

离子源功率对 a-C:H(Al)薄膜结构及性能的影响

赵凤丽^{1,2}, 代明江², 林松盛², 许伟^{1,2}, 侯慧君²

(1.中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2.广东省新材料研究所 现代材料表面工程技术国家工程实验室 广东省现代表面工程技术重点实验室, 广州 510650)

摘要: **目的** 研究离子源功率对 a-C:H(Al)薄膜结构及性能的影响。**方法** 采用阳极离子源离化 CH₄ 气体, 中频磁控溅射 Al 靶, 通过改变离子源功率, 在 n(100)型单晶硅及 16MnCr5 钢基体上沉积 a-C:H(Al)薄膜。利用扫描电镜、维氏显微硬度计、摩擦磨损试验机和表面轮廓仪等设备对 a-C:H(Al)薄膜的结构及性能进行表征。**结果** 薄膜的硬度均在 1000HV 以上。摩擦系数较低, 为 0.05~0.15。离子源功率为 450 W 时, 薄膜摩擦系数和结合力均出现了最优值, 分别为 0.05 和 21.46 N。离子源功率在 550 W 时, 磨损率达到最低值, 为 $3.59 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。**结论** 离子源功率较低时, 薄膜表面较疏松, 随着离子源功率的增加, 薄膜逐渐趋于平整致密。随离子源功率的增加, 薄膜的硬度增大, 薄膜的结合力先增大后减小, 而薄膜的摩擦系数先减小后增大, 磨损宽度减小, 磨损深度降低, 磨损率减小。

关键词: 类金刚石薄膜; a-C:H(Al)薄膜; 中频磁控溅射; 离子源功率; 结合强度; 摩擦学力学性能

中图分类号: TQ127.1+1, TH117.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2017)06-0143-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2017.06.022

Influence of Ion Source Power on Structure and Properties of a-C:H(Al) Films

ZHAO Feng-li^{1,2}, DAI Ming-jiang², LIN Song-sheng², XU Wei^{1,2}, HOU Hui-jun²

(1.School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2.National Engineering Laboratory for Modern Materials Surface Engineering Technology, Guangdong Provincial Key Lab for Modern Materials Surface Engineering Technology, Guangdong Institute of New Materials, Guangzhou 510650, China)

ABSTRACT: The work aimed to study influence of ion source power on structure and properties of a-C:H(Al) films. a-C:H(Al) films were deposited on n(100) type monocrystalline silicon and 16MnCr5 steel substrates by changing ion source power, ionizing CH₄ gas with anode-layer ion source and magnetron sputtering Al target at intermediate frequency. Structure and properties of a-C:H(Al) films were systematically characterized with SEM, micro vickers tester, friction and wear tester, surface profiler, etc. Hardness values of the films were over 1000HV, and friction coefficient was as low as 0.05~0.15. At the power of ion re-

收稿日期: 2017-01-25; 修订日期: 2017-03-10

Received: 2017-01-25; Revised: 2017-03-10

基金项目: 广东省科技计划项目(2014B050503005, 2014B050502008, 2014B070706026); 广东省科学院平台建设项目(2016GDASPT-0206, 2016GDASPT-0317)

Fund: Supported by the Science and Technology Plan Projects of Guangdong Province (2014B050503005, 2014B050502008, 2014B070706026), Platform Construction Project of Guangdong Academy of Sciences (2016GDASPT-0206, 2016GDASPT-0317)

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

Biography: ZHAO Feng-li (1990—), Female, Master, Research focus: surface engineering.

通讯作者: 代明江(1964—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为表面工程。

Corresponding author: DAI Ming-jiang (1964—), Male, Doctor, Professor, Research focus: surface engineering.

source of 450 W, the films exhibited the optimal friction coefficient and adhesion of 0.05 and 21.46 N, respectively. At the power of ion resource of 550 W, wear rate of the films was the minimum, only $3.59 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$. The film surface was loose when the power of ion source was low, and tended to be smooth and compact as the ion source power increased. As the ion source power increased, hardness values of the films increased, while, adhesion of the films first increased and then decreased, friction coefficient first decreased and then increased while wear width, wear depth and wear rate of the films reduced.

KEY WORDS: diamond-like carbon; a-C:H(Al) film; medium frequency magnetron sputtering; ion source power; adhesion; tribological and mechanical properties

类金刚石 (Diamond-like Carbon, DLC) 薄膜是一类含有 sp^3 和 sp^2 两种杂化键的非晶碳膜, 具有高硬度、高弹性模量、低摩擦系数、高电阻率、良好的红外透光性、极好的耐磨性和生物相容性等优良特性^[1-3]。类金刚石薄膜可涂覆在切削刀具、轴承、密封环等汽车零部件、汽车挡风玻璃、树脂太阳镜、医学生物材料以及光学透镜等表面, 广泛应用于机械、电子、光学和医学等领域, 目前已成为应用研究领域的热点^[4-6]。但是, 类金刚石薄膜在生产制备中容易产生并不断积累内应力, 且存在薄膜与基体间结合力差等缺点, 极大制约了其应用范围及大规模生产^[7]。为降低内应力, 提高 DLC 薄膜的各项性能, 国内外学者尝试了多层镀膜、添加过渡层、梯度镀膜、掺杂异类元素和复合制备等技术。研究者们通过深入研究发现, 通过掺杂 Ti、W、Cr、Mo、Au、Ag、Cu 等金属元素以及 Si、F、S、N、B 等非金属元素可有效降低材料的内应力, 从而改善 DLC 薄膜的综合性能^[8-10]。

根据金属元素在碳基薄膜中存在形式的不同, 金属掺杂类金刚石薄膜可分为 MeC-DLC 复合薄膜 (金属元素与 C 元素键合, 以碳化物的形式镶嵌到非晶碳膜中, 如 Cr、Ti、W 等) 和 Me-DLC 复合薄膜 (金属元素以纳米单质的形式直接存在于碳基网络结构中, 不与 C 元素形成化合物, 如 Cu、Ag、Au、Al 等)^[11]。目前, 国内外关于 MeC-DLC 复合薄膜的研究已经比较成熟。A Czyzniewskid 等^[12-14]研究了不同的 C_2H_2 流量对 W-DLC 薄膜微观结构、力学及摩擦学性能的影响。研究表明, 金属元素 W 可与 C 元素形成 WC, 以纳米晶粒的形式镶嵌在非晶碳基中, 达到减小内应力的目的, 所制备的产品表现出良好的机械性能。张伟等人^[15-16]等通过阳极离子源与非平衡磁控溅射复合系统制备出了 Cr-DLC, 研究了不同 Cr 靶电流对 Cr-DLC 薄膜结构以及在不同摩擦磨损条件下性能的影响。研究表明, 随着 Cr 含量的增加, 薄膜中 sp^2 -C 含量有所增加, 弹性模量和硬度略有降低。干摩擦条件下, 适当增加载荷能够使薄膜与对磨件间的磨合期缩短, 薄膜的摩擦系数降低, 在油润滑条件下则较为复杂。林松盛等^[17]研究了 Ti-DLC 的制备及

在手表外观件上的应用, 通过掺杂金属 Ti 元素, 与碳形成 TiC 纳米晶, 细化了晶粒, 极大改善了薄膜的摩擦及力学性能。但是, 针对 Me-DLC 复合薄膜, 尤其是 Al 作为掺杂金属的研究较少。G. Zhang 等^[18-19]通过阳极离子源与磁控溅射相结合技术, 制备出高硬度、低应力、低摩擦系数的 Al-C:H 薄膜, 研究了基底偏压对 Al-DLC 薄膜结构和性能的影响。研究发现, Al-DLC 薄膜具有超低的摩擦系数。

研究表明^[20], 炉腔内离子的能量与薄膜的成分、结构及性能有密切关联。主要有三部分来源: 1) 离子在基体表面沉积涂层时, 周围的温度所提供的能量 E_1 , 即沉积温度; 2) 离子源产生高能电子提供的能量 E_2 , 即离子源功率; 3) 基底负偏压加速离子运动产生的能量 E_3 , 即基底偏压。由此可见, 沉积温度、离子源功率和基底偏压三个因素对薄膜的结构及性能有重要影响, 内应力的产生也与能量密切相关。目前国内外对通过掺杂金属元素 Al 降低薄膜内应力, 改善 DLC 薄膜性能方面已经有了一定的研究, 但主要集中在基底偏压等参数对薄膜性能的影响, 关于离子源功率对 a-C:H(Al) 薄膜结构及性能影响方面的研究较少, 尤其是在保证薄膜与基体间结合力的基础上, 降低薄膜摩擦系数方面的研究很少。本文采用阳极离子源离化 CH_4 气体, 中频磁控溅射 Al 靶, 通过改变离子源功率, 在 Si(100) 和 16MnCr5 钢基底上沉积 a-C:H(Al) 薄膜, 研究离子源功率对 a-C:H(Al) 薄膜成分、形貌、结合力及机械摩擦磨损性能的影响。

1 实验部分

1.1 镀膜前处理

本实验基体材料为 n(100) 型单晶硅和 $\phi 30 \text{ mm} \times 8 \text{ mm}$ 的 16MnCr5 钢。

试验前先对 16MnCr5 钢进行离子渗氮处理, 在基体表面及内侧形成具有一定硬度梯度的硬化层, 提高了基体的硬度和耐磨性, 使其具有较好的承载能力, 同时提高了薄膜与基体间的结合力^[21], 16MnCr5 钢渗氮后硬度为 710HV。

基体材料抛光后, 先后放入丙酮和无水乙醇中超

声清洗 20 min，烘干后放入真空室。

1.2 镀膜

本文沉积 DLC 薄膜所使用的设备是源自中科院沈阳科学仪器研制中心有限公司的科研型多功能镀膜机-650 型，内部结构示意图如图 1 所示，真空室尺寸约 $\phi 650\text{ mm}\times H550\text{ mm}$ 。采用离子源辅助磁控溅射沉积系统，在 Ar、CH₄（纯度>99.99%）混合气体中制备 a-C:H(Al)复合薄膜。

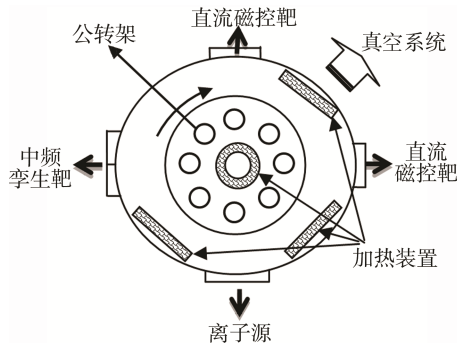


图 1 科研型多功能镀膜机-650 型内部结构示意图
Fig.1 Interior structure of multi-function coating apparatus-type 650 for scientific research

靶材采用高纯的孪生 Al 靶 (>99.999%) 和 Cr 靶 (>99.999%)，样品固定于真空室中央的公转架上，转速为 2 r/min。真空抽至 $5\times 10^{-3}\text{ Pa}$ ，通入 Ar，在基底上加-700 V 的脉冲偏压，进行等离子体清洗基体 20 min。之后在基底上沉积一层约 400~500 nm 的 Cr/Cr_xC_y 过渡层，以提高膜/基结合强度，此时基体偏压-100 V，沉积气压 0.4 Pa，沉积时间约 20 min。最后沉积 a-C:H(Al)薄膜，沉积参数为：基底偏压-100 V，Ar 流量为 110sccm，CH₄ 流量 35sccm，沉积时间 180 min，本底温度 150 ℃，Al 靶电流 3.0 A，离子源功率 350、450、550 W。

1.3 薄膜表征及性能测试

采用 NOVA NanoSEM430 型场发射扫描电子显微镜及附带的能谱仪 (EDS) 对薄膜的表面、截面形貌和成分进行表征分析。薄膜的维氏硬度通过 MH-5D 型显微硬度仪进行测量，实验载荷为 25 g，加载时间 15 s。使用 MF-4000 多功能表面性能试验机结合 Leica DMI5000M 金相显微镜，通过划痕法对薄膜的结合力进行表征，加载速度 100 N/min，终止载荷 100 N。采用型号为 MS-T3000 的球-盘式摩擦磨损试验机，在大气环境下（温度为 20~25 ℃，RH 为 60%~85%）测试薄膜的滑动摩擦磨损性能，实验中摩擦副为 $\phi 4\text{ mm}$ 的 Si₃N₄ 圆球，加载载荷为 500 g，测试半径为 5 mm，转速为 400 r/min。使用 Dektak-XT 表面轮廓仪表征磨痕

深度及磨痕形貌，磨痕宽度设定为 1000 μm ，扫描速度为 62.5 $\mu\text{m/s}$ ，扫描模式均为标准线扫描。

2 结果及分析

2.1 a-C:H(Al)薄膜的成分及形貌

表 1 为不同离子源功率下薄膜中 Al、C 以及 O 元素的含量。可以看出，薄膜中含有少量的氧，可能是因为试样前处理不充分，再加上真空腔内非绝对真空，在靶材以及炉腔内壁残留少量的氧。另外，Al、C 元素含量变化不明显，这是因为在 Al 靶功率和 CH₄、Ar 气体流量均一定的情况下，增加离子源功率，可以产生高能电子，增加与 Ar 的碰撞几率，提高离子化率，增加靶材溅射速率，但是对薄膜的成分不会产生显著影响。

表 1 不同离子源功率下所制备 a-C:H(Al)薄膜的 Al、C 以及 O 元素的含量

Tab.1 The concentration of Al, C, and O in the a-C:H(Al) films deposited with various power of ion source

Power of Ion Source/W	Al/ at. %	C/ at. %	O/ at. %
350	4.42	90.52	5.24
450	4.62	89.99	5.40
550	4.88	89.43	5.70

图 2 为不同离子源功率下沉积的 a-C:H(Al)薄膜截面形貌图。由图可见，薄膜均明显分为过渡层 Cr-Cr_xC_y 和最外层 a-C:H(Al)，层与层结合较致密，没有明显缺陷。在薄膜与基体间添加过渡层 (Cr-Cr_xC_y)，是因为薄膜与基体材料间的晶格参数（晶粒大小、方向及分布）及物理性能（弹性模量、热膨胀系数）的错配，使膜/基匹配较差，造成应力积聚^[22]，通过添加过渡层可有效缓解内应力，提高结合强度。研究者多选用 Cr、Ti 等晶格参数和物理性能相近，且介于薄膜与基体之间的金属材料作为缓冲过渡层^[23—24]，改善界面适应性。图 2a 中的 a-C:H(Al)薄膜较疏松，薄膜厚度为 1.84 μm 。图 2b、2c 中的薄膜致密性较好，厚度分别为 1.78、1.87 μm 。这是因为离子源功率较低时，沉积到基体表面的粒子能量较低，轰击基体能力不强，吸附和扩散作用较弱，使薄膜疏松不致密，薄膜较厚。随着离子源功率的增大，粒子的能量有所提高，高能 Ar⁺轰击基体时，对基体产生了一定的刻蚀作用，使所制备的薄膜更为致密，薄膜厚度减小。离子源能量继续增加，粒子的离子化率增加，溅射靶材速率提高，沉积速率增大，薄膜厚度增加。

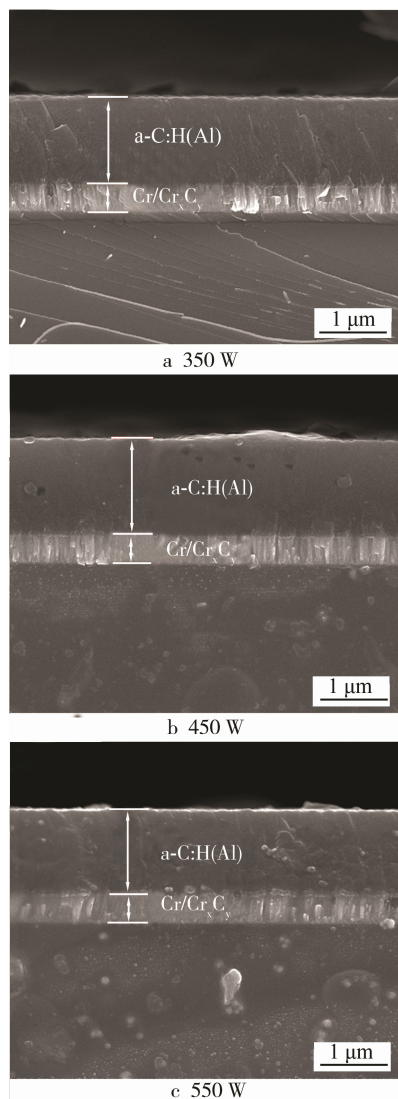


图2 不同离子源功率下 a-C:H(Al)薄膜的截面形貌
Fig.2 SEM cross-sectional morphology of a-C:H(Al) films with different power of ion source

图3是不同离子源功率下薄膜的表面形貌。由图可见,图3a薄膜中存在数量较多的类似晶粒,薄膜表面较疏松、粗糙。图3b、3c的薄膜中,此类晶粒尺寸减小,数量也减少,粗糙度降低,图3c中的薄膜表面最平整、致密。这是因为离子可以产生高能电子,并提供能量,与Ar碰撞发生能量传递后,具有高能量的Ar⁺轰击靶材,溅射出成膜粒子。当离子源功率为350 W时,相对而言粒子的能量较低,轰击到涂层表面时,粒子排列较疏松,间隙大,使得薄膜表面不平整、粗糙度高。随着离子源功率的增加,粒子的能量不断增加,一方面轰击涂层的能力提高,粒子间间隙减小,结合更紧密;另一方面,高能粒子能够将涂层表面键能较弱的原子轰击出基体表面,发生反溅射;同时成膜粒子与荷能离子碰撞发生能量传递,使成膜粒子能量增加,迁移能力增强,最终使薄膜生长更致密、均匀^[25]。

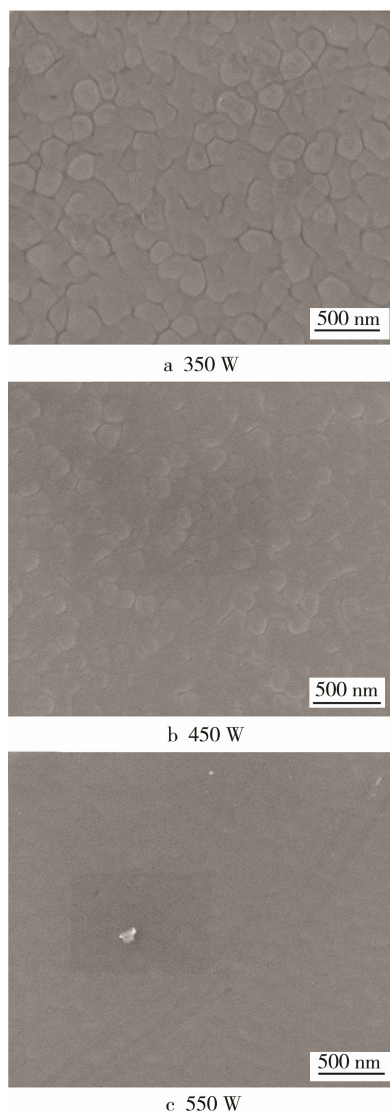


图3 不同离子源功率下 a-C:H(Al)薄膜的表面形貌
Fig.3 SEM surface morphology of a-C:H(Al) films with different power of ion source

2.2 a-C:H(Al)薄膜的界面结合性能

采用划痕法测定膜/基间的结合强度,划痕仪压头在薄膜表面线性加载至100 N过程中,基体与薄膜的机械及力学性能有差异,变形不同步,会导致薄膜中产生裂纹。一般划痕过程可分为划痕边缘处裂纹的形成、均匀扩展、大片剥落三个典型阶段。

将薄膜边缘处开始产生裂纹作为薄膜失效的判断标准,记为 L_c ,图4是a-C:H(Al)薄膜在不同离子源功率下的划痕SEM形貌图。由图4a及其区域放大图4d可以看出,薄膜随着加载力的增加,出现了整齐排列的鱼骨状裂纹,在划痕边缘有较程度的剥落,结合力只有12.15 N,说明离子源功率在350 W条件下的结合强度较差。当离子源功率为450 W时,如图4b、4e所示,薄膜在加载一定力后,划痕周边形成纵向的短裂纹,前期薄膜剥落现象不明显,薄膜

与基体结合强度最大。当离子源功率为 550 W 时,如图 4c、4f 可知,划痕开始时,薄膜一侧形成微裂纹,持续一段距离出现明显且较长整齐排列的裂纹,薄膜开始剥落严重,到后期出现大面积剥落。

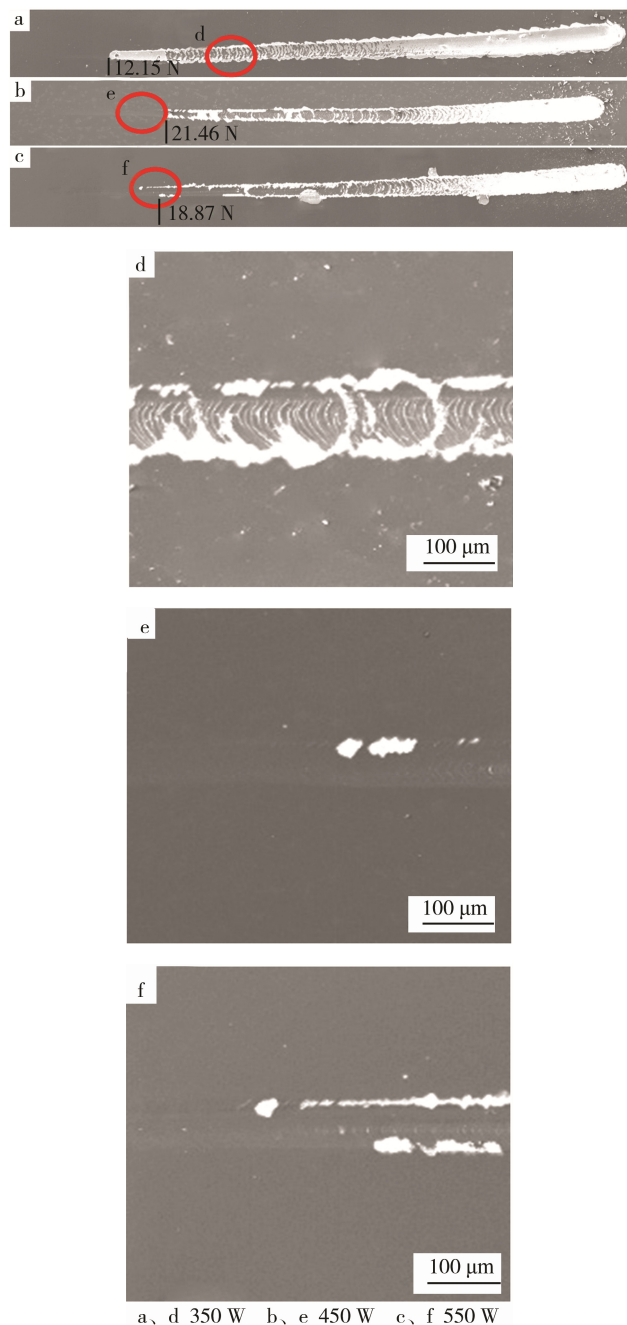


图 4 不同离子源功率下 a-C:H(Al)薄膜的划痕形貌
Fig.4 Micrographs of the scratch track of a-C:H(Al) films under different power of ion source

图 5 是 a-C:H(Al)薄膜的结合力随离子源功率变化曲线。可以看出,离子源功率在 350 W 时,薄膜与基体的结合力比较低,功率增加至 450 W 时,结合力明显增强,继续增加至 550 W,结合力又出现下降趋势。这与不同离子源功率下 a-C:H(Al)薄膜的划痕形貌所呈现的结果一致。分析原因是:虽然样品实验前

经过热处理及添加过渡层,在一定程度上可以降低薄膜与基体的内应力,但不能完全消除。离子源功率较低,等离子体的能量低,轰击到基体表面时,与下层粒子结合不牢固,结合力较差。随着离子源功率的增加,等离子体轰击基体的能力增强,使其与下层粒子的结合强度增加,且在薄膜表面及向内层扩散能力增强,薄膜致密性提高。离子源功率为 550 W 时,薄膜与基体间的结合力降低,这是因为此时离子源功率较大,等离子体的能量过高,在轰击基体或薄膜的过程中会产生一定的压应力,薄膜表现出硬度高、脆性大、韧性低的特点,造成结合强度的降低。

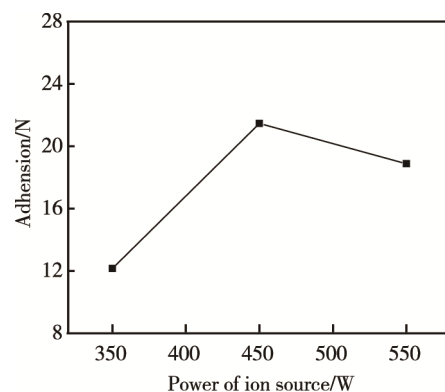


图 5 a-C:H(Al)薄膜的结合力随离子源功率变化曲线
Fig.5 Adhesion curve of a-C:H(Al) films with different power of ion source

2.3 a-C:H(Al)薄膜的力学及摩擦磨损性能

图 6 为 a-C:H(Al)薄膜的硬度与离子源功率关系曲线。可以看出,薄膜的硬度随离子源功率的增加而增大。这是因为随着离子源功率增加,等离子体的能量增强,使得高能粒子在轰击试样表面沉积的同时向内部扩散,增加薄膜致密性和内应力,硬度提高。

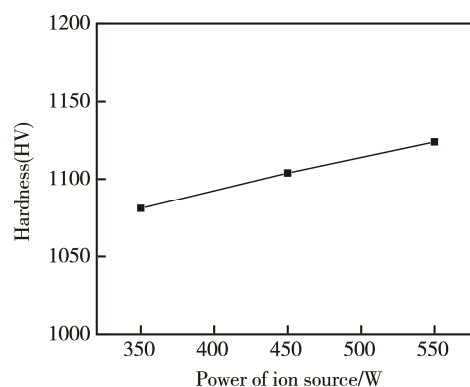


图 6 a-C:H(Al)薄膜的硬度随离子源功率的变化曲线
Fig.6 Micro-hardness curve of a-C:H(Al) films with different power of ion source

图 7 为沉积 a-C:H(Al)复合薄膜样品 24000 r 摩擦磨损试验形成的摩擦系数曲线。可以看出,不同离子源功率下的摩擦系数曲线变化趋势整体一致:开始时

摩擦系数较大,为 0.12~0.15,这是因为薄膜与 Si_3N_4 对偶摩擦副表面比较粗糙,没有形成稳定的转移层,还处于磨合期;跑合 800 r 左右后,随着转动周期增加,薄膜与摩擦副之间形成稳定的转移膜,摩擦系数降低。随后,摩擦曲线进入稳定期,摩擦系数较低,基本为 0.05~0.12,这主要是金属 Al 元素的掺杂,有利于薄膜与摩擦副接触面之间形成一层连续且稳定的石墨化转移膜,使薄膜表现优异的摩擦学性能^[26-27]。摩擦曲线有波动,一方面是因为薄膜中掺杂一定量的软质金属 Al,另一方面是摩擦磨损相对平稳后形成了犁沟状磨痕形貌(如后面图 9 所示),同时薄膜的硬度较大,磨损过程中应力部分释放导致薄膜不均匀所致。

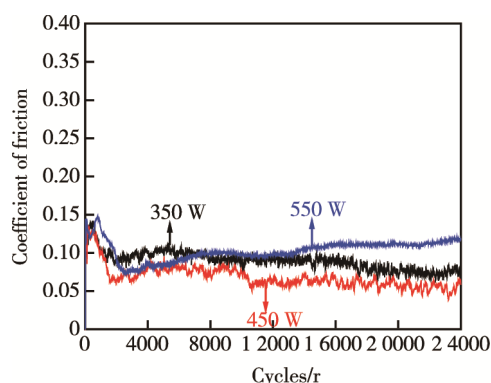


图 7 不同离子源功率下 a-C:H(Al)薄膜的摩擦系数曲线
Fig.7 Coefficient of friction curves of a-C:H(Al) films with different power of ion source

由图 8 中薄膜的摩擦系数随离子源功率的变化曲线可以看出,离子源功率在 350 W 时,薄膜的平均摩擦系数为 0.07,而在 450 W 时,薄膜表现出较低的摩擦系数,仅为 0.05。这是因为离子源功率较小时,等离子体的能量较低,沉积到涂层表面时离子的吸附作用及扩散能力较弱,薄膜粒子较大,且分布不均匀,摩擦系数较高。随着离子源功率的增加,离子的能量增加,轰击基体的能力增加,薄膜粒子较小,分布较均匀、平整,摩擦系数较小。在离子源功率为 550 W

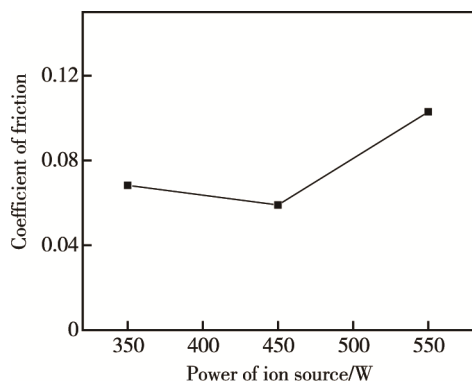


图 8 a-C:H(Al)薄膜的摩擦系数随离子源功率的变化曲线
Fig.8 Coefficient of friction of a-C:H(Al) films with different power of ion source

时,薄膜的摩擦系数较大,约为 0.1,一方面可能是由于薄膜硬度和内应力增加,另一方面是在少量的摩擦磨损过程中,条纹状的 Al_xO_y 与形成的石墨化转移膜一起粘附在对磨件上,使摩擦系数增高^[28]。

图 9、图 10 分别为不同离子源功率下 a-C:H(Al)摩擦磨损后的形貌图及磨损率。可以看出,图 9a 的磨痕宽且深,图 9b、9c 的磨痕有明显的改善,尤其是图 9c 的磨痕较浅,且比较光滑。由图 10 可以看出,离子源功率为 350 W 时,薄膜的磨损率较大,为 $13.19 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。离子源功率在 450 W 时,磨损率为 $9.52 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。离子源功率为 550 W 时,磨损率达到最低值,为 $3.59 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。这是因为,离子源功率为 350 W 时,薄膜表面不平整,摩擦系数较大,在摩擦磨损过程中受到阻力较大,再加上薄膜致密性差,结合强度低,在相同力的作用下,薄膜容易脱落。离子源功率为 450 W 时,薄膜表面较

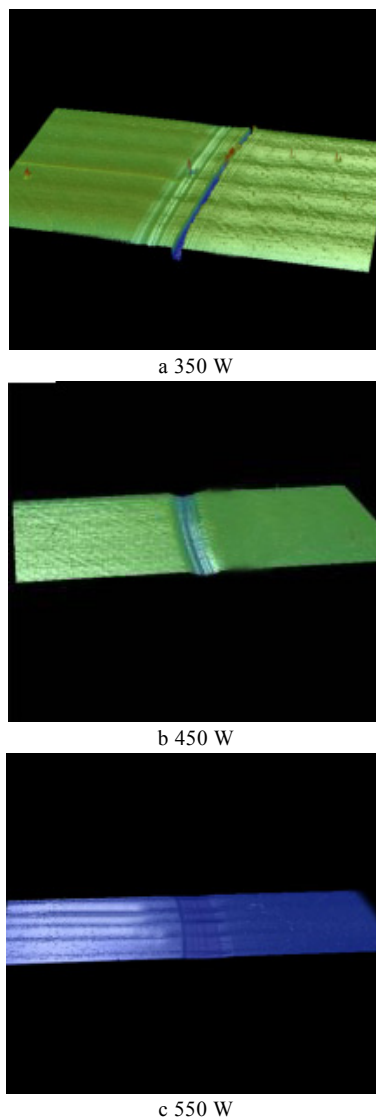


图 9 不同离子源功率下 a-C:H(Al)薄膜摩擦后的磨损形貌图
Fig.9 Micrographs of the wear track on a-C:H(Al) films after friction test under different power of ion source

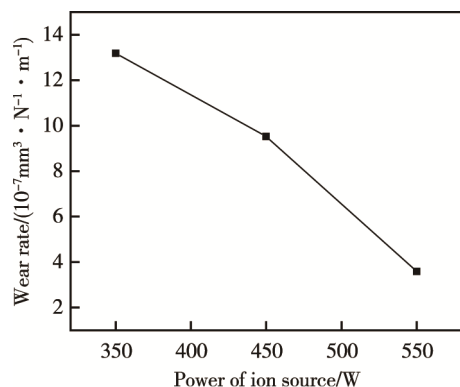


图 10 不同离子源功率下 a-C:H(Al)薄膜的磨损率

Fig.10 Wear rate of a-C:H(Al) films after friction test under different power of ion source

平整,摩擦系数较小,在摩擦磨损过程中受到阻力小,另外,薄膜的致密性和结合强度较高,较不容易磨损。当离子源功率为 550 W 时,虽然薄膜的摩擦系数较大,但薄膜致密性较好、硬度较高,故磨损性能优异。

3 结论

1) 离子源功率较低时,薄膜表面较疏松,致密性差。随着离子源功率的增加,薄膜表面逐渐趋于平整,致密性提高。

2) 随着离子源功率的增加,薄膜的硬度增大,薄膜的摩擦系数先减小后增大,薄膜结合力先增大后减小。离子源功率在 450 W 时,薄膜的摩擦系数和膜/基结合力最优,分别为 0.05 和 21.46 N。

3) 随着离子源功率的增加,薄膜的磨损宽度减小,磨损深度降低,磨损率减小。离子源功率在 550 W 时,磨损率达到最低值,为 $3.59 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。

参考文献:

- [1] DONNET C, BELIN M, AUGÉ J C, et al. Tribo-chemistry of Diamond-like Carbon Coatings in Various Environments[J]. Surface and Coatings Technology, 1994, 68: 626—631.
- [2] ROBERTSON J. Properties of Diamond-like Carbon[J]. Surface and Coatings Technology, 1992, 50: 185—203.
- [3] CHEN K W, LIN J F. The Study of Adhesion and Nano-mechanical Properties of DLC Films Deposited on Tools Steels[J]. Thin Solid Films, 2009, 517(17): 4916—4920.
- [4] 侯惠君, 代明江, 林松盛, 等. 表面处理技术在模具上的应用[J]. 材料研究与应用, 2012, 6(4): 119—223.
- [5] 李敬财, 何玉定, 胡社军, 等. 类金刚石薄膜的应用[J].

新材料产业, 2004(3): 39—42.

LI Jing-cai, HE Yu-ding, HU She-jun, et al. The Application of Diamond-like Carbon[J]. Advanced Material Industry, 2004(3): 39—42.

- [6] ROBERTSON J. Diamond-like Amorphous Carbon[J]. Materials Science & Engineering: R: Reports, 2002, 37 (4—6): 129—281.
- [7] 吴雁, 李艳峰, 张而耕. PVD 涂层技术制备类金刚石薄膜及性能研究综述[J]. 表面技术, 2016, 45(6): 115—123.
- [8] 林松盛, 周克崧, 代明江. 类金刚石/碳化钨多层膜的制备及其结构[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(2): 434—438.
- [9] 胡芳, 代明江, 林松盛, 等. 含氢掺硅类金刚石薄膜的制备及性能表征[J]. 中国表面工程, 2012, 25(6): 47—52.
- [10] 张东灿. 金刚石薄膜和类金刚石薄膜摩擦学性能试验及其应用研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2010.
- [11] 薛群基, 王立平. 类金刚石碳基薄膜材料[M]. 北京: 科学出版社, 2012.
- [12] YUE Wen, WANG Song, FU Zhi-qiang, et al. Influence of W Content on Microstructural, Mechanical and Tribological Properties of Sulfurized W-doped Diamond-like Carbon Coatings[J]. Surface & Coatings Technology, 2013, 218(1): 47—56.
- [13] DAI Ming-jiang, WEI Chun-bei, ZHOU Ke-song. Properties of W/DLC/W-S-C Composite Films Fabricated by Magnetron Sputtering[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(9): 3002—3011.
- [14] CZYZNIEWSKI A. The Effect of Air Humidity on Tribological Behaviours of W-C:H Coatings with Different Tungsten Contents Sliding against Bearing Steel[J]. Wear, 2012, 296: 547—557.
- [15] HOVSEPIAN P E, KOK Y N, EHIASARIAN A P, et al. Phase Separation and Formation of the Self-organised Layered Nanostructure in C/Cr Coatings in Conditions of High Ion Irradiation[J]. Surface & Coatings Technology, 2005, 200(5—6): 1572—1579.

- [16] 张伟. 铬含量及摩擦条件对掺铬 DLC 膜摩擦磨损性能的影响[D]. 北京: 中国地质大学, 2011.
ZHANG Wei. Influence of Chromium Content and Friction Conditions on Friction Coefficient and Wear Resistance of Cr-doped DLC Films[D]. Beijing: China University of Geosciences, 2011.
- [17] 林松盛, 鲍贤勇, 代明江, 等. 掺钛类金刚石碳基薄膜的制备及在手表外观件上的应用[J]. 真空, 2011, 48(1): 33—36.
LIN Song-sheng, BAO Xian-yong, DAI Ming-jiang, et al. Preparation of Ti-doped DLC Films and Their Application to Watch Appearance Parts Decoration[J]. Vacuum, 2011, 48(1): 33—36.
- [18] ZHANG G, YAN P, WANG P, et al. The Effect of Applied Substrate Negative Bias Voltage on the Structure and Properties of Al-containing a-C:H Thin Films[J]. Surface & Coatings Technology, 2008, 202: 2684—2689.
- [19] 周升国, 王立平, 薛群基. 磁控溅射 Al 靶功率对类金刚石薄膜结构和摩擦学性能的影响[J]. 摩擦学学报, 2011, 31(3): 304—310.
ZHOU Sheng-guo, WANG Li-ping, XUE Qun-ji. Effect of Al Target Power of Magnetron Sputtering on the Structure and Tribological Properties of Diamond-like Carbon Films[J]. Tribology, 2011, 31(3): 304—310.
- [20] 纪锡旺, 许振华, 贺莉丽, 等. 基体负偏压对类金刚石涂层结构和性能的影响[J]. 材料工程, 2015, 43(8): 43—49.
JI Xi-wang, XU Zhen-hua, HE Li-li, et al. Influence of Substrate Negative Bias Voltage on Microstructure and Performance of DLC Coatings[J]. Journal of Materials Engineering, 2015, 43(8): 43—49.
- [21] PODGORNİK B, VIŽINTIN J, RONKAINEN H, et al. Friction and Wear Properties of DLC-coated Plasma Nitrided Steel in Unidirectional and Reciprocating Sliding[J]. Thin Solid Films, 2000, s377—378: 254—260.
- [22] 蒲吉斌, 王立平, 薛群基. 多尺度强韧化碳基润滑薄膜的研究进展[J]. 中国表面工程, 2014, 27(6): 4—27.
PU Ji-bin, WANG Li-ping, XUE Qun-ji. Progress in Strengthening and Toughening Carbon-based Films[J]. China Surface Engineering, 2014, 27(6): 4—27.
- [23] 卓国海, 柯培玲, 李晓伟, 等. 不同过渡层 DLC 薄膜力学性能和摩擦学性能的影响[J]. 中国表面工程, 2015, 28(6): 40—47.
ZHUO Guo-hai, KE Pei-ling, LI Xiao-wei, et al. Influence of Different Interlayers on Mechanical and Tribological Properties of DLC Films[J]. China Surface Engineering, 2015, 28(6): 40—47.
- [24] KOK Y N, HOVSEPIAN P E, LUO Q, et al. Influence of the Bias Voltage on the Structure and the Tribological Performance of Nanoscale Multilayer C/Cr PVD Coatings[J]. Thin Solid Films, 2005, 475(1—2): 219—226.
- [25] 闫少健, 王玲玲, 林宝珠, 等. 离子源辅助中频磁控溅射法在活塞环表面沉积 CrN 涂层[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2010, 15(6): 549—553.
YAN Shao-jian, WANG Ling-ling, LIN Bao-zhu, et al. Chromium Nitride Coatings Prepared by Filament Ion Source-assisted Medium-frequency Magnetron Sputtering[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2010, 15(6): 549—553.
- [26] WILHELMSSON O, RASANDER M. Design of Nanocomposite Low-friction Coatings[J]. Advanced Functional Materials, 2007, 17(10): 1611—1616.
- [27] 周升国, 刘正兵, 刘龙, 等. 高硬度、低应力类金刚石薄膜的制备及其摩擦学行为[J]. 超硬材料工程, 2014, 26(5): 13—17.
ZHOU Sheng-guo, LIU Zheng-bing, LIU Long, et al. Preparation and Tribology Behavior of Diamond-like Carbon Film of High Hardness and Low Stress[J]. Superhard Material Engineering, 2014, 26(5): 13—17.
- [28] DAI Wei, KE Pei-ling, WANG Ai-ying. Influence of Bias Voltage on Microstructure and Properties of Al-containing Diamond-like Carbon Films Deposited by a Hybrid Ion Beam System[J]. Surface & Coatings Technology, 2013 (229): 217—221.