Ni-P/Ti/DLC 多层膜的摩擦磨损性能

唐昆[1]，谭可成[1]，张健[1]，彭文波[1]，朱勇建[2]，王宇[2]

（1.长沙理工大学 a.工程车辆轻量化与可靠性技术湖南省高校重点实验室，b.工程车辆安全性设计与可靠性技术湖南省重点实验室，长沙 410114；2.浙江科技学院 机械与汽车工程学院，杭州 310023）

摘 要：目的 研究摩擦速度、载荷及加热温度对 Ni-P/Ti/DLC 多层膜摩擦磨损性能的影响。**方法** 用化学镀镍磷工艺在模具钢基体表面镀上 Ni-P 层作切削层，采用过滤阴极真空电弧（FCVA）技术分别沉积 Ti 过渡层和 DLC 保护层。通过摩擦磨损实验，评价该多层膜的摩擦磨损性能。利用纳米压痕测试和拉曼光谱检测，研究该多层膜在不同加热温度下的硬度、弹性模量和结构成分。利用扫描电镜及表面轮廓仪分别对该多层膜的磨痕形貌和横截面轮廓进行分析。**结果** 随着摩擦速度的增大，Ni-P/Ti/DLC 多层膜的摩擦系数呈下降趋势，磨损率和磨损体积呈先减后增的趋势。不同载荷下的摩擦系数变化幅度较小，磨损率和磨损体积随着载荷的增大呈增加的趋势。随着加热温度的升高，摩擦系数呈下降趋势，磨损率和磨损体积呈先增后减的趋势。此外，随着加热温度的升高，多层膜表层 DLC 膜中石墨相逐渐增多，硬度和弹性模量随之呈先增后减的趋势。**结论** 较高摩擦速度下，多层膜表层 DLC 膜石墨化趋势增强，摩擦系数变化幅度较大，且表面磨痕宽度和深度显著增加，磨损加剧。多层膜中软质的 Ti 金属层和硬质的 DLC 层，能有效提高多层膜在高载荷下的摩擦磨损性能。随着加热温度的升高，多层膜表层 DLC 膜中石墨相逐渐增多，摩擦过程更易生成转移膜。

关键词：多层膜；摩擦速度；载荷；加热温度；摩擦磨损

中图分类号：TG174.44；TG115.5 **文献标识码：**A **文章编号：**1001-3660(2018)07-0059-08

DOI：10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2018.07.008

Friction and Wear Properties of Ni-P/Ti/DLC Multilayer Films

TANG Kun[1], *TAN Ke-cheng*[1], *ZHANG Jian*[1], *PENG Wen-bo*[1], *ZHU Yong-jian*[2], *WANG Yu*[2]

(1.a. Key Laboratory of Lightweight and Reliability Technology for Engineering Vehicle, Education Department of Hunan Province, b. Hunan Province Key Laboratory of Safety Design and Reliability Technology for Engineering Vehicle, Changsha University of Science and Technology, Changsha 410114, China; 2. School of Mechanical and Automotive Engineering, Zhejiang University of Science and Technology, Hangzhou 310023, China)

ABSTRACT: The work aims to study effects of sliding speed, normal load and heating temperature on friction and wear properties of Ni-P/Ti/DLC multilayer films. Ni-P layer was plated on die steel substrates by adopting electroless nickel-phosphate plating process, and Ti transition layer and DLC protective layer were deposited by adopting filtered cathodic vacuum arc tech-

收稿日期：2017-12-15；修订日期：2018-03-20

Received：2017-12-15；**Revised**：2018-03-20

基金项目：国家自然科学基金项目（51405034）；湖南省自然科学基金项目（2015JJ3014）；湖南省教育厅项目（15C0039）；工程车辆轻量化与可靠性技术湖南省高校重点实验室（长沙理工大学）开放基金资助项目（2017kfjj06）

Fund：Supported by the National Nature Science Foundation of China (51405034), Natural Science Foundation of Hunan Province, China (2015JJ3014), Research Foundation of Education Bureau of Hunan Province, China (15C0039) and Key Laboratory of Lightweight and Reliability Technology for Engineering Vehicle, Education Department of Hunan Province (Changsha University of Science & Technology) (2017kfjj06)

作者简介：唐昆（1980—），男，博士，讲师，主要研究方向为精密模压成型及表面工程。

Biography：TANG Kun (1980—), Male, Doctor, Lecturer, Research focus: precision molding and surface engineering.

nology individually. Friction and wear properties of the multilayer films were evaluated in friction and wear experiments. Hardness, elastic modulus and composition of the multilayer films at different heating temperature were characterized based upon nanoindentation test and Raman spectrum detection. Wear track morphology and cross-sectional profile of the multilayer films were also analyzed with scanning electron microscope (SEM) and surface profile instrument. As the sliding speed increased, friction coefficient of the multilayer films decreased, and wear rate and volume first reduced and then increased. Friction coefficient of multilayer films changed slightly at different normal loads, and wear rate and volume increased as normal load increased. As the heating temperature increased, the friction coefficient of multilayer films decreased, and wear rate and volume first increased and then decreased. In addition, at higher heating temperature, graphite phase gradually increased on DLC layer of the multilayer films, hardness and elastic modulus tended to first increase and then decrease. At higher slide speed, graphitization trend of the DLC layer intensifies, friction coefficient changes greatly, width and depth of wear tracks increase greatly, and wear is worse. Soft Ti metal layer and hard DLC layer in multilayer films can effectively improve friction and wear properties at high load. As heating temperature increases, graphite phase gradually increases in DLC layer, and transfer film is easier to be generated in friction process.

KEY WORDS: multilayer films; sliding speed; normal load; heating temperature; friction and wear

近年来，随着光电通信、航空航天、生物医药、军事等领域的迅速发展，各类不同形状（例如球面、非球面）的高精度小口径光学镜片在数码相机、照相手机、工业显微镜、CCD 摄像镜头、医用器械、热成像仪等产品中的需求量不断增大[1]。目前，高精度小口径光学镜片的大批量成形制造，根据镜片的材质，主要包括玻璃热压成型和塑料注射成型两种方法。而上述两种成形方法的关键，则是制造出高精度的成型模具，该类模具型腔要求在高温下能保持 PV 值 100 ~ 300 nm 的形状精度及纳米级的表面粗糙度。这就要求模具型腔表面在高温状态下，能保持较高的硬度、耐磨性及较好的化学稳定性、良好的脱模性能。为达到上述要求，业界目前主要采用耐热的超硬合金作为模具材料，或者采用模具钢作为基底，在此基础上涂覆一层保护膜[2]。

然而，采用上述两种模具材料时，存在以下问题[3]：1）超硬合金（例如碳化钨）只能通过超精密磨削的方式使模具型腔表面获得光学镜面，加工效率低，成本较高。2）模具钢材料可通过精密车削的方式加工，加工效率较高，但由于材料本身的性质，模具型腔表面难以获得光学镜面。3）模具钢材料与保护膜之间的膜基结合力难以保证，保护膜容易脱落。基于上述分析，本文考虑以模具钢为基体，在其表面镀上 Ni-P/Ti/DLC 多层膜，以解决上述问题，即：1）以模具钢作为模具型腔的基体，通过精密车削的方式获得型腔的基本形状。2）在模具钢基体上，首先通过化学镀镍磷工艺镀上一定厚度的高镍磷（Ni-P）层作为切削层，该层可通过超精密车削的方式加工获得光学镜面。3）在 Ni-P 层之上，镀上一层金属 Ti 作为过渡层，起到缓冲及增加膜基结合力的作用。4）最后镀上一层类金刚石 DLC 膜作为保护层，起到承载及保护光学镜面的作用。DLC 膜作为一种含有金刚石相（sp^3）和石墨相（sp^2）的非晶碳物质，具有较高的硬度、极低的摩擦系数及良好的化学惰性、耐磨性、热稳定性等一系列优点[4,5]，可实现上述目的。

在 DLC 膜与基底材料之间设计多层膜结构，能提高薄膜的承载能力及摩擦学性能。贺腾飞等[6]采用多靶射频磁控溅射方法，在 Si(100)衬底上制备不同调制周期的 MoS_2/DLC 多层薄膜，利用球-盘摩擦试验机考察薄膜在大气环境下的润滑性能。研究表明，在大气环境（相对湿度约 30%）下，该薄膜具有最低的摩擦系数（0.09）和最低的磨损率（1.34×10^{-7} $mm^3/(N\cdot m)$）。杨芳儿等[7]利用磁控溅射交替溅射 WS_2 和石墨靶，在 200 ℃的 Si 基体上制备了不同调制比的 WS_x/a-C 多层膜，研究其在大气环境中的摩擦性能，发现调制比为 1∶39 的多层膜的摩擦学性能最佳，其磨损率约为 6.1×10^{-15} $m^3/(N\cdot m)$。Honei Chin[8]通过射频磁控溅射方法，在 Si(100)衬底上制备了 DLC/BN 多层膜，研究发现，相比单层 DLC 和 BN 膜，多层膜具有更好的弹性变形能力和抵抗剪切作用，能极大地提高抗磨损能力。S. Gayathri[9]采用激光脉冲在 AISI 304 钢基底上沉积了 DLC/TM 多层膜，发现在摩擦过程中，摩擦界面之间能快速形成转移膜，极大降低薄膜摩擦系数。Yunfeng Wang[10]采用非平衡磁控溅射技术在 Si(100)面上制备了 TiC(Ag)/a-C:H 多层膜，研究发现，在真空环境下，由于薄膜表面 Ag 团簇，具有低剪切强度，且摩擦过程中 Ag 会转移到摩擦界面之间充当润滑相，使薄膜获得极低的摩擦系数。上述研究表明，多层膜结构能显著改善薄膜的摩擦磨损性能。但上述研究工作都只对多层膜在单一条件下的摩擦磨损性能做了表征，未能综合研究多层膜在不同影响因素下的摩擦磨损性能变化。

根据以上考虑，本文以模具钢为基体，制备了 Ni-P/Ti/DLC 多层膜，采用摩擦磨损试验机，研究了摩擦速度、载荷及加热温度对多层膜摩擦磨损性能的影响。同时，结合扫描电镜和表面轮廓仪对磨痕微观

形貌和横截面轮廓进行观测。采用拉曼光谱和纳米压痕分别检测其表层结构成分、硬度及弹性模量，对其摩擦学行为及磨损机理进行了探讨，为上述光学模具制备方法的工程应用提供理论与实验依据。

1　实验与方法

1.1　试样制备

试样选用瑞典胜百 STAVAX（S136）高级不锈模具钢作为基体材料，其直径为 16 mm，厚度为 13.9 mm。对抛光处理后的试样基体上端面，采用化学镀镍磷工艺镀上一层厚度为 300 μm 的 Ni-P（P 的质量分数为 11%）作为切削层。采用 Nanonform 250 五轴超精密机床，对试样的 Ni-P 层进行单点金刚石车削，并车削至 200 μm，获得光学镜面，其表面粗糙度 *Ra* 达到 10 nm 以下。Ni-P 层经超精密车削后，采用单腔体镀膜系统（BFSI0805），通过过滤阴极真空电弧（FCVA）技术，在其表面分别沉积 Ti 过渡层和 DLC 保护层，其厚度分别为 0.4 μm 及 1.2 μm，以纯度为 99.99%的 Ti 靶作为 Ti 过渡层靶材，氩气和 CH_4 作为工作气体，其中 CH_4 气体作为 DLC 膜的碳源。Ti 及 DLC 层的　具体沉积参数如表 1 所示，完成沉积后的试样如图 1 所示。

表 1　Ti 和 DLC 薄膜沉积参数
Tab.1 Deposition parameters for Ti and DLC film

Parameters	Ti	DLC
Bias/V	Pulsed 1000	DC80
Arc current/A	55	45
Ar gas flow rate/(mL·min^{-1})	70	100
CH_4 gas flow rate/(mL·min^{-1})		100
Arc voltage/V	28	0



图 1　试样
Fig.1 Sample

试样制备完成后，对其中 4 个试样分别均匀加热至 100、200、300、400 ℃，升温速率设置为 1.5 ℃/min，保温时间为 1 h，最后随炉冷却到室温。未经热处理试样标记为 25 ℃。

1.2　摩擦磨损实验及试样表征

摩擦磨损实验采用 HRS-2M 高速往复摩擦磨损试验机，在大气环境中，以直径为 6 mm 的 SiC 圆球作为摩擦副，分别研究了载荷、摩擦速度和加热温度对 Ni-P/Ti/DLC 多层膜摩擦磨损性能的影响。摩擦磨损实验的参数如表 2 所示。

表 2　摩擦磨损实验参数
Tab.2 Parameters of friction and wear experiments

Slide speed/(r·min^{-1})	Normal load/N	Heating temperature/℃
300、600、900	10	25
600	10、20、30、40	25
600	20	25、100、200、300、400

实验完成后，采用 JSM-5610LV 扫描电镜对磨痕形貌进行观察，并且用 nanofocus 表面轮廓仪测定磨痕深度，通过磨痕深度计算出磨损体积，计算公式见式（1）。

$$V=\left(r^2\arccos\left(\frac{r-h}{r}\right)-(r-h)\sqrt{2rh-h^2}\right)\times l \tag{1}$$

式（1）中：r 为摩擦副 SiC 圆球的半径（mm）；l 为磨痕长度（mm）；h 为磨痕深度平均值（mm）。

磨损率由磨损体积与摩擦载荷 × 摩擦路程的比值表示，见公式（2）。

$$W=\frac{V}{NL} \tag{2}$$

式（2）中：V 为磨损体积（mm^3）；L 为摩擦副相对材料的位移（mm）；N 为摩擦载荷（N）。

同时，采用 BRUKER-SENTERRA 型显微激光共焦拉曼光谱仪分析各试样多层膜的结构成分。采用美国 Hysitron Tribo-Indenter 纳米压痕测试系统检测各试样多层膜的硬度及弹性模量。

2　结果与讨论

2.1　摩擦速度对摩擦磨损性能的影响

图 2 所示为载荷 10 N 时，Ni-P/Ti/DLC 多层膜在不同摩擦速度下的摩擦系数。随着摩擦速度的增大，摩擦系数曲线整体呈下降趋势，摩擦速度 300、600、900 r/min 条件下的平均摩擦系数分别为 0.089、0.078 和 0.047，且 600~900 r/min 速度区间内的摩擦系数下降幅度较大。

图 3 所示为载荷 10 N 时，Ni-P/Ti/DLC 多层膜在不同摩擦速度下的磨损率和磨损体积曲线，两者随摩擦速度的增大，均呈现先减后增的趋势。同时，磨损

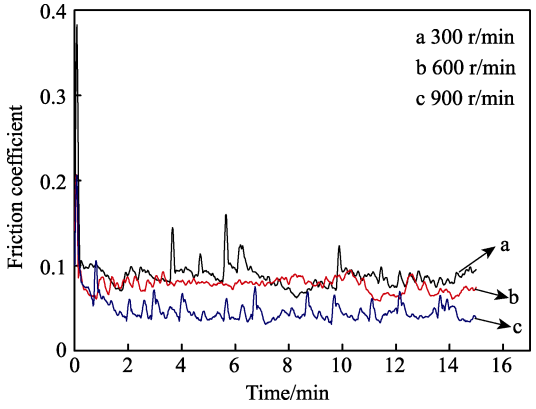


图 2　不同速度下 Ni-P/Ti/DLC 多层膜的摩擦系数

Fig.2 Friction coefficients of Ni-P/Ti/DLC multilayer films at different speed

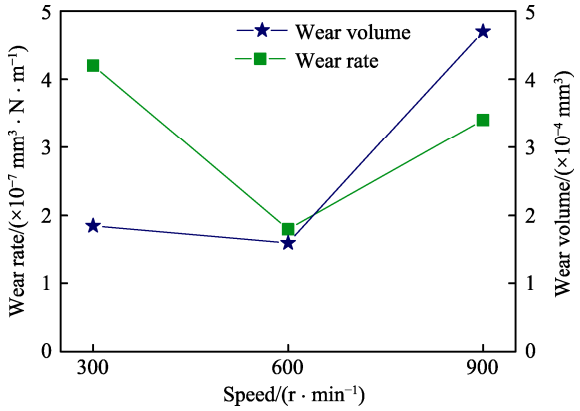


图 3　不同速度下 Ni-P/Ti/DLC 多层膜的磨损率和磨损体积

Fig.3 Wear rate and volume of Ni-P/Ti/DLC multilayer films at different slide speed

体积曲线在 300~600 r/min 段较为平缓，但在 600~ 900 r/min 阶段发生转折，且具有较大斜率，磨损加剧。上述现象产生的原因是，多层膜表层 DLC 膜石墨化的发生是有条件的，而摩擦界面温度是决定其 sp^3（C—H/C—C）向 sp^2（C═C）转化的一个重要因素[11]，且含氢 DLC 薄膜对空气中活泼气体分子具有吸附作用[12,13]。摩擦速度在 300~600 r/min 时，摩擦界面的温度不足以导致石墨化的发生，且此时摩擦表面暴露时间较长，表面吸附的气体分子较多，导致摩擦系数较高。随着摩擦速度的增大，累积的摩擦热持续增加。在 600~900 r/min 时，摩擦界面温度达到 sp^3 键向 sp^2 键转化的条件，表层 DLC 膜发生石墨化，且摩擦表面暴露时间较短，表面吸附的气体分子较少，导致摩擦系数大幅度降低，而石墨化的产生导致薄 膜硬度降低同时表面氧化反应被抑制，加剧了薄膜 磨损。

图 4 为载荷 10 N 时，Ni-P/Ti/DLC 多层膜在不同摩擦速度下的横截面轮廓图。如图所示，摩擦速度为 900 r/min 时，多层膜表面的磨痕宽度和深度明显增加，进一步说明了此时磨损的加剧。

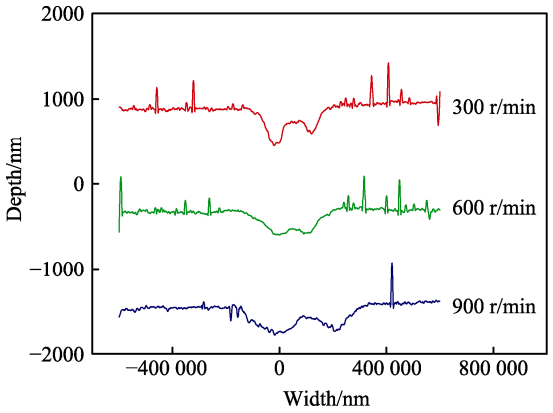


图 4　不同速度下薄膜磨痕横截面轮廓曲线

Fig.4 Cross-sectional profile curves of wear tracks at different sliding speed

2.2　载荷对摩擦磨损性能的影响

图 5 为转速 600 r/min 时，Ni-P/Ti/DLC 多层膜在不同载荷下的摩擦系数。如图所示，多层膜在不同载荷下的摩擦系数变化幅度较小，其整体变化区间为 0.05~0.07。其原因在于，本文制备的多层膜具有软质的 Ti 金属层+硬质的 DLC 层的结构，其中硬质的 DLC 层能起到良好的承载作用，而软质 Ti 层易于屈服，且具有较好的延展性，从而使摩擦过程中的接触面积增加，降低了接触应力和摩擦系数，起到一定的润滑减摩作用。同时，在摩擦测试初始阶段，高载荷下（30、40 N）的摩擦系数较低载荷下（10、20 N）的更小。随着时间的延长，高载荷（30、40 N）下的摩擦系数逐渐增大，而低载荷（10、20 N）下的摩擦系数逐渐减小后趋于平稳。其原因在于，高载荷摩擦过程中摩擦升温和接触应力更大，磨屑能被快速碾平形成磨痕，转移膜能快速形成并降低摩擦系数；但随着摩擦时间的延长，高接触应力和剪切应力的共同作用使摩擦球表面转移膜厚度减小，从而摩擦系数逐渐升高。

图 6 为转速 600 r/min 时，Ni-P/Ti/DLC 多层膜在

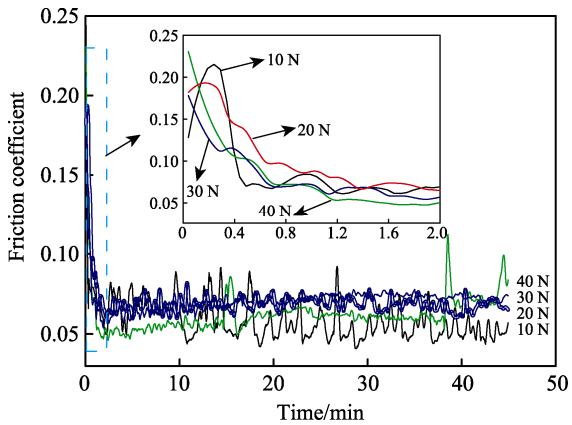


图 5　不同载荷下 Ni-P/Ti/DLC 多层膜的摩擦系数

Fig.5 Friction coefficients of Ni-P/Ti/DLC multilayer films at different normal load

不同载荷下的磨损率和磨损体积曲线，其磨损率和磨损体积随着载荷的增大，整体呈增加的趋势。图 7 和图 8 分别为各载荷下磨痕的横截面轮廓曲线及 SEM 微观形貌图。如图所示，随着载荷的增加，多层膜表面磨痕的深度显著增加，从 10 N 时的 1.14 μm 增至 40 N 的 11 μm 左右。当载荷为 10 N 时，磨痕光滑且无犁沟；20 N 时，多层膜表面磨痕较光滑，但内部出现轻微的犁沟；30 N 时，多层膜表面磨痕内部存在明显的犁沟，且局部出现轻微破裂；当载荷达到 40 N 时，磨痕内部犁沟加深，Ni-P/Ti/DLC 多层膜出现破损，且磨痕两侧出现大量磨屑堆积。上述现象说明，高载荷条件下，摩擦球的过大挤压应力导致摩擦过程中多层膜中的软质 Ti 层发生承载失效，DLC 层被磨破，细小硬质颗粒存留于摩擦界面之间，导致切向摩擦阻力和摩擦系数的增大。此外，残留在摩擦界面的非润滑相产生磨料磨损，加剧薄膜磨损。

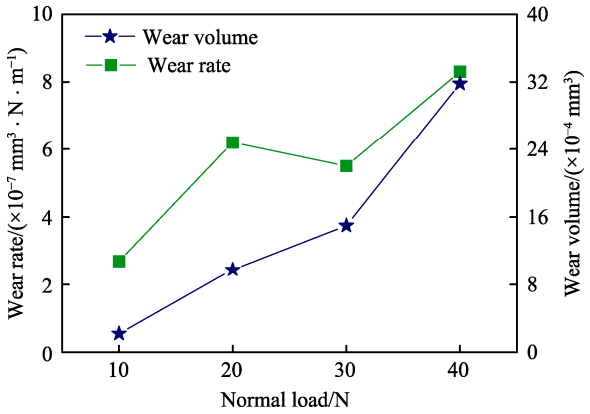


图 6　不同载荷下 Ni-P/Ti/DLC 多层膜的磨损率和磨损体积

Fig.6 Wear rate and volume of Ni-P/Ti/DLC multilayer films at different slide speed

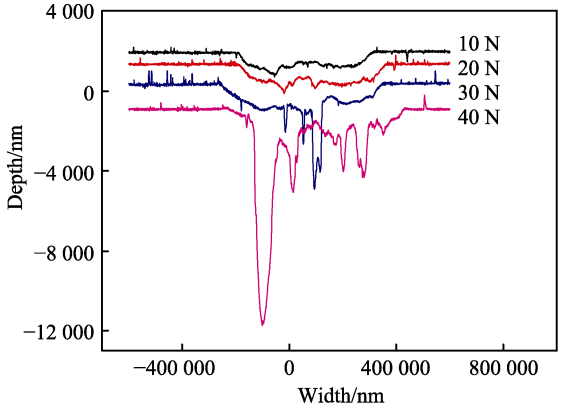


图 7　不同载荷下薄膜磨痕横截面轮廓曲线

Fig.7 Cross-sectional profile curves of wear tracks at different normal load

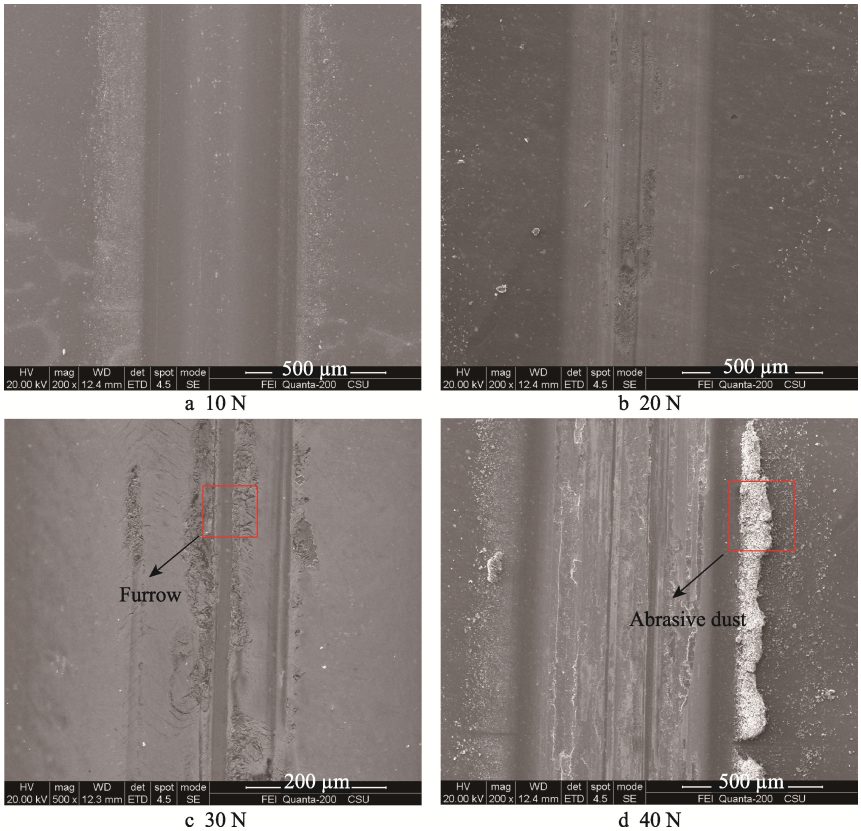


图 8　不同载荷下磨痕 SEM 微观形貌

Fig.8 Microstructure of wear tracks at different normal load

2.3　加热温度对摩擦磨损性能的影响

图 9 为载荷 20 N、转速 600 r/min 时，Ni-P/Ti/DLC 多层膜在不同加热温度下的摩擦系数。随加热温度的升高，摩擦系数整体呈下降趋势，且多层膜在 25、100、200、300、400 ℃的平均摩擦系数分别为 0.069、

0.065、0.063、0.07、0.061。

图 10 所示为 Ni-P/Ti/DLC 多层膜表层 DLC 膜的拉曼光谱。DLC 膜拉曼光谱的显著特点在于，其 1350、1580 cm^{-1} 处分别存在明显的肩峰（D 峰及 G 峰），通过两者的积分强度比 A_D/A_G，可间接反映膜层 sp^3 键与 sp^2 键的比值，且 A_D/A_G 比值越大，涂层中 sp^3 键的含量越少[14-16]。表 3 为不同加热温度下 Ni-P/Ti/DLC 多层膜表层 DLC 膜的拉曼测试结果。随加热温度的增大，A_D/A_G 增大，说明表层 DLC 薄膜中 sp^3 键含量降低，而石墨相则逐渐增多，因此 Ni-P/Ti/DLC 多层膜在摩擦过程中更容易生成转移膜，导致摩擦系数降低。同时，300 ℃时多层膜表面磨痕深度约 2.8 μm，说明其表层 DLC 薄膜已被磨破（图 11 所示），致使表面粗糙度增加，从而使摩擦系数上升。而 400 ℃时，虽然表层 DLC 薄膜也被磨破，但其 A_D/A_G 值达到 3.7，说明表层 DLC 薄膜石墨化程度较大，摩擦过程易于形成转移膜，导致摩擦系数降低。表 4 为 Ni-P/Ti/DLC 多层膜在不同加热温度下的硬度。300 ℃之前，多层膜硬度随温度的升高而增大；400 ℃时，由于表层 DLC 膜石墨化的加剧，硬度降低。

图 12 和图 13 分别为载荷 20 N、转速 600 r/min

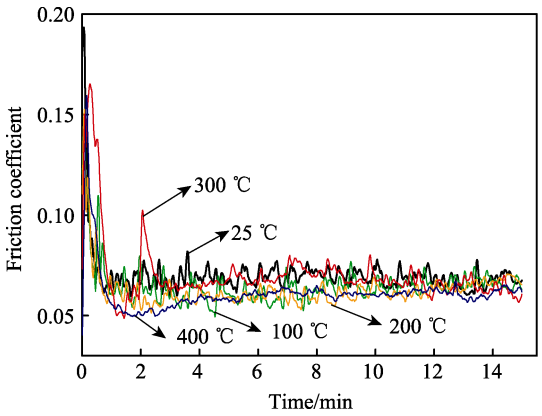


图 9　不同加热温度下 Ni-P/Ti/DLC 多层膜的摩擦系数

Fig.9 Friction coefficients of Ni-P/Ti/DLC multilayer films at different temperature

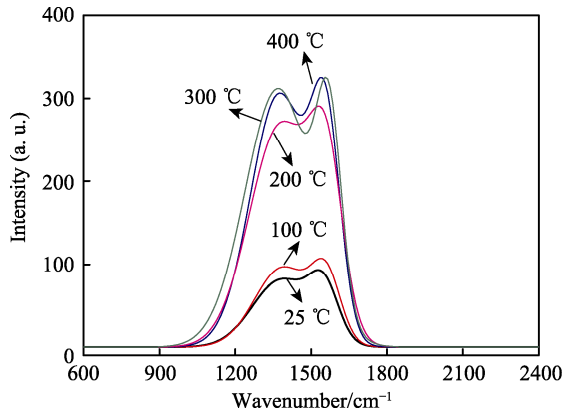


图 10　不同热循环温度下拉曼光谱结果

Fig.10 Raman spectra results at different heating temperature

表 3　不同加热温度下 DLC 膜的拉曼测试结果

Tab.3 Raman test results of DLC film at different temperature

Temperature/℃	D Peak	G Peak	A_D/A_G
25	1384.14	1554.61	2.36
100	1388.38	1560.65	2.53
200	1383.96	1559.4	2.66
300	1380.33	1561.8	2.81
400	1369.6	1571.3	3.7

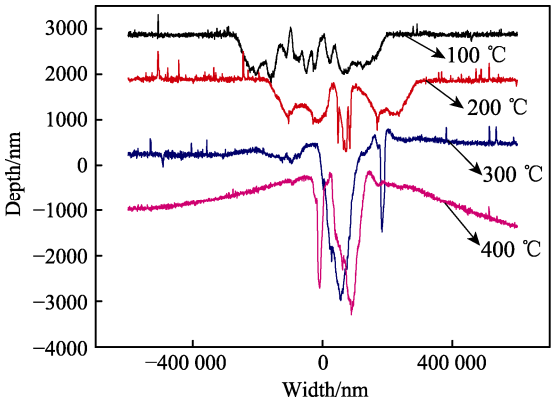


图 11　不同加热温度下薄膜磨痕横截面轮廓曲线

Fig.11 Cross-sectional profile curves of wear tracks at different heating temperature

表 4　不同加热温度下 Ni-P/Ti/DLC 多层膜的硬度和弹性模量

Tab.4 Hardness and elastic modulus of Ni-P/Ti/DLC multilayer films at different temperature

Temperature/℃	Hardness/GPa	Modulus/GPa
25	21.67	140.04
100	22.61	164.42
200	27.30	174.34
300	29.89	186.75
400	23.81	180.97

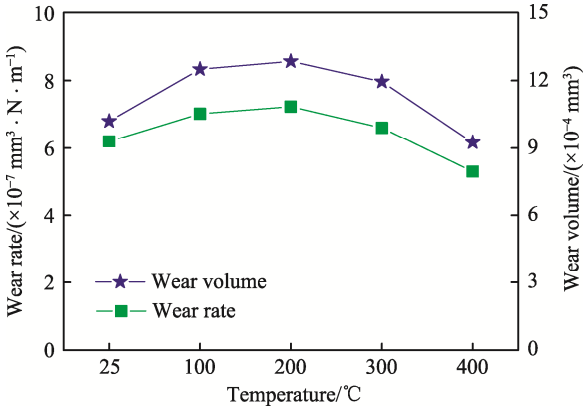
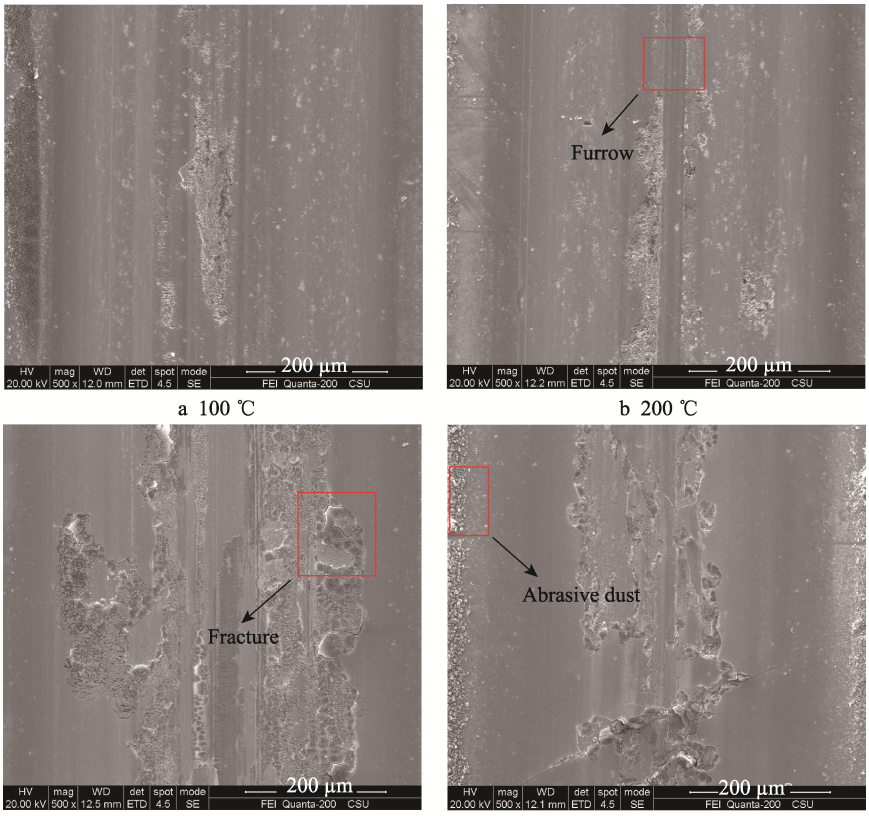


图 12　不同加热温度下 Ni-P/Ti/DLC 多层膜的磨损率和磨损体积

Fig.12 Wear rate and volume of Ni-P/Ti/DLC multilayer film at different heating temperature



a 100 ℃　　b 200 ℃

c 300 ℃　　d 400 ℃

图 13　不同加热温度下磨痕的微观形貌

Fig.13 Microstructure of wear tracks at different heating temperature

时，Ni-P/Ti/DLC 多层膜在不同加热温度下的磨损率、磨损体积以及磨痕的微观形貌图。随温度的升高，磨损率和磨损体积均呈先增后减的趋势。其原因在于，加热温度在 200 ℃以下时，表层 DLC 薄膜中石墨相较少，转移膜形成较慢，此时由硬质颗粒造成的磨粒磨损占主导作用，磨损加剧，多层膜表面磨痕内部的犁沟逐渐加深；随加热温度的升高，石墨相含量较多，易于形成转移膜，从而减少磨损，磨痕表面相比 100、200 ℃时，更加光滑。

3　结论

1）随着摩擦速度的增大，Ni-P/Ti/DLC 多层膜的摩擦系数呈下降趋势，而其磨损率和磨损体积呈先减后增的趋势。摩擦速度在 300~600 r/min 时，表层 DLC 膜石墨化趋势增强，且表面磨痕宽度和深度显著增加，磨损加剧。

2）Ni-P/Ti/DLC 多层膜在不同载荷下的摩擦系数变化幅度较小，而其磨损率和磨损体积随着载荷的增大呈增加的趋势。多层膜中软质的 Ti 金属层和硬质的 DLC 层，能有效提高多层膜在高载荷下的摩擦磨损性能。但是，高载荷下的过大接触应力将导致软质层承载失效，磨痕犁沟加深及磨屑堆积，加剧磨损。

3）随着加热温度的升高，Ni-P/Ti/DLC 多层膜的摩擦系数呈下降趋势，磨损率和磨损体积呈先增后减的趋势。结合拉曼光谱及纳米压痕硬度、弹性模量测试结果，随加热温度的升高，多层膜表层 DLC 薄膜中石墨相逐渐增多，摩擦过程中更易生成转移膜，同时其硬度和弹性模量呈先增后减的趋势。

参考文献：

[1] EL-HAYEK N, ANWERC N, NOUIRABO H, et al. 3D Measurement and Characterization of Ultra-precision Aspheric Surfaces[J]. Procedia CIRP, 2015, 27(3): 41-46.

[2] 尹韶辉, 朱科军, 余剑武, 等. 小口径非球面玻璃透镜模压成形[J]. 机械工程学报, 2012, 30(15): 182-192.
YIN Shao-hui, ZHU Ke-jun, YU Jian-wu, et al. Micro Aspheric Glass Lens Molding Process[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2012, 30(15): 182-192.

[3] 郭兵, 赵清亮, 李洪亮. 无结合剂碳化钨非球面模具的超精密磨削加工[J]. 机械工程学报, 2014, 50(13): 190-195.
GUO Bing, ZHAO Qing-liang, LI Hong-liang. Ultraprecision Grinding of Binderless Tungsten Carbide Aspheric Mold[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2014, 50(13): 190-195.

[4] BEWILOGUA K, HOFMANN D. History of Diamond-

like Carbon Films—From First Experiments to Worldwide Applications[J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 623(12): 214-225.

[5] ROBERTSON J. Diamond-like Amorphous Carbon[J]. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2002, 37(6): 129-281.

[6] 贺腾飞, 吴有智, 许佼, 等. 不同调制周期 MoS_2/DLC 多层薄膜结构及摩擦学性能[J]. 摩擦学学报, 2017, 37(1): 36-43.
HE Teng-fei, WU You-zhi, XU Jiao, et al. Structure and Tribological Properties of MoS_2/DLC Multilayer Films with Different Modulation Periods[J]. Tribology, 2017, 37(1): 36-43.

[7] 杨芳儿, 鲁叶, 里昂, 等. 调制比对 WS_x/a-C 多层膜微观组织及摩擦学性能的影响[J]. 摩擦学学报, 2017, 37(3): 338-394.
YANG Fang-er, LU Ye, LI Ang, et al. Effects of Modulation Ratio on Microstructure and Tribological Properties of WS_x/a-C Multilayer Films[J]. Tribology, 2017, 37(3): 338-394.

[8] HONEI C, CHAVIN J, SHUICHI W. Deposition and Characterization of Multilayer DLC/BN Films[J]. Chemistry & Materials Science, 2017, 8(10): 738-745.

[9] GAYATHRI S, KUMAR N, KRISHNAN R, et al. Tribological Properties of Pulsed Laser Deposited DLC/TM (TM=Cr, Ag, Ti and Ni) Multilayers[J]. Tribology International, 2012, 53(6): 87-97.

[10] WANG Y F, WANG J, ZHANG G G, et al. Microstructure and Tribology of TiC(Ag)/a-C:H Nanocomposite Coatings Deposited by Unbalanced Magnetron Sputtering[J]. Surface & Coatings Technology, 2012, 206(7): 3299-3308.

[11] 赵飞, 逄显娟, 杜三明, 等. MoS_x掺杂DLC薄膜的摩擦磨损行为Ⅱ: 速度的影响[J]. 摩擦学学报, 2012, 46(5): 525-530.
ZHAO Fei, FENG Xian-jun, DU San-ming, et al. Friction and Wear Behaviors of MoS_x—Doped DLC Films Ⅱ: Effect of Sliding Speed[J]. Tribology, 2012, 46(5): 525-530.

[12] HEIMBERG J A,WAHL K J, SINGER I L, et al. Superlow Friction Behavior of Diamond-like Carbon Coating: Time and Speed Effects[J]. Applied Physics Letters, 2001, 78(23): 2449-2451.

[13] DICKRELL P L, SAWYER W G, HEIMBERG J A, et al. A Gas-surface Interaction Model for Spatial and Time-dependent Friction Coefficient in Reciprocating Contacts: Applications to Near-frictionless Carbon[J]. Journal of Tribology—Transactions of the Asme, 2005, 127(9): 82-88.

[14] EBRAHIMI A. Wear Behavior of DLC Film on Plasma Nitrocarburized AISI 4140 Steel by Pulsed DC PACVD: Effect of Nitrocarburizing Temperature[J]. Diamond and Related Material. 2015, 52(7): 32-37.

[15] HABIBI A, KHOIE M M A, MAHBOUBI F, et al. Raman Spectroscopy of Thin DLC Film Deposited by Plasma Electrolysis Process[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 309(45): 945-950.

[16] TAKAABAYASHI S, OKAMOTO K, TAKAKUWA Y, et al. Dependence of the Features of Diamond Like Carbon Films on Their Synthesis Methods, as Analyzed by Raman Spectroscopy[J]. Surface and Coatings Technology, 2017, 330(23): 26-33.