

磁控溅射沉积 BC_x 薄膜的摩擦学性能^{*}

尚伦霖, 王立平, 张广安, 蒲吉斌

(中国科学院兰州化学物理研究所 固体润滑国家重点实验室, 兰州 730000)

摘 要: 探索具有优良摩擦学性能的 BC_x 薄膜的制备方法具有重要意义, 文中采用闭合场非平衡磁控溅射碳化硼靶和石墨靶(纯度均为 99.9%)的方法, 在 38CrMoAl 齿轮钢和 Si(100) 表面沉积 BC_x 薄膜, 利用场发射扫描电子显微镜(FESEM)、原子力显微镜(AFM)、拉曼光谱、纳米压入仪、CSM 摩擦磨损试验机和 X 射线光电子能谱仪(XPS)分别分析了 BC_x 薄膜的结构特征、力学性能和摩擦磨损性能, 得到了石墨靶电流对碳化硼薄膜结构和性能的影响规律。结果表明: 相同的沉积时间内, BC_x 薄膜的厚度随石墨靶电流的增加逐渐增大, 硬度、弹性模量逐渐降低, 微观形貌的柱状结构特征越来越明显; 增加石墨靶电流可以提高 BC_x 薄膜的摩擦学性能, 当石墨靶电流为 2.4 A 时, BC_x 薄膜的摩擦因数稳定在 0.2 左右, 且具有最佳的耐磨性能。

关键词: BC_x 薄膜; 磁控溅射; 靶电流; 摩擦学性能

中图分类号: TG174.444; TG115.58

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2015)05-0016-08

Tribological Properties of BC_x Films Prepared by Magnetron Sputtering

SHANG Lun-lin, WANG Li-ping, ZHANG Guang-an, PU Ji-bin

(State Key Laboratory of Solid Lubrication, Lanzhou Institute of Chemical Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000)

Abstract: The preparation methods of BC_x films with excellent tribological properties are very significant as its wide application. In this paper, the BC_x films were deposited on 38CrMoAl steel and Si(110) by closed-field unbalanced magnetron sputtering technique, using the boron carbide target and the graphite target with purity of 99.99%. The microstructure, mechanical and tribological performances of the films were analyzed by FESEM, AFM, Raman spectroscopy, nano-indenter, CSM tribometer and XPS. The results indicate that the carbon-doped can significantly increase the thickness of the film, furthermore, the cross section morphologies reveal clearer columnar morphology. The hardness and elastic modulus of the films decrease with the increase of carbon content. Additionally, the tribological properties of BC_x films can be conspicuously improved by carbon-doped, and the best properties are obtained when the current of carbon target is 2.4 A, which have optimal wear resistance and the friction coefficient is about 0.2.

Keywords: BC_x films; magnetron sputtering; target current; tribological properties

0 引 言

碳化硼是一种重要的陶瓷材料, 具有硬度高(仅次于金刚石和立方氮化硼)、耐磨性好、比重低、热稳定性好、热中子吸收能力强以及抗化学

侵蚀性能优越等特点, 已广泛地用作高温耐火材料、高温半导体材料、耐磨抗磨材料、轻质防弹装甲材料和核反应堆的控制棒和堆心的安全屏蔽材料^[1-5]。

收稿日期: 2015-04-22; **修回日期:** 2015-09-06; **基金项目:** * 国家自然科学基金(51322508, 51305433)

通讯作者: 张广安(1982—), 男(汉), 副研究员, 博士; **研究方向:** 材料表面改性、气相沉积技术; **Tel:** (0931) 4968 117; **E-mail:** gazhang@licp.cas.cn

网络出版日期: 2015-09-09 15:31; **网络出版地址:** <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20150909.1531.022.html>

引文格式: 尚伦霖, 王立平, 张广安, 等. 磁控溅射沉积 BC_x 薄膜的摩擦学性能 [J]. 中国表面工程, 2015, 28(5): 16-23. Shang L L, Wang L P, Zhang G A, et al. Tribological properties of BC_x films prepared by magnetron sputtering [J]. China Surface Engineering, 2015, 28(5): 16-23.

近年来,关于碳化硼薄膜的制备与研究也越来越多,常见的制备方法有等离子体增强化学气相沉积、热丝化学气相沉积、物理气相沉积、二极管溅射、脉冲激光沉积、反应溅射、电子束蒸发气相沉积、反应-烧结、通过液相转换等^[6-7],其中磁控溅射技术具有基片温度低、成膜速率高、膜的粘附性好、可实现大面积镀膜等特点,运用比较广泛。然而在金属基底表面制备碳化硼薄膜需要解决内应力大、膜基结合力弱、摩擦因数高等诸多难题,因此探索碳化硼薄膜的制备工艺、结构分析以及性能研究对推动碳化硼材料的工程化应用有巨大作用。

据报道,Eckardt 等^[8]在利用直流磁控溅射 B₄C 靶沉积碳化硼薄膜时通入乙炔气体可以有效降低表面粗糙度,使摩擦因数从 0.8 降至 0.2。Kustas 等^[9-10]通过采用共溅射 B₄C 靶和 Mo 靶的方法在轴承钢表面沉积 Mo 掺杂的碳化硼薄膜,显著地增加了薄膜的韧性和膜基结合力,并保持薄膜的努氏硬度在 5 000 kg/mm² 以上。目前,国内外对工业化应用的碳化硼薄膜的研究工作主要侧重于提高摩擦学性能和力学性能上,溅射过程中通入乙炔气体或者金属掺杂很难将二者有效兼顾。通过共溅射碳化硼靶和石墨靶的方法能够优化薄膜成分和微观结构,可得到综合性能优异的 BC_x 薄膜。

文中采用闭合场非平衡直流磁控溅射法制备了系列 BC_x 薄膜,研究石墨靶电流对其结构、力学性能以及摩擦学性能的影响,并探讨引起其变化与差异的原因,为进一步优化 BC_x 薄膜的制备工艺提供了指导作用。

1 试验部分

1.1 BC_x 薄膜的制备

试验采用闭合场非平衡磁控溅射设备,以纯度为 99.9%的碳化硼靶和石墨靶为溅射靶材,选用 Φ 24 mm×8 mm 的 38CrMoAl 齿轮钢(硬度约为 900 HV,表面抛光至 Ra 约为 0.05 μm)和单晶硅为基底材料,在氩气气氛中制备系列 BC_x 薄膜。

沉积前将样品先用丙酮超声清洗 20 min,吹干后用无水乙醇超声清洗 15 min,再用无尘布擦拭干净后固定在样品架上。将腔室真空抽至 3.0×10⁻³ Pa 以下,并在基底上加-500 V 的偏压,通入

16 cm³/min 的氩气,电离氩离子溅射清洗样品表面 30 min,以除去样品表面的氧化物和其他杂质。薄膜制备工艺参数如表 1 所示,为了方便下文中的描述,将 C 靶电流为 0,0.4,0.8,1.6,2.4 和 3.0 A 制备的试样命名为试样 1、2、3、4、5 和 6。

表 1 BC_x 薄膜的沉积参数

Table 1 Parameters for fabrication process of the BC _x films		
	Parameters	Values
Inter layer	Cr target current/A	3.0
	Substrate bias/V	−70
	Time/min	10
	Ar flow rate/ (cm ³ • min ^{−1})	30
BC _x films	Pressure/Pa	0.1
	Substrate bias/V	−90
	Time/min	240
	B ₁ C target current/A	2.0
	C target current/A	0, 0.4, 0.8, 1.6, 2.4, 3.0

1.2 试验方法

采用 JSM-6701 型冷场发射扫描电子显微镜和 SPM9500 型原子力显微镜分别观察薄膜的断面微观形貌和表面形貌;用美国 MTS 公司制造的 Nano Indenter II 型纳米力学探针测定薄膜的硬度和弹性模量,每个样品平行测试 5 个点后取平均值,压入深度为薄膜厚度的 1/5~1/10;用 GBS6341 型电子薄膜应力分布测试仪测试薄膜的内应力;用 Renishaw invia Reflex 型 Raman 光谱仪对薄膜的微观结构进行拉曼光谱分析,激光器波长为 532 nm,可见光分辨率 0.65 cm⁻¹。

用划痕仪(CSM Revetest)测定薄膜的膜基结合力,所用金刚石针尖圆锥形半径为 0.2 mm,锥角为 120°;用 CSM 球-盘摩擦磨损试验机评价薄膜的摩擦学性能,具体试验参数:大气环境,温度为 20~25 ℃,相对湿度 RH 为 20%~40%,对偶球为 Φ 6 mm 的 GCr15 钢球,法向载荷 2 N,频率 5 Hz,步长 5 mm。摩擦试验后,用显微镜观察薄膜和对偶球的磨痕、磨斑形貌,并利用 Kratos-Axis Ultra DLD 型 X 射线光电子能谱仪(以 Al Kα 为靶源, E=1 486.6 eV)分析磨痕内外元素的成键状态。

2 结果与分析

2.1 BC_x 薄膜的基本特征

在薄膜的沉积过程中,随着石墨靶电流的增加,制备的 BC_x 薄膜的某些基本特征发生规律的变化,且研究发现:随着碳含量增加,薄膜的性能出现规律性的变化,因此只选用了低碳含量(0 A)和综合性能最佳的较高碳含量(2.4 A)这两组薄膜进行断面形貌对比(其他性能的分析与此类似)。

图 1 为石墨靶电流分别为 0 A 和 2.4 A 时 BC_x 薄膜的断面形貌。可以看出:当石墨靶电流为 0 A 时样品的微观结构疏松、膜厚仅 880 nm 左右,这是由于碳化硼靶材的溅射率太低,相同时间沉积的薄膜厚度小;而石墨靶电流为 2.4 A

时,样品的膜厚可显著增大至 1 450 nm,并且呈现比较清晰、致密的柱状结构。

图 2 为各条件下 BC_x 薄膜的内应力和厚度随石墨靶电流的变化规律。可以看出:当石墨靶电流增加时,薄膜的内应力不断降低,在大于 1.6 A 时内应力降到 0.85 GPa 以下,其原因可能是增大石墨靶的电流会使 BC_x 薄膜中富碳成分里的 sp^3 杂化键含量降低,从而导致薄膜的内应力降低^[11]。

此外,在相同的沉积时间内, BC_x 薄膜的厚度随石墨靶电流的增大而增加,这是由于石墨靶的溅射率较高,当氩离子轰击靶材时,单位时间内溅射出大量的碳原子或者原子团簇沉积在基底上,显著增加了薄膜的厚度。

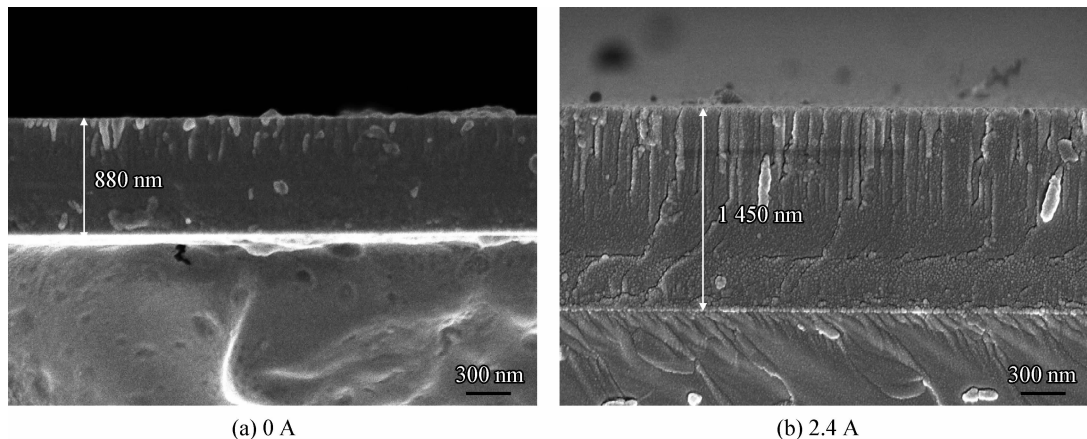


图 1 典型 BC_x 薄膜的断面形貌

Fig. 1 Cross section morphologies of the typical BC_x films

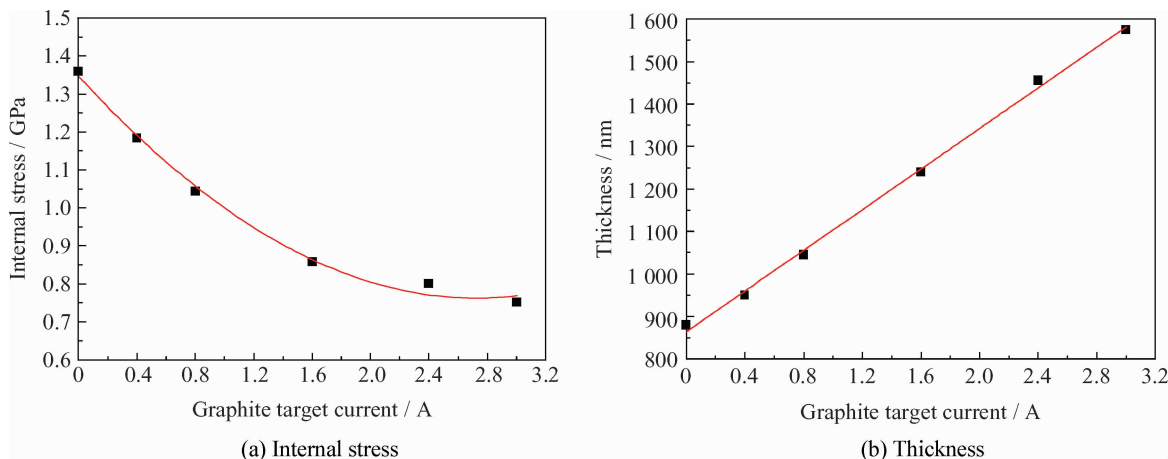


图 2 不同沉积参数下 BC_x 薄膜的内应力和厚度

Fig. 2 Internal and thickness stress of the BC_x films under different deposition conditions

BC_x 薄膜表面的原子力形貌见图 3。可以看出:在不同石墨靶电流下沉积的 BC_x 薄膜表面均

没有出现明显的晶粒形状,整体比较光滑平整,表面粗糙度较低, R_a 测量值分别为 1.99、1.00、

0.99、0.86、0.91 和 1.53 nm。这是由于沉积过程中所使用的靶电流相对较低,溅射时有较多的无定形物质填充在薄膜的晶粒之间,导致薄膜表

面光滑平整;另外,薄膜沉积过程中的等离子体轰击和刻蚀作用也有助于改善薄膜表面的粗糙度,获得光滑表面。

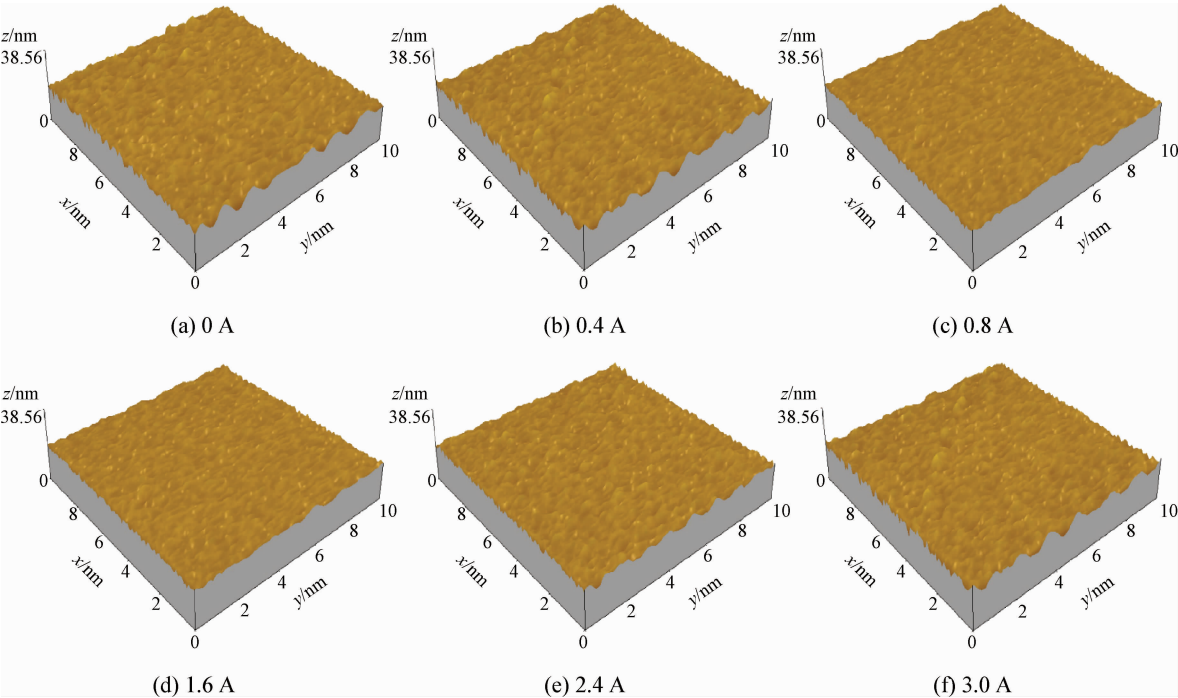


图 3 BC_x 薄膜表面的 AFM 形貌
Fig.3 AFM morphologies of the BC_x films

Raman 光谱是基于测量分子振动能级变化的散射光谱,可被应用于研究 BC_x 薄膜中碳相键合的状态。图 4 是不同 BC_x 薄膜的 Raman 分析图谱。分析可知:随着石墨靶电流的增加,将 BC_x 薄膜的 Raman 光谱分为 3 类。

第一类谱图包括石墨靶电流分别为 0、0.4 和 0.8 A 时的 Raman 光谱,它们的共同特征是:由于薄膜中 B—C 键的振动在 $1\,100\text{ cm}^{-1}$ 附近出现较宽的峰^[12-13],并依次向较高波数移动,而在 $1\,300\text{ cm}^{-1}$ 后没有明显的峰,这是非晶碳化硼薄膜的典型谱图,和许多文献^[14-15]报道的结果一致。第二类谱图是石墨靶电流为 1.6 A 时的 Raman 光谱,其特征是: BC_x 薄膜中由 B—C 键振动引起的峰位移至 $1\,200\text{ cm}^{-1}$ 附近,并在 $1\,350\sim 1\,600\text{ cm}^{-1}$ 出现富碳的特征峰。

第三类谱图包括石墨靶电流为 2.4 A 和 3.0 A 时的 Raman 光谱,它们的共同特征是 BC_x 薄膜在 $1\,200\sim 1\,700\text{ cm}^{-1}$ 的范围内出现包含 D 峰和 G 峰特征的宽峰,但是相比微晶结构石墨的 D 峰和 G 峰(位于 $1\,355\text{ cm}^{-1}$ 和 $1\,580\text{ cm}^{-1}$)^[16], BC_x 薄

膜中的 D 峰和 G 峰位置明显低(位于 $1\,280\text{ cm}^{-1}$ 和

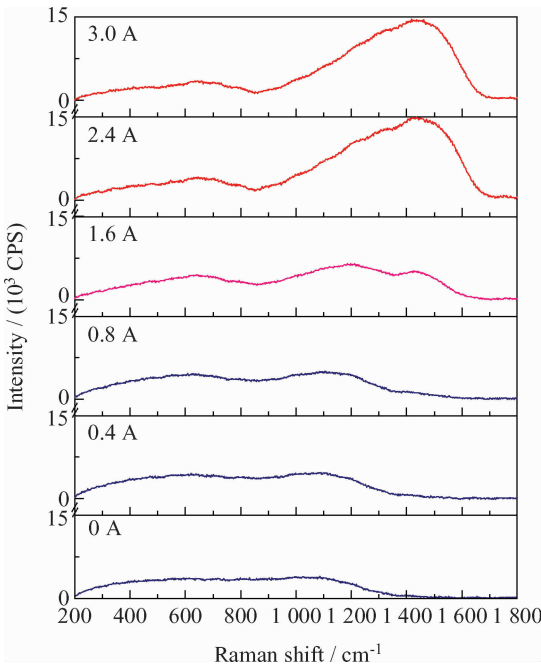


图 4 BC_x 薄膜的拉曼光谱
Fig.4 Raman spectrum of the BC_x films

1 490 cm^{-1} 附近),根据 Beeman 提出的理论,偶尔存在的四配位键合和碳环中的碳原子被硼原子取代会使键角发生扭曲,从而导致 D 峰和 G 峰变宽并向低波数大幅移动^[17]。此外,相关研究的文献中报道了在 500~1 100 cm^{-1} 的波数范围内会由二十面体内部 B—B 键振动引起宽峰^[12],试验中所有的 BC_x 薄膜在 500~850 cm^{-1} 波数范围内出现的宽峰可能也是由其引起的。通过 Raman 光谱分析可知,随着石墨靶电流的增加,碳化硼薄膜的微观结构发生了明显的变化,薄膜中逐渐出现了类金刚石非晶结构。

2.2 BC_x 薄膜的力学性能

图 5 为 BC_x 薄膜的显微硬度和弹性模量随石墨靶电流的变化规律,可以看出: BC_x 薄膜的显微硬度均高于 22 GPa,最高达到 31 GPa,弹性模量在 126~237 GPa 间变化。此外,随着石墨靶电流的增加, BC_x 薄膜的硬度和弹性模量都逐渐降低,这是由于石墨靶电流增大导致薄膜中碳含量增加,引起了碳化硼薄膜内部原子成键结构发生变化,从而导致薄膜的显微硬度和弹性模量都降低。

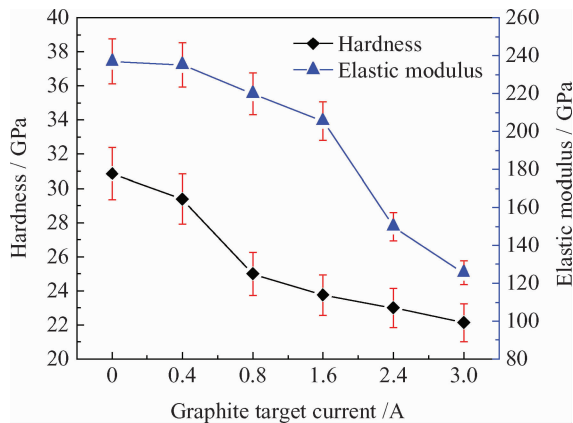


图 5 不同沉积参数下 BC_x 薄膜的显微硬度和弹性模量
Fig. 5 Hardness and elastic modulus of the BC_x films under different deposition conditions

在 3 mm/min 滑动速度下载荷从 1 N 加载到 50 N 划痕 5 mm,测试了 3 种典型 BC_x 薄膜试样的膜基结合力,其划痕形貌如图 6 所示。分析发现:试样的划痕形貌都由 3 个阶段组成:未失效的安全稳定期、第一次微裂纹出现的失效期 (LC_1)、扩展裂纹出现并开始整体剥离的失效期 (LC_2),并且石墨靶电流增加至 2.4 A 时 BC_x 薄膜的膜基结合力最佳,约为 20 N。一般来说,通

过比较薄膜的膜基结合力可以从某些程度上估计薄膜的摩擦学性能,因此可推测当石墨靶电流为 2.4 A 时制备的 BC_x 薄膜具有较好的减摩作用和较长的耐磨寿命,接下来摩擦测试结果也验证了该论断。

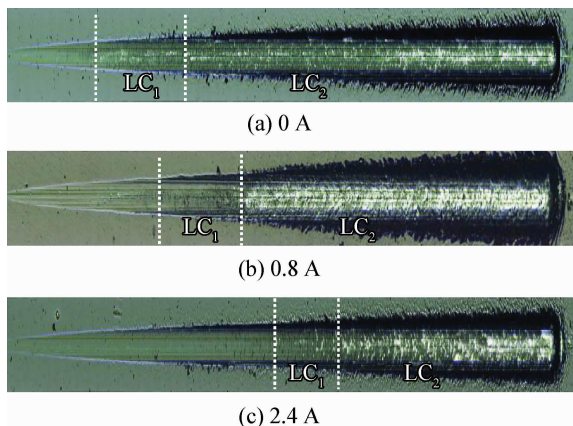


图 6 典型 BC_x 薄膜的划痕形貌

Fig. 6 Scratch morphologies of the typical BC_x films

2.3 BC_x 薄膜的摩擦学性能

BC_x 薄膜在大气环境下进行摩擦磨损测试后的摩擦因数曲线如图 7 所示。可以看出,所制备的 BC_x 薄膜摩擦学性能差异明显,随着石墨靶电流的增加,薄膜的摩擦因数呈递减趋势,在石墨靶电流为 2.4 A (试样 5) 时薄膜的摩擦曲线最平稳,摩擦因数约 0.2;此外,薄膜的耐磨性也差别很大,试样 1、2、3、4 和 6 在摩擦测试过程中均被磨穿,尤其是试样 1,仅仅维持了 200 转左右就完全剥落,而试样 5 具有最优的耐磨性能和寿命。薄膜的摩擦学性能出现明显差别的原因是,

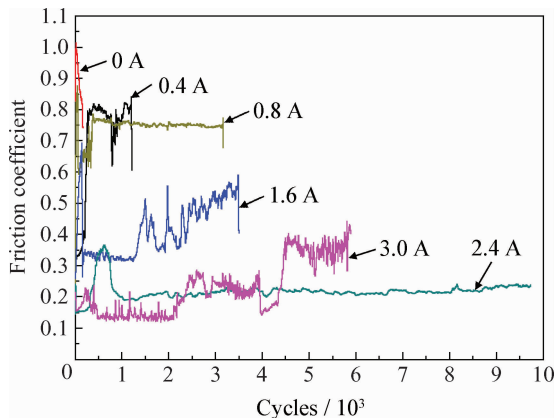


图 7 不同沉积参数下 BC_x 薄膜的摩擦因数

Fig. 7 Friction coefficient of the BC_x films under different deposition conditions

随着石墨靶电流的增加,薄膜内的碳含量和厚度增加,内应力降低,膜基结合力增大,有利于降低薄膜的摩擦因数和提高耐磨性,然而,石墨靶电流过大反会使薄膜的摩擦学性能降低。

图 8 示出了试样 2 和试样 5 在摩擦测试后的磨痕与对偶钢球上磨斑的光学显微形貌。其中,试样 2 在 1 300 转左右被磨穿(图 8(a)),而试样 5 在相同的条件下测试 70 000 转后磨痕依然很浅(图 8(b))。通过进一步分析发现,试样 2 的磨痕边缘呈剥落状(区域 A),磨痕旁边有散落的片状磨屑,薄膜磨穿后裸露的钢基底表面出现严重的犁沟,对应的对偶钢球表面磨损严重,磨斑尺寸较大。这是由于试样 2 的硬度高、内应力大,在摩擦过程中会产生应力集中导致薄膜部分脱落,而形成的硬质微粒在随后相互摩擦作用下引起薄膜完全剥落失效。图 8(b)所示薄膜(试样 5)的磨痕比较光滑平整,犁沟很浅(区域 B),磨痕边缘的磨屑比较细微,对应的对偶钢球表面磨损不明显,并在磨斑上出现了转移膜(区域 C)。

为了进一步分析试样 5 在干摩擦条件下的摩擦磨损机理,文中采用 XPS 光电子能谱仪和拉曼光谱仪分别测试了薄膜磨痕中的元素化学状态以及对偶钢球磨斑内转移膜的结构特征。对试样 5 的磨痕进行 XPS 分析,即图 8(b)中的 B 区域,其 B 1s 和 C 1s 谱图及拟合结果如图 9 所示。可以看出:B 1s 谱图可通过 Gaussian 函数拟合出 3 个峰,结合能约为 188.6 eV 的主峰归属于碳化硼^[18],结合能在 190.5 eV 和 192.0 eV 的峰归属于硼的氧化物^[19]。C 1s 峰结合能在 284.5 eV 左右,谱图被拟合出 4 个峰,分别是 284.4、286.1、282.8 和 288.2 eV。其中,位于 284.4 eV 的峰是 sp^2 碳峰^[20],286.1 eV 的峰是 C—O 峰,288.2 eV 的峰是 C=O 峰,以及位于 283.0 eV 左右的峰位归属于碳化硼^[21]。作者认为:在摩擦测试过程中可能没有硼酸(193.0 eV)生成,其优良的减摩耐磨性主要是由于在对偶钢球的磨斑上形成了碳质转移膜所致,这与 Erdemir 等^[22]提出碳化硼在摩擦过程中易在表面形成一层具有润滑作用的硼酸反应

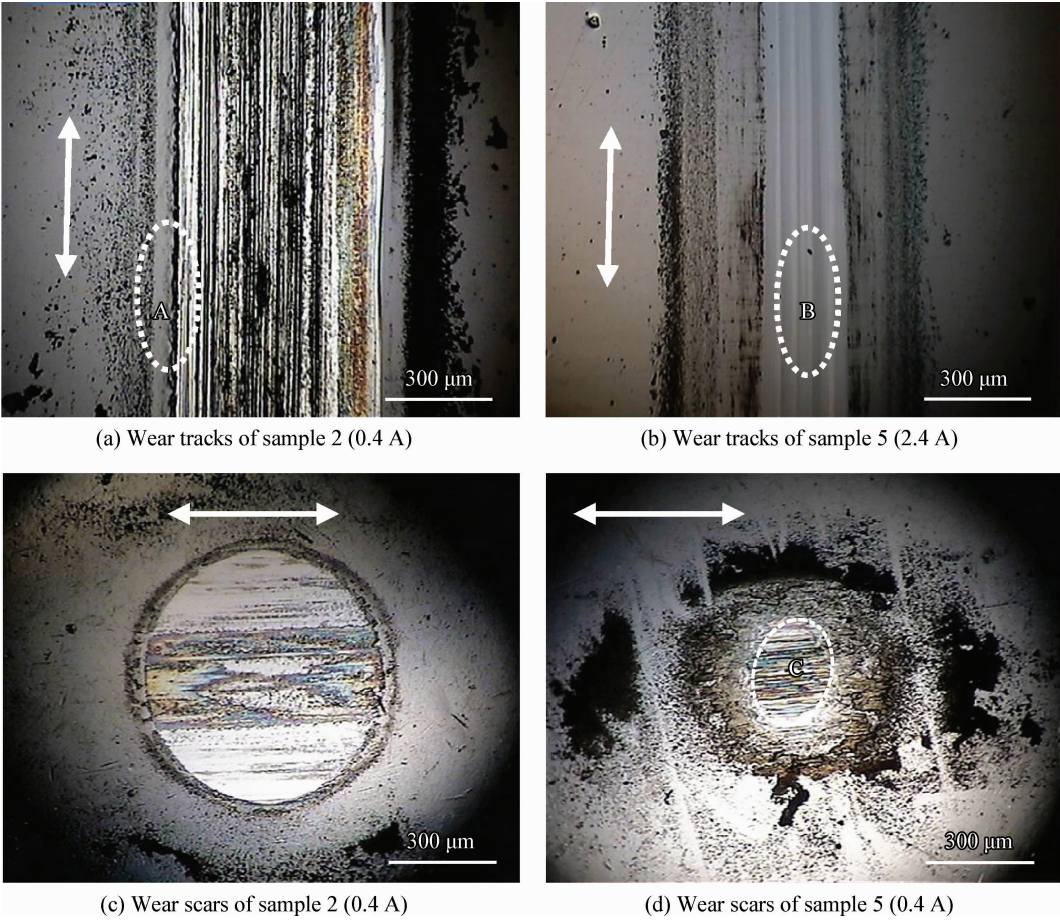


图 8 典型 BC_x 薄膜的磨痕及对偶球磨斑的光学显微形貌

Fig. 8 Optical microscope morphologies of the wear tracks and scars for typical BC_x films

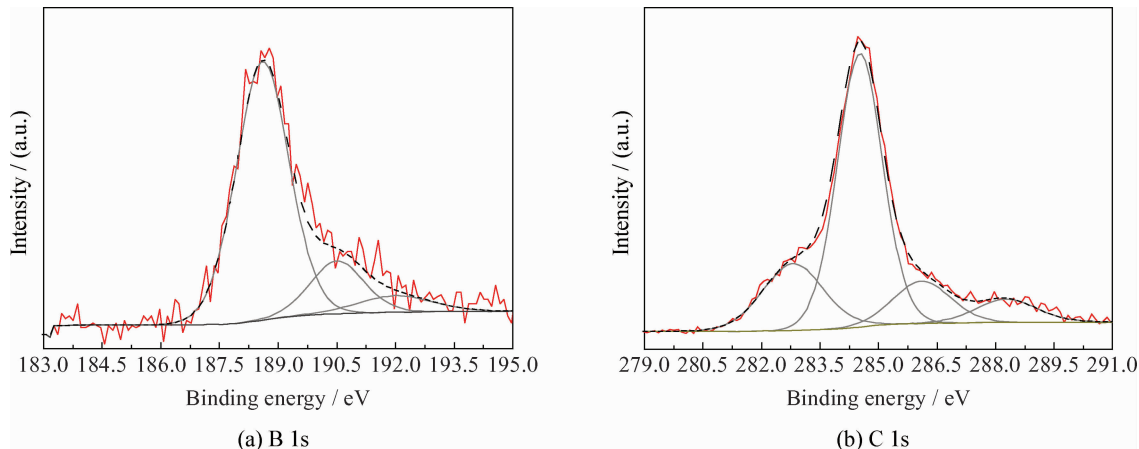


图9 试样5磨痕中的XPS光谱分析

Fig. 9 XPS spectrum of wear tracks of sample 5

膜而降低摩擦因数的结论不相符。于是,文中中对偶钢球磨斑上的转移膜进行分析。

图10为对偶钢球上转移膜(图8中C区域)和薄膜的拉曼图谱对比,分析可知:该转移膜呈现两个峰,一个较强,位于 $1\,585\text{ cm}^{-1}$ 左右,另一个较弱,位于 $1\,375\text{ cm}^{-1}$ 左右,具有非晶石墨的特征,能够在摩擦过程中起到固体润滑作用。这就是试样5在摩擦过程中具有较低摩擦因数和最长磨损寿命的主要原因。

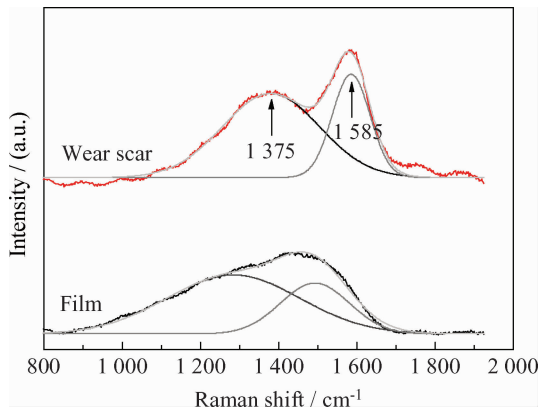


图10 对偶钢球上转移膜和薄膜的拉曼光谱

Fig. 10 Raman spectrum of the transfer films on corresponding balls and original film

3 结论

通过开展 BC_x 薄膜的制备与结构、性能的特征,得到了石墨靶电流对薄膜结构和性能的影响规律:

(1) 随着石墨靶电流的增大, BC_x 薄膜的厚

度显著增大,内应力、显微硬度和弹性模量逐渐降低。

(2) 随着石墨靶电流的增大, BC_x 薄膜中由B—C键振动引起的Raman峰位逐渐向高波数方向移动,当石墨靶电流大于 2.4 A 时出现包含D峰和G峰特征的宽峰。

(3) 增大石墨靶电流可以提高 BC_x 薄膜中的碳含量,从而改善其摩擦磨损性能,当石墨靶电流为 2.4 A 时,薄膜表现出较好的摩擦学性能,其主要原因是在对偶钢球表面形成了碳质转移膜。

参考文献

- [1] Chen Y, Chung Y W, Li S Y. Boron carbide and boron carbonitride thin films as protective coatings in ultra-high density hard disk drives [J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 200(12/13): 4072-7.
- [2] Knotek O, Lugscheider E, Siry C W. Tribological properties of B—C thin films deposited by magnetron-sputter-ion plating method [J]. Surface & Coatings Technology, 1997, 91(3): 167-173.
- [3] Domnich V, Reynaud S, Haber R A, et al. Boron carbide: structure, properties, and stability under stress [J]. Journal of the American Ceramic Society, 2011, 94(11): 3605-28.
- [4] Gwaily S E, Badawy M M, Hassan H H, et al. Natural rubber composites as thermal neutron radiation shields: I. $\text{B}_4\text{C}/\text{NR}$ composites [J]. Polymer Testing, 2002, 21(2): 129-133.
- [5] Thevenot F. A review on boron-carbide [J]. Advanced Ceramics, 1991, 56: 59-88.
- [6] 彭倩, 邱绍宇, 武兵书, 等. 碳化硼涂层材料研究进展 [J]. 金属热处理, 2005(10): 7-13.

- Peng Q, Qiu S Y, Wu B S, et al. Research progress of boron carbide coating materials [J]. Heat Treatment of Metals, 2005(10): 7-13 (in Chinese).
- [7] 张占文, 漆小波, 李波. 惯性约束聚变点火靶候选靶丸特点及制备研究进展 [J]. 物理学报, 2012(14): 300-307.
Zhang Z W, Qi X B, Li B. Properties and fabrication status of capsules for ignition targets in inertial confinement fusion experiments [J]. Acta Physica Sinica, 2012(14): 300-307 (in Chinese).
- [8] Eckardt T, Bewilogua K, Van der Kolk G, et al. Improving tribological properties of sputtered boron carbide coatings by process modifications [J]. Surface & Coatings Technology, 2000, 126(1): 69-75.
- [9] Kustas F, Mishra B, Zhou J. Metal/carbide co-sputtered wear coatings [J]. Surface & Coatings Technology, 1999, 120: 489-494.
- [10] Kustas F, Mishra B, Zhou J. Wear behavior of B_4C -Mo co-sputtered wear coatings [J]. Surface & Coatings Technology, 2001, 141(1): 48-54.
- [11] Kuo C T, Lin C R, Lien H M. Origins of the residual stress in CVD diamond films [J]. Thin Solid Films, 1996, 290: 254-259.
- [12] Shirai K, Emura S, Gonda S, et al. Infrared study of amorphous $B_{1-x}C_x$ films [J]. Journal of Applied Physics, 1995, 78(5): 3392-3400.
- [13] Gago R, Jimenez I, Agullo-Rueda F, et al. Transition from amorphous boron carbide to hexagonal boron carbon nitride thin films induced by nitrogen ion assistance [J]. Journal of Applied Physics, 2002, 92(9): 5177-82.
- [14] Yan X Q, Li W J, Goto T, et al. Raman spectroscopy of pressure-induced amorphous boron carbide [J]. Applied Physics Letters, 2006, 88(13): 131905.
- [15] Kulikovskiy V, Vorlicek V, Bohac P, et al. Mechanical properties and structure of amorphous and crystalline B_4C films [J]. Diamond and Related Materials, 2009, 18(1): 27-33.
- [16] Dillon R O, Woollam J A, Katkanant V. Use of Raman scattering to investigate disorder and crystallite formation in as-deposited and annealed carbon films [J]. Physical Review B, 1984, 29(6): 3482-9.
- [17] Beeman D, Silverman J, Lynds R, et al. Modeling studies of amorphous carbon [J]. Physical Review B, 1984, 30(2): 870-875.
- [18] Hu T, Steihl L, Rafaniello W, et al. Structures and properties of disordered boron carbide coatings generated by magnetron sputtering [J]. Thin Solid Films, 1998, 332(1): 80-86.
- [19] Harris S J, Krauss G G, Simko S J, et al. Abrasion and chemical-mechanical polishing between steel and a sputtered boron carbide coating [J]. Wear, 2002, 252(1): 161-169.
- [20] Abbas G A, Papakonstantinou P, McLaughlin J A, et al. Hydrogen softening and transparency in Si-incorporated hydrogenated amorphous carbon films [J]. Journal of Applied Physics, 2005, 98(10): 103505.
- [21] Ahn H S, Cuong P D, Shin K H, et al. Tribological behavior of sputtered boron carbide coatings and the influence of processing gas [J]. Wear, 2005, 259(7): 807-813.
- [22] Erdemir A, Bindal C, Fenske G R. Formation of ultralow friction surface films on boron carbide [J]. Applied Physics Letters, 1996, 68(12): 1637-9.

(责任编辑: 黄艳斐)