

# 钛合金表面微弧诱导 MoS<sub>2</sub> 纳米复合涂层组织结构与摩擦磨损性能

孙佳硕<sup>1,2</sup>, 邹永纯<sup>1,2,3</sup>, 王树棋<sup>1,2</sup>, 黄磊<sup>4,5</sup>, 陈国梁<sup>1,2</sup>, 叶志云<sup>1,2</sup>, 王亚明<sup>1,2</sup>, 周玉<sup>1,2</sup>

(1. 哈尔滨工业大学材料科学与工程学院, 特种陶瓷研究所, 哈尔滨 150080; 2. 哈尔滨工业大学, 先进结构功能一体化材料与绿色制造技术工业和信息化部重点实验室, 哈尔滨 150001; 3. 哈尔滨工业大学, 分析测试中心, 哈尔滨 150080; 4. 海洋腐蚀与防护全国重点实验室, 河南 洛阳 471000; 5. 洛阳船舶材料研究所, 河南 洛阳 471000)

**摘要:** 钛合金耐磨涂层的设计与制备对于提升其耐磨性能及延长服役寿命具有重要意义。本工作提出采用微弧氧化一步法在 Ti-6Al-4V 表面诱导 MoS<sub>2</sub> 纳米颗粒沉积, 形成 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层, 并探讨了不同微弧氧化处理电压对 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层成分、微观结构以及摩擦性能的影响。结果表明, 当施加 500 V 微弧氧化处理电压时, 涂层摩擦系数为 0.2, 相较基体降低 69.2%, 涂层中 MoS<sub>2</sub> 在摩擦副与涂层的相互作用下形成含 MoS<sub>2</sub> 自润滑薄膜, 表现出良好的减摩性能。

**关键词:** 钛合金; 微弧氧化; 二硫化钼; 减摩性能

中图分类号: TH117 文献标志码: A 文章编号: 0454-5648(2026)04-1220-09

网络出版时间: 2026-01-29



Ti-6Al-4V(TC4)作为一种  $\alpha$  与  $\beta$  双相钛合金, 因其高强度、低密度、良好的耐腐蚀性以及生物相容性等特点<sup>[1-2]</sup>, 被广泛应用于航空航天<sup>[3]</sup>、汽车制造<sup>[4]</sup>以及生物医疗植入体<sup>[5]</sup>等方面。但是, 作为动部件, TC4 仍存在明显耐磨性较差的缺点<sup>[6]</sup>, 主要原因为: 钛合金基体的硬度较低、表面易生成氧化膜且在外加载荷作用下极易发生脱落造成黏着磨损<sup>[7-8]</sup>。因此, 改善钛合金的耐磨性对于扩大其应用场景以及延长服役寿命具有重要意义。

为提高钛合金耐磨性能, 常采用各种表面强化方式进行表面处理。钛合金常用的表面强化处理方式主要包括: 化学热处理、热喷涂、激光熔覆以及微弧氧化等。化学热处理<sup>[9]</sup>作为一种传统表面强化处理方式, 通过在基体表面进行高温热处理渗入不同元素(例如碳、氮、硼等元素)从而有效制备表面耐磨层, 但是存在处理时间较长以及能耗较大的缺点。热喷涂技术<sup>[10]</sup>通过将熔融或半熔融材料喷涂至基体表面制备耐磨涂层, 但存在对操作者熟练度以及设备精度与自动化要求较高的问题。激光熔覆<sup>[11]</sup>通

过高能量密度激光束将材料熔化并沉积到基体表面形成耐磨涂层, 但制备过程耗能多, 工艺复杂且成本高。

基于上述问题, 微弧氧化(plasma electrolytic oxidation, PEO)作为一种绿色的表面处理技术<sup>[12]</sup>, 可利用等离子体技术对金属表面进行电化学氧化, 从而在金属基体表面原位形成陶瓷涂层<sup>[13]</sup>。所制备的陶瓷涂层与金属基体之间呈冶金结合状态, 涂层硬度高、耐腐蚀且与基体结合力强, 被广泛应用于钛合金表面处理。但是微弧氧化陶瓷涂层分为内外 2 层, 即致密的内层与多孔疏松的外层, 导致涂层在长时间摩擦后涂层外层容易脱落加剧磨损<sup>[14]</sup>。此外, 传统的钛合金微弧氧化涂层主要成分为锐钛矿与金红石型的 TiO<sub>2</sub>, 硬度较高但缺乏自润滑成分, 磨损率高, 摩擦系数较大<sup>[15]</sup>。

为进一步提高微弧氧化涂层的耐磨性能, 可在电解液中添加耐磨粒子将固体润滑相引入微弧氧化涂层, 这种方法可一步制备包含低摩擦材料的微弧氧化涂层。MoS<sub>2</sub> 因其独特的层状结构以及层间较弱

收稿日期: 2025-11-02。 修订日期: 2025-12-19。

基金项目: 国家自然科学基金(52571078, 52571039, 52572071); 青年人才托举工程(2021QNRC001); 黑龙江省自然科学基金(YQ2023E008)。

第一作者: 孙佳硕(2001—), 男, 硕士研究生。

通信作者: 邹永纯(1990—), 男, 博士, 研究员;

王亚明(1978—), 男, 博士, 教授。

Received date: 2025-11-02. Revised date: 2025-12-19.

First author: SUN Jiashuo (2001-), male, Master candidate.

E-mail: jiashuosun@foxmail.com

Correspondent author: ZOU Yongchun (1990-), male, Ph.D., Professor.

WANG Yaming (1978-), male, Ph.D., Professor.

E-mail: zouyongchun@hit.edu.cn; wangyaming@hit.edu.cn

的结合力(范德华力),使其在切向力作用下可以发生层间滑动,从而起到良好的润滑作用,因此采用 MoS<sub>2</sub> 与微弧氧化陶瓷涂层复合可实现膜层表面减磨性能的提升<sup>[16,17]</sup>。刘秀芳等<sup>[18]</sup>通过微弧氧化与水热法在 7075 铝合金表面制备含 MoS<sub>2</sub> 复合涂层,实现摩擦系数约由 0.6 降低至 0.2,虽减摩效果良好,但采用复合制备方法,工艺流程复杂。Chang 等<sup>[19]</sup>研究占空比对于 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层摩擦性能的影响,发现向电解液中添加 4 g/L MoS<sub>2</sub>,在 50%占空比下微弧氧化处理 20 min 实现 Ti-6Al-4V 摩擦系数由 0.74 降低至 0.48,取得一定的减摩效果,但摩擦系数仍然较高,且缺乏对微弧氧化工艺参数的探讨。

本工作将系统研究在低 MoS<sub>2</sub> 浓度以及不同微弧氧化处理时间下,不同处理电压对 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层的微观形貌、成分以及摩擦学性能的影响,旨在为微弧氧化钛合金减摩涂层的设计及制备提供理论借鉴与工艺参考。

## 1 实验

### 1.1 样品制备

采用 Ti-6Al-4V 作为实验材料(化学成分如表 1 所示),样品为 20 mm×20 mm×1 mm 的矩形块体。依次采用 200#(约 74 μm)、400#(约 38 μm)、600#(约 25 μm)、800#(约 20 μm)的砂纸对样品进行打磨,然后使用乙醇溶液在超声波清洗机中清洗 10 min,随后拿出用去离子水洗净并干燥。

表 1 TC4 成分  
Table 1 Chemical composition of TC4

						w/%
Ti	Al	V	Fe	C	O	
88.50—	5.50—	3.50—	≤0.30	≤0.08	≤0.20	
91.00	6.80	4.50				

采用哈尔滨工业大学研制的 65 kW 双极脉冲微弧氧化电源,阳极作为样品 TC4,阴极采用 304 不锈钢板,微弧氧化具体工艺参数如表 2 所示。电解液组成为 8 g/L Na<sub>2</sub>SiO<sub>3</sub>, 10 g/L Na<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>, 3 g/L NaOH, 6 g/L MoS<sub>2</sub>,实验过程中通过循环冷却系统将电解液温度控制在约 25 °C,样品经微弧氧化处理完成后,用清水超声波清洗 10 min,随后烘干。

表 2 微弧氧化工艺参数  
Table 2 Parameters of PEO

Voltage/V	Frequency/kHz	Duty cycle/%	Time/min
400	1800	10	20
500	1800	10	20
600	1800	10	20

### 1.2 材料表征

采用扫描电子显微镜(SEM, Helios 5UX, Thermo Fisher Scientific, U.S.A.)以及激光共聚焦显微镜(LSM, OLS5100, OLYMPUS, Japan)对样品表面微观形貌进行表征。采用扫描电子显微镜配备的能谱仪(EDS, INCA Oxford Instruments, UK)对试样不同区域进行样品表面微区成分分析,同时利用 X 射线衍射仪(XRD, Empyrean, PANalytical, Netherlands)与 X 射线光电子能谱仪(XPS, ESCLAB 250Xi, Thermo Fisher Scientific, U.S.A.)进一步确定成分组成。样品表面粗糙度以及涂层厚度分别采用 TR200 型手持式粗糙度仪与 TT230 涡流测厚仪进行测量,为保证测量结果的准确性与可重复性,每个样品选取 3 个不同位置进行测量,取测量的平均值作为最终测量结果。采用球-盘式摩擦磨损试验机(UMT-3, Bruker, U.S.A.)对样品进行摩擦磨损测试。测试中所用对磨球为直径 5.55 mm,硬度 700 HV 的 GCr15 钢球。摩擦磨损测试的参数为:旋转半径 3 mm,施加载荷 1 N,转速 300 r/min,测试时间 10 min。为保证数据的可靠性,摩擦磨损试验在相同的试验条件下重复 3 次。

## 2 结果与讨论

### 2.1 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层的成分组成与微观结构

图 1 为不同微弧氧化处理电压下所制备涂层的 XRD 谱。由图 1 可见,涂层主要成分为 TiO<sub>2</sub>,出现 Ti 的衍射峰是因为部分 TC4 基体被检测到。由于掺杂进入的 MoS<sub>2</sub> 含量有限,且大部分被填充进涂层孔隙,所以从 XRD 谱上并未发现 MoS<sub>2</sub> 相关的相(或相关衍射峰强度较弱)<sup>[19]</sup>。对于 500 V 与 600 V 样品

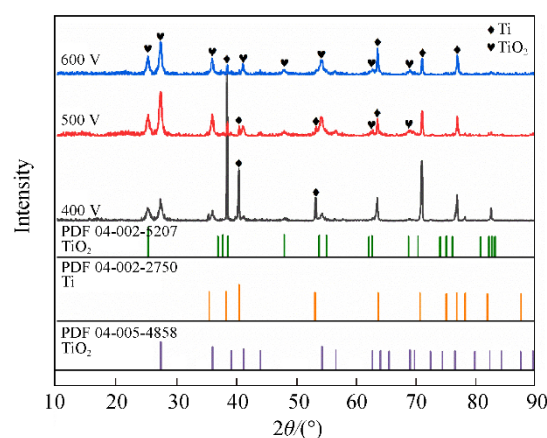


图 1 不同微弧氧化处理电压下 PEO 涂层 XRD 谱  
Fig. 1 XRD patterns of PEO coatings prepared at different applied voltages

于  $2\theta$  约为  $22^\circ$  处所出现的非晶包, 推测其为非晶态的  $\text{SiO}_2$ , 主要原因为本工作采用硅酸盐电解质溶液,  $\text{SiO}_3^{2-}$  在反应过程中会分解为  $\text{SiO}_2$ 。

图 2 为不同处理电压下, PEO 涂层的表面形貌。由图 2 可见, PEO 涂层表面呈典型的“火山口状微孔”的多孔结构, 随着处理电压的增大, 涂层孔径增大且出现大块的熔融物冷却形成的熔融堆积形貌。主要原因为随着处理电压增大, 微弧氧化放电剧烈程度增加, 每一次放电伴随着大量的基体熔融氧化物通过放电通道剧烈喷发到表面, 随后迅速冷却, 形成明显的熔融堆积形貌, 表面质量下降且宏观上表现为涂层表面粗糙度的增加<sup>[13, 20, 21]</sup>(表 3)。此外, 由于涂层厚度的增长需要较高的击穿电压, 因此更高的处理电压将允许涂层厚度不断增加直至所施加的处理电压小于陶瓷涂层的击穿电压。

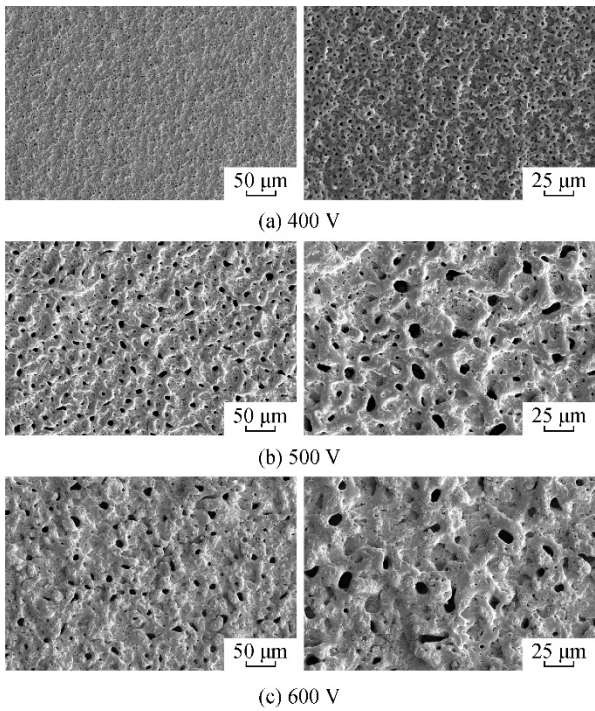


图 2 不同处理电压下微弧氧化涂层表面形貌  
Fig. 2 Surface morphology of PEO coatings prepared at different applied voltages

表 3 不同微弧氧化处理电压下涂层表面粗糙度与厚度  
Table 3 Surface roughness and thickness of PEO coatings at different applied voltages

Voltage/V	Surface roughness, $R_a/\mu\text{m}$	Thickness of coating/ $\mu\text{m}$
400	$1.00\pm 0.05$	$7.0\pm 1.0$
500	$3.00\pm 0.20$	$28.0\pm 0.6$
600	$4.70\pm 0.30$	$40.0\pm 1.7$

通过对涂层表面进行 EDS 分析发现(图 3), 经微弧氧化处理后, 成功诱导  $\text{MoS}_2$  粒子沉积并形成

$\text{TiO}_2/\text{MoS}_2$  复合涂层。此外, 微弧氧化处理电压为 500 V 与 600 V 时复合涂层表面  $\text{MoS}_2$  含量明显高于 400 V 时样品, 主要原因为微弧氧化处理过程中, 熔融基体氧化物通过放电通道喷发到表面后, 接触到电解液中的  $\text{MoS}_2$  粒子并遇冷在基体表面凝固, 使得  $\text{MoS}_2$  粒子被包裹在涂层内部, 以及部分  $\text{MoS}_2$  粒子接触到正在放电的基体从而被高温烧结沉积到涂层表面<sup>[18]</sup>。当处理电压较低(400 V)时, 允许生长的陶瓷涂层较薄, 放电过程时间较短, 在时间上减少了  $\text{MoS}_2$  粒子的沉积量; 电压较低, 放电剧烈程度较小, 放电通道尺寸减小, 每次放电喷发出的基体熔融物更少且大部分回流到放电孔洞, 少部分喷发到基体表面并在基体表面凝固, 在空间上减少了  $\text{MoS}_2$  粒子的沉积量, 因此, 高微弧氧化处理电压有利于提高  $\text{MoS}_2$  粒子的沉积量。为进一步明确涂层结构以及  $\text{MoS}_2$  在涂层内部的空间分布状态, 在涂层

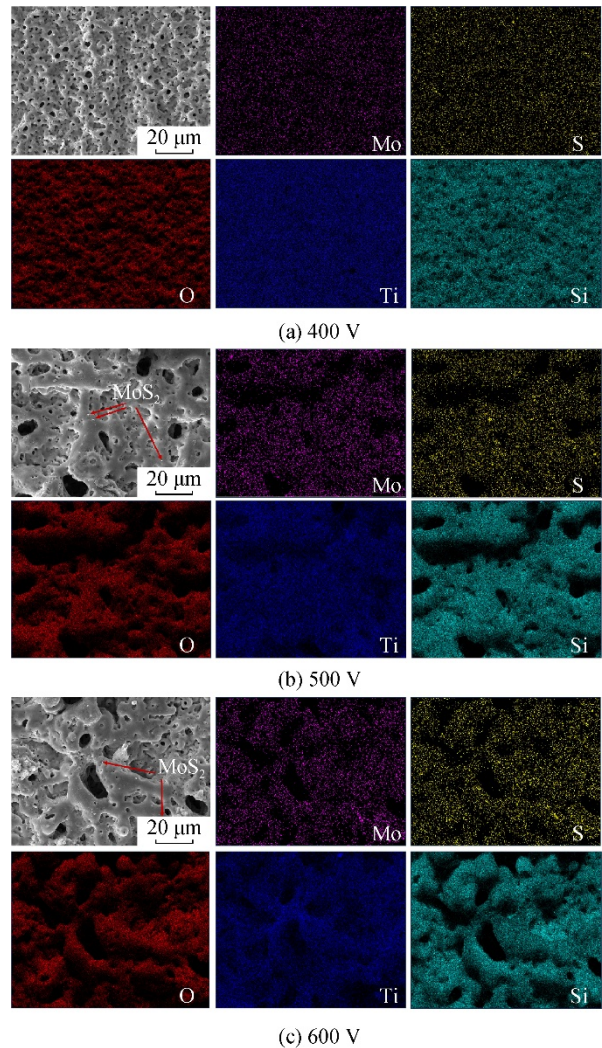


图 3 不同微弧氧化处理电压下涂层表面形貌与能谱分析  
Fig. 3 Surface morphology and EDS analysis of PEO coatings at different applied voltages

表面分析的基础上对涂层截面进行系统观察与元素分析(图 4)。结果显示,不同处理电压下涂层厚度均匀,与基体结合紧密且界面处未见明显裂纹。随处理电压上升,高涂层厚度所带来的高击穿电压得到满足,导致涂层厚度逐渐增加。此外,Mo 与 S 元素的信号在从涂层表面至基体界面的整个厚度范围内均被检出,且含量呈现出随电压升高逐渐增加分布特征,证明 MoS<sub>2</sub> 粒子并非简单物理附着于涂层表面,而是结合于涂层内部,这种微观结构上的复合将为摩擦过程中润滑相的持续供给提供材料以及结构基础。

表 4 不同处理电压下 EDS 结果

Table 4 EDS analysis results of PEO coatings at different treatment voltages

Voltage/V	Mole fraction				
	O/%	Ti/%	Mo/%	S/%	Si/%
400	63.5	20.4	1.2	2.1	12.8
500	54.1	19.1	5.1	8.6	13.1
600	52.4	16.8	8.5	4.8	17.5

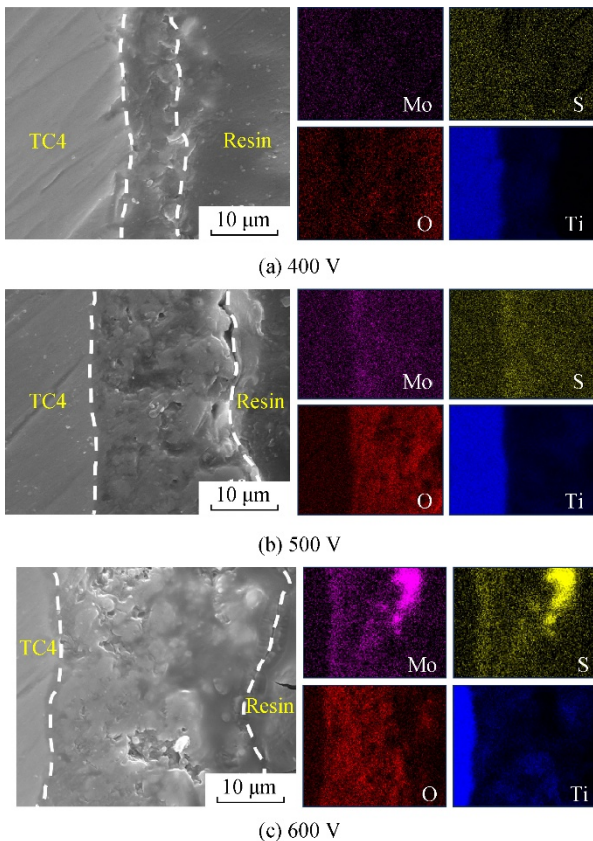


图 4 不同微弧氧化处理电压下涂层截面形貌与能谱分析  
Fig. 4 Cross section morphology and EDS analysis of PEO coating at different applied voltages

## 2.2 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层摩擦磨损性能

图 5 为 TC4 基体与不同处理电压下 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层的摩擦系数随时间变化的曲线。由图 5 可见,当处理电压为 500 V 时, TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层在经历初始磨合阶段即摩擦系数略有上升后,摩擦系数开始下降最后趋于稳定,进入稳定摩擦阶段,此时稳定摩擦系数约为 0.2,相比 TC4 基体(约 0.7)降低 69.2%,相较于处理电压为 400 V 与 600 V 的样品,分别降低了约 74.4%与 75.9%,证明该电压下, TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层起到明显的减摩作用,且减摩效果最好。

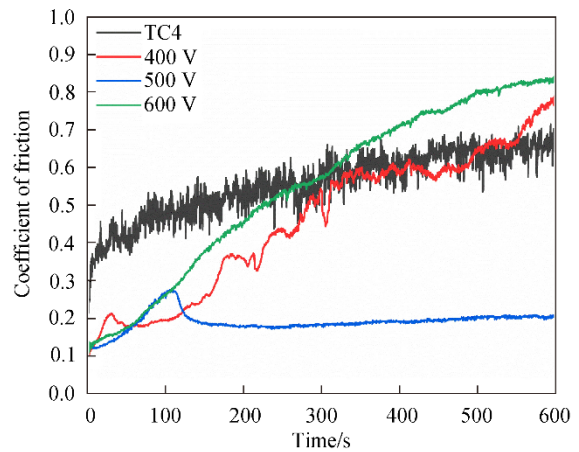


图 5 TC4 基体以及不同处理电压下涂层摩擦系数与时间关系曲线  
Fig. 5 Comparison of friction coefficients of the TC4 substrate and TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> composite coatings at different applied voltages

为明确 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层在不同处理电压下摩擦系数的差异,采用激光共聚焦显微镜对其磨痕进行三维轮廓扫描,结果如图 6 所示。未被磨损的 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层表面凹凸不平,且随着处理电压的增大,表面平整度增加。磨痕处表面较为平整光滑,主要表现为凸起被磨掉且部分填充至凹陷处,即通过“削峰填谷”作用使表面变得平整。此外,可观察到当处理电压为 400 V 与 600 V 时(图 6b 和图 6d),其磨痕较 500 V 时更为平整,孔隙填充更多,证明此处磨损较大,但通过磨痕深度对比发现,其磨痕较 500 V 时更浅,由光学显微镜观察发现,处理电压为 400 V 与 600 V 的样品磨痕处含有大量黄褐色物质,依据本实验对磨材料选用 GCr15 钢球,推测该黄褐色物质为氧化铁,即摩擦过程中发生严重的黏着磨损,产生的氧化铁依附在磨痕处导致磨痕深度降低,且表面更加平整,而处理电压为 500 V 的样品的 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层并未明显产生上述现象。

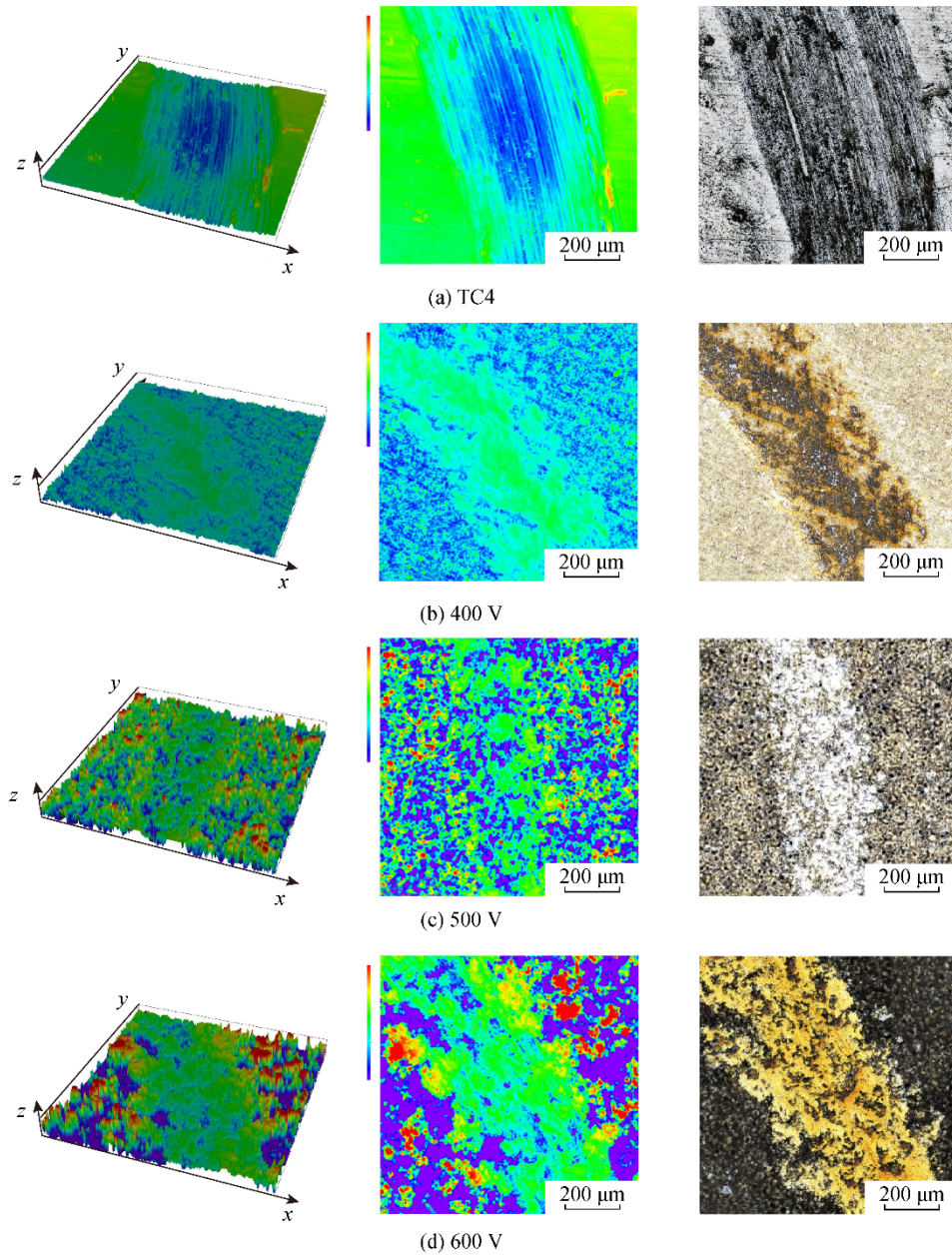


图6 基体与不同微弧氧化处理电压下 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层磨痕三维形貌

Fig. 6 3D morphology of wear tracks on the TC4 substrate and TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> composite coatings at different applied voltages

为进一步分析复合涂层的磨损过程，分别对不同处理电压下的磨痕进行了 SEM 形貌以及 EDS 分析。如图 7 所示，当处理电压为 400 V 时，磨痕较宽 $[(241.3 \pm 36.2) \mu\text{m}]$ ，氧化铁磨屑被压入磨痕表面形成大量尺寸较大、边缘清晰的层状物并伴随部分细碎剥落物质，即涂层与摩擦对偶件之间发生严重的黏着转移，涂层大部分区域被氧化铁磨屑掩盖，严重恶化涂层摩擦磨损性能。当提高处理电压至 600 V 时，磨痕宽度增加至 $(376.2 \pm 6.5) \mu\text{m}$ ，磨痕表面呈现出大块氧化铁磨屑黏着转移剥落堆积痕迹，造成表面凹凸不平，同时伴有大量碎裂的硬质 TiO<sub>2</sub>

涂层颗粒，共同加剧磨损过程。对于 500 V 处理电压样品，磨痕较窄 $[(113.6 \pm 12.3) \mu\text{m}]$ ，磨痕表面以细颗粒状 TiO<sub>2</sub> 为主，伴随部分小尺寸片状以及颗粒状氧化铁磨屑，润滑相分布较为均匀，并未出现明显流失，即在摩擦作用下仅引发涂层表面部分颗粒化剥落，磨损程度大幅度下降。此外，通过对 500 V 电压样品复合涂层磨痕区域进行 XPS 分析发现(图 8)，经过摩擦测试后，磨痕中 Mo 与 S 主要以 MoS<sub>2</sub> 的形式存在(Mo 3d<sub>3/2</sub>: 231.81 eV, Mo 3d<sub>5/2</sub>: 228.66 eV, S 2s: 226.03 eV, S 2p<sub>1/2</sub>: 162.79 eV, S 2p<sub>3/2</sub>: 161.59 eV)，一定量的 MoS<sub>2</sub> 粒子在保证良好润滑效果的同时由

于涂层与摩擦副在摩擦过程中产生大量热量，导致小部分 Mo 与 S 也会发生氧化现象<sup>[22]</sup>(Mo 3d<sub>3/2</sub>: 233.48 eV, Mo 3d<sub>5/2</sub>: 230.33 eV, S 2p<sub>1/2</sub>: 168.04 eV, S 2p<sub>3/2</sub>: 166.83 eV)。因此综合上述表征，XRD 谱(图 1)中并未观察到明显的结晶 MoS<sub>2</sub> 的衍射峰，主要归因于：1) 除 MoS<sub>2</sub> 含量本身偏低以外，纳米 MoS<sub>2</sub> 粒子尺寸偏小(主要以高度分散的状态弥散分布于涂层内部与表面)，难以形成具有足够相干散射体积

的晶体区域，导致其衍射信号极易被背底“噪声”与 TiO<sub>2</sub> 和基体 Ti 的强峰所淹没；2) 微弧氧化放电过程中的高温可能导致部分非晶化，从而使 XRD 衍射峰减弱而被淹没在背底“噪声”中。虽然引入的 MoS<sub>2</sub> 纳米粒子无法产生明显且强烈的 XRD 衍射信号，但结合 EDS 与本次 XPS 测试表明，涂层内部存在一定量的 MoS<sub>2</sub> 纳米粒子(检测到 Mo<sup>4+</sup>与 S<sup>2-</sup>特征峰)。

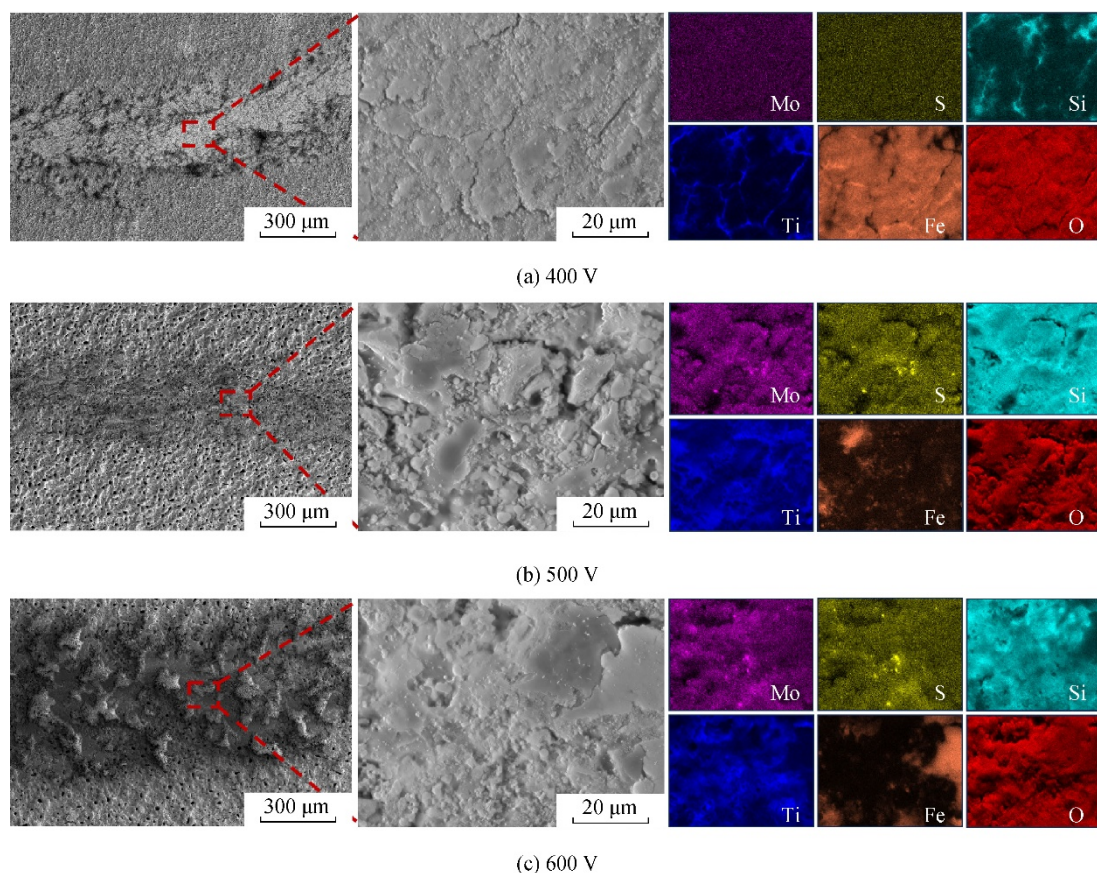


图 7 不同微弧氧化处理电压下磨痕微观形貌与能谱分析

Fig. 7 Microscopic morphology and EDS analysis of wear tracks on TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> composite coatings at different applied voltages

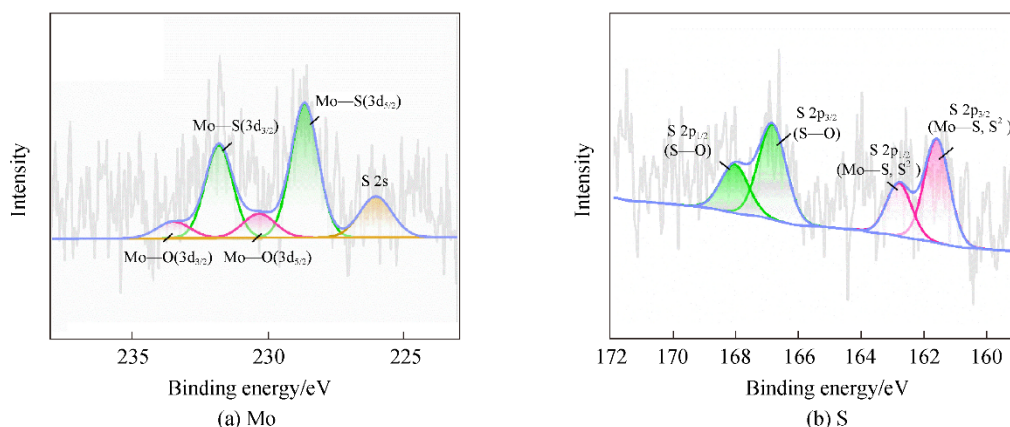


图 8 500 V 处理电压样品磨痕 XPS 分析

Fig. 8 XPS analysis of the wear tracks of the sample treated at 500 V

### 2.3 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层摩擦磨损机制

综合上述表征分析结果，对不同处理电压下 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层摩擦磨损机制可作出进一步阐述，如图 9 所示。微弧氧化涂层通常分为致密的内层与疏松多孔的外层，在微弧氧化放电过程中，熔融基体氧化物通过放电通道喷出时会裹挟电解液中的 MoS<sub>2</sub> 粒子并冷却沉积到基体表面，导致微弧氧化疏松的外层以及表面含有一定量的 MoS<sub>2</sub> 粒子<sup>[13]</sup>。由于涂层表面凹凸不平，在实际摩擦过程中，凸起部分被磨掉，生成的磨屑被填入凹陷处(包括微弧氧化外层固有孔洞)，随着磨球的重复运动，磨屑中的 MoS<sub>2</sub> 粒子逐渐暴露在涂层表面并被 TiO<sub>2</sub> 与 SiO<sub>2</sub> 包裹形成一层薄膜，且由于 MoS<sub>2</sub> 为二维层状结构，在剪切力的作用下极易产生层间滑移，从而覆盖在薄膜表面使其具有良好的润滑性能<sup>[23]</sup>。此外，由于微弧氧化涂层中外层独特的疏松多孔结构，在容纳磨屑减少磨损的同时为 MoS<sub>2</sub> 粒子提供了储存区域，即当表面部分区域润滑膜被磨损去除后，孔洞中储存的 MoS<sub>2</sub> 粒子可以起到补充润滑作用，使其实现自润滑，即在摩擦界面上无须额外添加润滑剂而自发产生的润滑效应<sup>[24]</sup>。

对于本工作中不同微弧氧化处理电压下所产生的不同摩擦磨损效果，当微弧氧化处理电压为 400 V 时，脉冲放电能量偏低，涂层厚度较小仅为

(7.0±1.0) μm，导致 MoS<sub>2</sub> 粒子含量较低，润滑作用不足，在磨合阶段涂层无法为磨屑提供足够的容纳区域，使磨屑无法及时去除从而导致微弧氧化涂层被迅速磨穿，并在表面形成粗糙氧化铁磨屑层，基体与摩擦副磨损加剧，摩擦系数升高。当微弧氧化处理电压为 600 V 时，涂层厚度较大 [(40.0±1.7) μm] 的同时伴随较高的表面粗糙度 [(4.7±0.3) μm]，致使在磨合阶段便产生大量大尺寸的磨屑，摩擦副与基体均产生较大磨损。涂层在容纳磨屑之前便被摩擦产生的大尺寸磨屑迅速剥离从而形成更多磨屑，磨损程度进一步增加，致使涂层外层中 MoS<sub>2</sub> 粒子完全起不到对应的润滑作用，随后涂层被迅速磨穿，摩擦系数迅速增加。此外，该处理电压下涂层内部 MoS<sub>2</sub> 润滑粒子出现明显局部富集现象(图 4c)，致使摩擦过程中涂层部分摩擦区域得不到润滑相的补充，无法实现润滑作用从而加剧磨损。当微弧氧化处理电压为 500 V 时，此时涂层厚度 [(28.0±0.6) μm] 较 400 V 更高，在保持一定量的 MoS<sub>2</sub> 润滑粒子以及磨屑容纳区域的同时涂层表面粗糙度 [(3.0±0.2) μm] 较 600 V 更低。因此，磨合阶段所产生的磨屑能够被迅速去除且磨损程度较低，使其快速平稳度过磨合阶段从而进入稳定磨损阶段，依照上文所述摩擦磨损机制展现出良好的自润滑性能(图 9)。

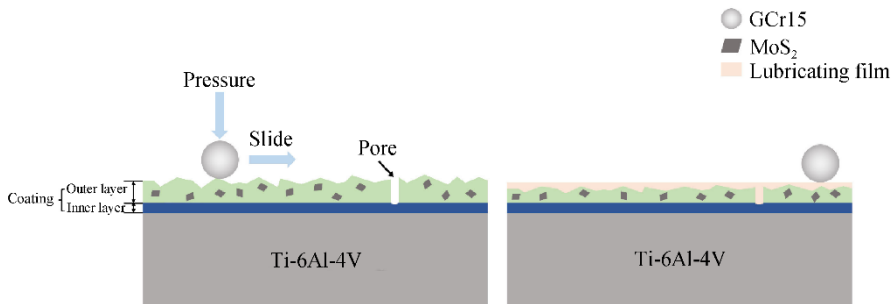


图 9 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层摩擦磨损机理示意图

Fig. 9 Schematic illustration of the friction and wear mechanism of the TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> composite coating

## 3 结论

在 Ti-6Al-4V 合金表面，在电解液中引入 MoS<sub>2</sub> 纳米颗粒，通过微弧氧化技术一步制备 TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层。通过分析不同微弧氧化处理电压下的涂层成分、微观形貌以及摩擦磨损性能，可得到结论：

1) 500 V 处理电压下，TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层厚度 [(28.0±0.6) μm] 与表面粗糙度 [(3.0±0.2) μm] 适中，MoS<sub>2</sub> 含量较高，摩擦系数达到最低(0.2)，相比 Ti-6Al-4V 合金基体降低 69.2%，但涂层长期减摩性能

仍需进一步探究。

2) 在摩擦过程中，TiO<sub>2</sub>/MoS<sub>2</sub> 复合涂层中的 MoS<sub>2</sub> 粒子在剪切力作用下，逐渐从涂层中暴露并产生层间滑移，于磨痕处形成润滑膜，具有良好的自润滑作用，有效改善 Ti-6Al-4V 合金基体的摩擦性能。

### 参考文献:

[1] 刘坤, 马北越, 周萍, 等. 钛合金熔炼用 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-MgO-CaO 系耐火材料的设计与制备[J]. 硅酸盐学报, 2023, 51(3): 628–634.

- LIU Kun, MA Beiyue, ZHOU Ping, et al. J Chin Ceram Soc, 2023, 51(3): 628–634.
- [2] NORONHA J, DASH J, ROGERS J, et al. Titanium multi-topology metamaterials with exceptional strength[J]. Adv Mater, 2024, 36(34): e2308715.
- [3] ZHAO Q Y, SUN Q Y, XIN S W, et al. High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: A review on melting-forging process[J]. Mater Sci Eng A, 2022, 845: 143260.
- [4] TRZEPIECIŃSKI T, NAJM S M. Current trends in metallic materials for body panels and structural members used in the automotive industry[J]. Materials, 2024, 17(3): 590.
- [5] NISAR S S, CHOE H C. TiO<sub>2</sub> coatings doped with MoS<sub>2</sub> nanoparticles using plasma electrolytic oxidation on Ti–6Al–4V alloy: Application for enhanced and functional bio-implant surface[J]. J Mater Res Technol, 2024, 33: 2035–2056.
- [6] HE Z Y, WANG Z X, WANG W B, et al. Surface modification of titanium alloy Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V by plasma niobium alloying process[J]. Surf Coat Technol, 2007, 201(9/11): 5705–5709.
- [7] GUNDUZ H, KARSLIOGLU R, OZTURK F. Microstructural evaluation of graphene-reinforced nickel matrix Ni-P-Gr coating on Ti-6Al-4V alloy by the electroless coating method[J]. Coatings, 2022, 12(12): 1827.
- [8] 应扬, 李磊, 赵彬, 等. 钛合金的摩擦磨损性能及其改善方法[J]. 有色金属材料与工程, 2019, 40(3): 49–54.  
YING Yang, LI Lei, ZHAO Bin, et al. Nonferrous Met Mater Eng, 2019, 40(3): 49–54.
- [9] ZHAO J H, WANG L, SHANG Z H. Influence of FeCrAl coating arc sprayed on aluminum corrosion resistance of H13 steel[J]. Mater Sci Forum, 2015, 817: 565–570.
- [10] SETH S, JONES A H, LEWIS O D. Wear resistance performance of thermally sprayed Al<sub>3</sub>Ti alloy measured by three body micro-scale abrasive wear test[J]. Wear, 2013, 302(1/2): 972–980.
- [11] CAI Q, LI G, WU B, et al. Effect of TiC content on microstructure and properties of TiC/Ni60 coatings on Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V alloy deposited by laser cladding[J]. Opt Laser Technol, 2024, 168: 109854.
- [12] 郭惠霞, 马颖, 张玉福, 等. 镁合金微弧氧化膜在 Na<sub>2</sub>SO<sub>4</sub> 溶液中的腐蚀行为[J]. 硅酸盐学报, 2013, 41(3): 382–387.  
GUO Huixia, MA Ying, ZHANG Yufu, et al. J Chin Ceram Soc, 2013, 41(3): 382–387.
- [13] 王亚明, 邹永纯, 王树棋, 等. 金属微弧氧化功能陶瓷涂层设计制备与使役性能研究进展[J]. 中国表面工程, 2018, 31(4): 20–45.  
WANG Yaming, ZOU Yongchun, WANG Shuqi, et al. China Surf Eng, 2018, 31(4): 20–45.
- [14] WANG Y, YU H J, CHEN C Z, et al. Review of the biocompatibility of micro-arc oxidation coated titanium alloys[J]. Mater Des, 2015, 85: 640–652.
- [15] LI G Q, MA F C, LIU P, et al. Review of micro-arc oxidation of titanium alloys: Mechanism, properties and applications[J]. J Alloys Compd, 2023, 948: 169773.
- [16] FURLAN K P, DE MELLO J D B, KLEIN A N. Self-lubricating composites containing MoS<sub>2</sub>: A review[J]. Tribol Int, 2018, 120: 280–298.
- [17] ŠUŠTARŠIČ B, KOSEC L, KOSEC M, et al. The influence of MoS<sub>2</sub> additions on the densification of water-atomized HSS powders[J]. J Mater Process Technol, 2006, 173(3): 291–300.
- [18] 刘秀芳, 罗鑫, 齐玉明, 等. MoS<sub>2</sub>/MAO 耐磨减摩复合涂层的制备和摩擦学行为研究[J]. 表面技术, 2024, 53(11): 90–99.  
LIU Xiufang, LUO Xin, QI Yuming, et al. Surf Technol, 2024, 53(11): 90–99.
- [19] CHANG F C, WANG C J, LEE J W, et al. Microstructure and mechanical properties evaluation of molybdenum disulfide-titania nanocomposite coatings grown by plasma electrolytic oxidation[J]. Surf Coat Technol, 2016, 303: 68–77.
- [20] LI Q B, LIANG J, LIU B X, et al. Effects of cathodic voltages on structure and wear resistance of plasma electrolytic oxidation coatings formed on aluminium alloy[J]. Appl Surf Sci, 2014, 297: 176–181.
- [21] 杜春燕, 杨海成, 黄树涛, 等. 正向电压对 SiC<sub>p</sub>/Al 复合材料微弧氧化膜层微观结构及性能的影响[J]. 热加工工艺, 2025, 54(19): 139–144.  
DU Chunyan, YANG Haicheng, HUANG Shutao, et al. Hot Work Technol, 2025, 54(19): 139–144.
- [22] 程启文, 李清华, 王浩帆, 等. 油胺改性碳包覆二硫化钼复合材料的制备及其摩擦学性能分析[J]. 化工进展, 2025, 44(增刊 1): 400–412.  
CHENG Qiwen, LI Qinghua, WANG Haofan, et al. Chem Ind Eng Prog, 2025, 44(Suppl 1): 400–412.
- [23] ZHANG G, CHEN Y S, CAO Y K, et al. Superior self-lubricating coatings with heterogeneous nanocomposite structures on Ti–Nb–Zr–Ta–Hf refractory multi-principal element alloy[J]. Adv Funct Materials, 2024, 34(44): 2405657.
- [24] GONG H J, YU C C, ZHANG L, et al. Intelligent lubricating materials: A review[J]. Compos Part B Eng, 2020, 202: 108450.

#### 作者贡献声明:

- 孙佳硕:** 提出研究方向, 设计论文框架, 撰写论文, 绘制图表, 参与数据分析, 修订论文, 实验测试;
- 邹永纯:** 提出研究方向, 设计论文框架, 撰写论文, 绘制图表, 参与数据分析, 实验测试;
- 王亚明:** 提出研究方向, 设计论文框架, 撰写论文, 修订论文;
- 周玉:** 提出研究方向, 设计论文框架, 撰写论文;
- 王树棋:** 绘制图表, 参与数据分析, 撰写论文;
- 黄磊:** 完善论文框架, 修订论文;
- 陈国梁:** 完善论文框架, 修订论文;
- 叶志云:** 完善论文框架, 修订论文。

## Microstructure and Tribological Properties of Microarc Induced MoS<sub>2</sub> Nanocomposite Coatings on Titanium Alloy

SUN Jiashuo<sup>1,2</sup>, ZOU Yongchun<sup>1,2,3</sup>, WANG Shuqi<sup>1,2</sup>, HUANG Lei<sup>4,5</sup>, CHEN Guoliang<sup>1,2</sup>, YE Zhiyun<sup>1,2</sup>, WANG Yaming<sup>1,2</sup>, ZHOU Yu<sup>1,2</sup>  
(1. Institute for Advanced Ceramics, School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150080, China; 2. Key Laboratory of Advanced Structure-Function Integrated Materials and Green Manufacturing Technology, Harbin

Institute of Technology, Harbin 150001, China; 3. Center for Analysis and Measurement, Harbin Institute of Technology, Harbin 150080, China; 4. National Key Laboratory of Marine Corrosion and Protection, Luoyang 471000, Henan, China; 5. Luoyang Ship Material Research Institute, Luoyang 471000, Henan, China)

## Extended Abstract

**Introduction** Ti-6Al-4V (TC4) titanium alloy is widely used in industrial and biomedical fields due to its excellent mechanical properties and biocompatibility. However, its inherently poor wear resistance significantly limits its further application. Plasma electrolytic oxidation (PEO) as a green and efficient method for *in-situ* fabrication of ceramic coatings with strong adhesion to the substrate, offering an excellent solution for surface protection of titanium alloys. However, conventional PEO coatings exhibit a porous outer layer composed mainly of high friction  $\text{TiO}_2$ , resulting in insufficient wear and friction reduction performance. To overcome this limitation, incorporating  $\text{MoS}_2$  (a solid lubricant with a layered structure) can be introduced to the PEO coating to form a composite coating, which has been demonstrated as an effective approach to enhance its tribological properties. Although previous studies have confirmed the potential value of  $\text{TiO}_2/\text{MoS}_2$  composite coatings in antifriction, most studies rely on high concentrations of  $\text{MoS}_2$  additives or prolonged treatment times, which often lead to particle agglomeration and high energy consumption. Even at lower concentrations, the friction coefficient remains high, and systematic studies on the influence of key process parameters, such as applied voltage are still lacking. Therefore, this study aims to systematically investigate the effects of different PEO voltages on the microstructure, chemical composition, and tribological properties of  $\text{TiO}_2/\text{MoS}_2$  composite coatings under low  $\text{MoS}_2$  concentration and short processing time, so as to provide theoretical and practical guidance for the design and fabrication of high-performance wear resistant and antifriction coatings.

**Methods** In this study, Ti-6Al-4V alloy was employed as the substrate.  $\text{TiO}_2/\text{MoS}_2$  composite coatings were fabricated in a single-step process via PEO with incorporation of  $\text{MoS}_2$  nanoparticles. The applied voltage was varied at 400, 500 V, and 600 V. The influence of voltage on the coating surface morphology was characterized using scanning electron microscopy (SEM) and laser scanning confocal microscopy (LSCM). Localized chemical analysis of different regions on the coating surface was performed by energy dispersive spectroscopy (EDS) attached to the SEM. Phase composition was further determined by X-ray diffraction (XRD). Finally, the tribological properties of the coatings were evaluated using a ball-on-disk friction and wear tester.

**Results and Discussion** The test results demonstrate that as the PEO applied voltage increases, the pore size, coating thickness, surface roughness, and deposited  $\text{MoS}_2$  content of the coatings all increase. Tribological tests on samples prepared at different voltages demonstrated that the coating produced at 500 V exhibited the lowest friction coefficient of approximately 0.2, representing a 69.2% reduction compared to the substrate, indicating excellent antifriction performance. In contrast, coatings prepared at 400 V and 600 V exhibited significantly higher friction coefficients of 0.75 and 0.82, respectively, and suffered from severe adhesive and abrasive wear. The primary reasons for this behavior are as follows: At the lower voltage (400 V), the coating thickness is thin and the  $\text{MoS}_2$  content is insufficient to provide effective lubrication. During the running-in stage, the coating lacks adequate capacity to accommodate wear debris, leading to inadequate debris removal. This results in pronounced abrasive wear, rapid penetration of the coating, and direct interaction between the substrate and the counterface, thereby increasing the friction coefficient. At the higher voltage of 600 V, although the coating thickness and  $\text{MoS}_2$  content increase substantially, the surface roughness rises significantly ( $4.7 \pm 0.3 \mu\text{m}$ ). This leads to the generation of large, coarse debris during the initial running-in stage. Before the coating can effectively accommodate these debris particles, they cause rapid spallation of the coating, generating even more debris and accelerating wear. Under these conditions, the  $\text{MoS}_2$  particles embedded in the outer layer fail to provide any meaningful lubrication, and the coating is quickly worn through, resulting in a sharp increase in the friction coefficient. At the applied voltage of 500 V, the coating exhibits moderate thickness and surface roughness, maintaining adequate coating thickness and  $\text{MoS}_2$  content without excessive surface roughness. The friction and wear mechanism of the  $\text{TiO}_2/\text{MoS}_2$  composite coating under this voltage can be elucidated as follows: The inherent porous outer layer of the PEO coating undergoes initial smoothing of surface asperities during friction, generating wear debris containing embedded  $\text{MoS}_2$  particles that fill surface depressions and inherent pores. With continued sliding, the  $\text{MoS}_2$  particles within the debris gradually spread across the contact interface. Owing to their unique two-dimensional layered structure, these particles undergo interlayer sliding under shear stress, forming a continuous surface film with excellent lubricating properties. Furthermore, the porous structure of the coating not only accommodates wear debris but also functions as a reservoir for  $\text{MoS}_2$  particles, enabling continuous replenishment of lubricant to areas where the surface lubricating film becomes locally depleted, thereby achieving remarkable self-lubricating performance.

**Conclusions** At the optimized voltage of 500 V, the  $\text{TiO}_2/\text{MoS}_2$  composite coating exhibits a moderate thickness ( $28.0 \pm 0.6 \mu\text{m}$ ) and surface roughness ( $3.0 \pm 0.2 \mu\text{m}$ ), along with a relatively high  $\text{MoS}_2$  content. This combination results in the lowest friction coefficient of 0.2, representing a 69.2% reduction compared to the uncoated Ti-6Al-4V substrate; During the friction process,  $\text{MoS}_2$  particles embedded in the  $\text{TiO}_2/\text{MoS}_2$  composite coating are progressively exposed under shear stress and undergo interlayer sliding. This leads to the formation of a lubricating film on the wear track, which provides effective self-lubrication and significantly enhances the tribological performance of the Ti-6Al-4V alloy.

**Keywords** titanium alloy; plasma electrolytic oxidation; molybdenum disulfide; anti-friction property