

# 沉积功率对 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 复合涂层 摩擦磨损性能的影响

田昌龄<sup>1a</sup>, 蔡海潮<sup>1a</sup>, 薛玉君<sup>1a,1b,2</sup>, 叶军<sup>1a,1b</sup>, 李继文<sup>1c</sup>

(1.河南科技大学 a.机电工程学院 b.河南省机械设计及传动系统重点实验室  
c.材料科学与工程学院, 河南 洛阳 471003; 2.洛阳 LYC 轴承有限公司航空精密  
轴承国家重点实验室, 河南 洛阳 471023)

**摘要:** **目的** 探究 Ce-Ti 合金靶功率对 MoS<sub>2</sub> 基涂层摩擦学性能的影响, 制备干摩擦性能优异的 MoS<sub>2</sub> 基复合涂层。**方法** 采用直流与射频双靶非平衡共溅射技术, 通过调节 Ce-Ti (1:1) 靶功率控制涂层掺杂元素含量。利用原子力显微镜 (AFM)、X 射线光电子能谱仪 (XPS) 等多种测试手段, 分析合金靶功率对 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 涂层微观组织、力学性能及摩擦学性能的影响。**结果** 随着掺杂金属功率提升, MoS<sub>2</sub> 基涂层由明显的晶体结构变为类似非晶结构; 表面由纯 MoS<sub>2</sub> 的蠕虫状逐渐转化为细小团聚形貌, 在达到 90 W 功率后团聚尺寸又逐渐粗大。当 Ce-Ti 靶 (Ce 的原子数分数为 2.32%; Ti 的原子数分数为 7.21%) 沉积功率达到 70 W 时, 致密程度显著提高, 由无掺杂多孔柱状晶变为细密柱状生长结构, 纳米硬度达 7.85 GPa, 并明显改善氧化现象。在摩擦磨损方面, 70 W 功率下磨痕呈微量的磨粒磨损, 平均摩擦因数低至 0.073, 磨损率减少至  $9.42 \times 10^{-8} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$ 。对偶钢球形成转移膜, 有效减少摩擦过程剪切力。70 W 条件下转移膜面积最小, 且摩擦时磨痕处重组生成 MoS<sub>2</sub> 结构, 显著减少材料的摩擦因数与磨损率。**结论** 磁控溅射 Ce-Ti 掺杂 MoS<sub>2</sub> 基涂层提升了涂层致密程度与摩擦磨损性能, 在功率达到 70 W 时达到最优综合性能, 涂层的摩擦因数与磨损率也因形成高质量转移膜而显著降低。

**关键词:** 磁控溅射; 二硫化钼涂层; 金属掺杂; 靶功率; 摩擦学性能

中图分类号: TG147.4 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2023)08-0197-11

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2023.08.014

## Effect of Deposition Power on Friction and Wear Properties of Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> Composite Coatings

TIAN Chang-ling<sup>1a</sup>, CAI Hai-chao<sup>1a</sup>, XUE Yu-jun<sup>1a,1b,2</sup>, YE Jun<sup>1a,1b</sup>, LI Ji-wen<sup>1c</sup>

(1. a. School of Mechatronics Engineering, b. Henan Key Laboratory for Machinery Design and Transmission System, c. School of Materials Science and Engineering, Henan University of Science and Technology, Henan Luoyang 471003, China; 2. State

收稿日期: 2022-07-20; 修订日期: 2023-03-20

Received: 2022-07-20; Revised: 2023-03-20

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFB3400401); 河南省科技攻关项目 (202102210073)

Fund: National Key Research and Development Program (2021YFB3400401); Project of Science and Technology Development of Henan Province (202102210073)

作者简介: 田昌龄 (1993—), 男, 博士生, 主要研究方向为表面工程。

Biography: TIAN Chang-ling (1993-), Male, Doctoral Candidate, Research focus: surface engineering.

通讯作者: 薛玉君 (1971—), 男, 博士。

Corresponding author: XUE Yu-jun (1971-), Male, Doctor.

引文格式: 田昌龄, 蔡海潮, 薛玉君, 等. 沉积功率对 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 复合涂层摩擦磨损性能的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(8): 197-207.

TIAN Chang-ling, CAI Hai-chao, XUE Yu-jun, et al. Effect of Deposition Power on Friction and Wear Properties of Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> Composite Coatings[J]. Surface Technology, 2023, 52(8): 197-207.

Key Laboratory of Aviation Precision Bearing of Luoyang LYC Bearing Corporation, Henan Luoyang 471023, China)

**ABSTRACT:** MoS<sub>2</sub>-based self-lubricating coating of many excellent properties has broad application in aerospace and civil fields. MoS<sub>2</sub> coating is loose and easy to be oxidized at high temperature and humidity. Since rare earth elements have the effect of inhibiting grain growth and coarsening in the material, Ti doping has been widely proven to effectively regulate the coating structure. In order to solve this problem, the effect of Ce-Ti alloy target power on tribological properties of MoS<sub>2</sub>-based coatings was investigated to prepare MoS<sub>2</sub>-based self-lubricating coatings with excellent dry friction properties. The effect of the power of the alloy on the microstructure, mechanical properties, and tribological properties of Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> coating was studied by dc and RF dual-target non-equilibrium co-sputtering technology. The doping content of the coating was controlled by adjusting the power of the Ce-Ti (1 : 1) target. The composition, crystal phase structure, and microstructure of the coating were analyzed by field emission scanning electron microscopy (FESEM), energy dispersive spectroscopy (EDS), atomic force microscopy (AFM), and grazing incidence X-ray diffraction (GIXRD). The mechanical properties of the coating were tested with nano indentation apparatus. The friction and wear properties of the coating were characterized by a friction and wear testing machine, a white light interferometer, and a Raman spectrometer. The composition changes of the coating surface and wear marks were analyzed. The coating initially grew in (002) preferred orientation, accompanied by (100), (105) and (110) three growth orientation MoS<sub>2</sub> characteristic peaks. With the increased power of the doped metal, the crystal structure of the MoS<sub>2</sub> coating became similar to the amorphous structure. The surface changed from pure MoS<sub>2</sub> vermicular shape to fine aggregate shape gradually, and the aggregate size became coarse after reaching 90 W power. The factor coefficient and wear rate decreased first and then increased. When the deposition power of Ce-Ti target reached 70 W (Ce: 2.32 at.%, Ti: 7.21 at.%), the densification of Ce-Ti target changed from undoped porous columnar crystal to fine columnar growth structure, the nano-hardness reached 7.85 Gpa, and the oxidation phenomenon was obviously improved. In terms of friction and wear, the wear mark showed micro abrasive wear at 70 W power, the average friction factor was as low as 0.073, and there was no apparent sharp increase. In the process of friction, the coating did not produce evident adhesion and plastic fracture, and the wear rate was reduced to  $9.42 \times 10^{-8} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$ . The steel balls formed transfer films, which effectively reduced the shear force in the friction process. Under the condition of 70 W, the area of transfer film was the smallest, which slowed down the adhesion between interfaces. The MoS<sub>2</sub> structure was reconstructed at the wear mark during friction, which significantly reduced material's friction factor and wear rate. Magnetron sputtering Ce-Ti doped MoS<sub>2</sub> based coating improved the compactness and friction and wear performance of the coating and achieved the optimal comprehensive performance when the power was up to 70 W, and the friction factor and wear rate of the coating was significantly reduced.

**KEY WORDS:** magnetron sputtering; molybdenum disulfide coating; metal doping; target power; tribological property

固体润滑涂层能有效降低机械零件接触表面的摩擦因数,减少表面磨损率,一直受到国内外学者的关注并得到广泛应用<sup>[1-3]</sup>。过渡金属硫化物(TMDs)中的 MoS<sub>2</sub>具有层状结构,是固体润滑材料中的重要成员。MoS<sub>2</sub>相邻的 2 层通过弱范德华连接,导致 2 层之间的剪切强度较低<sup>[4]</sup>,因此能实现航空航天及民用领域里作为理想润滑材料的功能<sup>[5]</sup>。然而,在大气环境下 H<sub>2</sub>O 和 O<sub>2</sub> 容易被 MoS<sub>2</sub> 的 (100) 和 (110) 面悬空键捕获,从而使 MoS<sub>2</sub> 进一步被氧化为 MoO<sub>3</sub> 和 H<sub>2</sub>S,使得 MoS<sub>2</sub> 在高温高湿环境下的摩擦学性能显著下降<sup>[6]</sup>。

为改善 MoS<sub>2</sub> 涂层结构疏松且易被氧化的问题,研究人员将金属、金属化合物、C 和 N 等非金属元素掺杂进入涂层改善性能,达到耐磨、耐腐蚀的目的。目前 MoS<sub>2</sub> 涂层性能改进的研究主要集中于制备工艺参数和掺杂元素种类。其中,制备工艺参数优化有助

于改善涂层疏松的结构,提高涂层生产效率。ZHAO 等<sup>[5]</sup>采用共沉积的方法制备掺杂 TiN 的 WS<sub>2</sub> 薄膜,发现适当的基体偏压可以提高薄膜的致密程度; SONG 等<sup>[7]</sup>采取双相沉积的方法制备了不同温度下的 MoS<sub>2</sub>/Zr 复合薄膜,发现合适的制备温度(180~200 ℃)使薄膜具有优良的摩擦学性能。而掺杂物则能提高硬度和密度,从而降低摩擦因数增长磨损寿命; XU 等<sup>[8]</sup>利用磁控溅射的方法研究 MoS<sub>2</sub>/Si 薄膜的结构与摩擦学性能,发现 Si 元素少于 14.7%时,涂层在提高硬度的同时也更容易出现磨粒磨损破坏转移膜; SUN 等<sup>[9]</sup>利用磁控溅射技术沉积了具有湍流状结构的 Cu/MoS<sub>2</sub> 薄膜(TL-MoS<sub>2</sub>),有助于提高硬度防止氧化并利于形成摩擦膜。由于掺杂元素一般在涂层中形成置换固溶体或间隙固溶体,起到晶格畸变与细化晶粒提升涂层硬度的作用,所以多种金属单质或化合物被证明能有效改善涂层承载能力。但是经过掺杂的

MoS<sub>2</sub> 基涂层在磨擦过程中依然会产生磨粒磨损, 导致磨痕上出现大量犁沟, 难以从根本上改善磨损速率快的问题。

稀土元素有极为活跃的化学活性<sup>[10]</sup>, 其作为添加剂在热障涂层<sup>[11-12]</sup>、光催化剂的制备<sup>[13-14]</sup>等表面技术领域得到了广泛应用。然而, 目前稀土元素除了主要作为调控涂层光电性能的添加剂应用于金属硫化物涂层中<sup>[15-16]</sup>外, 利用稀土 Ce 元素改善 MoS<sub>2</sub> 涂层摩擦学性能的研究报道却很少见到。稀土元素在材料中具有抑制晶粒生长和粗化, 促使晶体排列有序生长的作用<sup>[17-18]</sup>。而 Ti 元素掺杂则被广泛证明能有效调控涂层结构、提升涂层承载力的功能<sup>[19-22]</sup>。通过采用非平衡磁控溅射技术, 调节掺杂元素靶功率, 制备二元掺杂的 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 复合涂层, 并对涂层的表面形貌、力学性能和摩擦学性能进行分析, 研究 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 复合涂层的减摩耐磨机理。

1 试验

1.1 涂层制备

试验采用沈阳科学仪器公司生产的 JGP045CA 磁控溅射系统制备了 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 复合涂层, 沉积过程中 MoS<sub>2</sub> 靶与 Ce-Ti 合金靶共溅射, 其中的 MoS<sub>2</sub> 靶材纯度 99.99%, Ce-Ti 合金靶材原子比例 1:1 (靶材直径 50 mm, 厚度 3 mm)。

共溅射之前, Ce-Ti 合金靶放置于直流电源 (DC) 靶基座, 而 MoS<sub>2</sub> 靶放置于射频电源 (RF) 靶基座。溅射过程中参数稳定, 没有出现起辉失败或靶中毒等干扰现象。溅射以<1,0,0>单晶硅片与 9Cr18 钢片为基体, 使用硅片测试了涂层的力学性能和截面图像; 钢片被用来测试摩擦、磨损特性和表面形态。涂层溅射之前, 钢片使用水溶性研磨膏在抛光布上研磨, 再用丙酮和分析纯乙醇分别超声清洗 15 min, 最后与干燥箱烘干并放入真空室。为了提高 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 复合膜在基体上的附着力, 在沉积 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 复合涂层之前, 在基板上沉积 Cr 过渡层 10 min, 然后在不同的 Ce-Ti 靶功率下制备 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 复合涂层, 具体工艺

参数, 见表 1。

1.2 性能测试及组织观察

利用 HRSEM (Sigma 300, ZEISS) 观察 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 涂层的表面和截面形貌, 并使用 EDS 分析涂层的元素成分。使用原子力显微镜 (Bruker Dimension Icon) 扫描得到涂层的表面信息, 扫描范围 5×5 μm。用掠入射 X 射线衍射仪 (GIXRD) (Rigaku Smartlab, 3 kW, Japan) 分析了涂层的晶体结构, 得到 λ=0.154 05 nm, 工作电压和电流分别为 40 kV 和 40 mA, 固定入射角 1°, 扫描范围 5~75°, 扫描速率为 5(°)/min。使用 Horiba Scientific 公司 LabRAM HR Evolution 光谱仪检测沉积涂层和磨损轨迹的拉曼信号, 激发光源波长为 532 nm。通过 X 射线光电子能谱 (XPS, PHI-Vesoprobe 5000 III, Thermo Fischer) 表征涂层的成分, 分析室真空度 4×10<sup>-7</sup> Pa mbar, 激发源采用 Al Kα 射线 (能量为 1 486.6 eV), 工作电压 14.6 kV, 灯丝电流 13.5 mA, 并进行 20 次循环的信号累加, 测试通能 (Passing-Energy) 为 20 eV, 步长 0.1 eV, 并以 C1s 为基准峰, 取结合能 284.8 eV 为能量标准进行荷电校正。力学性能测试采用纳米压痕法 (iNano, nanomechanic, USA) 对 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 自润滑涂层复合涂层的硬度和弹性模量进行检测, 选用 Berkovich 压头对单晶硅进行了单点硬度测试, 为了避免测试误差, 测试了 5 个不同的位置, 取测试结果的平均值, 测试负载为 10 mN, 设置最大压痕深度不大于膜厚的 1/10。

在大气环境下使用摩擦磨损试验机测试了 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 复合膜的摩擦磨损性能。摩擦模式为干摩擦下的球盘滑动摩擦, 为保证试验结果的准确性, 在相同工艺下 3 次试验制备 3 个样片, 进行摩擦试验。试验条件如表 2 所示。

横截面微观形貌由 Rtec UST-2 划痕仪的三维白光干涉测量模块测得, 磨损的面积通过对磨损截面积分获得, 磨损体积与摩擦半径相关, 磨损率  $W$  的计算, 见式 (1)。

$$W=V/(F \times L) \tag{1}$$

式中:  $W$  为磨损率, mm<sup>3</sup>/(N·m);  $V$  为磨损体积, mm<sup>3</sup>;  $F$  为施加的法向载荷, N;  $L$  为总摩擦行

表 1 磁控溅射 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 涂层工艺参数  
Tab.1 Process parameters of Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> coatings deposited by magnetron sputtering

Background vacuum/Pa	Deposition pressure/Pa	Argon flow rate/(m <sup>3</sup> /s)	Deposition temperature/℃	MoS <sub>2</sub> target power/W	Ce-Ti target power/W	Deposition time of composite film/min
5×10 <sup>-4</sup> Pa	1.2	1×10 <sup>-6</sup>	200	250	10~90	60

表 2 摩擦试验条件  
Tab.2 Test conditions of friction experiments

Parameters	Loading force/ N	Rotating speed/ (r·min <sup>-1</sup> )	Friction radius/ mm	Time/ min	Temperature/ ℃	Humidity/ %	Ball diameter/ mm
Conditions	2.4	1 000	10	20	15~20	50	6

程, m。为减小误差, 计算了 3 次摩擦试验的磨损率平均值, 并将磨损率作为 Ce-Ti /MoS<sub>2</sub> 复合材料膜磨损性能的衡量指标。

## 2 结果及分析

### 2.1 涂层表面形貌

不同功率下制备的涂层的表面和截面形貌, 见图 1。从图 1a 中可以看出, 纯 MoS<sub>2</sub> 涂层表面形貌整体疏松多孔, 涂层形成了“岛状”<sup>[23]</sup>的团聚状态。“岛”与“岛”之间相互割裂且多沟壑, 沟壑中为细密的“蠕虫”状结构。随着添加 Ce、Ti 元素, 至 10 W 时, 图 1b 中岛状团聚更平整但沟壑依然明显, 说明掺杂元素能给涂层提供的形核数量较少。至 30 W 时, 图 1c 中“岛”间隙开始明显变窄, 且图 1c 中细小的“丘胞”已经在大的团聚上开始生成, 表明添加元素提供更多的形核点, 有利于细化晶粒<sup>[24]</sup>。至 50 W 时, 图 1d 中细小“丘胞”已经生成, 与较大团聚共存于涂层中。当 Ce-Ti 靶沉积功率增加到 70 W 时, 图 1e 晶粒明显普遍细小, 组织均匀致密, 说明 Ce、Ti 元素的添加有效地消除了晶界的间隙, 细化了 MoS<sub>2</sub> 基涂层的晶粒。然而当功率达到 90 W 时, 粗大的团聚又开始生成, 可能过量的掺杂元素超出了涂层最多形核的临界点。

从截面形貌可以明显看出, 纯 MoS<sub>2</sub> 涂层呈现疏松多孔的粗大柱状结构。在图 1b—1e 中加入 Ce、Ti 后涂层逐渐更加致密, 柱状的生长模式并未发生明显改变; 然而当沉积功率继续增大时, 图 1f 的截面相

比于图 1e 却更为粗大, 也对应了表面形貌的特征变化。Ce-Ti 靶功率 10、30、70 W 时的 AFM 三维重建图 (如图 2 所示), 可进一步表征不同功率下涂层的表面质量。从图 2 可以看出, 70 W 功率下制备的涂层比 10、30 W 时结构更致密, 组织更均匀, 而且具有最小的高程差, 表明 70 W 功率下制备的涂层的晶粒间没有明显的间隙。利用 NanoScope Analysis 软件对粗糙度数据进行分析, 可以得出, 当 Ce、Ti 靶功率为 70 W 时, 轮廓的平均算术偏差  $R_a$  为 2.3 nm, 轮廓均方根偏差  $R_q$  为 2.9 nm, 远小于 10 W 功率下涂层的 14.8、18.5 nm 和 30 W 功率下的 4.5、5.6 nm。

纯 MoS<sub>2</sub> 涂层和复合涂层的 EDS 涂层表面成分和厚度信息, 见表 3。由表 3 可知, 即使靶材中 Ti 元素与 Ce 元素的原子比为 1:1, 然而 2 种元素的沉积效率并不相同。Ti 元素在  $\leq 70$  W 功率下沉积原子量均远大于 Ce 元素, 这可能是由于稀土元素 Ce 化学性质活跃易与 S 元素或 O、H 等杂质元素结合而附在内壁或随气泵排出真空室。当至 90 W 时, Ce 元素含量明显大于 Ti 元素, 说明此时入射离子超出 Ce 溅射阈值后达到使其产额较高的能量范围<sup>[25]</sup>。同时, 也可以看出在相同的沉积时间下, 涂层厚度具有较大差异。纯 MoS<sub>2</sub> 与 Ce-Ti 靶沉积功率为 10 W 时的涂层较厚, 分别为 3.38  $\mu\text{m}$  和 3.52  $\mu\text{m}$ 。随着 Ce-Ti 靶沉积功率增加, 涂层厚度逐渐降低, 且降低幅度逐渐减小趋于稳定到 90 W 功率时的 2.40  $\mu\text{m}$ 。这说明掺杂元素的增加, 能有效地抑制粗大柱状晶沿垂直基体表面方向的生长, 引起结构的致密化与非晶化, 这种变化也可以从图 1 的截面形貌看出。值得注意的是, 在功率  $> 30$  W

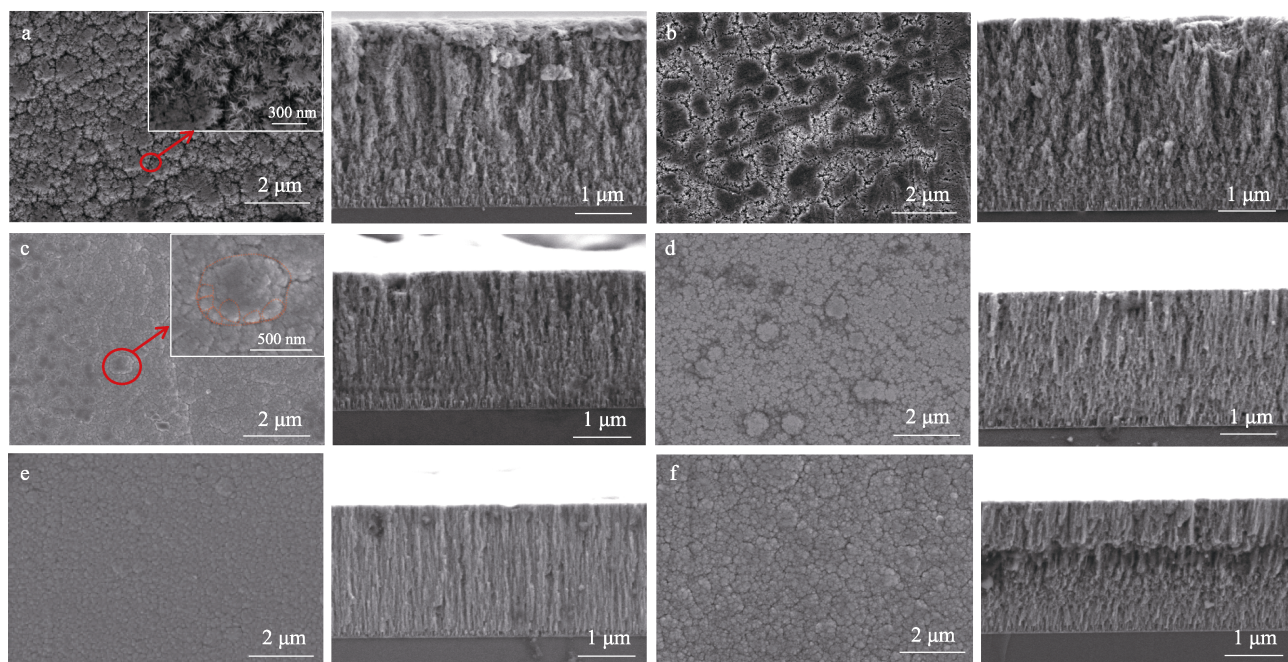


图 1 不同 Ce-Ti 功率下涂层的表面与截面 FESEM 图

Fig.1 Surface and cross-sectional FESEM images of coatings deposited at different Ce-Ti target power:  
a) pure MoS<sub>2</sub>; b) 10 W; c) 30 W; d) 50 W; e) 70 W; f) 90 W



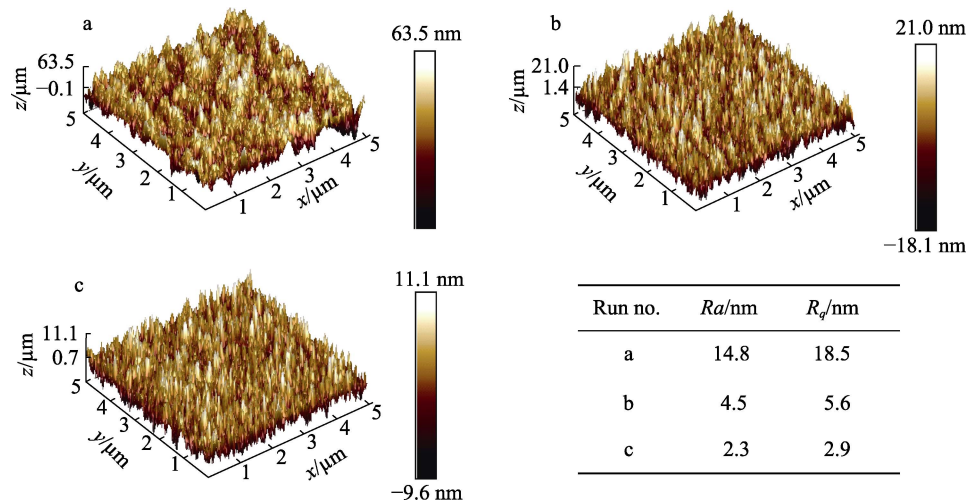


图 2 涂层的 AFM 三维重建图  
Fig.2 AFM 3D reconstruction images of coatings: a) 10 W; b) 30 W; c)70 W

表 3 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub>涂层的化学元素含量与厚度  
Tab.3 Chemical composition and thickness of Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> coatings

Target power/W	Ce/at. %	Ti/at. %	O/at. %	Thickness/ $\mu\text{m}$
0			4.63	3.38
10	0.16	0.53	7.17	3.52
30	0.95	2.83	16.83	2.54
50	1.62	5.06	13.01	2.47
70	2.32	7.21	11.67	2.42
90	11.58	3.35	16.25	2.40

时, 70 W 功率下涂层氧含量相对较低。分析认为, 涂层氧含量大小主要与掺杂金属元素的含量及涂层生长结构有关。掺杂在复合涂层中的 Ti 元素会生成氧化物 TiO<sub>2</sub><sup>[19]</sup>, 而 Ce 作为化学性质非常活泼的稀土元素, 易于 O 生成氧化物 CeO<sub>2</sub> 和 Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>, 提高 Ce-Ti 靶功率则增加了涂层表面的金属氧化物含量。另一方面 MoS<sub>2</sub> 涂层中的 Mo 元素也易在大气氛围下被氧化生成 MoO<sub>3</sub>, 由图 1—2 可以看出, 70 W 时涂层结构致密, 可以有效遏制大气环境下的 H<sub>2</sub>O 和 O<sub>2</sub> 与涂层内部进一步发生反应, 所以 O 元素含量相对减少。EDS 谱中, Mo 元素与 S 元素谱峰位置接近, 难以准确判断 S/Mo。为此将涂层形貌较为致密的 70 W 试样做 XPS 检测, 如图 3 所示。其中 Mo 3d、S 2p、Ce 3d、Ti 2P 峰被明显检出, 经分析软件辅助计算出 S 元素与 Mo 元素的原子百分比为 1.95。这表明 S 元素溅射产额略低, 这种现象在多项金属掺杂 MoS<sub>2</sub> 涂层中也被发现<sup>[8-9]</sup>。

纯 MoS<sub>2</sub> 涂层和 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 涂层的 XRD 谱图, 见图 4。由图 4 可知, 未掺杂金属元素的涂层表现出以 (002) 晶面择优取向生长为主, 并伴有 (100)、(105)、(110) 3 个生长取向的 MoS<sub>2</sub> 特征峰。所以 MoS<sub>2</sub> 呈现出 6 方结构, 涂层是基面和棱面取向混合

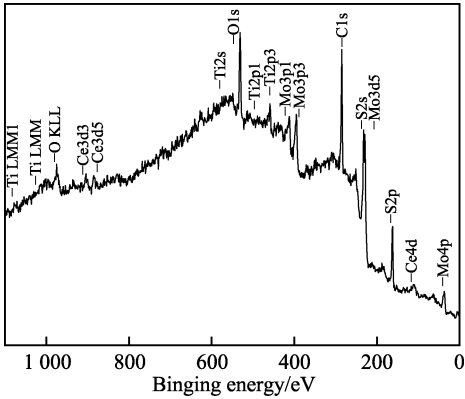


图 3 70 W 功率下涂层表面 XPS 全谱  
Fig.3 X-ray photoelectron spectrum of coating surface at 70 W

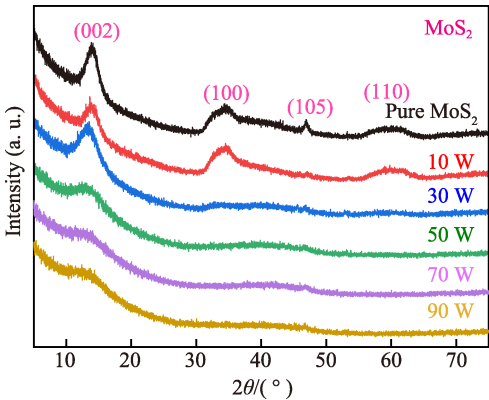


图 4 不同 Ce-Ti 靶功率下涂层的掠入射 XRD 衍射图谱  
Fig.4 GIXRD curves of coatings deposited at different Ce-Ti target power

的多晶态结构<sup>[26]</sup>。由于 10 W 时掺杂 Ce、Ti 元素含量较少, 整个衍射图谱除 (105) 晶面生长取向峰高减弱明显, 其他峰依然呈现与纯 MoS<sub>2</sub> 的衍射峰相似的特征。沉积功率为 30 W 的 XRD 谱图仅保留了 (002) 晶面生长, 显示涂层介于晶体与非晶之间的

过渡状态。当 Ce-Ti 靶功率大于等于 50 W 时, 仅剩微弱强度的 (002) 展宽衍射峰包这说明 Ce、Ti 元素的增加阻滞了涂层  $\text{MoS}_2$  特征的择优生长, 使得涂层晶粒出现了细化, 也使原本低掺杂功率下有序生长的多晶态涂层成为类似非晶的生长模式。

## 2.2 力学性能分析

不同靶功率下复合涂层的硬度和弹性模量, 见图 5。从图 5 可以看出功率  $\geq 30$  W 开始, 涂层硬度明显大于沉积功率小的试样。分析认为, 金属同时硫化物涂层的硬度大小基本上取决于膜层的致密程度和掺杂元素添加导致的固溶强化<sup>[27]</sup>。由图 1c 可以看出, 功率达到 30 W 时晶粒相比图 1a—1b 开始明显细化, 使功率大于 30 W 的试样普遍获得较高硬度。在沉积功率为 70 W 时, 其硬度与弹性模量均达到峰值 7.85 GPa。表明此时的固溶强化作用最明显, 且一定量的稀土元素 Ce 也起到净化晶界杂质、阻碍晶粒间位错滑移变形的作用<sup>[24]</sup>。随 Ce、Ti 元素进一步添加, 在功率为 90 W 时涂层硬度反而减小至 5.82 GPa。这是因为更多的掺杂元素则可能形成离散的粒子<sup>[20]</sup>, 减弱强化作用, 导致硬度降低。由弹性模量值可看出其变化规律基本与硬度相似, 在 70 W 功率时达到最大值 134.99 GPa 后下降至 90 W 时的 83.17 GPa。一般来说, 磁控溅射纯  $\text{MoS}_2$  涂层的纳米硬度几乎都小于 1 GPa<sup>[16]</sup>, 因承载能力不足限制其在重载条件下的应用。所以, Ce、Ti 元素的添加明显提高了涂层材料的硬度, 结合涂层表面形貌并根据 Hall-Petch 理论<sup>[28]</sup>, 硬度提升可能也与晶界强化有关。

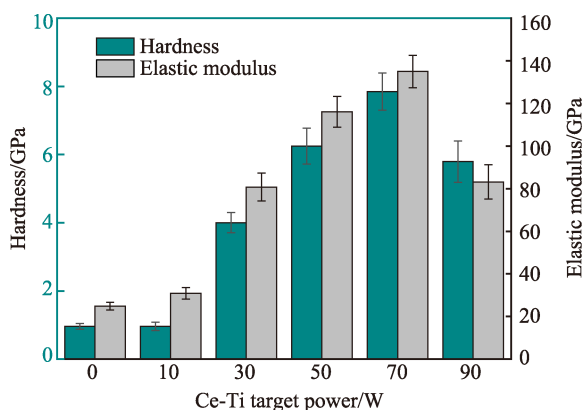


图 5 不同 Ce-Ti 靶功率下涂层的硬度和弹性模量  
Fig.5 Hardness and elastic modulus of coatings deposited at different Ce-Ti target power.

## 2.3 摩擦学性能分析

不同 Ce-Ti 靶功率下制备的涂层的摩擦因数曲线如图 6 所示。由图 6 可以看出纯  $\text{MoS}_2$  摩擦因数为 0.19 左右, 当涂层在少量掺杂时 (10 W), 摩擦因数为 0.12 左右, 降低并不明显, 而 Ce-Ti 靶功率为 30~90 W 时与未掺杂相比具有明显较低的摩擦因数, 其中以 70 W

时为最低, 在 0.073 左右。当掺杂量过高 (90 W), 反而使摩擦因数 (0.093) 大于 70 W 的涂层, 这说明涂层摩擦学性能对掺杂物含量非常敏感。

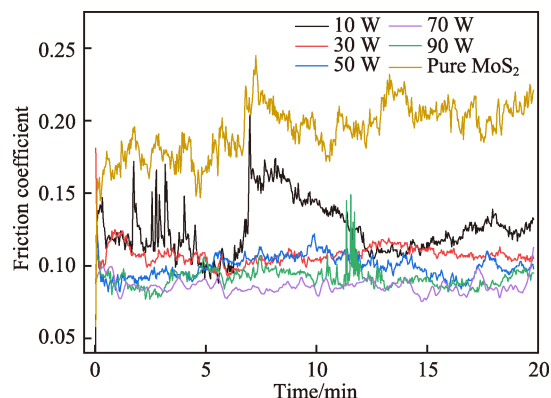


图 6 不同 Ce-Ti 靶功率下的摩擦因数曲线  
Fig.6 Friction coefficient curves at different Ce-Ti target power

不同 Ce-Ti 靶功率下制备的涂层的平均磨损率如图 7 所示。由图 7 可以看出功率为 10~70 W 时磨损率逐渐减小, 功率变动范围内磨损率由 10 W 时  $1.12 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$  减小到 70 W 时的  $9.42 \times 10^{-8} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ , 90 W 时又突增至  $3.16 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。通常成分相似材料的硬度与耐磨性呈正相关<sup>[29]</sup>, Ce-Ti/ $\text{MoS}_2$  复合涂层也基本符合这一规律。一般认为, 表现出超低磨损率的材料通常被定义为每滑动道次具有单层磨损率的材料, 转换为  $<10^{-8} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$  的具体磨损率或体积磨损率<sup>[30]</sup>。这种极小的磨损率通常只能在真空等特殊摩擦环境中才能实现。由此看出, 本试验在 70 W 功率下含稀土 Ce 掺杂的涂层磨损率较低, 只有传统掺杂一元金属 Ti 涂层磨损率的约 1/23<sup>[19]</sup>, 明显改善  $\text{MoS}_2$  基材料的耐磨性能。

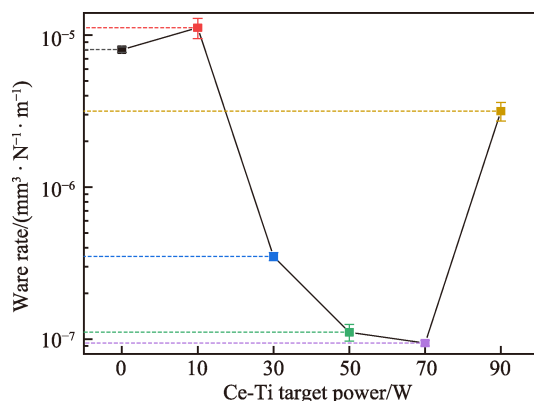


图 7 不同 Ce-Ti 靶功率下的平均磨损率  
Fig.7 Average wear rate at different Ce-Ti target power

磨痕的表面图像、白光三维形貌及磨痕截面如图 8 所示。从图 8 可以看出, 纯  $\text{MoS}_2$  与沉积功率为 10 W 时磨损较深, 分别为  $1.9 \mu\text{m}$  与  $2.6 \mu\text{m}$ 。这是因为涂层硬度较小导致承载能力不足, 这 2 种涂层磨损轨迹处存在大量毛刺, 纯  $\text{MoS}_2$  涂层表面更是可见清晰犁

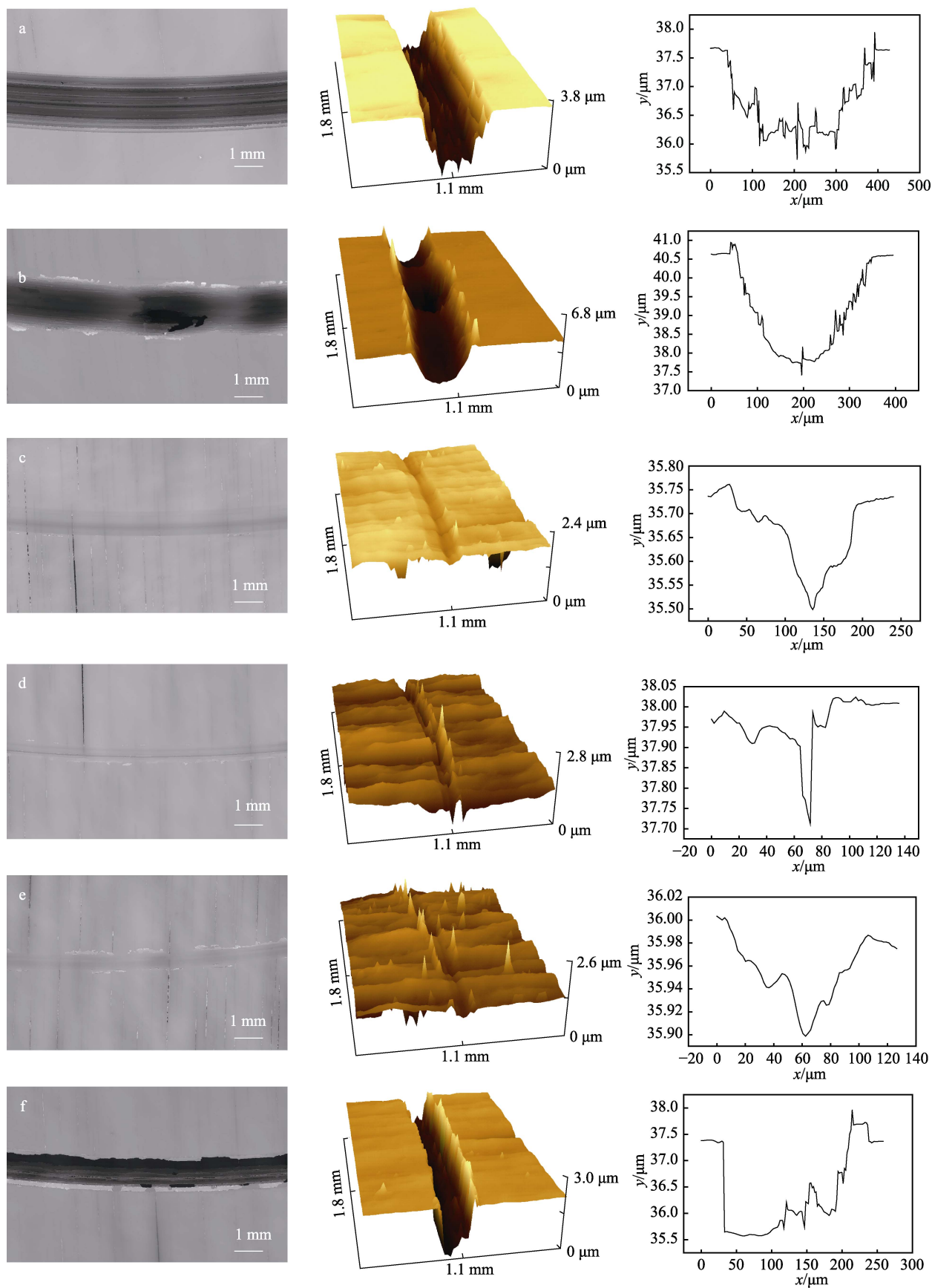


图 8 不同 Ce-Ti 靶功率下磨痕的表面图像、白光三维形貌及磨痕截面

Fig.8 Surface morphologies, white light 3D morphologies and cross sections of wear marks at different Ce-Ti target power:

a) pure MoS<sub>2</sub>; b) 10 W; c) 30 W; d) 50 W; e) 70 W; f) 90 W



沟,说明以磨粒磨损为主。沉积功率为 30~70 W 时如图 8c—e 所示,涂层磨损深度明显减小。直至 70 W 时仅剩 0.1  $\mu\text{m}$  左右,磨损轨迹也更光滑,说明摩擦的过程中仅产生微量的因磨粒磨损形成的犁沟,有效减少了磨损。然而功率为 90 W 时,如图 7f 所示,除了磨损轨迹深度较深 (1.8  $\mu\text{m}$ ) 外,底部呈平直的轮廓,可以推断涂层摩擦期间产生了塑性剥落。结合图 6—7 可以看出,10 W 功率下涂层的摩擦因数曲线在第 8 min 的磨损时间附近有系数的突增、波动直至平稳。结合磨损图像推测,该涂层由于硬度低承载能力差,在磨损前期膜层不断磨损直至 8 min 时完全磨穿至基面,造成系数曲线的异常变动。随着摩擦继续,磨屑在钢球与基体间充当稳定的固体润滑剂稳定了摩擦因数。而 90 W 功率下的涂层在摩擦因数不高的情况下磨损率反而也突增,是由于磨痕与钢球的接触产生了较大的接触应力使内部损伤不断累积,直至摩擦 12 min 时 (如图 6 所示) 涂层直接从基体表面剥落,最后转移膜与基体接触使摩擦因数稳定。

涂层摩擦过程中往往发生了材料的转移,对偶钢球上转移膜的形貌与成分进行表征是分析摩擦过程的重要手段。钢球磨斑 SEM 图与能谱 Mapping,见图 9。从图 9 整体上来看,各功率下涂层表面的磨屑在摩擦过程中附着于钢球表面形成转移膜,这主要是涂层碎屑因磨痕表面与钢球相互作用力而形成。且根据 Mapping 中 Mo、S 元素分布来看,磨屑在不同的钢球上的形态或集中或松散。由图 9a、9c 和 9d 可看出,3 种涂层形成了稳定且具有一定聚集程度的转移膜,由 Mo、S 元素衬度信号范围与强度可以断定,转移膜的面积与聚集程度随掺杂元素添加而减小。分析认为,这可能与涂层硬度变化有一定关系,硬度增大磨屑的量与磨损范围也随之减小。通常在不发生塑

性断裂的情况下涂层在高硬度时产生更少磨屑<sup>[29]</sup>,转移膜也难以累积。当转移膜面积过大,且涂层表面颗粒被推轧变平时,可能会造成摩擦界面接触面积过大,从而增加附着力<sup>[31]</sup>。图 9b 中 10 W 的涂层由于磨损至基体,导致稳定的转移膜被破坏。图 9e—9f 中 70~90 W 功率下的涂层转移膜相对面积较小,通过与图 7 对照,分析认为 70 W 时磨屑脱落较少,形成了面积小而稳定的转移膜。而 90 W 时涂层崩裂,原先稳定的转移膜在与基体的摩擦中不断消耗,导致转移膜没有成为整体。除此之外,Ti 元素含量较少在对偶钢球 Mapping 中并不明显,而 Ce 元素在转移膜中几乎没有被发现,分析认为 Ce 元素可能富集于磨痕上并未在摩擦过程中大量转移至对偶钢球。除图 9a 外,所有转移膜都有被氧化的迹象,表明摩擦时接触表面会暂时产生未经耗散的高温<sup>[32]</sup>,掺杂金属元素易在大气中被氧化。

为研究不同功率下制备的涂层成分以及在摩擦过程中涂层化学组成的变化,分析涂层耐磨机理,利用拉曼光谱对涂层表面与磨痕进行分析,结果如图 10 所示。由图 10 可知,30 W 与 50 W 功率下掺杂涂层光谱出现多组峰值,大约在  $\sim 380\text{ cm}^{-1}$  与  $\sim 408\text{ cm}^{-1}$  附近出现  $\text{MoS}_2$  特征峰,分别对应于  $\text{MoS}_2$  的平面内振动模式  $E_{2g}^1$  和平面外振动模式  $A_{1g}$ <sup>[33]</sup>。其他峰值对应 Mo 元素的氧化物特征峰,包括  $332$ 、 $600$ 、 $814\text{ cm}^{-1}$  附近的  $\text{MoO}_3$  特征峰与  $485$ 、 $559$ 、 $661\text{ cm}^{-1}$  附近  $\text{MoO}_3$  与  $\text{MoO}_2$  结合所形成的特征峰。而  $928\text{ cm}^{-1}$  附近特征峰则与  $\beta\text{-FeMoO}_4$  相符<sup>[34]</sup>。70 W 功率下涂层表面未发现明显尖峰,磨痕处却发现了  $\text{MoS}_2$  特征峰与 Mo 的氧化物峰。由  $2\text{H-MoS}_2$  相关的特征峰可以看出,3 种涂层  $E_{2g}^1$  峰信号均相对较弱,30、50 W 功率下而  $A_{1g}$  信号峰与 70 W 相比发生了明显蓝移。

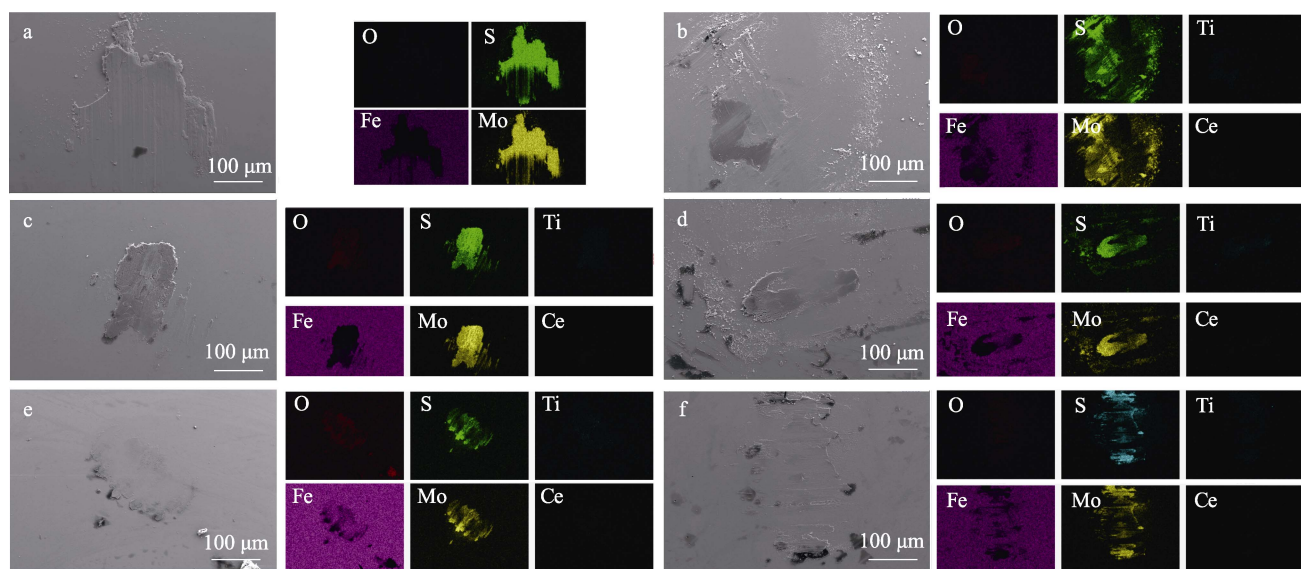


图 9 钢球磨斑 SEM 图与能谱 Mapping

Fig.9 SEM images and EDS mapping images of wear scars:

a) pure  $\text{MoS}_2$ ; b) 10 W; c) 30 W; d) 50 W; e) 70 W; f) 90 W



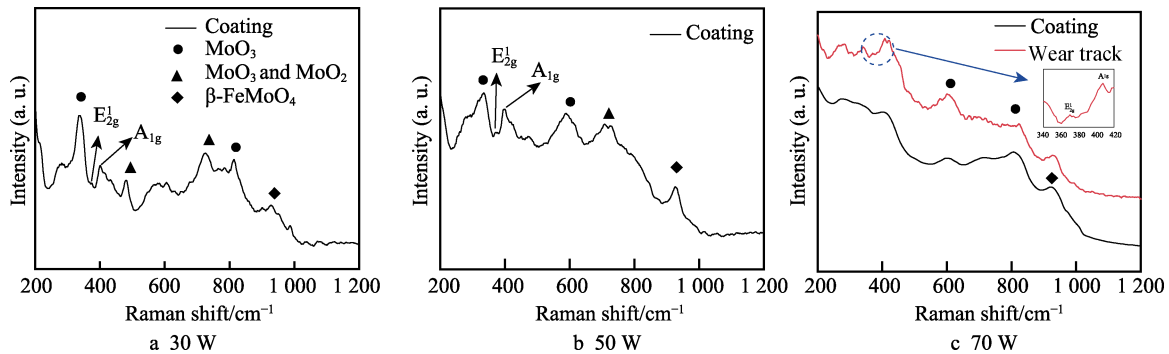


图 10 涂层表面与磨痕的拉曼光谱谱图

Fig.10 Raman spectra of coatings and wear marks at different Ce-Ti target power: a) 30 W; b) 50 W; c) 70W

对此的分析如下。

1) MoS<sub>2</sub> 的 E<sub>2g</sub><sup>1</sup> 峰信号弱可能与溅射过程中 S 元素的缺失有关。溅射过程中真空室里离子化后的 S 离子会与残余的 O、H 离子结合, 并容易被真空室的抽气系统抽出; 另一方面是由于 S 元素出射率高, 在到达基体时经历了轰击后的反溅射未能附着在基体上。最后导致 MoS<sub>2</sub> 在结构上形成了 S 元素的缺陷, E<sub>2g</sub><sup>1</sup> 峰会随着缺陷浓度的增加而发生蓝移并增加半峰宽从而弱化峰特征<sup>[35]</sup>。

2) 30 W 与 50 W 功率下而 A<sub>1g</sub> 信号峰发生蓝移与涂层中层状 MoS<sub>2</sub> 层数的增加有关, 通常随着 MoS<sub>2</sub> 涂层层数的增加, E<sub>2g</sub><sup>1</sup> 峰红移而 A<sub>1g</sub> 峰蓝移<sup>[36]</sup>。

3) 70 W 时涂层表面没有 MoS<sub>2</sub> 的拉曼峰, 说明随着 Ce、Ti 添加涂层中没有明显的晶体呈无定形特征, 随着摩擦的作用, 磨痕处重新生成的 2H-MoS<sub>2</sub> 起到了辅助润滑的作用。

综合表面形貌、元素成分、力学性能与摩擦磨损性能的测试, 分析认为在 70 W 的功率下, Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 涂层具备优异的摩擦学性能, 尤其是耐磨性得到了明显提升。其耐磨特性主要归因以下几个方面。

1) 掺杂元素降低了晶核的表面能, 增加了形核数量。使原本“蠕虫”状疏松表面在掺杂元素作用下成为小丘胞状致密表面, 硬度得到有效提升。

2) 稀土元素在其摩擦过程中易形成稀土氧化物 CeO<sub>2</sub> 和 Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub>。其中 Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 有去除杂质细化晶粒的作用<sup>[17,37]</sup>, CeO<sub>2</sub> 作为添加剂有利于显著减小材料摩擦因数与磨损率<sup>[38]</sup>。

3) 涂层适当的掺杂 Ce-Ti 元素 (70 W) 时, 摩擦条件下重新出现了具有润滑作用的 2H-MoS<sub>2</sub>, 有助于减少材料磨损。

## 4 结论

采用非平衡磁控溅射技术, 制备了二元金属掺杂的 Ce-Ti/MoS<sub>2</sub> 复合涂层, 并研究了合金靶溅射功率对涂层组织结构、力学性能与摩擦磨损性能的影响规律, 为 MoS<sub>2</sub> 基自润滑涂层的工艺改进提供了思路。

主要研究结论如下。

1) Ce、Ti 元素能有效改善 MoS<sub>2</sub> 基复合涂层结构, 将多孔的柱状生长致密化, 提高了涂层硬度。涂层结构和力学性能对 Ce-Ti 靶功率高度敏感, 对当靶功率为 70 W 时表面晶粒细小均匀, 达到硬度峰值 7.85 GPa, 粗糙度 Ra 仅为 2.33 nm。

2) 少量的 Ce、Ti 元素掺杂容易导致涂层承载力低, 磨损率高, 而过量的掺杂使复合涂层组织粗大引发磨痕处膜层崩落增大磨损率。70 W 的功率下涂层磨痕以轻微磨粒磨损为主, 具有平均 0.073 左右的最低摩擦因数与极低的磨损率  $9.42 \times 10^{-8} \text{ mm}^3 \text{ N}^{-1} \text{ m}^{-1}$ 。

3) 摩擦过程中对偶钢球上形成了含 Mo、S、Ti、O 元素的转移膜, 有助于减小滑动摩擦的剪切力。Ce-Ti 靶 70 W 时涂层发生从沉积态非晶结构到摩擦时 2H-MoS<sub>2</sub> 晶体的重新排列, 起到减小摩擦因数与磨损率的关键作用。

## 参考文献:

- [1] SPALVINS T. A Review of Recent Advances in Solid Film Lubrication[J]. Journal of Vacuum Science & Technology A, 1987, 5(2): 212-219.
- [2] 陈雨晴, 余敏, 曹开, 等. 铜基自润滑涂层的研究进展[J]. 表面技术, 2021, 50(2): 91-100.  
CHEN Yu-qing, YU Min, CAO Kai, et al. Advance on Copper-based Self-lubricating Coatings[J]. Surface Technology, 2021, 50(2): 91-100.
- [3] 侯锁霞, 霍英杰, 李勇帅, 等. MoS<sub>2</sub> 的合成及其在润滑领域应用研究进展[J]. 兵器材料科学与工程, 2018, 41(1): 123-126.  
HOU Suo-xia, HUO Ying-jie, LI Yong-shuai, et al. Research Progress in Preparation and Application of MoS<sub>2</sub> in Lubricating Field[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2018, 41(1): 123-126.
- [4] SPALVINS T. Lubrication with Sputtered MoS<sub>2</sub> Films: Principles, Operation, and Limitations[J]. 1992, 1(3): 347-351.
- [5] ZHAO Xiao-yu, LU Zhi-bin, ZHANG Guan-gan, et al. Self-adaptive MoS<sub>2</sub>-Pb-Ti Film for Vacuum and Humid

- Air[J]. Surface & Coatings Technology, 2018, 145: 152-166.
- [6] PRASAD S V, ZABINSKI J S, MCDEVITT N T. Friction Behavior of Pulsed-laser Deposited Tungsten Disulfide Films[J]. Tribology Transactions, 1995, 38(1): 57-62.
- [7] SONG Wen-long, SUN Kai, ZHAO Guang-ming, et al. Performance of MoS<sub>2</sub>/Zr Composite Coatings at Different Deposition Temperatures[J]. MATERIALS, 2021, 14(17): 5100.
- [8] XU Yi-zhuo, XIE Ming-li, LI Yu-ting, et al. The Effect of Si Content on the Structure and Tribological Performance of MoS<sub>2</sub>/Si Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 403: 126362.
- [9] SUN W D, WANG J, WANG K W, et al. Turbulence-like Cu/MoS<sub>2</sub> Films: Structure, Mechanical and Tribological Properties[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 422: 127490.
- [10] BOYNTON W V. Cosmochemistry of the Rare Earth Elements: Meteorite Studies[J]. Developments in Geochemistry, 1984, 2: 63-114.
- [11] TARANCON A, DEZANNEAU, et al. High-temperature Anion and Proton Conduction in RE<sub>3</sub>NbO<sub>7</sub> (RE = La, Gd, Y, Yb, Lu) Compounds[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015, 35(11): 3051-3061.
- [12] WANG Jun, CHONG Xiao-yu, ZHOU Rong, et al. Microstructure and Thermal Properties of RETaO<sub>4</sub> (RE=Nd, Eu, Gd, Dy, Er, Yb, Lu) as Promising Thermal Barrier Coating Materials[J]. Scripta Materialia, 2017, 126(1): 24-28.
- [13] EL-BAHY Z M, ISMAIL A A, MOHAMED R M. Enhancement of Titania by Doping Rare Earth for Photodegradation of Organic Dye (Direct Blue)[J]. Journal of Hazardous Materials, 2009, 166(1): 138-143.
- [14] AL-HAMDI A M, SILLANPÄÄ M, DUTTA J. Photocatalytic Degradation of Phenol in Aqueous Solution by Rare Earth-Doped SnO<sub>2</sub> Nanoparticles[J]. Journal of Materials Science, 2014, 49(14): 5151-5159.
- [15] YANG Yong, PU Hong-bin, DI Jun-jie, et al. Synthesis and Characterization of Monolayer Er-doped MoS<sub>2</sub> Films by Chemical Vapor Deposition[J]. Scripta Materialia, 2018, 152: 64-68.
- [16] LASKAR M R, NATH D N, MA L, et al. P-type Doping of MoS<sub>2</sub> Thin Films Using Nb[J]. Applied Physics Letters, 2014, 104(9): 147-1421.
- [17] WANG Lan-deng, ZHU Ding-yi, WEI Zhe-liang, et al. The Refinement Effect of Al-Ti-C-RE Master Alloy Prepared by Adding Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on Pure Al[J]. Advanced Materials Research, 2010, 6: 227-234.
- [18] 韩雪, 刘金娜, 崔秀芳, 等. La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 改性 Ti/MoS<sub>2</sub> 镍基复合涂层微观组织和摩擦学性能研究[J]. 表面技术, 2019, 48(9): 167-176.
- HAN Xue, LIU Jin-na, CUI Xiu-fang, et al. Microstructure and Tribological Properties of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Modified Ti/MoS<sub>2</sub> Nickel-based Composite Coatings[J]. Surface Technology, 2019, 48(9): 167-176.
- [19] 刘勇, 苏峰华, 孙建芳, 等. MoS<sub>2</sub>-Ti 自润滑复合薄膜的高温摩擦学性能研究[J]. 表面技术, 2022, 51(2): 20-28.
- LIU Yong, SU Feng-hua, SUN Jian-fang, et al. Tribological Properties of MoS<sub>2</sub>-Ti Self-lubricating Composite Film at High Temperature[J]. Surface Technology, 2022, 51(2): 20-28.
- [20] LI Yong-liang, KIM S. Microstructural and Tribological Behavior of TiAlN/MoS<sub>2</sub>-Ti Coatings[J]. RARE METALS, 2006, 25(4): 326-330.
- [21] YING Pu-you, ZHANG Ping, WU Jian-bo, et al. Effect of Applied Load on the Tribological Properties of MoS<sub>2</sub>-Ti-L/MoS<sub>2</sub>-Ti-H Nano-multilayer Coating[J]. AIP ADVANCES, 2020, 10(10): 105303.
- [22] BANDAY S, WANI M F. Nanomechanical and Nanotribological Characterization of Multilayer Self-lubricating Ti/MoS<sub>2</sub>/Si/MoS<sub>2</sub> Nanocoating on Aluminium-silicon Substrate[J]. SURFACE AND INTERFACE ANALYSIS, 2019, 51(6): 649-660.
- [23] 蔡海潮, 薛玉君, 李航, 等. 非平衡磁控溅射 La-Ti/WS<sub>2</sub> 自润滑薄膜的摩擦磨损行为[J]. 稀有金属材料与工程, 2021, 50(8): 2708-2714.
- CAI Hai-chao, XUE Yu-jun, LI Hang, et al. Friction and Wear Behavior of Self-lubricating La-Ti/WS<sub>2</sub> Films by Unbalanced Magnetron Sputtering[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2021, 50(8): 2708-2714.
- [24] ZHANG Chao, YANG Bi-qi, WANG Jian, et al. Microstructure and Friction Behavior of LaF<sub>3</sub> Doped Ti-MoS<sub>2</sub> Composite Thin Films Deposited by Unbalanced Magnetron Sputtering[J]. Surface and Coatings Technology, 2019, 359: 334-341.
- [25] DEPLA D. On the Effective Sputter Yield during Magnetron Sputter Deposition[J]. NUCLEAR INSTRUMENTS & METHODS IN PHYSICS RESEARCH SECTION B-BEAM INTERACTIONS WITH MATERIALS AND ATOMS, 2014, 328: 65-69.
- [26] 蔡海潮, 薛玉君, 王景华, 等. 沉积压力对磁控溅射 La-Ti/WS<sub>2</sub> 复合薄膜结构和摩擦学性能的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(7): 168-174.
- CAI Hai-chao, XUE Yu-jun, WANG Jing-hua, et al. Effect of Deposition Pressure on Structure and Tribological Properties of La-Ti/WS<sub>2</sub> Composite Films Prepared by Magnetron Sputtering[J]. Surface Technology, 2020, 49(7): 168-174.
- [27] DING X Z, ZENG X T, HE X Y, et al. Tribological Properties of Cr-and Ti-doped MoS<sub>2</sub> Composite Coatings under Different Humidity Atmosphere[J]. Surface & Coatings Technology, 2010, 205(1): 224-231.
- [28] QI Z, SUN P, ZHU F, et al. The Inverse Hall-petch Effect in Nanocrystalline ZrN Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2011, 205(12): 3692-3697.
- [29] HU Yu, WATSON M, MAIORINO M, et al. Experimental Study on Wear Properties of Wheel and Rail Materials

- with Different Hardness Values[J]. WEAR, 2021, 477: 203831.
- [30] CURRY J F, BABUSKA T F, FURNISH T A, et al. Achieving Ultralow Wear with Stable Nanocrystalline Metals[J]. Advanced Materials, 2018, 30: 1802026.
- [31] SEITZMAN L E, BOLSTER R N, SINGER I L. X-ray Diffraction of MoS<sub>2</sub> Coatings Prepared by Ion-beam-assisted Deposition[J]. Surface and Coatings Technology, 1992, 52(1): 93-98.
- [32] HAN Cui-hong, LI Guo-lu, MA Guo-zheng, et al. Preparation and Tribological Properties of Mo/MoS<sub>2</sub>-Pb-PbS Composite Films[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 405: 126625.
- [33] LI H, ZHANG Q, YAP C, et al. From Bulk to Monolayer MoS<sub>2</sub>: Evolution of Raman Scattering[J]. Advanced Functional Materials, 2012, 22(7): 1385-1390.
- [34] KUMARI L, MA Y R, TSAI C C, et al. X-Ray Diffraction and Raman Scattering Studies on Large-area Array and Nanobranched Structure of 1D MoO<sub>2</sub> Nanorods-Art. No. 115717[J]. Nanotechnology, 2007, 18(11): 15717.
- [35] NAN Hai-yan, WANG Zi-lu, WANG Wen-hui, et al. Strong Photoluminescence Enhancement of MoS<sub>2</sub> through Defect Engineering and Oxygen Bonding[J]. ACS Nano, 2014, 8(6): 5738-5745.
- [36] LEE C G, YAN H G, BRUS L E, et al. Anomalous Lattice Vibrations of Single- and Few-Layer MoS<sub>2</sub>[J]. ACS Nano, 2010, 4(5): 2695-2700.
- [37] SUN Jia-li, LIU Cheng-yun, JIANG Mao-fa. Influence Mechanism of Ce<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on Dephosphorization Process Using CaO-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>-MnO Based Slag[J]. ISIJ INTERNATIONAL, 2022, 62(3): 515-523.
- [38] DU Peng-fei, CHEN Guo-xu, SONG Shi-yuan, et al. Tribological Properties of Muscovite, CeO<sub>2</sub> and Their Composite Particles as Lubricant Additives[J]. TRIBOLOGY LETTERS, 2016, 62(2): 29.

责任编辑: 蓝英侨

(上接第 160 页)

- [23] 马松林, 赵振华, 颜诚, 等. 不同形状砂尘高速冲蚀 TC4 平板的数值仿真[J]. 航空动力学报, 2019, 34(2): 321-330.
- MA Song-lin, ZHAO Zhen-hua, YAN Cheng, et al. Numerical Simulation of TC4 Plates with High Speed Erosion of Sand Dust with Different Shapes[J]. Journal of Aerospace Power, 2019, 34(2): 321-330.
- [24] TAKAFFOLI M, PAPINI M. Numerical Simulation of Solid Particle Impacts on Al6061-T6 Part I: Three-Dimensional Representation of Angular Particles[J]. Wear, 2012, 292/293: 100-110.
- [25] TAKAFFOLI M, PAPINI M. Numerical Simulation of Solid Particle Impacts on Al6061-T6 Part II: Materials Removal Mechanisms for Impact of Multiple Angular Particles[J]. Wear, 2012, 296(1/2): 648-655.
- [26] TAKAFFOLI M, PAPINI M. Material Deformation and Removal Due to Single Particle Impacts on Ductile Materials Using Smoothed Particle Hydrodynamics[J]. Wear, 2012, 274/275: 50-59.
- [27] 新巴雅尔, 文波, 曲敬龙, 等. 先进变形高温合金的固体颗粒冲蚀磨损的实验分析与数值模拟[J]. 稀有金属, 2019, 43(9): 911-919.
- XIN Ba-ya-er, WEN Bo, QU Jing-long, et al. Experimental Analysis and Numerical Simulation on Solid-Particles Erosive Wear of Advanced Wrought Superalloy[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2019, 43(9): 911-919.
- [28] LI Y Q, WANG X D, LONG C B, et al. Erosion Behavior and Damage Evolution of Ti-6Al-4V Aero-Engine Titanium Alloy[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2020, 770(1): 012083.
- [29] HUSSAINOVA I, SCHADE K P. Correlation between Solid Particle Erosion of Cermets and Particle Impact Dynamics[J]. Tribology International, 2008, 41(4): 323-330.
- [30] LI F, WANG S S, CAI L X, et al. Multi-Parameter Optimization to Improve the Erosion Resistance of Coating by FE Simulation[C]// Proceedings of ASME Turbo Expo 2021: Turbomachinery Technical Conference and Exposition, 2021: 1-11.
- [31] AZIMIAN M, SCHMITT P, BART H J. Numerical Investigation of Single and Multi Impacts of Angular Particles on Ductile Surfaces[J]. Wear, 2015, 342/343: 252-261.

责任编辑: 彭颀