

[文章编号] 1004- 0609(2001)03- 0454- 07

钛合金表面离子束增强沉积 MoS₂ 基膜层及其性能^①

刘道新¹, 唐 宾², 陈 华³, 何家文³

(1. 西北工业大学 民航工程学院, 西安 710072; 2. 太原理工大学 表面工程研究所, 太原 030024;

3. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049)

[摘 要] 将离子束增强沉积 (IBED) 技术与离子束溅射沉积技术相结合, 在钛合金表面制备了 MoS₂, MoS₂-Ti 复合膜。研究了膜层的形态、结构、膜基结合强度、硬度、摩擦学性能及抗微动 (fretting) 损伤性能。结果表明: 所获膜层较纯溅射膜结合强度高、致密性好, 复合膜中允许的金属元素含量大。通过恰当地控制复合膜中 Ti 的含量, 可获得以 (002) 基面择优取向的 MoS₂-Ti 复合膜, 该膜层有较好的减摩和抗磨综合性能, 能够显著地改善钛合金的常规磨损、微动磨损 (FW) 和微动疲劳 (FF) 性能, 特别是在磨损严重的大位移整体滑移条件下, MoS₂-Ti 复合膜对钛合金 FF 抗力的提高作用可大于喷丸形变强化处理。

[关键词] 钛合金; 离子束增强沉积; MoS₂ 复合膜; 摩擦磨损; 微动疲劳; 喷丸强化

[中图分类号] O 484

[文献标识码] A

钛合金耐磨性能低于其它许多金属材料, 产生于钛合金连接结构配合面间的摩擦磨损和微动损伤 (包括微动磨损和微动疲劳), 成为钛合金航空航天零、构件的主要损伤形式^[1]。表面强化技术是提高钛合金抗磨和抗微动损伤的重要途径, 然而, 研究过的数十种表面涂层和改性技术都或多或少地存在着不足之处, 其主要问题包括: 1) 损伤钛合金基材的常规疲劳性能^[2], 如电镀有氢脆隐患, 热喷涂导致表面过热, 阳极氧化或硬质涂镀层降低表层韧性, 激光氮化或碳氮化造成表面微裂纹等; 2) 导致钛合金低熔点金属脆断^[3, 4], 如钛合金表面镀 Ag, Cu, Au 或 Cd 等软金属减摩层, 在一定的高温环境和应力条件下, 导致钛合金零、构件产生脆性延迟破坏; 3) 耐久性能差, 如有机黏结 MoS₂、石墨干膜润滑剂结合力低, 耐久寿命短, 离子注入虽不存在结合力问题, 但其层深 (0.1 μm 量级) 小, 耐久寿命也低, 喷丸强化在常温下具有较好的抗磨和抗微动损伤作用, 但在环境温度升高或磨损严重时, 其效果降低。

80 年代后期在物理气相沉积 (PVD) 和离子注入两项技术基础上发展起来的离子束增强沉积 (Ion beam-enhanced deposition, 简称 IBED) 技术, 在溅射镀膜或蒸发镀膜的同时, 借助另一离子束轰击沉积的膜层, 使膜基界面共混, 所获膜层致密度高, 晶粒细化, 孔隙率低, 膜基结合强度高, 在制

备耐磨硬质膜层和固体润滑膜层方面已显示出极好的前景^[4, 5], 如 IBED MoS₂ 膜层的耐久性较真空溅射镀膜显著提高。但近年来的研究表明, 单纯的 IBED MoS₂ 膜层的承载能力、热稳定性和化学稳定性仍不能满足生产的需要^[5], 同时, IBED MoS₂ 膜层的摩擦系数较真空溅射镀膜偏高^[6], 而 MoS₂ 和金属元素共溅射则可明显提高 MoS₂ 膜的承载能力和耐久性^[7]。基于上述现状, 本文作者拟将 IBED 技术与溅射沉积技术相结合, 在钛合金表面沉积 MoS₂-Ti 复合膜层 (共溅射金属元素 Ti 的选择是基于其化学稳定性和与钛合金基材的相容性), 以达到提高钛合金表面抗摩擦磨损和微动损伤的目的。

1 实验过程及方法

1.1 IBED 法制备 MoS₂ 基膜层

所用设备为 MIB-850 型多离子束溅射镀膜和离子注入机, 其结构如图 1 所示。采用大束流 Ar⁺ 离子束 (图中 6 为直径 10 cm 聚焦型 Kaufman 离子源) 溅射靶材, 以宽束 Ar⁺ 离子 (图中 7 为直径 8 cm 宽束 Kaufman 离子源) 对试样进行溅射清洗、界面混合和离子束辅助轰击。设备的离子源主要技术参数: 溅射离子源 6 的能量范围为 0~ 10 keV, 束流范围为 0~ 300 mA; 轰击离子源 7 的能量范围为 0~

① [基金项目] 国家自然科学基金资助项目 (59971035); 航空科学基金资助项目 (98H53086); 陕西省自然科学基金计划资助项目 (2000C01)
[收稿日期] 2000- 08- 17; [修订日期] 2000- 12- 25 [作者简介] 刘道新 (1962-), 男, 副教授, 博士。

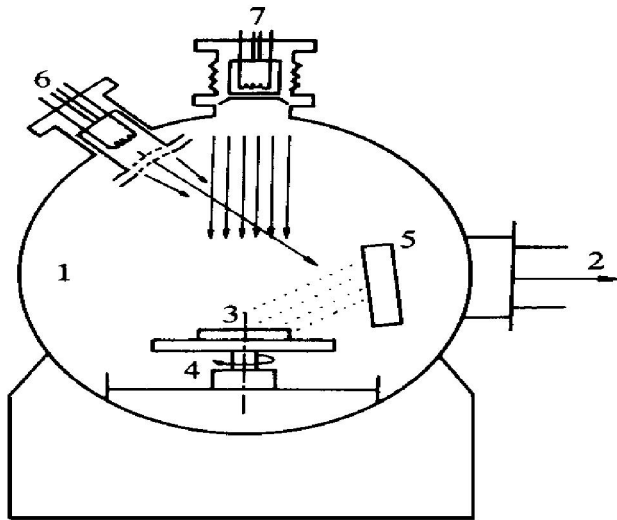


图 1 IBED 装置示意图

Fig. 1 Sketch of IBED equipment

- 1—Vacuum chamber; 2—Vacuum pump; 3—Specimen;
4—Work table; 5—Sputter target;
6—Sputter ion source; 7—Bombardment ion source

60 keV, 束流范围为 0~40 mA; 工作真空度为 10^{-2} ~ 10^{-3} Pa, 靶台和工作台均进行水冷。

所用 MoS₂ 基靶材有两类, 即纯 MoS₂ 靶和不同 Ti 含量的 (Ti+ MoS₂) 复合靶, 分别用 200 目 (74 μm) 的 MoS₂ 粉 (纯度 99.5%) 和 Ti 粉 (纯度 99.99%) 机械挤压, 真空烧结成型, 尺寸为 $\phi 120$ mm × 6 mm。制备的靶材包括纯 MoS₂, MoS₂-10% Ti 和 MoS₂-18% Ti。

工艺参数: ① Ar 气压为 $(6\sim 12) \times 10^{-3}$ Pa; ② 溅射源能量为 1.5~3.0 keV, 束流为 100~200 mA; ③ 轰击源能量为 20~40 keV, 束流为 2~10 mA。在膜层沉积之前, 通入氩气, 采用轰击能量为 12 keV、束流密度为 30 μA/cm² 的 Ar⁺ 离子束轰击清洗试样表面约 15 min, 同时溅射清洗靶材。膜层沉积过程中以流动水冷却试样台, 使试件整体温度保持在 150 °C 以下。

IBED 膜的膜基结合强度高, 溅射镀膜的摩擦系数低, 为了将两者的优点相结合且保证获得较高的沉积速率和一定的膜层厚度, 作者采用两步法制备 MoS₂ 及 MoS₂-Ti 复合膜, 即以 IBED 动反冲工艺^[8] 制备膜基界面 (膜层沉积与辅助源轰击同时进行约 30 min, 轰击离子源能量为 20~40 keV), 然后以纯离子束溅射工艺加厚膜层。膜层厚度控制在 1.5 μm 左右。

1.2 MoS₂ 基膜层结构与性能评价方法

试验用钛合金选用退火态 Ti6Al4V 板材, 化学成分 (质量分数) 为: 6.70% Al, 4.21% V, 0.10%

Fe, 0.14% O, 0.07% Si, 0.03% C, 0.015% N, 0.003% H, 余量 Ti。力学性能为: $\sigma_{0.2} = 1010$ MPa, $\sigma_b = 1080$ MPa, $\delta = 15\%$, $\Psi = 41\%$, 硬度 HRC36。

用 D/Max-III A 型 X 射线衍射仪分析膜层结构, 选用 CoK_α 靶。利用 S-2700 型扫描电镜观察膜层形貌; 用 EPM-810 型电子探针确定膜层成分及元素分布情况。采用 YY-I 型亚微压入仪测量渗层的硬度, 压入仪主要技术指标为: 加载范围 0~2 N, Berkovick 三棱锥型金刚石压头, 位移灵敏度 1 nm, 载荷分辨率 10 μN。试样表面残余应力利用 MSF-2M 型微机辅助 X 射线应力分析仪测定, 采用侧倾法, 选用 CoK_α 靶。采用自行研制的 TCY-A 型涂层压入仪评定膜层的膜基结合强度。

采用球-盘磨损试验机评定摩擦磨损性能, 实验时球转动, 盘固定。磨损实验中球配副为 GCr15 钢球, 直径为 4.75 mm, 表面粗糙度 $Ra = 0.05$ μm, 硬度 HRC62。盘由钛合金加工而成, 直径为 30 mm, 厚度为 10 mm, $Ra = 0.05$ μm。试验条件: 载荷取 2 N, 环境温度 (25 ± 2) °C, 相对湿度为 $(65 \pm 5)\%$, 滑动速率为 0.12 m/s。

微动磨损试验是在比利时 Katholieke Leuven 大学完成的, 实验均在大气环境下进行, 空气相对湿度为 50%, 温度 23 °C, 不添加润滑剂。对磨配副选刚玉 (Al₂O₃) 球 (直径 10 mm, $Ra = 0.03$ μm), 微动位移幅为 100 μm, 频率 10 Hz, 载荷 1 N。

微动疲劳实验参见文献 [9], 试样由厚度 3 mm 的板材加工而成, $Ra = 0.1$ μm。试样试验前均经丙酮超声清洗, 冷风吹干。FF 实验采用方足微动桥和柱面微动垫, 其材料与 FF 试样相同, 方足微动桥时为平面-平面接触, 桥足接触区面积为 2 mm × 6 mm, 柱面微动垫时柱面-平面接触区面积和接触区应力分布取决于柱面半径、接触材料弹性模量和接触区压力大小, 在弹性接触条件下, 由 Hertz 理论给出。微动位移依靠调整微动垫在试样表面的位置或微动桥跨距改变。接触区正压力采用应力环法施加。实验条件: 在室温 (20 ± 5) °C 大气环境下进行, 相对湿度为 50%~60%。循环最大应力 σ_{max} 取 550 MPa, 载荷波形为正弦波, 频率 70 Hz, 应力比 $R = 0.1$ 。FF 寿命取 3 个平行试样的平均值。

2 结果与讨论

2.1 膜层形貌与结构

SEM 表面形貌观察发现, 采用一步法 IBED 技

术(即溅射沉积与辅助源轰击同时进行)制备的纯 MoS_2 及 $\text{MoS}_2\text{-Ti}$ 复合膜层,表面十分光滑,即使在放大8000倍的电子显微镜下也难以分辨出晶粒与晶界,其XRD分析表明膜层为结晶-非晶混合形态。而两步法制备膜层则呈结晶态,且随Ti含量增多,膜层晶粒度增大,这与Stupp^[7]用纯溅射法制备 $\text{MoS}_2\text{-Ni}$ 复合膜所发现的规律一致。最近Zabinski等人^[10]进一步研究了Ni含量对溅射法制备 $\text{MoS}_2\text{-Ni}$ 复合膜性能的影响,发现Ni含量超过11%时,膜层出现微裂纹,其抗磨性能显著下降。而我们用两步法制备的 $\text{MoS}_2\text{-Ti}$ 复合膜,在Ti含量达36%时仍未见微裂纹出现(如图2所示),这显然是由于辅助离子束轰击作用提高了膜基界面结合强度,并使膜层由纯溅射法的张应力状态转变为两步法的压应力状态的缘故(残余应力测定表明膜层压应力值约在200~300MPa)。

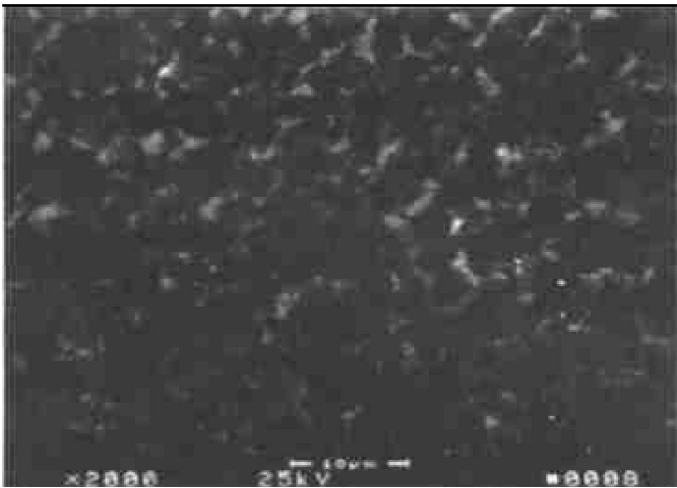


图2 $\text{MoS}_2\text{-36Ti}$ 膜层SEM形貌

Fig. 2 Micrograph of $\text{MoS}_2\text{-36Ti}$ film

电子探针对膜层成分分析表明,由于各元素溅射率不同,膜层与靶材成分差别较大,在相同的工艺参数下,与纯 MoS_2 , $\text{MoS}_2\text{-10%Ti}$, $\text{MoS}_2\text{-18%Ti}$ 三种靶材所对应的膜层成分分别为 $\text{MoS}_{1.56}$, $\text{MoS}_{1.65}\text{Ti}_{0.65}$, $\text{MoS}_{1.69}\text{Ti}_{1.8}$, 即 MoS_2 组份中Mo与S的原子比不是1:2关系,而复合膜中Ti的质量分数分别增加到17%和36%,比靶材的含量增加1倍左右,表明 MoS_2 溅射率低。为方便起见,下面分别将上述成分的膜层简称为 MoS_2 , $\text{MoS}_2\text{-17Ti}$ 和 $\text{MoS}_2\text{-36Ti}$ 膜,并将两步法工艺过程简称为IBED。

图3所示为 MoS_2 和 $\text{MoS}_2\text{-17Ti}$ 膜的XRD谱(Si(111)单晶片基体,为比较方便,两种膜层的XRD谱绘制在同一图上),纯 MoS_2 膜和 $\text{MoS}_2\text{-Ti}$ 复合膜均以(002)基面(basal plane)择优取向,Ti未改变膜层结构,仅使(002)峰的宽化程序有所降低,

这可能是由于复合膜晶粒度增大所致。纯溅射法制备 MoS_2 或 MoS_2 -金属复合膜一般以(100)棱面(edge plane)择优取向^[7, 10]。显然IBED膜(002)基面择优取向有利于减摩性能的改善。图4所示为 $\text{MoS}_2\text{-17Ti}$ 复合膜横断面主要元素电子探针线扫描分布特征。值得注意的是当膜层中Ti含量达36%时,(002)衍射峰已较难观察到,即其取向性降低。

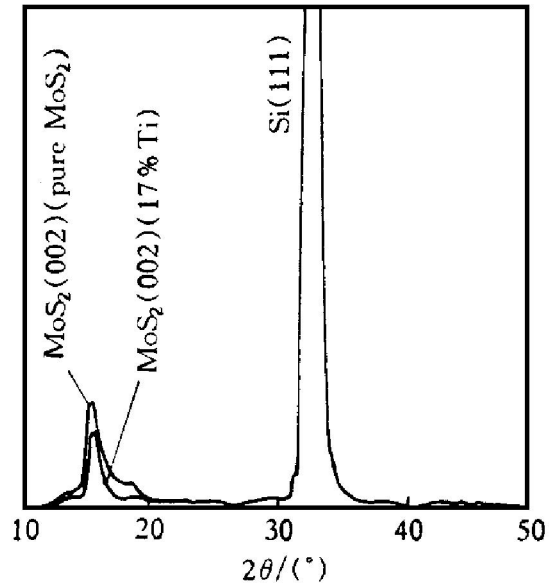


图3 MoS_2 , $\text{MoS}_2\text{-17Ti}$ 膜层的XRD谱

Fig. 3 X-ray diffraction patterns of pure MoS_2 and $\text{MoS}_2\text{-17Ti}$ film on Si(111)

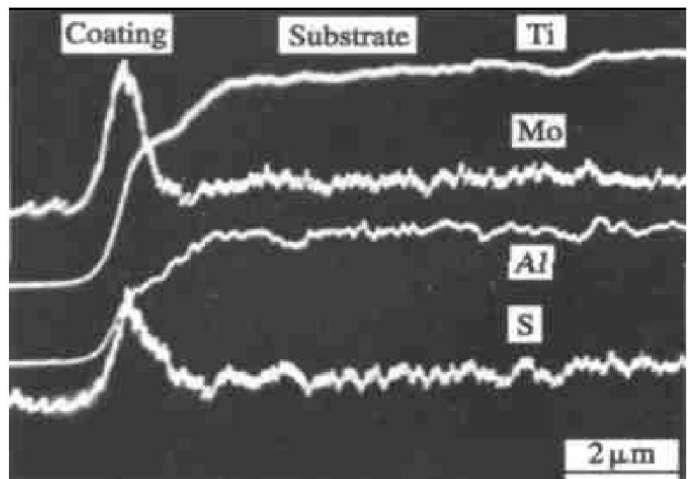


图4 $\text{MoS}_2\text{-17Ti}$ 横断面元素分布(Ti6Al4V基体)

Fig. 4 Constituent distribution on cross section of $\text{MoS}_2\text{-17Ti}$ coated Ti6Al4V substrate

2.2 膜基结合强度与膜层硬度

实验表明, MoS_2 基膜层的 P_c 值(利用锥角120°的金刚石圆锥压头压入镀层,在放大400倍显微镜下观察,发现膜剥落的最低载荷值)不仅与膜基界面制备中的辅助离子束轰击能量有关,而且与Ti组分的含量有关(见图5),在所选Ti组分条件

下, 当其它工艺参数相同时, P_c 值随膜层 Ti 含量的增加而提高, 这应归于 Ti 元素增进了膜基界面的共混(见图 4)。图 6 所示为纯 MoS₂ 和 MoS₂-17Ti 两种膜层的压痕形貌, 可以看到, 膜层由于基体发生严重挤出塑性变形而开裂, 但无剥落。

图 7 所示为同一工艺参数下 MoS₂ 基膜层的亚

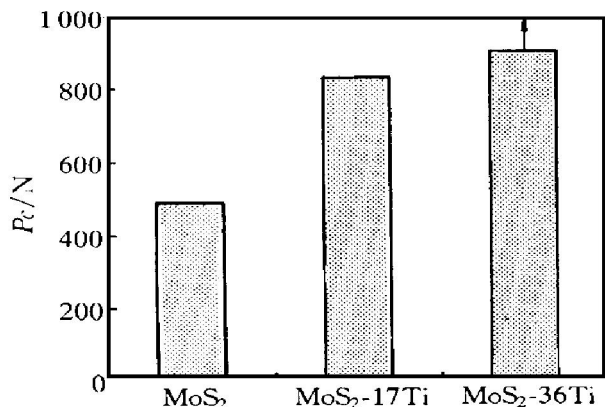


图 5 MoS₂ 基膜层膜基界面 P_c 值

Fig. 5 P_c of MoS₂ and its composite film

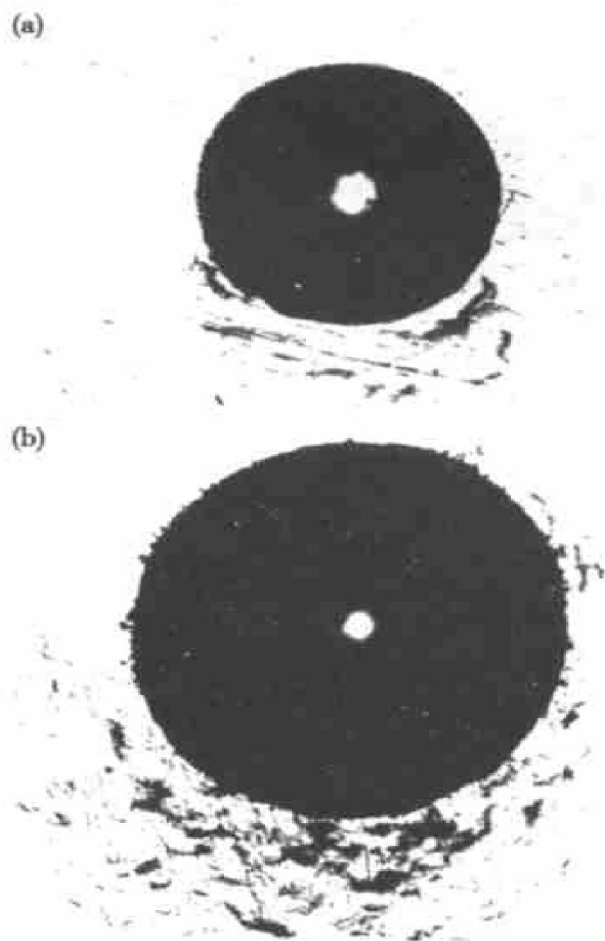


图 6 MoS₂基膜层压痕形貌(Ti6Al4V 基体)

Fig. 6 Indentation morphology of MoS₂ and MoS₂-17Ti film on Ti6Al4V

(a) —Pure MoS₂ film ($P = 200\text{ N}$);
 (b) —MoS₂-17Ti film ($P = 600\text{ N}$)

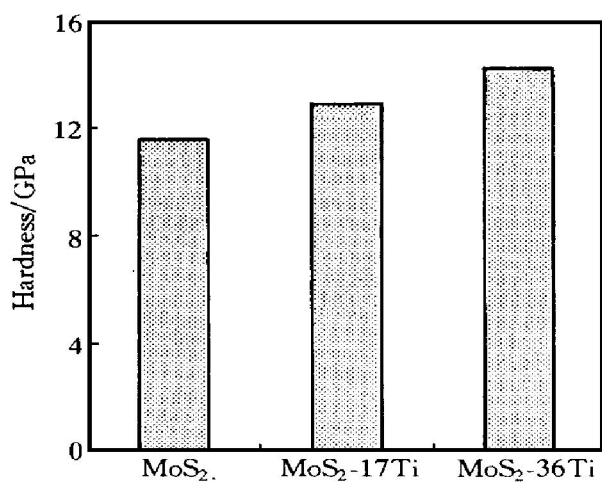


图 7 MoS₂ 基膜层硬度值

Fig. 7 Hardness of MoS₂ and MoS₂-Ti composite films

微硬度测定结果, 其硬度值随 Ti 含量增加而增大, 也即 Ti 加入可提高 MoS₂ 膜层的硬度。

2.3 摩擦学性能

图 8 所示为 Ti6Al4V 合金表面 IBED MoS₂, MoS₂-17Ti, MoS₂-36Ti 膜在微动磨损(FW)试验过程中动态摩擦系数随微动循环周次的变化情况。图 9 所示为 MoS₂ 和 Ti 含量为 17% 的 MoS₂-Ti 复合膜的磨损形貌。由图 8 可见, MoS₂ 复合 Ti 后其摩擦系数升高, 在稳定阶段, MoS₂-17Ti 较纯 MoS₂ 膜 μ 值升高约 20%, 但仍低于 Ti6Al4V 合金, 且复合膜耐久寿命高于纯 MoS₂ 膜; 当 Ti 含量增加到 36% 时, 摩擦系数由初始阶段低于 BM 状态, 很快增加到高于基体 70%, 即此时复合膜层已无润滑作

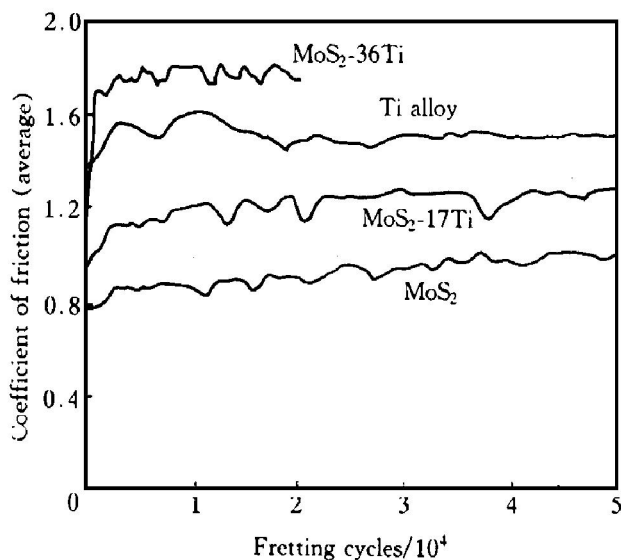


图 8 MoS₂ 基膜层在 FW 试验中的动态摩擦系数

Fig. 8 Friction coefficient of MoS₂ and MoS₂-Ti composite films during fretting wear tests

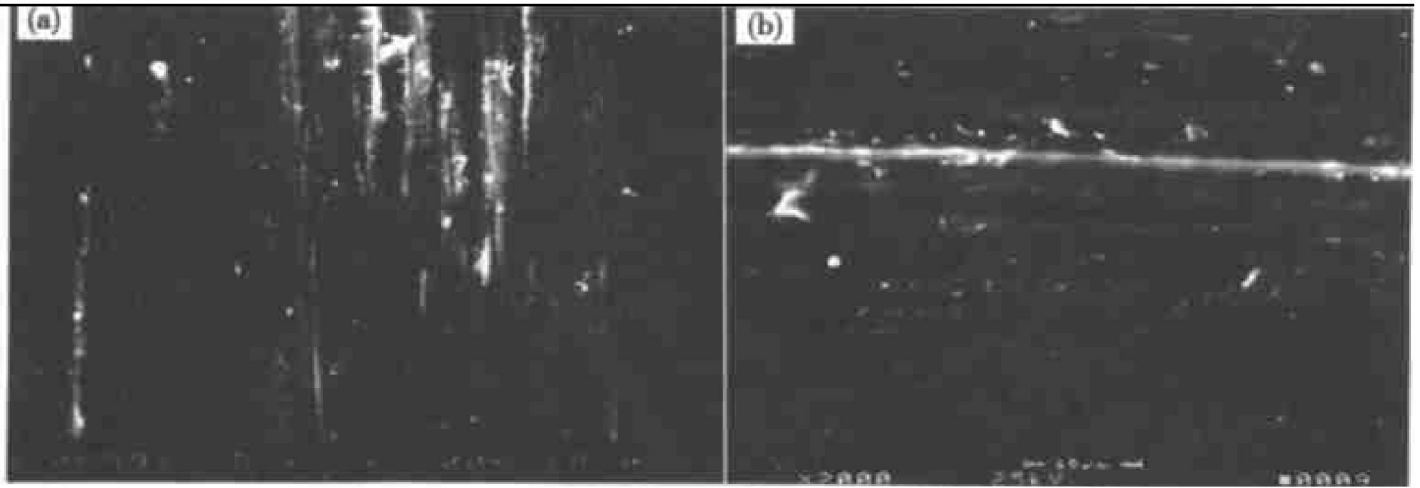


图9 MoS₂基膜层磨损形貌

Fig. 9 Wear scar of MoS₂ and MoS₂-Ti films

(a) —Pure MoS₂ film; (b) —MoS₂-17Ti film

用。Stupp^[7]和 Zabinski^[10]用纯溅射法制备MoS₂-Ni复合膜的研究中则发现, Ni含量大于10%,膜层的润滑作用即不明显。表明IBED工艺可使MoS₂复合膜中添加的金属成分含量上限有一定的提高。研究还表明,若预先在钛合金表面IBED沉积一层CrN硬质底层,以增强膜层的承载能力,尔后再沉积MoS₂-Ti,则可进一步改进复合膜层的润滑作用和耐久性能。

球-盘摩擦磨损试验结果与FW所得结果基本一致,测试结果为:Ti6Al4V基体(BM),MoS₂,MoS₂-17Ti,MoS₂-36Ti膜的摩擦系数分别为0.47,0.13,0.18和0.40,磨损系数依次为 46.7×10^{-6} , 14.7×10^{-6} , 12.0×10^{-6} 和 $17.2 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,即MoS₂和MoS₂-17Ti均有较好的减摩润滑作用。虽然MoS₂-17Ti较MoS₂摩擦系数稍增大,但因其硬度高,抗磨性能仍有所改进。按摩擦系数 μ 与平均Hertzian应力 P_H 之间的下述关系^[11]:

$$\mu = S_0/P_H + \alpha \quad (1)$$

式中 S_0 是与膜层剪切强度相关的参数, α 为常数。纯MoS₂和MoS₂-17Ti膜层的 μ 与 P_H 的实验数据拟合关系如下:

对于MoS₂

$$\mu = 64/P_H + 0.016 \quad (2)$$

对于MoS₂-17Ti

$$\mu = 111/P_H - 0.026 \quad (3)$$

即MoS₂膜的 S_0 值为64MPa,MoS₂-17Ti膜的 S_0 值为111MPa,这说明MoS₂-Ti复合膜比纯MoS₂膜的抗剪能力要强一些,摩擦系数也高一些。

由图9可见,MoS₂和MoS₂-17Ti膜的磨痕形貌均以规则“犁沟”为特征,但MoS₂膜硬度低,承

载能力较差,局部有较深的“犁沟”存在。

2.4 微动疲劳行为

图10所示为方足微动桥实验条件下IBED MoS₂和MoS₂-17Ti,MoS₂-36Ti复合膜对Ti6Al4V合金FF寿命的影响,微动位移幅为25 μm ,接触压应力为85MPa。由图10可见,纯MoS₂和MoS₂-Ti复合膜均使钛合金基材(BM)的微动疲劳抗力有不同程度的提高,此归于IBED MoS₂基膜层的减摩与抗磨作用。Ti可提高MoS₂复合膜硬度,改善其抗磨性,接触区微动损伤形态(见图11)观察也证实了这一点。但Ti的加入,使膜层的润滑作用降低。

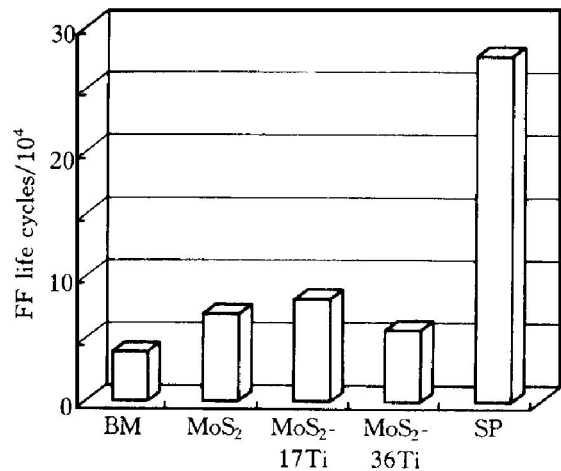


图10 MoS₂及MoS₂-Ti复合膜对Ti6Al4V合金FF寿命的影响

Fig. 10 Fretting fatigue lives of MoS₂ and MoS₂-Ti coated specimens

(Rectangular pad, amplitude 25 μm)

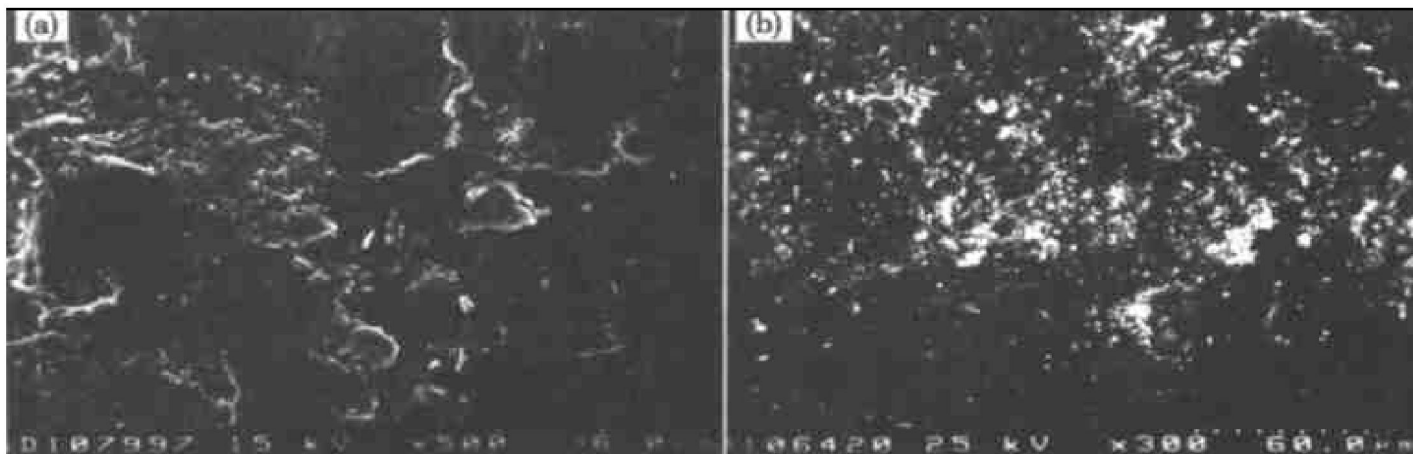


图 11 钛合金基材及沉积 MoS₂-17Ti 膜层 FF 试样表面 SEM 形貌

Fig. 11 Fretting scar of MoS₂-17Ti coated specimen and Ti alloy base material

(a) —BM specimen; (b) —MoS₂-17Ti coated specimen

图 10 所示表明, 当 MoS₂-Ti 复合膜中 Ti 含量达 36% 时, 其 FF 抗力尚不及纯 MoS₂ 膜, 这应归因其润滑作用的降低。另外, 从图 10 还可以看到, 在该实验条件下, IBED MoS₂ 基膜层的抗微动疲劳作用均远不及喷丸强化 (SP) 处理 (选用 S110 铸钢丸, 强度: 0.16~0.20A; 覆盖率: 150%), 这与我们对其它固体润滑涂层的研究结果一致^[12]。

作者还比较了柱面 (曲率半径为 20 mm) - 平面接触几何条件下 IBED MoS₂-17Ti 和喷丸强化 (SP) 对 Ti6Al4V 合金 FF 寿命的影响。实验中接触区 Hertzian 峰值应力为 350 MPa, 位移幅度为 40 μm, 微动接触由图 10 所示的局部滑移转化为整体滑移状态。此时 BM, SP, IBED MoS₂-17Ti 三种表面状态试样的 FF 平均寿命分别为 10.32 × 10⁴, 22.7 × 10⁴, 50.5 × 10⁴ 循环周次, 即该微动疲劳条件下, IBED MoS₂-17Ti 复合膜层的微动疲劳抗力比喷丸强化还高。其原因是在整体滑移条件下, 磨损严重程度增加, 严重的磨损使 SP 强化层去除速率增加, 且温升增大 (测试表明该微动条件下接触区附近温升较图 10 所示情况下约高 80 °C), 促进 SP 层残余压应力的衰减, 故 SP 对钛合金 FF 抗力的增强作用降低。而 IBED MoS₂-17Ti 复合膜层具有较好的减摩和抗磨作用, 降低了接触区交变剪应力, 阻止 FF 裂纹的萌生和扩展, 从而使钛合金的 FF 抗力显著提高。另外, 方足微动桥 (见图 10) 与柱面微动垫情况相比, 前者桥足边沿应力集中程度较后者高, 比较容易萌生裂纹, FF 寿命主要由裂纹扩展控制, SP 的作用主要依靠引入表面残余压应力, 阻止裂纹扩展而起作用, 故在方足微动桥的小位移局部滑动条件下 SP 处理提高钛合金 FF 抗力的效果显著。

3 结论

1) 将 IBED 技术与离子束溅射沉积相结合, 在钛合金表面制备了 MoS₂ 及 MoS₂-Ti 复合膜层, 该类膜层较纯溅射膜有较高的膜基结合强度和膜层致密性, 许可的金属元素含量增大, 在一定 Ti 含量内, 膜层以 (002) 基面择优取向。

2) Ti 元素与 MoS₂ 共沉积提高了膜基结合强度和膜层硬度, 改善了膜层的耐久性, 但也使其摩擦系数增大。当复合膜层中 Ti 含量达到 36% 时, 其减摩润滑作用已不明显。

3) IBED MoS₂, MoS₂-Ti (Ti 含量适宜) 膜层改善了钛合金常规磨损和微动磨损性能, 且能够显著地提高钛合金微动疲劳抗力, 合理地控制 Ti 的含量, MoS₂-Ti 复合膜的 FF 抗力可高于纯 MoS₂ 膜层。

4) 在方足桥接触且小位移的局部滑动状态下, 钛合金表面 IBED MoS₂, MoS₂-Ti 膜的 FF 抗力远不及喷丸形变强化 (SP) 处理, 但在柱面 - 平面接触几何和大位移的整体滑移条件下, 恰当 Ti 含量的 MoS₂-Ti 复合膜层的 FF 抗力可高于 SP 处理。

[REFERENCES]

- [1] Chakravarty S, Andrews R G, Patnaik P C, et al. The effect of surface modification on fretting fatigue in Ti alloy turbine components [J]. Journal of Metals, 1995 (4): 31- 35.
- [2] Kolkman H J. Effect of TiN/Ti gas turbine compressor coatings on the fatigue strength of Ti6Al4V base metal [J]. Surface and Coatings Technology, 1995, 72: 30 - 36.

- [3] LIU Dao-xin(刘道新), HE Jia-wen(何家文). 钛合金固态银致脆行为研究[J]. Ordnance Material Science and Engineering (兵器材料科学与工程), 1998, 21(2): 42-47.
- [4] LIU Dao-xin(刘道新), HE Jia-wen(何家文). 钛合金银脆、镉脆敏感性及其控制[J]. Journal of Materials Engineering (材料工程), 1998(8): 20-24.
- [5] Hirvonen J P, Koskinen J, Jervis J R. Present progress in the development of low friction coatings [J]. Surface and Coatings Technology, 1996, 80: 139-150.
- [6] ZHUANG Da-ming, LIU Jia-jun, ZHU Bao-liang. A study of the friction and wear performance of MoS_x thin films produced by ion beam enhanced deposition and magnetron sputtering [J]. Wear, 1997, 210: 45-49.
- [7] Stupp B C. Synergistic effects of metals co-sputtered with MoS₂[J]. Thin Solid Films, 1981, 84: 257-265.
- [8] TANG Bin(唐 宾), LIU Dao-xin(刘道新), HU Na-sai(胡奈赛), et al. 离子束增强沉积工艺参数对 CrN 膜组织结构的影响[J]. Journal of Inorganic Materials (无机材料学报), 1999, 14(4): 593-600.
- [9] LIU Dao-xin, TANG Bin, CHEN Hua, et al. Improvement of the fretting fatigue and fretting wear of Ti6Al4V by duplex surface modification [J]. Surface and Coatings Technology, 1999, 116-119: 234-238.
- [10] Zabinski J S, Donley M S, Walck S D. The effects of dopants on the chemistry and tribology of sputter-deposited MoS₂ films [J]. Tribology Transactions, 1995, 38(4): 894-904.
- [11] Seitzman E, Bolster R N, Singer I L. IBAD MoS₂ lubrication of titanium alloys [J]. Surface and Coatings Technology, 1996, 78: 10-13.
- [12] LIU Dao-xin, TANG Bin, HE Jia-wen. Shot peening and solid lubricating on Ti6Al4V fretting fatigue [J]. Rare Metals, 1999, 18(3): 229-234.

MoS₂ composite films on Ti alloy prepared by ion-beam-enhanced deposition

LIU Dao-xin¹, TANG Bin², CHEN Hua³, HE Jia-wen³

(1. Civil Aeronautic Engineering College, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China;

2. Research Institute of Surface Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China;

3. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, P. R. China)

[Abstract] MoS₂ and MoS₂-Ti composite films were produced on Ti alloy substrate by ion-beam-enhanced deposition (IBED) technique combined with ion-beam sputtering (IBS) method. The morphology, microstructure, bonding strength, hardness and constituent distribution of the films were studied. The wear resistance and the fretting damage behavior of Ti6Al4V alloy coated with the films were evaluated. It is found that the films become denser and harder and with higher bonding strength compared with sputtered films. The concentration of Ti dopant permitted in the films prepared by the present method is higher than that of sputtered films. As Ti dopant concentration is proper, the new method can produce basal orientation films with excellent tribological behavior. The optimized MoS₂-Ti composite films can improve the resistance of wear and fretting damage (fretting wear and fretting fatigue) of Ti alloy significantly. Under the gross slip conditions with severe wear, the effect of the optimized MoS₂-Ti composite film is even better than that of shot peening in improving fretting fatigue performance of Ti alloy.

[Key words] titanium alloy; ion-beam-enhanced deposition; MoS₂ composite film; friction and wear; fretting fatigue; shot peening
(编辑 何学锋)