

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20160907001

含硅无氢非晶碳基薄膜的摩擦磨损性能

王 福^{1,3}, 谢明玲^{1,3}, 张广安¹, 王立平², 薛群基¹

(1. 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; 2. 中国科学院宁波材料技术与工程研究所, 浙江 宁波 315201; 3. 中国科学院大学, 北京 100049)

摘 要: 为了研究Si掺杂对无氢非晶碳基薄膜摩擦磨损性能的影响, 利用直流磁控溅射技术在单晶硅和304不锈钢基底上沉积不同Si含量的无氢非晶碳基薄膜。采用SEM、Raman光谱、纳米压痕仪等分析手段对薄膜的成分、结构和力学性能进行表征。利用球盘式往复摩擦试验机测试薄膜在无润滑条件下的滑动摩擦磨损性能。结果表明: Si掺杂能降低薄膜内应力和促进 sp^3 杂化, 高于10%的Si原子导致薄膜硬度增加。在不同湿度条件下, Si掺杂并未明显影响溅射无氢非晶碳基薄膜的摩擦因数; 相反, 含Si薄膜在不同测试条件下都具有较高的磨损速率。薄膜磨损速率随相对湿度增加而减小, 随Si含量增加而增加; 高Si含量薄膜在低湿度条件下具有明显不稳定的摩擦因数和显著增加的磨损速率。这意味着在设计和发展性能优异的无氢非晶碳基摩擦学涂层时, 应充分考虑Si掺杂导致的性能损失。

关键词: 非晶碳基薄膜; 硅; 摩擦; 磨损

中图分类号: TG174.444; TG115.58

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2017)01-0093-08

Friction and Wear Properties of Si-containing H-free Amorphous Carbon-based Films

WANG Fu^{1,3}, XIE Ming-ling^{1,3}, ZHANG Guang-an¹, WANG Li-ping², XUE Qun-ji¹

(1. State Key Laboratory of Solid Lubrication, Lanzhou Institute of Chemical Physics, Chinese Academy of Sciences, Lanzhou 730000; 2. Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, Zhejiang; 3. University of Chinese Academy of Sciences, Beijing 100049)

Abstract: To investigate the effect of Si incorporation on friction and wear properties of H-free amorphous carbon-based films, Si-containing H-free amorphous carbon films were deposited on Si and 304 stainless steel substrates by direct current magnetron sputtering method. The composition, structure and mechanical properties of the films were examined by scanning electron microscopy (SEM), Raman spectra, nanoindenter and other techniques. The tribological properties of the films were tested in dry contact conditions using a reciprocating sliding tribometer with ball-on-disk contact geometry. The results indicate that Si incorporation reduces the residual stress of films and promotes the sp^3 hybridization. The film hardness is increased by Si incorporation over 10%. The addition of Si has little influence on friction coefficient of H-free carbon film under various wetting conditions. Si-doped films show higher wear rates than the H-free film, and their wear rates increase with increasing Si contents and decreasing relative humidity. High Si content within films causes significant instability of friction coefficient and leads to severe wear of the films in the low humid air. This suggests that the degradation in performance resulting from Si doping should be fully considered in designing and developing H-free amorphous carbon-based tribological coatings with excellent properties.

Keywords: amorphous carbon-based films; silicon; friction; wear

收稿日期: 2016-09-07; 修回日期: 2016-11-29

网络出版日期: 2016-12-23 14:48; 网络出版地址: <http://www.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20161223.1448.004.html>

通讯作者: 王立平(1980—), 男(汉), 教授, 博士; 研究方向: 碳基薄膜固体润滑材料; E-mail: wangliping@nimte.ac.cn

基金项目: 国家自然科学基金(51305433)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China(51305433)

引文格式: 王福, 谢明玲, 张广安, 等. 含硅无氢非晶碳基薄膜的摩擦磨损性能[J]. 中国表面工程, 2017, 30(1): 93-100.

WANG F, XIE M L, ZHANG G A, et al. Friction and wear properties of Si-containing H-free amorphous carbon-based films[J]. China Surface Engineering, 2017, 30(1): 93-100.

0 引言

非晶碳基薄膜具有优异的物理、化学、力学和摩擦学等性能,已经广泛用于航空航天、机械、电子、光学和生物医学等领域作为摩擦学防护涂层^[1-2]。元素掺杂是修饰非晶碳基薄膜结构与性能的重要措施,对发展新型碳基薄膜具有非常重要的意义^[3-4]。研究表明,硅掺杂可以降低薄膜内应力,增加薄膜硬度,提高薄膜热稳定性^[5-6],增强膜/基结合力,辅助超厚碳基涂层的设计与构筑^[7],尤其是能够显著改善含H非晶碳基(H-containing amorphous carbon, a-C:H)薄膜在潮湿环境中的摩擦学性能^[8-9]。

湿度不敏感的低摩擦行为是Si掺杂a-C:H薄膜最显著的摩擦学优点,已经得到了广泛研究,对a-C:H薄膜的开发与应用产生了重要指导作用。通常Si原子百分数在3%~20%之间的a-C:H薄膜能够在潮湿环境中实现低摩擦因数^[10-11]。然而值得注意的是,H对a-C:H薄膜的结构与性能具有重要影响,它的存在导致非晶碳基薄膜在湿环境中摩擦因数明显增加,而Si掺杂显著降低了a-C:H薄膜在湿环境中较高的摩擦因数。正因如此,目前有关含Si非晶碳基薄膜摩擦学研究大多只关注了a-C:H薄膜,对工业上广泛应用的无氢非晶碳基薄膜(H-free amorphous carbon, a-C),仅有少数报道调查了Si掺杂对其摩擦学行为的影响,整体上对含Si无氢非晶碳基(Si-containing H-free amorphous carbon, a-C:Si)薄膜的基本摩擦学行为仍缺乏明确认识,这限制了新型碳基薄膜的设计与发展。Zhou等人^[12]研究了溅射沉积的a-C:Si薄膜与钢对偶的摩擦行为,结果显示13.4%的Si原子对薄膜摩擦因数产生了有限影响。Jantschner等人^[13-14]研究了a-C:Si薄膜与Al₂O₃对偶的摩擦学行为,发现Si掺杂并未改进a-C薄膜的室温摩擦性能,而明显改进了a-C薄膜的高温摩擦性能,并获得了极低摩擦因数(0.02)。然而,考虑到非晶碳基薄膜摩擦学行为对薄膜成分与结构、测试环境及配副材料等因素的依赖性,这些研究仍然不足以为新型碳基摩擦学薄膜的设计与合成提供充分的数据和理论支持。

因此,为了探究Si掺杂对a-C薄膜摩擦学性能的影响,通过直流磁控溅射技术沉积不同Si含量的a-C:Si薄膜,研究其基本性质和摩擦学行为,探讨Si掺杂在a-C薄膜摩擦学应用中的意义。

1 试验与方法

1.1 薄膜制备

采用Teer UDP650闭合场非平衡磁控溅射设备在单晶硅片和304不锈钢片上(30 mm×30 mm×1.5 mm, Ra<20 nm)沉积硅掺杂无氢非晶碳基薄膜。一个Cr靶(99.9%, w/%)用于沉积Cr过渡层,两个石墨靶(99.9%, w/%)和一个Si靶(99.9%, w/%)用于沉积薄膜。薄膜沉积前,基底分别用丙酮和无水乙醇超声清洗15 min,然后N₂吹干置于沉积室,预抽真空低于10⁻³ Pa开始试验。

薄膜沉积过程:① Ar等离子体刻蚀基底(直流偏压: -500 V; Ar流量: 30 cm³/min, 30 min);② 沉积Cr过渡层(Cr靶电流: 4.0 A; 偏置电压: -60 V, 10 min);③ 沉积薄膜(偏置电压: -70 V; Ar流量: 16 cm³/min),石墨靶电流恒定为3.5 A, Si靶电流依次为0、0.2、0.4、0.6、0.8和1.0 A。沉积时间4 h,沉积温度低于200 ℃,单轴样品架旋转速度5 r/min。

1.2 薄膜表征与摩擦测试

采用日立S-4800扫描电子显微镜观察薄膜断面结构。利用英国Oxford能谱仪分析薄膜Si含量。通过LabRam HR800拉曼谱仪鉴别薄膜微观键合结构(激发波长532 nm)。采用Philips X'Pert-Pro X射线衍射仪(X-ray diffraction, XRD)对薄膜进行物相鉴定, Cu靶材,电压40 kV,电流40 mA,衍射角范围5°~90°,步长0.03°。

使用TI-950纳米压痕仪分析薄膜力学性能,压入深度为200 nm。基于Stoney公式,利用速普FST 1000薄膜应力测试仪计算薄膜残余应力。以直径4 mm的GCr15、WC、Al₂O₃和Si₃N₄球为摩擦副,利用球盘式CSM往复摩擦试验机测试薄膜的摩擦磨损性能。测试环境为实验室空气,温度为(25±3) ℃,相对湿度(Relative humidity, RH)为10%、35%、60%和85%,误差2.5%。测试条件:载荷3 N,往复频率5 Hz,摩擦行程5 mm。通过光学显微镜观察薄膜磨损表面,采用KLA Tencor D-100二维轮廓仪定量分析薄膜磨损量。

2 结果与讨论

2.1 薄膜的成分与结构

表1给出了薄膜的Si靶电流、Si含量(原子数分数)、厚度以及残余应力值。随着Si靶电流增加,

表 1 薄膜Si靶电流、Si含量、厚度和残余应力
Table 1 Si target current, Si content, thickness and residual stress of films

Sample	Si target current / A	Si content / %	Residual stress / GPa
a-C	0	0	-0.97
a-C:Si(0.2)	0.2	1.7	-0.91
a-C:Si(0.4)	0.4	4.3	-0.74
a-C:Si(0.6)	0.6	7.8	-0.81
a-C:Si(0.8)	0.8	11.8	-0.56
a-C:Si(1.0)	1.0	15.3	-0.55

薄膜Si含量从1.7%逐渐增加至15.3%，而残余应力呈逐渐减小的趋势，负值意味着残余应力表现为压应力。研究显示：Si原子在溅射沉积的a-C:Si薄膜中主要取代sp³-C形成C-Si键^[15-16]。由于C-Si键的键长更长(C-Si: 1.89 Å, C-C: 1.54 Å)，键能更小(C-C: 411 kJ/mol, C-Si: 320 kJ/mol)，所以C-Si键的形成允许Si原子临近位点的应变释放，导致a-C:Si薄膜具有更低的残余压应力。

图1为薄膜的截面形貌。由图可知：薄膜具有相似的结构，约300 nm的金属Cr过渡层和一定厚度的膜层，薄膜总厚度分别为3.1、4.2、4.3、4.5、4.9和5.0 μm。尽管沿生长方向薄膜呈现一定的柱状结构形态，但薄膜结构均匀、致密、连续。

图2(a)为薄膜微观Raman光谱。未掺杂a-C薄膜的D峰和G峰分别位于1 370 和1 549 cm⁻¹，强

D峰表明高sp²杂化，属于溅射无氢碳膜的典型特征。随着Si含量增加，Raman峰对称性增加，峰位向低波数方向迁移，D峰逐渐减弱，a-C:Si(1.0)薄膜的D峰和G峰分别位于1 354和1 505 cm⁻¹。一方面，Si掺杂能够促进sp³杂化，抑制sp²团簇的形成，导致由sp²团簇结构引起的D峰减弱，总的Raman峰对称性增加。另一方面，更重的Si原子和更弱的C-Si键降低了C=C键的振动频率，导致薄膜的Raman峰随Si含量增加而迁移至低波数区域^[16]。图2(b)为a-C和a-C:Si(1.0)薄膜的XRD图谱，即使最高Si含量的a-C:Si(1.0)薄膜也显示了与a-C薄膜类似的非晶态结构。这表明薄膜中并不存在明显的SiC纳米晶，薄膜性能主要取决于无序的碳基网络结构。

图3为薄膜硬度和弹性模量随Si含量的变化。未掺杂a-C薄膜的硬度和弹性模量分别为16.5 GPa和198.8 GPa；少量Si掺杂降低了薄膜硬度(~15 GPa)；较高浓度Si掺杂(>10%)增加了薄膜硬度(>17 GPa)和弹性模量(>220 GPa)。

由于非晶碳基薄膜的硬度和弹性模量与碳基网络中非氢化sp³杂化比例成正相关，所以薄膜sp³杂化比例和残余应力变化能够合理解释其硬度变化。溅射沉积的a-C薄膜是以sp²杂化为主的碳结构，sp³杂化的增加将明显改变其力学性能。由于无法形成π键(双键)，Si掺杂通常促进了sp³-C形

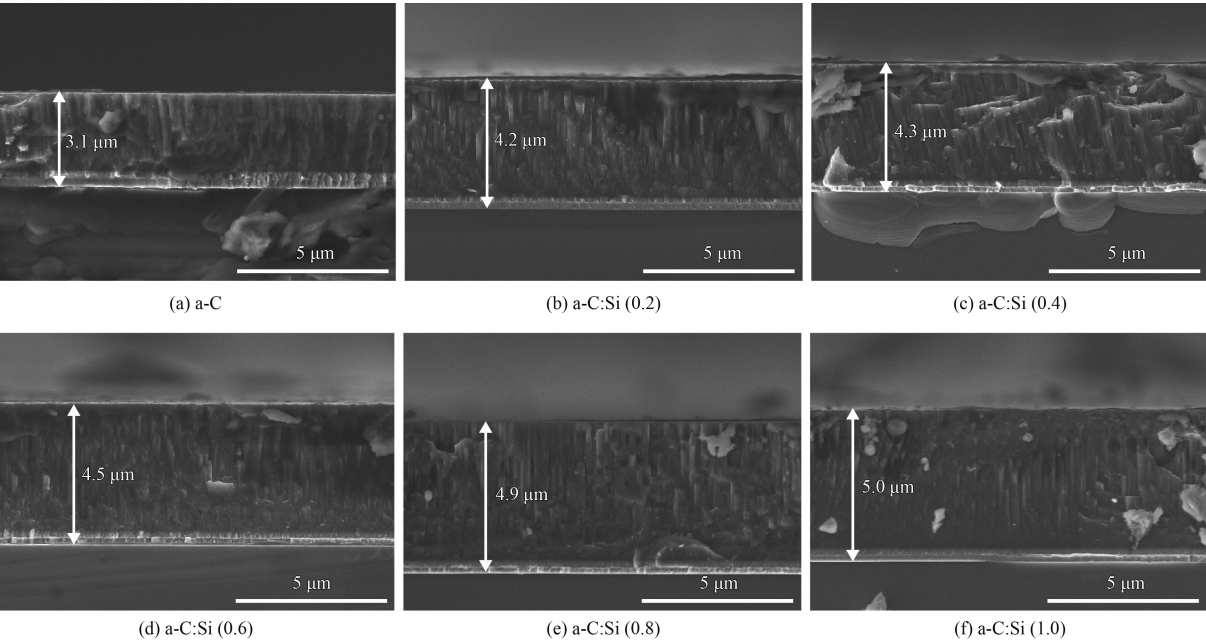


图 1 不同Si含量薄膜的截面形貌
Fig.1 Cross section morphologies of the films with different Si content

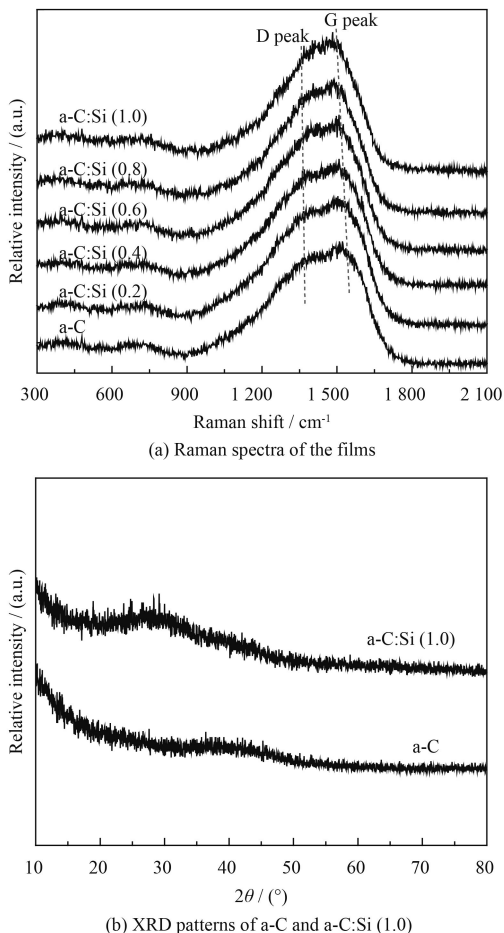


图2 薄膜的Raman光谱和XRD图谱

Fig.2 Raman spectra and XRD patterns of the films

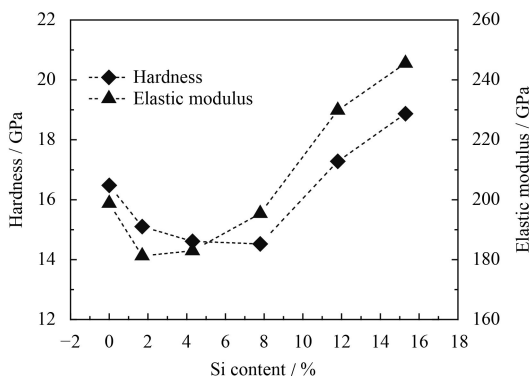


图3 薄膜的硬度和弹性模量

Fig.3 Hardness and elastic modulus of the films

成, 这导致a-C:Si薄膜硬度随着Si含量增加出现一定程度增加。对于较低Si含量薄膜, 由于 sp^3 -C增加有限, Si掺杂引起的碳基网络应变能释放和较弱的C-Si键反而降低了薄膜硬度和弹性模量^[15]。

2.2 薄膜在不同湿度下的摩擦学行为

图4为薄膜与GCr15对偶在不同湿度下的摩擦

因数。总体上, 在不同湿度条件下, Si掺杂并未明显影响非晶碳基薄膜的摩擦因数。在低湿度下(RH=10%), 所有薄膜具有更低摩擦因数(<0.1); 随着相对湿度增加, 摩擦因数均在0.1左右, 且摩擦因数变化与Si含量之间并无规律可循。值得注意的是, 在低湿度下a-C薄膜和Si含量低于7.8%的薄膜具有明显的跑合行为, 而随着Si含量的增加跑合行为逐渐消失。Si含量最高的a-C:Si(1.0)薄膜在低湿度下具有不稳定的摩擦因数。

通常, 表面碳悬键的钝化、碳结构的“石墨化”以及硅氧化物的形成解释了含Si非晶碳基薄膜的摩擦学行为^[6, 17-18]。对于当前的测试, 摩擦诱导的“石墨化”是不同薄膜具有相似稳态摩擦因数的重要原因, 而 H_2O 分子增加引起的极性相互作用则导致摩擦因数在较高湿度下轻微上升。在低湿度条件下, 无序非晶碳基结构在滑动界面产生了大量碳悬键, H_2O 分子并不足以完全钝化这些界面碳悬键, 因此强的粘着导致了高摩擦的跑合过程。随着滑动的进行, 界面“石墨化”过程引起的碳基结构有序化明显增加, 而有序结构减少了碳悬键的产生, 也减少了钝化对 H_2O 分子的需求, 从而摩擦因数显著降低。

Jantschner等人^[14]通过密度功能理论计算表明: 掺入石墨烯结构中的Si原子能够优先吸附一些活性种类(H、O、OH和 H_2O), 这解释了Si掺杂对跑合过程的影响。随着Si含量增加, 表面吸附物的增加有效避免了界面的粘着相互作用, 因而高摩擦的跑合过程逐渐消失。滑动界面处Si的氧化也影响了体系的摩擦行为。首先, 磨粒形式的Si氧化物导致高Si含量薄膜在低湿度下摩擦因数不稳定, 随着湿度增加, 水合Si氧化物 $SiO_x(OH)_y$ 的形成又能有效避免Si氧化物引起的摩擦波动; 其次, 尽管Si氧化物的形成是必然, 但是这些产物似乎有明显影响薄膜的摩擦因数。

图5显示了不同湿度下薄膜抵抗GCr15对偶的磨损速率, 随着相对湿度减小和Si含量增加, 薄膜磨损速率增加。在低湿度条件下, 高Si含量a-C:Si(1.0)薄膜磨损速率为a-C薄膜的5倍左右。Jiang等人^[19]认为, 在干燥条件下, 由于存在碳悬键, 磨屑颗粒具有较大的表面能, 倾向于形成较大颗粒, 不易在磨损表面聚集形成密实的磨损保护层, 因此薄膜磨损速率增加。然而, 在湿环境中, 由于钝化作用, 磨屑倾向于形成微小的颗粒,

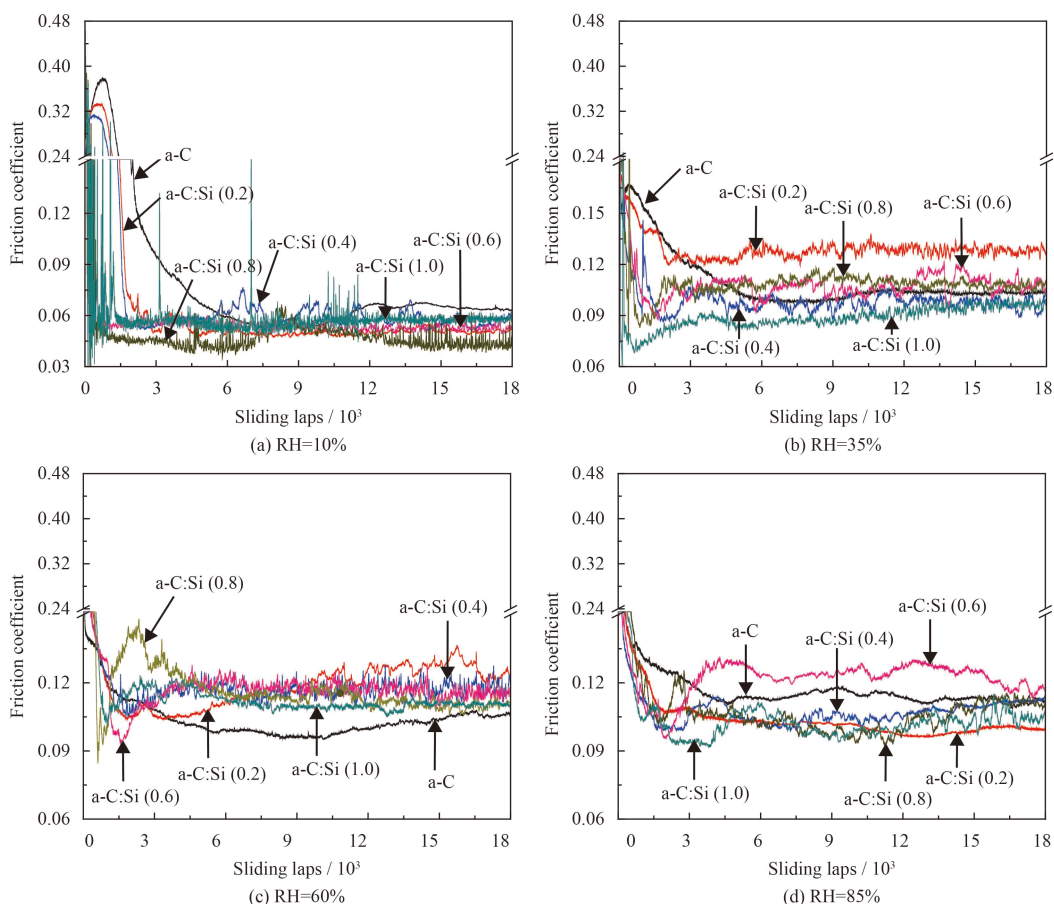


图 4 薄膜与GCr15球在不同湿度下的摩擦因数

Fig.4 Friction coefficient of the films against GCr15 balls under different relative humidity

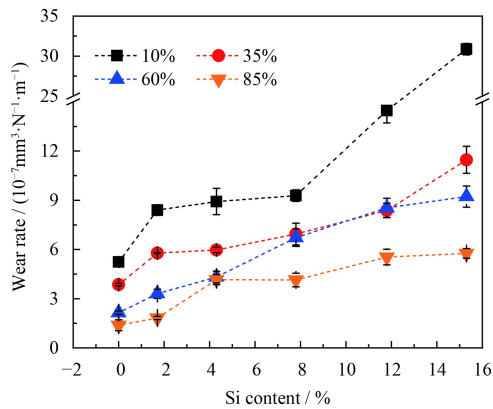


图 5 薄膜抵抗GCr15球的磨损速率随Si含量和相对湿度的变化
Fig.5 Evolution of wear rates of films against GCr15 balls with Si content and relative humidity

伴随着H₂O分子的毛细力作用, 磨屑颗粒易聚集在磨损表面形成保护层, 所以薄膜磨损速率减小。这合理地解释了非晶碳基薄膜磨损速率随湿度增加而减小的现象。

对于Si掺杂对薄膜磨损性能的影响, 可以从弱的C-Si键以及其对O₂和H₂O分子的敏感性方面

来考虑和解释。首先, 在摩擦过程中, 机械作用会导致弱的C-Si键优先断裂; 其次, Si原子对O₂和H₂O的吸附作用又能进一步促进C-Si键断裂。这些C-Si键的断裂过程加速了碳基网络结构的降解, 所以薄膜磨损速率随着Si含量(C-Si键)增加而增加。图6为a-C、a-C:Si(0.4)和a-C:Si(1.0)薄膜在10%和85%相对湿度下的磨损表面。显然, 在低湿度下薄膜具有更高磨损, 高Si含量a-C:Si(1.0)薄膜在10%湿度下发生了严重磨损。光滑的磨痕表面意味着并未发生严重的粘着磨损, 而机械作用引起的碳基网络降解也许是薄膜磨损的主要原因。这也支持薄膜磨损速率随相对弱的C-Si键增加而增加的事实。

2.3 薄膜与不同配副材料的摩擦学行为

为进一步探究Si掺杂对无氢非晶碳基薄膜摩擦磨损行为的影响, 采用不同配副材料进行摩擦学测试。图7给出了薄膜与WC、Al₂O₃和Si₃N₄对偶的摩擦曲线及相应的薄膜磨损率(RH=35%±

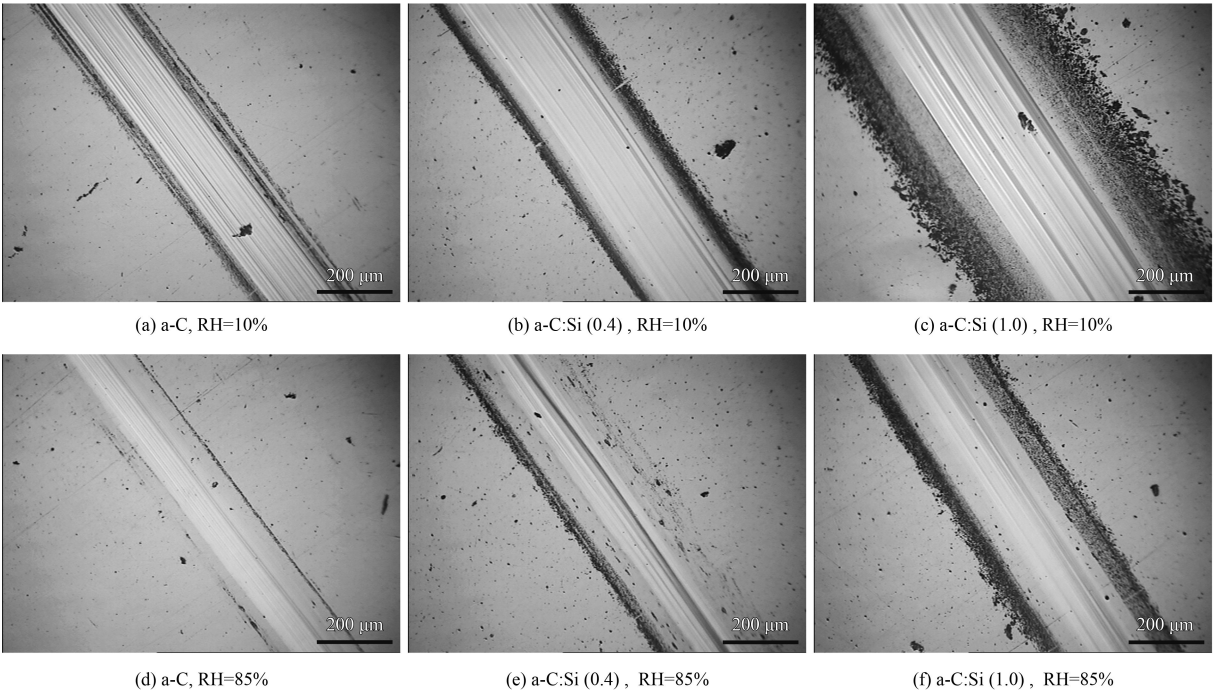


图 6 薄膜在10%和85%相对湿度下抵抗GCr15对偶的磨损表面形貌

Fig.6 Wear surface morphologies of the films against GCr15 balls under relative humidity of 10% and 85%

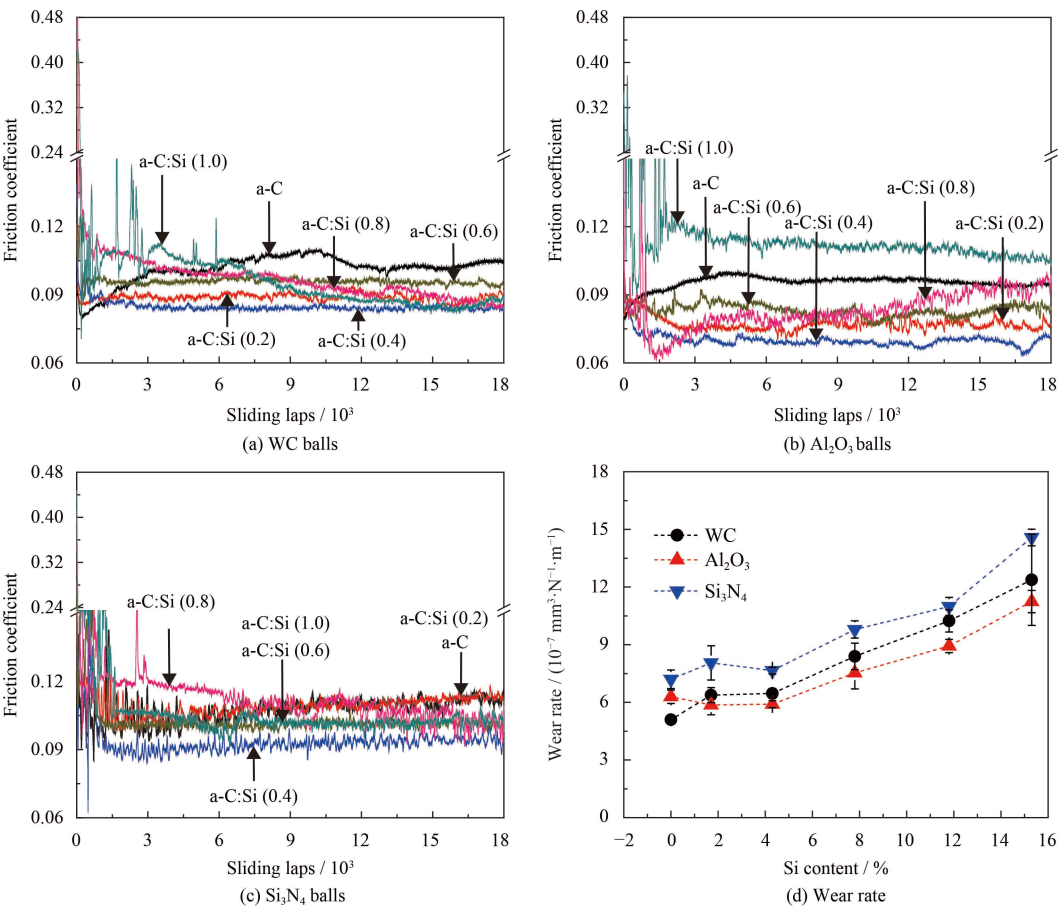


图 7 薄膜与不同配副材料的摩擦因数以及磨损速率

Fig.7 Friction coefficient and wear rate of the films against different mating materials

2.5%)。3种配副材料具有相似的摩擦学行为,适量Si掺杂略微减小了薄膜摩擦因数,薄膜磨损率并不依赖于对偶材料的成分,均随Si含量的增加而增加。这表明薄膜磨损主要与碳基网络的键合结构相关。由于相对弱的C-Si键以及Si对活性分子(H_2O 和 O_2)的吸附作用, Si含量增加意味着薄膜中C-Si键的断裂增加,因此促进了a-C:Si薄膜碳基网络的降解。

从图4(a)和图7(a)(b)(c)看出:a-C:Si(1.0)薄膜的摩擦因数在摩擦初始阶段均具有明显波动,而对偶材料并未影响这一现象。这意味着高Si含量致使薄膜摩擦因数变得不稳定。基于前面的讨论,随着Si含量增加,滑动界面Si氧化物的形成必定增加,而低湿度下Si氧化物容易团簇形成磨粒,导致摩擦因数不稳定。另外,薄膜中C-Si键比例的增加易引起一些碳的微结构以较大颗粒的形式从碳基体中脱落,这可能也是导致摩擦因数不稳定的原因。

为了进一步验证高Si含量薄膜的摩擦不稳定现象,在较低湿度条件下测试了a-C:Si(1.0)薄膜与WC、 Al_2O_3 和 Si_3N_4 对偶的摩擦行为。图8为对应的摩擦测试结果,为了便于比较,在图中加入GCr15对偶的数据。显然,随着相对湿度减小,a-C:Si(1.0)薄膜的摩擦不稳定性明显增加,而且WC、 Al_2O_3 和 Si_3N_4 对偶增加了这种不稳定性,尤其是WC和 Si_3N_4 对偶。这主要是由于GCr15对偶具有更低的硬度和弹性模量,所以较低的接触应力缓解了C-Si键的断裂和Si的氧化作用。在接触 Si_3N_4 对偶时,a-C:H薄膜在干燥条件下具有类似摩

擦行为^[20],这表明 Si_3N_4 对偶的磨损也能导致摩擦的不稳定性。因此,如图8所示,尽管 Si_3N_4 和 Al_2O_3 对偶具有相近的弹性模量,但 Si_3N_4 对偶明显增加了摩擦不稳定性。

3 结 论

(1) Si掺杂能降低非晶碳基薄膜内应力,促进 sp^3 杂化形成,高于10%的Si原子导致薄膜硬度和弹性模量增加。

(2) Si掺杂并未明显改进无氢非晶碳基薄膜的摩擦因数;在不同条件下, Si掺杂的薄膜均具有与a-C薄膜相近的摩擦因数。

(3) Si掺杂导致薄膜磨损速率增加,且随Si含量增加而增加,高Si含量薄膜在低湿度条件下发生严重磨损;C-Si键的优先断裂是薄膜磨损速率增加的重要原因。

(4) 在低湿度条件下,高的Si含量导致无氢非晶碳基薄膜摩擦因数极不稳定,且随着高硬度对偶WC、 Al_2O_3 和 Si_3N_4 的使用,摩擦不稳定性进一步增加。

参考文献

- [1] 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.
XUE Q J, WANG L P. Diamond-like carbon-based film materials[M]. Beijing: Science Press, 2012 (in Chinese).
- [2] ROBERTSON J. Comparison of diamond-like carbon to diamond for applications[J]. Physica Status Solidi(A), 2008, 205(9): 2233-2244.
- [3] BEWILOGUA K, HOFMANN D. History of diamond-like carbon films-from first experiments to worldwide applications[J]. Surface & Coatings Technology, 2014, 242(4): 214-225.
- [4] AL MAHMUD K A H, KALAM M A, MASJUKI H H, et al. An updated overview of diamond-like carbon coating in tribology[J]. Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences, 2015, 40(2): 90-118.
- [5] DAMASCENO J C, CAMARGO S S, FREIRE F L, et al. Deposition of Si-DLC films with high hardness, low stress and high deposition rates[J]. Surface & Coatings Technology, 2000, 133-134(11): 247-252.
- [6] CHOI J, NAKAO S, MIYAGAWA S, et al. The effects of Si incorporation on the thermal and tribological properties of DLC films deposited by PBII&D with bipolar pulses[J]. Surface & Coatings Technology, 2007, 201(19): 8357-8361.
- [7] WANG J, PU J, ZHANG G, et al. Interface architecture for

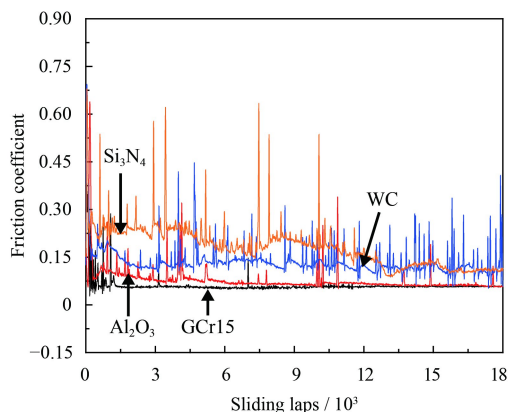


图8 a-C:Si(1.0)薄膜与GCr15、WC、 Al_2O_3 和 Si_3N_4 对偶在10%相对湿度下的摩擦因数

Fig.8 Friction coefficient of the a-C:Si(1.0) film against GCr15, WC, Al_2O_3 and Si_3N_4 balls under relative humidity of 10%

- superthick carbon-based films toward low internal stress and ultrahigh load-bearing capacity[J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2013, 5(11): 5015-5024.
- [8] KIM M G, LEE K R, EUN K Y. Tribological behavior of silicon-incorporated diamond-like carbon films[J]. *Surface & Coatings Technology*, 1999, 112(1): 204-209.
- [9] YANG S H, KONG H, LEE K R, et al. Effect of environment on the tribological behavior of Si-incorporated diamond-like carbon films[J]. *Wear*, 2002, 252(1): 70-79.
- [10] OGURI K, ARAI T. Tribological properties and characterization of diamond-like carbon coatings with silicon prepared by plasma-assisted chemical vapour deposition[J]. *Surface & Coatings Technology*, 1991, 47(1/2/3): 710-721.
- [11] KIM M G, LEE K R, EUN K Y. Tribological behavior of silicon-incorporated diamond-like carbon films[J]. *Surface & Coatings Technology*, 1999, 112(1): 204-209.
- [12] ZHOU S, WANG L, XUE Q. Achieving low tribological moisture sensitivity by a-C:Si:Al carbon-based coating[J]. *Tribology Letters*, 2011, 43(3): 329-339.
- [13] JANTSCHNER O, FIELD S K, MUSIC D, et al. Sputtered Si-containing low-friction carbon coatings for elevated temperatures[J]. *Tribology International*, 2014, 77(6): 15-23.
- [14] JANTSCHNER O, FIELD S K, HOLEC D, et al. Origin of temperature-induced low friction of sputtered Si-containing amorphous carbon coatings[J]. *Acta Materialia*, 2015, 82: 437-446.
- [15] KULIKOVSKY V, VORLICEK V, BOHAC P, et al. Mechanical properties of hydrogen-free a-C:Si films[J]. *Diamond and Related Materials*, 2004, 13(4): 1350-1355.
- [16] ONG S E, ZHANG S, DU H, et al. Relationship between bonding structure and mechanical properties of amorphous carbon containing silicon[J]. *Diamond and Related Materials*, 2007, 16(8): 1628-1635.
- [17] KIM D W, KIM K W. Effects of sliding velocity and normal load on friction and wear characteristics of multi-layered diamond-like carbon (DLC) coating prepared by reactive sputtering[J]. *Wear*, 2013, 297(1): 722-730.
- [18] KONICEK A R, GRIERSON D S, SUMANT A V, et al. Influence of surface passivation on the friction and wear behavior of ultrananocrystalline diamond and tetrahedral amorphous carbon thin films[J]. *Physical Review B*, 2012, 85(15): 155448.
- [19] JIANG J, ZHANG S, AMELL R D. The effect of relative humidity on wear of a diamond-like carbon coating[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2003, 167(2): 221-225.
- [20] DONNET, C, ERDEMIR A. Tribology of diamond-like carbon films: fundamentals and applications[M]. Springer Science & Business Media, 2007.

(责任编辑: 黄艳斐)