DLC films by pulsed vacuum arc ion deposition[J]. Vacuum, 2005, 42(2): 15—18.
- [13] 谢鹏,汪建华,王传新,等. 硬质合金刀具上的类金刚石薄膜硬度的研究[J]. 硬质合金, 2008, 25(4): 257—260.  
XIE P, WANG J H, WANG C X, et al. Study on hardness of diamond-like carbon film on cemented carbide blades[J]. Cemented Carbide, 2008, 25(4): 257—260.
- [14] 石志峰,黄楠,孙鸿,等. 钛过渡层对类金刚石薄膜的膜基结合力以及摩擦学性能的影响[J]. 功能材料, 2008, 39(8): 1340—1343.  
SHI Z F, HUANG N, SUN H, et al. Effects of different Ti-interlayer deposition time and bias voltage on the adhesive and tribological properties of DLC films[J]. Journal of Functional Materials, 2008, 39(8): 1340—1343.
- [15] 邵霄. TiC/DLC 多层类金刚石薄膜的研究[D]. 西安:西安工业大学, 2008.  
SHAO X. Study on TiC/DLC multilayer diamond-like carbon films[D]. Xi'an: Xi'an Technological University, 2008.

收稿日期: 2013-04-25; 修订日期: 2014-09-26

通讯作者: 何利民(1967—), 男, 研究员, 博导, 从事热障涂层技术方面的研究工作, 联系地址: 北京市 81 信箱 5 分箱(100095), E-mail: he\_limn@yahoo.com