

M50钢表面磁控溅射Ti-GLC薄膜高温摩擦学性能

李迎春^{1,2} 谷守旭¹ 邱明^{1,2} 范恒华¹ 聂傲男¹

(1 河南科技大学机电工程学院, 洛阳 471003)

(2 机械装备先进制造河南省协同创新中心, 洛阳 471003)

摘 要 为了研究高温环境下轴承钢基体上Ti掺杂类石墨碳基薄膜的实际应用,采用非平衡磁控溅射技术在M50钢表面制备Ti-GLC膜,分别在不同温度、不同线速度下与Al₂O₃陶瓷球进行摩擦磨损试验,研究其高温摩擦学性能及磨损机理。结果表明,随着温度的升高,Ti-GLC膜中的sp²键含量逐渐增大,石墨化程度加重,硬度和弹性模量逐渐降低,膜基结合力也有所降低。在室温~200℃,所制备的Ti-GLC薄膜保持优异的低摩擦与耐磨损性能,为Ti-GLC薄膜的最佳服役温度区域。在200 mm/s下,随着温度的升高,磨损形式由轻微的黏着磨损和磨粒磨损逐渐转变为严重的磨粒磨损和氧化磨损。

关键词 磁控溅射,类石墨碳基薄膜,高温,摩擦磨损,微观结构

中图分类号:TH117.1

DOI:10.12044/j.issn.1007-2330.2023.03.012

High Temperature Tribological Properties of Ti-GLC Coatings on M50 Steel Substrate by Magnetron Sputtering

LI Yingchun^{1,2} GU Shouxu¹ QIU Ming^{1,2} FAN Henghua¹ NIE Aonan¹

(1 School of Mechatronics Engineering, Henan University of Science and Technology, Luoyang 471003)

(2 Collaborative Innovation Center of Machinery Equipment Advanced Manufacturing of Henan Province, Luoyang 471003)

Abstract In order to study the application of Ti doped graphite-like carbon (GLC) films on bearing steel substrate at high temperature, Ti-GLC coatings were prepared on M50 steel substrate by unbalanced magnetron sputtering. Friction and wear tests were performed with Al₂O₃ ceramic balls at different temperatures and different sliding speeds to investigate the high temperature tribological properties and wear mechanism. The results show that the content of sp² increased with the temperature increase. Meanwhile, the hardness and elastic modulus decreased gradually, the adhesion force displayed a slight downtrend. In the range between RT and 200℃, the prepared Ti-GLC films maintain excellent low friction and wear resistance, therefore is the best service temperature range. At 200 mm/s, the wear mechanism gradually change from slight adhesive wear and abrasive wear to severe abrasive wear and oxidation wear with the increasing temperature.

Key words Magnetron sputtering, Graphite-like carbon, High temperature, Friction and wear, Microstructure

0 引言

类石墨碳基薄膜(Graphite-like carbon,简称GLC膜)具有较高的硬度、良好的膜基结合力和优异的摩擦学性能,现已被广泛用于涂覆多种机械零部件(如轴承、活塞、推杆等)的表面^[1-2]。

近20年来对于GLC膜的研究已经取得了较大进展。研究人员通过元素掺杂来改善GLC薄膜的机械性能和摩擦学性能,王永欣等^[3-4]采用磁控溅射技术

制备了不同金属(Ti、Cr、Zr)掺杂的GLC薄膜,研究不同金属掺杂对薄膜结构及其摩擦学性能的影响,结果表明,金属掺杂会增加薄膜中的sp²键含量,促进GLC薄膜的石墨化,适当的金属掺杂可以提高薄膜硬度并降低其干摩擦因数。赵文杰等^[5]利用磁控溅射技术在硅片表面制备了Al掺杂GLC薄膜,研究发现,Al的掺入不仅使GLC膜表面更加致密,而且其硬度和弹性模量随Al含量增加而增加;在高载高速工

收稿日期:2021-07-19

基金项目:国家重点研发计划(2018YFB2000203);河南省外专局引智项目(HNGD2020003)

第一作者简介:李迎春,1969年出生,副教授,研究方向为表面工程及摩擦学。E-mail:lyc2004henan.china@126.com

通信作者:邱明,1969年出生,教授,研究方向为轴承设计及摩擦学。E-mail:qiuming69@126.com

况下,摩擦因数随Al掺入量的增加明显降低且更稳定。丁兰等^[6]研究了Ti掺杂的不同含量对GLC薄膜摩擦学性能的影响,发现随着Ti含量的增大,类石墨碳基薄膜的 sp^2 含量先减小后增大,掺入较低含量的Ti可以提高GLC膜在干摩擦条件下的摩擦学性能。王永军等^[7-8]考察了基底偏压对GLC薄膜的影响,发现薄膜的 sp^3 键含量、硬度、弹性模量随基底偏压的增大呈现出先增大后减小的趋势,而内应力随基底偏压的增大呈现出先减小后增大的趋势。张学谦等^[9]采用磁控溅射技术在高速工具钢表面制备了GLC薄膜,发现随着基体偏压的增高, sp^2 含量和薄膜的表面粗糙度均先减小后增大,而硬度和内应力均逐渐增大。STALLARD、王永欣等^[10-12]考察了GLC薄膜在大气、去离子水及发动机油中的摩擦学性能,发现GLC薄膜具有较好的减摩耐磨性能,具有良好的环境适应性。研究人员还在不同基体上构筑GLC薄膜,研究不同材料与GLC配副的摩擦学行为,如WANG等^[13-14]通过在 Si_3N_4 、SiC和WC不同陶瓷表面沉积GLC薄膜,探究薄膜在干摩擦与水环境中的摩擦学性能,发现GLC薄膜均具有较低的摩擦因数,减摩性能优异,且在水环境中的减摩性能更佳,在WC表面沉积的GLC薄膜具有超低的磨损率;他们还探究了GLC薄膜与金属和陶瓷在水环境中配副时的摩擦学性能,发现其存在较强的配副依赖性^[15]。王春婷^[16]在304不锈钢上制备GLC/Cr薄膜,考察与典型的金属配副(316L、440C、Al、Ti、H62、GCr15)和陶瓷配副(Si_3N_4 、SiC、WC、 Al_2O_3 、 ZrO_2)在模拟海水环境下的摩擦学行为,发现与金属配副相比,GLC薄膜与陶瓷配副对磨时,GLC薄膜表现出更优异的摩擦学性能。

以上研究主要从构筑多元化的GLC薄膜(如掺杂Ti、Cr、Al等),构筑不同过渡层的GLC薄膜(如Ti、Cr、W等金属过渡层),在不同基体上(如不锈钢、高速钢、陶瓷等基底)构筑GLC薄膜,优化制备工艺方面来提高其机械性能和摩擦学性能,周围环境多集中于常温、大气、水、油、真空及海水环境,而对于高温环境下研究的成果较少。而对某些机械零部件,如航空发动机主轴轴承多处于高温、高速及高载等苛刻工况下,当轴承长时间在此工况下服役,轴承各摩擦副间会产生巨大的瞬间高温,高温致使润滑剂失效、材料发生变性,最终导致摩擦副接触面发生失效,严重威胁航空器的飞行安全甚至造成机毁人亡的严重后果^[17-18]。在实际应用中,要保证GLC膜良好的减摩耐磨性能,还必须考虑其在高温环境下的摩擦学性能以及与基体的结合强度。M50钢是一种具有较好高温红韧性的轴承材料,热硬性好,广泛用于制备航空发动机主轴轴承的套圈,本文采用磁控

溅射技术在M50钢表面制备Ti掺杂的GLC膜,利用MFT-5000型多功能摩擦磨损试验机,研究Ti-GLC薄膜的高温摩擦学性能,找到其在高温环境下工作的最佳温度区域,为高温环境下轴承钢基体上GLC膜的实际应用奠定理论基础。

1 试验材料及方法

1.1 薄膜制备

试验材料选用P(100)型单晶硅片和M50钢样片($\Phi 30\text{ mm}\times 5\text{ mm}$),单晶硅片用于观察薄膜的微观结构,M50钢样片用于测试薄膜的机械性能和摩擦学性能,M50钢热处理后的硬度为HRC57~62,抛光后表面粗糙度 $R_a\leq 0.1\text{ }\mu\text{m}$ 。

镀膜设备采用UDP-700型闭合场非平衡磁控溅射系统,腔体对称安装4个尺寸相同的靶材(图1),其中1、3靶为Ti靶($\geq 99\text{ wt}\%$),2、4靶为石墨靶(99.99wt%)。镀膜前将试样依次放入丙酮、乙醇中超声波清洗15 min,将试样烘干后放入真空室,将需要镀膜的表面面向靶材安装,当真空腔内真空度达1.5 mPa时开始镀膜,具体的镀膜工艺参数见表1。

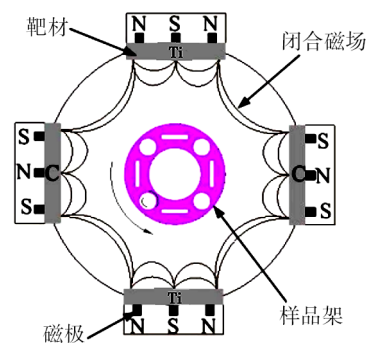


图1 磁控溅射靶材位置示意图

Fig. 1 Schematic diagram of target installation position

表1 Ti-GLC薄膜的沉积参数

Tab. 1 Processing parameters of Ti-GLC film

工艺	时间 /min	电流/A		偏压 /V
		C靶	Ti靶	
基体清洗	20	0	0.3	200~400
靶材清洗	5	0	0.3~5	120~80
打底层	10	0.2	5	80~60
过渡层	30	0.2~5	5~0.2	60
Ti-GLC薄膜	320	5	0.2	60

1.2 薄膜结构表征及性能测试

利用JSM-5610LV型扫描电子显微镜(SEM)观察薄膜的表面和截面形貌;采用法国Jobin Yvon公司的HR800型Raman光谱仪对薄膜进行结构分析,激光波长为514 nm。利用Nanomechanics公司的iNano型纳米压痕仪(Berkovich压头,120°锥角)测试薄膜的硬度及弹性模量,加载力为10 mN,加载速度为20 mN/min,压入深度为薄膜厚度的1/10~1/5,每个试样

测量5次,取平均值。采用美国Rtec公司的UST-2划痕仪测试薄膜与基体的结合力,金刚石钻头顶角为 120° ,载荷设定为0~80 N,划痕速度为0.1 mm/s,划痕长度设为6 mm。利用美国Rtec公司的MFT-5000型多功能摩擦磨损试验机测试薄膜的摩擦磨损性能,采用球-盘接触模式,加载力为20 N,线速度分别为100、150、200 mm/s(转速318.3 r/min,对应的旋转半径分别为3、4.5、6 mm),温度分别为25、150、200、250、300 $^\circ\text{C}$,试验时间为60 min,配对的摩擦副为 $\Phi 6$ mm的 Al_2O_3 陶瓷球,摩擦方式为干摩擦。

利用白光干涉仪观察磨痕形貌,并按式(1)计算薄膜的比磨损率:

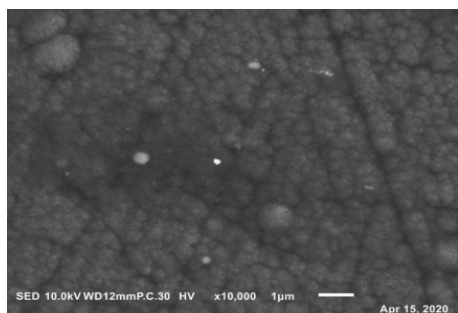
$$W = \frac{S2\pi R}{vTF} \quad (1)$$

式中, S 为磨痕截面面积; R 为磨痕回转半径; v 为磨损线速度; T 为磨损时间; F 为法向载荷。

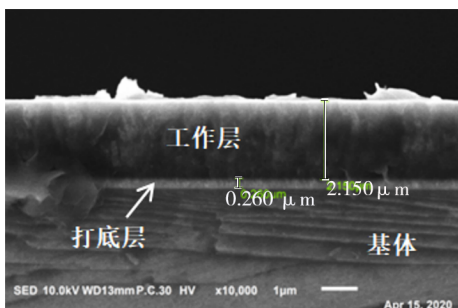
2 结果与讨论

2.1 薄膜的微观形貌

图2为Ti-GLC薄膜的表面及截面形貌的SEM照片。可见,Ti-GLC薄膜呈现“菜花”状形貌,表面的颗粒状形貌明显,且伴有一些较大的颗粒,颗粒间的间隙清晰可见。观察其截面形貌发现,Ti-GLC膜呈柱状生长,膜层致密,未出现孔洞等明显的缺陷;膜层总厚度为 $2.41 \mu\text{m}$,可看出明显的两层结构,其中打底层为 $0.26 \mu\text{m}$ 厚的致密Ti层,顶层为掺Ti的GLC层,厚度为 $2.15 \mu\text{m}$ 。



(a) 表面形貌



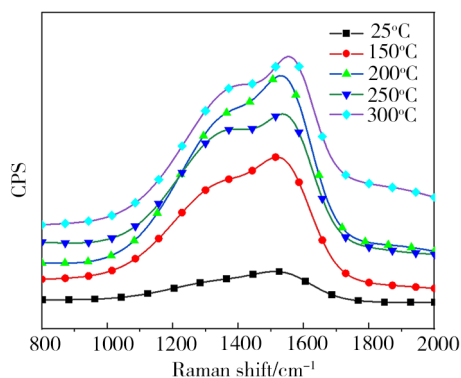
(b) 截面形貌

图2 Ti-GLC薄膜的微观形貌

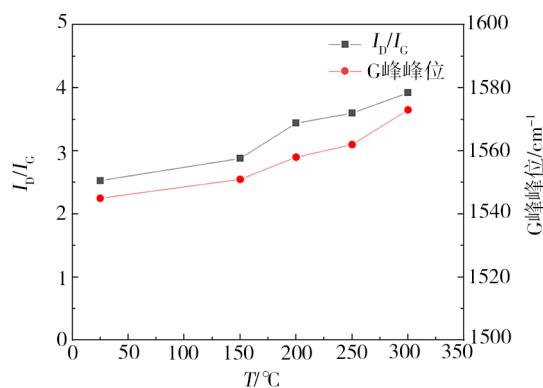
Fig. 2 Morphologies of Ti-GLC film

2.2 薄膜的Raman分析

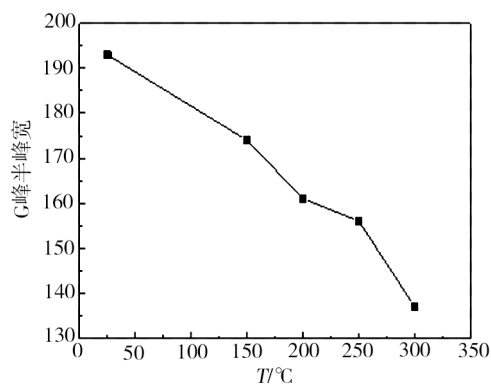
研究表明,GLC膜一般是由位于 1350 cm^{-1} 处的D峰(源于六元碳环团簇的呼吸振动)和 1560 cm^{-1} 处的G峰(源于碳环或碳链中 sp^2 原子对的伸缩振动)构成^[19]。对Raman光谱进行高斯拟合后所得到的D峰和G峰的积分面积的比值(I_D/I_G)可以直观地反映出 sp^2 环状结构的含量,其值越大, sp^2 键含量就越高;而G峰的半高宽(FWHM(G))和G峰的位置(Disp(G))则反映出碳基薄膜的无序度,其半峰宽越小,G峰中心越向右移,则所测区域 sp^2 含量团簇无序度、含量越大^[20-21]。对经过不同温度摩擦磨损试验后的试样表面未磨损区域进行拉曼光谱测试,结果如图3所示。



(a) 拉曼光谱



(b) I_D/I_G 及G峰峰位



(c) G峰半峰宽

图3 Ti-GLC薄膜在不同温度下的拉曼光谱分析

Fig. 3 Raman spectra analysis of Ti-GLC films at different temperatures

从图3(a)中可以看出,室温时,所镀Ti-GLC薄膜具有典型的碳基薄膜特征,即在 1500 cm^{-1} 附近具有一个不对称的宽峰;当温度升至 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,出现了两个相对独立的峰即D峰和G峰;随着温度的升高,这两个峰越来越明显,且G峰向高波数偏移。图3(b)(c)为高斯拟合后各个温度下的Ti-GLC膜的D峰和G峰的峰位以及 I_D/I_G 的比值变化。可知,随着温度的升高,G峰中心右移,G峰半峰宽逐渐减小, I_D/I_G 值增大,表明随着温度的升高,GLC薄膜中 sp^2 键含量在增加。在 $25\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 内,两峰的积分强度比值增大程度比较缓慢,这说明GLC膜只发生了轻微的石墨化;在 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,两峰积分强度比值迅速增大,表明在此温度下GLC膜的石墨化现象较为严重。

2.3 薄膜的硬度和弹性模量

Ti-GLC薄膜在不同温度下的硬度和弹性模量见图4。可以看出,随着温度的升高,Ti-GLC薄膜的硬度和弹性模量均逐渐降低。表明GLC薄膜的硬度与其 sp^2 杂化键和 sp^3 杂化键的相对含量有关,一般来说, sp^2 键的含量越高,其硬度和弹性模量就越低^[22]。从前面的Raman分析结果可知,随着温度升高,Ti-GLC薄膜中的 sp^2 含量逐渐增大,致使薄膜的硬度和弹性模量随着温度的升高而降低。

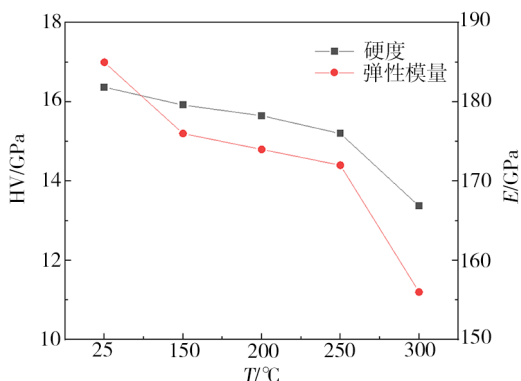


图4 Ti-GLC薄膜在不同温度下的硬度和弹性模量

Fig. 4 Hardness and modulus of Ti-GLC films at different temperatures

2.4 薄膜的结合力

薄膜的结合强度对薄膜稳定性、使用寿命和综合性能起着决定性的作用,采用划痕法来评价薄膜与基底的结合强度。通过压头划过薄膜的摩擦力的突变,同时参考在光学显微镜下观察的薄膜划痕形貌,将薄膜完全剥落的载荷定义为临界载荷。从划痕结合力曲线(图5)与划痕光学形貌(图6)可以看出,当磨损温度从 $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ 升到 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$,Ti-GLC薄膜的临界载荷依次为67、65、64.8、63、56 N,随着温度的升高,薄膜结合力有所降低,特别是 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,划痕周边出现一些剥落的小碎片,临界载荷降幅较大。

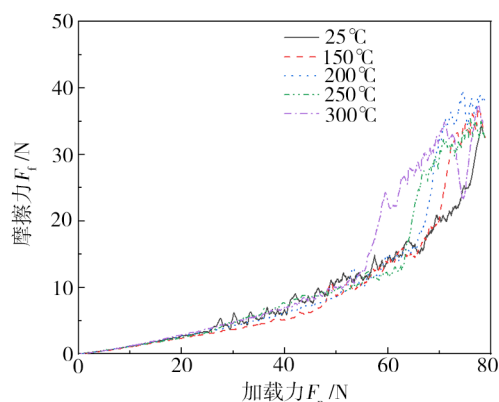


图5 不同温度下Ti-GLC膜的划痕曲线

Fig. 5 Scratch curves Ti-GLC films at different temperatures

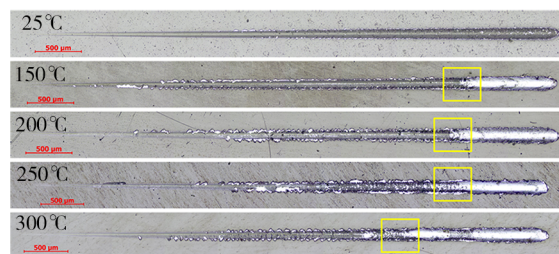


图6 不同温度下Ti-GLC膜的划痕光镜形貌

Fig. 6 The scratch morphologies of Ti-GLC films at different temperatures

2.5 薄膜的高温摩擦学性能

Ti-GLC薄膜在不同摩擦磨损温度和滑动速度下的摩擦因数见图7。在摩擦开始阶段,薄膜的摩擦因数曲线波动较大,此时摩擦副处于磨合期,薄膜表面不太光滑,有微小的凸起,对摩擦有阻碍作用。随着摩擦的进行,这些微小凸起被逐渐磨平,并在对磨表面形成有效的转移膜,从而使其摩擦因数减小并形成比较稳定的摩擦。3种速度下,在 $25\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$,随着温度的升高,薄膜的摩擦因数与室温磨损时变化不大,保持在0.06左右,结合前面的Raman分析结果,在 $25\sim 200\text{ }^{\circ}\text{C}$,GLC薄膜仅发生了轻微的石墨化,薄膜成分结构变化不大,依然保持常温磨损时优异的减摩性能;在 $200\sim 300\text{ }^{\circ}\text{C}$,薄膜的摩擦因数随温度升高而明显增大。分析Ti-GLC薄膜在不同温度、速度下的平均摩擦因数[图7(d)]发现,当温度 $<250\text{ }^{\circ}\text{C}$,薄膜的摩擦因数随速度增大变化不大,其值均小于0.1;而当温度超过 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$ 升至 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,薄膜的摩擦因数随滑动速度的增大而增大,当速度达到 200 mm/s [图7(c)],摩擦因数处于较高水平,并剧烈波动,表明在此工况下薄膜的稳定性变差,这是由于Ti-GLC薄膜在摩擦过程中发生局部脆裂[薄膜的剥落,图10(e)]形成微小磨粒参与摩擦,并破坏了转移膜,导致其摩擦因数增大并剧烈波动。另一方面在有氧的高温环境中,C与O可形成挥发温度极低的 $\text{CO}_{0.15}\sim\text{CO}_{0.18}$ 相, $\text{CO}_{0.15}\sim\text{CO}_{0.18}$ 相不仅导致碳膜中C的损失,

影响摩擦副表面滑移膜的正常形成,同时 $\text{CO}_{0.15}$ - $\text{CO}_{0.18}$ 相挥发也会使碳膜结构疏松,容易磨损开裂^[23]。由于磨损面C含量较少(表2),使得薄膜与对

偶面产生的转移膜较少,随着摩擦的进行,磨球与薄膜接触面变得粗糙,破坏了转移膜的连续性,导致 300 °C 时的摩擦因数比其他温度下的高。

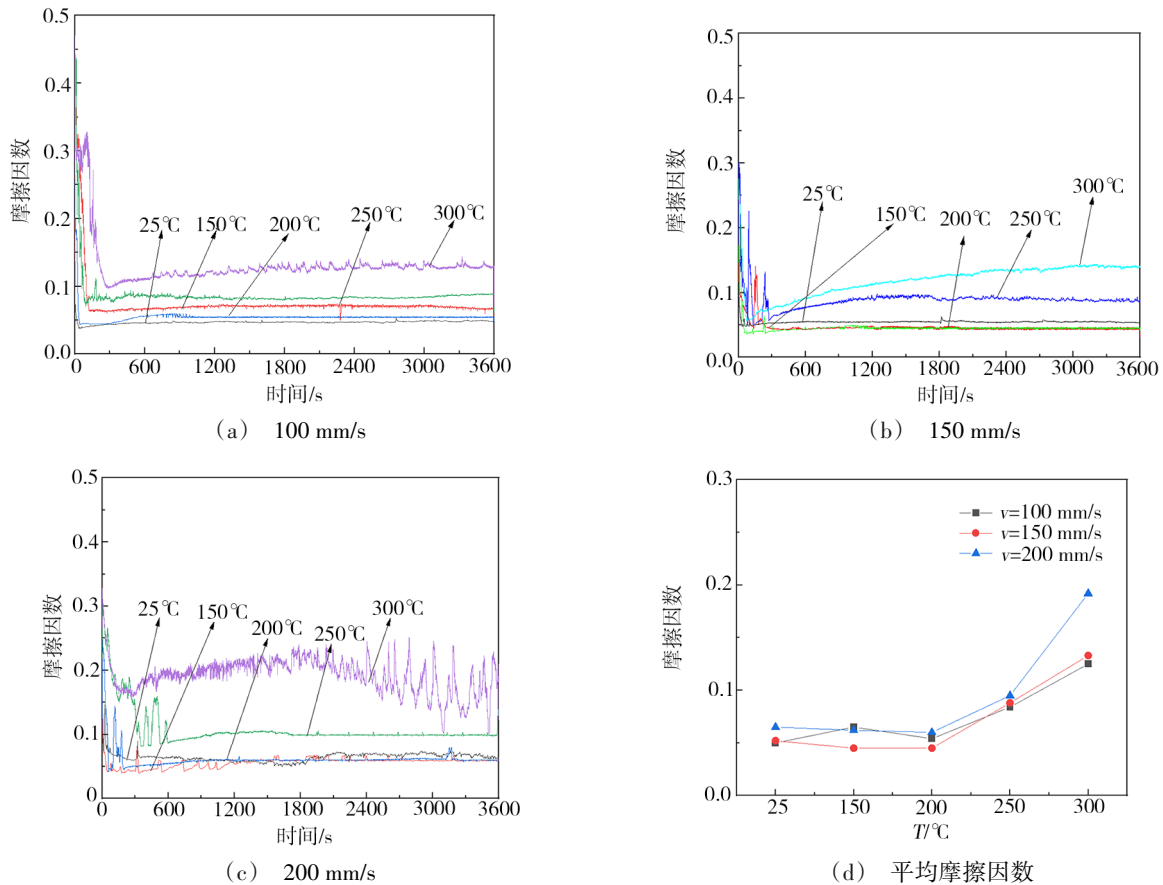


图7 不同速度下Ti-GLC薄膜的摩擦因数曲线及平均摩擦因数($F=20\text{ N}$)

Fig. 7 Friction coefficient curves and average friction coefficients of Ti-GLC at different speeds

图8列出了不同温度和速度下Ti-GLC薄膜与 Al_2O_3 球对磨的磨损率,数值在 $(2\sim 60)\times 10^{-17}\text{ m}^3/\text{N}\cdot\text{m}$ 。可见,随着速度增大,不同温度下薄膜的磨损率均逐渐增加。在3种速度下,温度从室温升到 150 °C,薄膜的磨损率增加,在 200 °C 时有所降低,之后随着磨损温度的升高,磨损率又逐渐增大,尤其是 300 °C、高

速(200 mm/s)下磨损率急剧增大。观察高速(200 mm/s)时各磨损温度下Ti-GLC薄膜的磨痕曲线(图9)、试样及对偶 Al_2O_3 球的磨损表面形貌(图10),发现薄膜在 150~300 °C 磨损后的磨痕深度、磨痕宽度均大于室温磨损,且磨痕的宽度随着磨损温度的升高不断增大,磨损程度随磨损温度的升高不断加重。

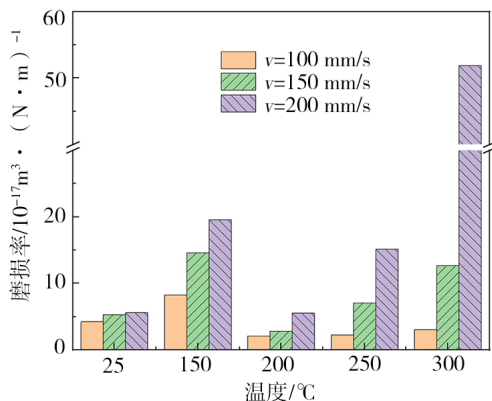


图8 不同温度和速度下Ti-GLC薄膜与 Al_2O_3 球对磨的磨损率
Fig. 8 Wear rates of Ti-GLC film against Al_2O_3 ball at different temperatures and speeds

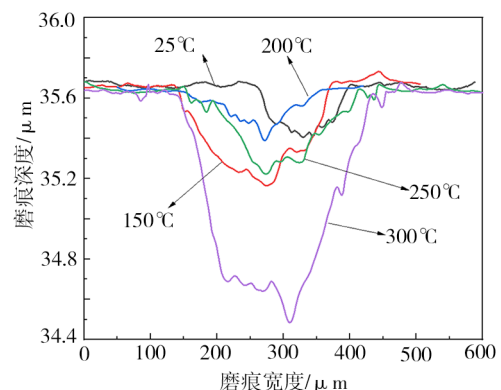


图9 Ti-GLC膜在不同温度下的磨痕轮廓曲线($v=200\text{ mm/s}$)
Fig. 9 Wear scar curves of Ti-GLC film at different temperatures($v=200\text{ mm/s}$)

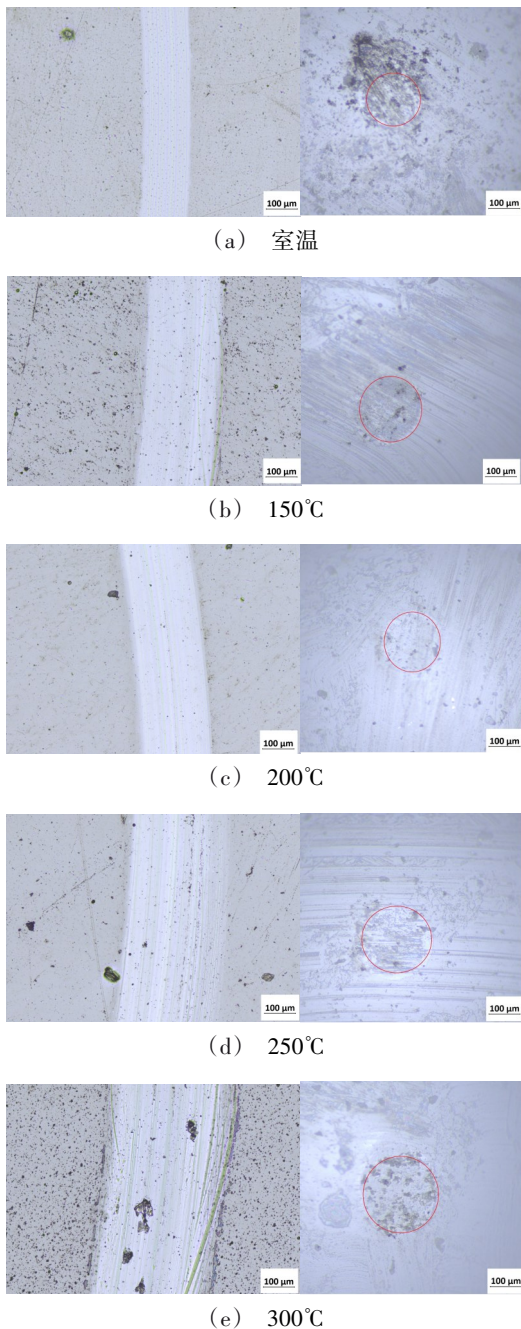


图10 Ti-GLC膜及对偶球在不同温度下的磨损形貌($v=200\text{ mm/s}$)

Fig. 10 Wear morphologies of Ti-GLC films against Al_2O_3 ball at different temperatures ($v=200\text{ mm/s}$)

室温磨损时, Ti-GLC薄膜磨损平整, 无明显犁沟, 薄膜磨损程度较轻, 对偶 Al_2O_3 球的磨斑直径最小; 150 °C时, 薄膜的表面磨损宽度增加, 出现轻微的犁沟, 为轻微的磨粒磨损; 当温度增大到 200 °C时, 上、下试样磨损表面都比较光滑, 只有轻微的几条犁沟, 磨痕也较浅, 磨痕宽度及磨斑直径仅次于常温磨损, 磨损率较低; 温度升至 250 °C, 磨痕深度和犁沟效应增大; 对磨痕表面进行EDS分析(表2)发现有少量的Al元素, 表明还伴随有轻微的黏着磨损。当温度进一步升高到 300 °C, Al_2O_3 球表面变得比较粗糙, 磨痕变宽, 犁沟明显, 磨痕深度急剧增大, 且磨痕表面

出现部分剥落, 结合前面的试验结果, 当温度达到 300 °C后, 增大的石墨化程度显著降低了薄膜的硬度和承载能力, 这些剥落的微小颗粒以极小面积作用于膜上, 增大了接触应力并加快了磨损。对磨痕表面进行EDS分析, 发现C的含量明显下降, 而Ti和O的含量明显增加(图11和表2), 说明薄膜发生了氧化反应, 薄膜表层的氧化亦导致膜层结构疏松, 薄膜力学性能变差, 从而加剧了薄膜的磨损, 使薄膜在 300 °C快速失效, 此时磨痕已达Ti打底层, 磨损形式为严重的磨粒磨损和氧化磨损。

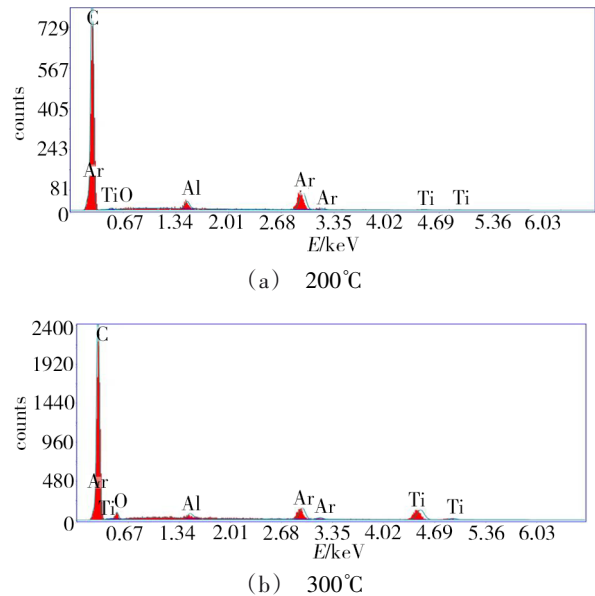


图11 不同温度下磨痕的EDS图($v=200\text{ mm/s}$)

Fig. 11 EDS spectrum of wear tracks at different temperatures($v=200\text{ mm/s}$)

表2 不同温度下Ti-GLC膜磨痕区的EDS分析($v=200\text{ mm/s}$)

Tab. 2 EDS spectrum analysis of wear tracks at different temperatures ($v=200\text{ mm/s}$)

温度/°C	C	O	Al	Ti	wt%
25	85.59	0.9	1.47	0.53	
150	85.38	1.34	1.89	0.83	
200	85.49	0.65	1.48	0.76	
250	85.90	1.06	1.6	1.18	
300	69.91	3.82	1.06	18.10	

3 结论

(1) 采用磁控溅射制备的Ti-GLC膜呈柱状生长取向, 膜层致密; 随摩擦磨损温度升高, 薄膜中 sp^2 键含量逐渐增多, 石墨化程度加重, 硬度和弹性模量逐渐降低; 膜基结合强度也降低, 薄膜力学性能变差。

(2) 在 25 ~ 200 °C内, 随着温度的升高, Ti-GLC薄膜与 Al_2O_3 球对磨时的摩擦因数与室温磨损时变化不大, 保持在 0.06 左右, 具有良好的减摩性能; 在 200 ~ 300 °C, 薄膜的摩擦因数随温度升高而明显增大。3种不同滑动速度下, Ti-GLC薄膜在 150~300 °C

磨损后的磨损率均大于室温磨损率,但 200 °C 时薄膜仍保持优异的低摩擦与耐磨损性能,25 ~ 200 °C 为 Ti-GLC 薄膜的最佳服役温度区域。

(3) 随着温度的升高,由于薄膜表面的石墨化和氧化的耦合作用,磨损形式由轻微的黏着磨损和磨粒磨损逐渐转变为严重的磨粒磨损和氧化磨损。

参考文献

[1] HE G Y, ZHU X D, HE W F, et al. GLC coating improving the wear resistance of aeroengine bearings in insufficient lubrication [J]. *Applied Mechanics and Materials*, 2013, 331: 48-51.

[2] YANG S, Li X, RENEVIER N M, et al. Tribological properties and wear mechanism of sputtered C/Cr coating [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2001, 142: 85-93.

[3] 王永欣,王立平,薛群基. 金属掺杂高硬度类石墨薄膜结构及其摩擦学性能研究[J]. *摩擦学学报*, 2011, 31(1): 72-77.

WANG Y X, WANG L P, XUE Q J. Microstructure and tribological performances of highly hard graphite-like carbon films doped with different metal [J]. *Tribology*, 2011, 31(1): 72-77.

[4] WANG Y X, WANG L P, XUE Q J. Influence of Ti target current on microstructure and properties of Ti-doped graphite-like carbon films [J]. *Transactions of the Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(6): 1372-1380.

[5] 赵文杰,王永欣,曾志翔,等. 铝掺杂类石墨薄膜的构筑及其摩擦学性能研究[J]. *润滑与密封*, 2011, 36(10): 20-24.

ZHAO W J, WANG Y X, ZENG Z X, et al. Fabrication and investigation of the tribological behaviors of Al-GLC films [J]. *Lubrication Engineering*, 2011, 36(10): 20-24.

[6] 丁兰,贺志勇,鲍明东,等. 不同 Ti 含量类石墨碳膜干摩擦磨损性能研究[J]. *表面技术*, 2017, 46(6): 131-137.

DING L, HE Z Y, BAO M D, et al. Dry friction and wear properties of graphite-like carbon films of different Ti content [J]. *Surface Technology*, 2017, 46(6): 131-137.

[7] WANG Y J, LI H X, JI L, et al. Microstructure, mechanical and tribological properties of graphite-like amorphous carbon films prepared by unbalanced magnetron sputtering [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2011, 205(8): 3058-3065.

[8] WANG Y J, LI H X, JI L, et al. Synthesis and characterization of titanium-containing graphite-like carbon films with low internal stress and superior tribological properties [J]. *Journal of Physics D Applied Physics*, 2012, 45(29): 556-563.

[9] 张学谦,黄美东,柯培玲,等. 偏压对类石墨非晶碳膜结构和机械性能的影响[J]. *天津师范大学学报(自然版)*, 2013, 33(2): 29-33.

ZHANG X Q, HUANG M D, KE P L, et al. Effect of substrate bias voltage on structure and mechanical properties of graphite-like carbon films [J]. *Journal of Tianjin Normal University (Natural Science Edition)*, 2013, 33(2): 29-33.

[10] WANG Y X, WANG L P, WANG S C, et al. Nanocomposite microstructure and environment self-adapted tribological properties of highly hard graphite-like film [J]. *Tribology Letters*, 2010, 40(3): 301-310.

[11] STALLARD J, MERCS D, JARRATT M, et al. A study of the tribological behaviour of three carbon-based coatings,

tested in air, water and oil environments at high loads [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2004, 177(03): 545-551.

[12] 王佳凡,王永欣,陈克选,等. Cr 掺杂对 GLC 薄膜结构及其摩擦学性能的影响[J]. *摩擦学学报*, 2015, 35(2): 206-213.

WANG J F, WANG Y X, CHEN K X et al. Effect of Cr doping on the microstructure and tribological performances of graphite-like carbon films [J], 2015, 35(2): 206-213.

[13] WANG Y X, WANG L P, XUE Q J. Improvement in the tribological performances of Si₃N₄, SiC and WC by graphite-like carbon films under dry and water-lubricated sliding conditions [J]. *Surface & Coatings Technology*, 2011, 205(8-9): 2770-2777.

[14] WANG Y X, WANG L P, XUE Q J. Controlling wear failure of graphite-like carbon film in aqueous environment: Two feasible approaches [J]. *Applied Surface Science*, 2011, 257(9): 4370-4376.

[15] WANG Y X, WANG L P, LI J L, et al. Tribological properties of graphite-like carbon coatings coupling with different metals in ambient air and water [J]. *Tribology International*, 2013, 60(8): 147-155.

[16] 王春婷. 海水环境高性能类石墨碳薄膜摩擦学研究 [D]. 黑龙江: 哈尔滨师范大学, 2015.

WANG C T. The tribological performances of high performance graphite-like carbon films in seawater environments [D]. Hei Long Jiang: Haerbin Normal University, 2015.

[17] 徐锐,沈献绍,范强,等. 航空发动机主轴球轴承失效分析[J]. *轴承*, 2012(6): 20-24.

XU R, SHEN X S, FAN Q. Failure analysis on aero-engine spindle ball bearings [J]. *Bearing*, 2012(6): 20-24.

[18] ZHENG D, CHEN W. Thermal performances on angular contact ball bearing of high-speed spindle considering structural constraints under oil-air lubrication [J]. *Tribology International*, 2017, 109: 593-601.

[19] WANG Q Z, ZHOU F, DING X D, et al. Structure and water-lubricated tribological properties of Cr/a-C coatings with different Cr contents [J]. *Tribology International*, 2013, 67: 104-115.

[20] SIEGAL M P, TALLANT D R, MARTINEZ-MIRANDA L J, et al. Nanostructural characterization of amorphous diamondlike carbon films [J]. *Physical Review B*, 2000, 61(15): 10451-10462.

[21] ZOU Y S, ZHOU K, WU Y F, et al. Structure, mechanical and tribological properties of diamond-like carbon films on aluminum alloy by arc ion plating [J]. *Vacuum*, 2012, 86: 1141-1146.

[22] 张永宏,马婕,蒋百灵. Cr 含量对类石墨碳涂层硬度及其价键结构的影响[J]. *材料热处理学报*, 2007, 28(4): 106-109.

ZHANG Y H, MA J, JIANG B L. Influence of Cr content on hardness and valence bond structure of graphite-like carbon coatings [J]. *Transactions of materials and heat treatment*, 2007, 28(4): 106-109.

[23] KULIKOVSKY V, BOHAC P, VORLICEK V, et al. Oxidation of graphite-like carbon films with different microhardness and density [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2003, 174-175: 290-295.