



## 基底偏压对电弧/磁控复合技术制备CrAlN耐磨涂层性能的影响规律

牛晓燕 刘明泽 董国强 王玉江 田浩亮

### Influence of substrate bias on the properties of CrAlN wear-resistant coating prepared by arc/magnetron composite technology

NIU Xiaoyan, LIU Mingze, DONG Guoqiang, WANG Yujiang, TIAN Haoliang

引用本文:

牛晓燕, 刘明泽, 董国强, 王玉江, 田浩亮. 基底偏压对电弧/磁控复合技术制备CrAlN耐磨涂层性能的影响规律[J]. *北科大: 工程科学学报*, 2025, 47(2): 296–306. doi: 10.13374/j.issn2095–9389.2024.04.26.003

NIU Xiaoyan, LIU Mingze, DONG Guoqiang, WANG Yujiang, TIAN Haoliang. Influence of substrate bias on the properties of CrAlN wear-resistant coating prepared by arc/magnetron composite technology[J]. *Chinese Journal of Engineering*, 2025, 47(2): 296–306. doi: 10.13374/j.issn2095–9389.2024.04.26.003

在线阅读 View online: <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2024.04.26.003>

### 您可能感兴趣的其他文章

#### Articles you may be interested in

#### S355海洋钢表面微弧氧化复合膜层耐蚀性能

Corrosion resistance of micro-arc oxidation composite coatings on S355 offshore steel

工程科学学报. 2019, 41(9): 1152 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2019.09.006>

#### 微纳层叠复合材料力学性能的增强机理

Strengthening mechanism of the mechanical properties of micro/nano-laminated composites

工程科学学报. 2023, 45(3): 380 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2022.05.24.003>

#### 石墨烯含量对石墨烯/Al–15Si–4Cu–Mg复合材料微观组织和力学性能的影响

Effect of graphene content on the microstructure and mechanical properties of graphene-reinforced Al–15Si–4Cu–Mg matrix composites

工程科学学报. 2019, 41(9): 1162 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2019.09.007>

#### 15Ni15Cr ODS钢的微观结构与力学性能

Microstructure and mechanical properties of 15Ni15Cr oxide dispersion strengthened austenitic steel

工程科学学报. 2023, 45(1): 107 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2021.07.28.001>

#### 热喷涂制备非晶合金涂层性能的研究进展

Research progress on the properties of amorphous alloy coatings prepared by thermal spraying

工程科学学报. 2021, 43(3): 311 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2020.11.20.001>

#### 有压热闷渣微粉对环氧涂料的性能影响

Effect of pressed-heat and stuffy slag powder on the properties of epoxy coating

工程科学学报. 2024, 46(8): 1403 <https://doi.org/10.13374/j.issn2095–9389.2023.10.19.001>

# 基底偏压对电弧/磁控复合技术制备 CrAlN 耐磨涂层性能的影响规律

牛晓燕<sup>1)</sup>, 刘明泽<sup>1)</sup>, 董国强<sup>1)</sup>, 王玉江<sup>2)✉</sup>, 田浩亮<sup>3)</sup>

1) 河北大学土木工程检测与评估技术创新中心, 保定 071002 2) 陆军装甲兵学院装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072

3) 中国航发北京航空材料研究院航空材料先进腐蚀与防护航空科技重点实验室, 北京 100095

✉通信作者, E-mail: [hitwyj@126.com](mailto:hitwyj@126.com)

**摘要** 利用中频磁控溅射与电弧离子镀复合沉积技术在不锈钢基体上沉积 CrAlN 涂层. 利用扫描电镜(SEM)、X 射线能谱(EDS)、X 射线衍射(XRD)、纳米压痕测试、划痕测试以及摩擦磨损试验等手段, 系统地研究了基底偏压对 CrAlN 涂层微观形貌、力学性能及摩擦磨损性能的影响. 随着基底偏压的增大, 涂层表面经历了由较为粗糙的孔洞、大颗粒向平滑的形态演变. 在-30 V 基底偏压下(绝对值表示大小)制备的涂层表现出多个强衍射峰; -60 V 偏压下, 涂层沿(200)晶面方向择优生长. 过高的基底偏压(-150 V)加剧了沉积过程中的二次溅射效应, 导致涂层沉积速率降低, 并出现晶格松弛和重结晶现象. 此外, 随着基底偏压的增加, 涂层的硬度和弹性模量均呈先增加后减少趋势. 在-60 V 基底偏压下, 涂层表现出较低的磨损率, 而较高偏压下的涂层磨损机制转变为严重的磨粒磨损, 涂层磨损严重. 通过调控基底偏压, 可以有效优化 CrAlN 涂层的组织结构、力学性能和摩擦磨损性能. 在-60 V 基底偏压下制备的 CrAlN 涂层展现出优异的力学性能和耐磨性, 为实际应用中提升涂层性能提供了重要的理论和实验依据.

**关键词** 电弧/磁控复合沉积技术; CrAlN 涂层; 基底偏压; 微观结构; 力学性能; 摩擦学性能

**分类号** TG174.4

## Influence of substrate bias on the properties of CrAlN wear-resistant coating prepared by arc/magnetron composite technology

NIU Xiaoyan<sup>1)</sup>, LIU Mingze<sup>1)</sup>, DONG Guoqiang<sup>1)</sup>, WANG Yujiang<sup>2)✉</sup>, TIAN Haoliang<sup>3)</sup>

1) Hebei Civil Engineering Testing and Evaluation Technology Innovation Center, Hebei University, Baoding 071002, China

2) Key Laboratory of Defense Technology for Equipment Remanufacturing Technology, Army Armored Forces Academy, Beijing 100072, China

3) Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Corrosion and Protection for Aviation Material, AECC Beijing Institution of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China

✉Corresponding author, E-mail: [hitwyj@126.com](mailto:hitwyj@126.com)

**ABSTRACT** CrAlN coatings were deposited onto stainless steel substrates using mid-frequency magnetron sputtering and arc-ion plating. The research comprehensively analyzes how varying substrate bias voltage influences the microstructural morphology, mechanical properties, and frictional behavior of the coatings using scanning electron microscopy, energy-dispersive spectroscopy, X-ray diffraction, nanoindentation, scratch test, and friction and wear tests. As the substrate bias voltage increases, the coated surface evolves from a porous with large grains to a dense and smooth state. At a bias of -60 V, the coating exhibited minimal surface particles and pores, resulting in the best overall surface quality and excellent adhesion to the substrate. Moreover, all coatings displayed the

收稿日期: 2024-04-26

基金项目: 国家科技重大专项资助项目(2017-VII-0012-0109)

composite properties of metal and metal nitride mixtures. In addition, substrate bias, a key process parameter, was found to affect particle activity and sputtering yield, thereby modulating element distribution in the coating and coating properties. The CrN, AlN, and CrAlN phases with face-centered cubic structures were observed by XRD. In particular, the addition of Al elements caused the diffraction peak of the CrAlN phase to shift to higher angles. At a substrate bias of  $-30$  V, the coating exhibited multiple strong diffraction peaks. When the substrate bias was  $-60$  V, the coating preferentially grew along the (200) crystal plane. However, an excessive substrate bias ( $-150$  V) exacerbated the secondary sputtering effect during deposition, resulting in a decreased deposition rate, lattice relaxation, and recrystallization. Coatings prepared with different bias voltages consistently exhibited compressive stress, which increases with the bias voltage and, to a certain extent, improves the mechanical properties. The combined effect of growth and thermal stresses results in a higher residual stress for coatings prepared at a  $-150$  V substrate bias. Increasing the substrate bias initially enhanced the hardness and elastic modulus of the coating; however, these properties eventually declined. The peak hardness at a  $-60$  V substrate bias is attributed to lattice distortion, the Al solid solution in the CrN lattice, and internal stresses. Moreover, coatings at this bias level exhibited better elastic recovery and plastic deformation resistance. The friction coefficient increases rapidly over time before stabilizing, with the lowest average friction coefficient (0.75). At this bias  $-60$  V, the coating demonstrated a low wear rate, while a higher substrate bias led to severe abrasive wear. Tuning the substrate bias voltage, allowed for effectively optimizing the microstructure, mechanical properties, frictional behavior, and wear resistance of CrAlN coatings. Notably, CrAlN coatings prepared at a substrate bias of  $-60$  V exhibited exceptional mechanical properties and wear resistance, providing a crucial theoretical and experimental foundation for enhancing their performance in practical applications.

**KEY WORDS** arc/magnetron combination deposition technology; CrAlN coating; substrate bias; microstructure; mechanical properties; tribological properties

CrN 涂层, 因其卓越的耐磨与耐腐蚀性能, 在机械加工领域得到了广泛运用<sup>[1-2]</sup>. 然而, 随着现代工业对高载荷、高速度等严苛服役环境的需求日益增加, 传统的 CrN 涂层性能逐渐暴露出无法满足实际工程要求的短板<sup>[3]</sup>. 为解决这一问题, 研究人员通过向 CrN 涂层中添加 Al 元素, 实现部分 Cr 元素的替代, 形成了固溶强化效应, 显著提升了 CrN 涂层的力学性能和化学稳定性<sup>[4-7]</sup>. 例如, Ying 等人<sup>[8]</sup> 通过多弧离子镀技术对比研究了 CrN 和 CrAlN 涂层的性能, 结果显示 CrAlN 涂层展现出更高的力学强度和抗冲击磨损性能.

近年来, 学者们利用物理气相沉积(PVD)技术成功制备了 CrAlN 涂层, 并对其微观形貌、成分组成、力学性能(如硬度和弹性模量)以及高温氧化性和摩擦磨损性能进行了深入研究, 发现 CrAlN 涂层相较于 CrN 涂层, 展现出了更为出色的力学性能、耐腐蚀性和高温抗氧化性<sup>[9-12]</sup>. 磁控溅射作为主要的 PVD 沉积技术之一, 因其高溅射速率、高精度、低能耗、靶材选择范围广等优点, 被广泛应用于 CrAlN 涂层的制备. Tang 等<sup>[13]</sup> 采用脉冲磁控溅射技术沉积了 CrAlN 涂层, 发现通过调整偏压, 可有效减小涂层的残余应力并细化晶粒尺寸, 从而提升涂层的硬度. Lv 等<sup>[14]</sup> 通过非平衡磁控溅射在硅和不锈钢基底上沉积了 CrAlN 涂层, 发现在适中的溅射偏压下沉积的涂层具有较好的力学

和摩擦性能. 然而, 尽管磁控溅射技术在制备涂层方面有着广泛的应用, 但也存在一些限制. 例如, 该方法制备的涂层结合力较差, 靶材的利用率也相对较低, 这些因素在一定程度上限制了涂层性能的进一步提升.

针对磁控溅射沉积涂层结合力差等不足, 研究者们积极寻求复合改进策略, 以优化沉积技术<sup>[15-16]</sup>. 目前, 不少学者研究复合技术沉积 CrAlN 涂层的性能, Tillmann 等<sup>[17]</sup> 通过直流磁控溅射与脉冲磁控溅射混合技术, 以更快的沉积速率制备出成膜质量更好的 CrAlN 涂层, 涂层的韧性和摩擦系数得到了显著的提升. 郭玉焱等<sup>[18]</sup> 利用脉冲直流与高功率脉冲磁控(HiPIMS)共溅射技术成功制备了 CrAlN 涂层. 研究发现, HiPIMS 技术的引入, 成功解决了直流磁控溅射涂层结合力弱的难题, 发现偏压为  $-120$  V 时制备的涂层展现出了较好的耐磨性能. 此外, 相关学者将多弧离子镀与磁控溅射技术相结合, 以提升涂层性能. Fan 等<sup>[19]</sup> 结合电弧离子镀与磁控溅射技术制备 AlCrN 涂层, 涂层表面质量得到改善, 发现  $-160$  V 偏压时涂层具有较高的硬度、良好的附着力和耐磨性, 增加切削刀具寿命约 2.4 倍. Liu 等<sup>[20]</sup> 利用阴极真空电弧产生高能离子轰击试件, 并通过磁控溅射制备 CrN 涂层, 增加了涂层共格晶界, 提高了硬度和韧性. Zhao 等<sup>[21]</sup> 利用电弧/磁控复合技术成功制备了 Al 和 C 共掺

杂的 TiAlCN 四元薄膜, 发现薄膜表面更加光滑致密, 硬度、耐磨性等性能显著提高。

复合技术沉积的涂层已经表现出了出色的性能, 并且受到了广泛的研究关注, 尽管已有部分学者进行了电弧/磁控复合沉积 CrAlN 涂层性能方面的研究, 但对于工艺参数如基底偏压对该复合技术沉积的涂层力学及摩擦性能影响规律的研究, 仍相对匮乏, 复合沉积工艺制备的涂层性能仍有待进一步深入研究。因此, 本文采用电弧离子镀与中频磁控溅射相结合的复合技术成功制备了 CrAlN 涂层, 系统地研究了基底偏压对涂层微观结构、力学性能和摩擦性能的影响规律, 探讨了涂层组织结构与其性能之间的相互关系, 并确定了较优的工艺参数, 为 CrAlN 涂层的实际应用提供了有益的参考。

## 1 试验

### 1.1 涂层沉积

本文采用中频磁控溅射与电弧离子镀复合沉积技术, 在 304 不锈钢基底(规格: 50 mm×20 mm×0.5 mm)上沉积 CrAlN 涂层, 使用 SiC 砂纸和机械抛光方式使不锈钢基体试样达到表面粗糙度小于 0.005 μm 的镜面。实验所用靶材包括纯度为 99.98% 的磁控溅射用 Al 平面靶(规格: 435 mm×94 mm×8 mm)和纯度为 99.99% 的电弧离子镀用 Cr 靶(规格: φ90 mm)。首先将抛光处理后的不锈钢基体用酒精轻轻擦拭, 之后在 20 °C 下依次使用无水乙醇和丙酮溶液各超声波清洗 10 min, 去除表面污渍。将清洗完毕的试样固定在真空炉内的旋转架上, 确保基体与靶材之间的距离为 200 mm。

将本底真空度抽至  $2 \times 10^{-3}$  Pa 后, 通入 Ar 气, 设置 -500 V 偏压并开启靶材和离子源, 清洗靶材 5 min 以去除靶材表面氧化物杂质。关闭 Ar 气后再次将本底真空度抽至  $2 \times 10^{-3}$  Pa, 并将真空室温度升至 150 °C。然后通入 Ar 气, 设置流量  $200 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}$ , 并在占空比 50% 条件下施加基底偏压 -500 V, 开启离子源进行 Ar<sup>+</sup>刻蚀辉光处理 10 min, 去除基体表面杂质。为提高涂层与基底间的结合强度, 在完成辉光刻蚀处理后, 将基底偏压设置为 -200 V, 利

用电弧离子镀沉积 Cr 层 5 min 作为过渡层。最后将 Ar 气量下调至  $100 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}$ , 通入 N<sub>2</sub>, 设置流量为  $50 \text{ mL} \cdot \text{min}^{-1}$ , 开启 Al 靶, 在不同偏压下 (-10, -30, -60, -100, -150 V) 利用中频磁控溅射与电弧离子镀复合沉积技术制备 CrAlN 涂层, 具体沉积工艺参数如表 1 所示。

### 1.2 结构表征及力学性能测试

采用配备先进的肖特基热场发射源的场发射扫描电子显微镜(FE-SEM, GeminiSEM 300, Germany)观察涂层表面的微观形貌以及表面磨痕特征。采用能量色散 X 射线光谱(EDS)分析涂层中元素种类。采用 X 射线衍射仪(XRD, Cu K<sub>α</sub> 辐射, 波长为 0.1541 nm)分析涂层物相结构, 扫描步长 0.01°, 扫描速度  $4^\circ \cdot \text{min}^{-1}$ , 扫描范围  $2\theta$  为  $30^\circ \sim 80^\circ$ 。

采用配备 Berkovich 压头的纳米压痕测试系统(TI9800)测试涂层纳米硬度及弹性模量, 加载、保载、卸载时间分别为 30、10、30 s, 取压痕深度不超过涂层厚度 10% 的 6 次试验的平均值。通过计算涂层硬度 ( $H$ ) 与弹性模量 ( $E$ ) 之间的比值 ( $H/E$ ,  $H^3/E^2$ ) 来分析涂层的弹性恢复和抗塑性变形能力, 并通过 Stoney 方程<sup>[22]</sup> 评估涂层的残余应力。

$$\sigma = \frac{(E_s t_s^2)}{6(1 - \nu_s) t_f} \left( \frac{1}{R_1} - \frac{1}{R_0} \right) \quad (1)$$

其中:  $E_s$ ,  $\nu_s$  和  $t_s$  分别是不锈钢基体的杨氏模量、泊松比和基底厚度,  $t_f$  是涂层的厚度,  $R_1$  和  $R_0$  分别是沉积涂层之前和之后基材的曲率半径。

本研究采用划痕测试仪 (Revetest®RST3) 评估涂层的横向附着力。测试过程中, 使用金刚石压头, 其顶部曲率半径为 200 μm, 圆锥头锥角为 120°。加载速率设定为  $100 \text{ N} \cdot \text{min}^{-1}$ , 并逐渐加载至 40 N。划痕长度约为 4 mm。此外, 为了探究涂层与 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 小球之间的摩擦行为, 采用摩擦磨损机 (UMT-3, Bruker, US) 在室温下进行测试。该测试使用纯度为 99.4%、直径为 6 mm 的 Si<sub>3</sub>N<sub>4</sub> 小球作为对磨材料。滑动速度设为  $100 \text{ r} \cdot \text{min}^{-1}$ , 滑动时间为 30 min, 法向荷载为 1 N。值得注意的是, 本摩擦实验过程中未使用任何润滑剂。

为定量评估涂层的磨损情况, 采用三维表面轮廓仪 (DEKTAK XT) 对磨损体积进行测量。磨损

表 1 CrAlN 涂层沉积工艺参数

Table 1 Parameters of the CrAlN coating deposition process

Working pressure /Pa	Background vacuum degree/Pa	Substrate bias voltage/V	Cr target current/A	Al target current/A	Deposition temperature/°C	Deposition time/min	Substrate rotation speed/Hz	N <sub>2</sub> /Ar flow ratio
0.8	$2 \times 10^{-3}$	-10/-30/-60/ -100/-150	70	6	150	120	3	1 : 2

率根据公式  $K=\Delta V/(F \times L)$  进行计算, 其中  $V$  表示磨损量,  $F$  为法向载荷,  $L$  为总滑动距离. 同时, 利用 FE-SEM 观察涂层试样摩擦后的表面形貌, 并通过能量色散 X 射线光谱 (EDS) 分析磨损前后的成分变化, 以揭示磨损机制的细节.

## 2 试验结果与讨论

### 2.1 涂层结构与微观形貌

图 1 显示了不同基底偏压下沉积的 CrAlN 涂层的表面微观形貌. 所有涂层均表现出相似的形貌特征, 均可观察到球形颗粒与尺寸不同的针孔和凹坑<sup>[23-24]</sup>. 其中, 在 -10 V 偏压下制备的涂层宏观颗粒最为显著 (图 1(a)); 在 -30 V 和 -100 V 偏压下, 涂层表面出现较大的凹坑 (图 1(b)、图 1(d)); 而在 -60 V 偏压下制备的涂层表面颗粒和孔隙相对较小, 颗粒较稀疏, 整体表面质量最优 (图 1(c)). 这些颗粒和孔隙的形成主要受沉积工艺的影响. 利用电弧离子镀技术沉积 Cr 过渡层以及 CrAlN 涂层过程中, 部分 Cr 液滴未能完全电离, 在等离子体中随机运动后沉积在基底表面, 形成了分布不均匀的球状颗粒团聚物<sup>[25]</sup>. 此外, 由于宏观颗粒与涂层的热膨胀系数不同, 在降温冷却过程中会产生收缩并从表面脱落, 从而在表面留下凹坑<sup>[26]</sup>.

基底偏压对涂层表面质量具有显著影响. 在 -60 V 和 -100 V 偏压下制备的涂层表面颗粒和凹坑较少, 这归因于在这些偏压下, 粒子具有更高的能量和活性, 其扩散和迁移速率更高<sup>[27]</sup>, 并且成核密度也相对提高, 进而减少了涂层表面的凹坑数量. 而较大的凹坑与未电离的液滴有关 (-100 V). 此外, 随着偏压的增大, 涂层表面的大颗粒也相应减少. 这是因为偏压的增加有助于电弧放电蒸发

金属, 并加速液滴的电离过程, 从而减少熔融大液滴的产生. 尽管工艺本身特性导致颗粒无法被完全清除, 但相较于低偏压 (-10 V) 条件, 表面颗粒的数量明显减少. 这进一步验证了复合工艺中磁控溅射参数对涂层表面质量的改善作用显著.

图 2 为不同基底偏压下沉积的 CrAlN 涂层的截面微观形貌及其厚度变化. 在不同偏压下, CrAlN 涂层均呈现出较为平坦的形态, 无裂纹, 且涂层与基底之间过渡良好. 涂层厚度呈先增厚后减薄的趋势, 特别地, 在基底偏压为 -100 V 时, 涂层厚度达到最大值, 约为 2.33  $\mu\text{m}$ . 在较低的偏压 (-10 V) 下制备的涂层, 其存在明显的颗粒及凹坑, 这与表面形貌的观察结果一致. 随着偏压提升至 -60 V 和 -100 V, 涂层截面未观察到明显的颗粒和孔洞, 涂层表明更为光滑. 此外, 随着偏压从 -10 V 增加到 -100 V, 离子轰击动能逐渐增强, 粒子的扩散能力和化学反应活性也相应提高. 这提升了沉积速率并促进了粒子的扩散迁移, 涂层表面更加平滑, 厚度也逐渐增加. 然而, 当偏压进一步增大至 -150 V 时, 涂层厚度开始下降, 这是由于二次溅射效应增强导致的<sup>[28]</sup>.

### 2.2 成分分析

通过 EDS 对不同偏压下沉积的 CrAlN 涂层的表面原子百分比变化进行了详细分析, 结果如图 3 所示. 观察到在所有偏压条件下制备的涂层均满足  $N/(Cr+Al) < 1$ , 表明涂层具有金属与金属氮化物混合的复合特征<sup>[29]</sup>. 在较低偏压区间 (-30 V ~ -10 V) 内, Cr 的含量略有下降, 而 N 的含量呈现相反的上升趋势. 这种变化与偏压增加引起的粒子活性增强有关. 适当增加偏压, 致使 N 原子活性增强, 加速了其与 Cr、Al 的化学结合, 从而提高了涂层中

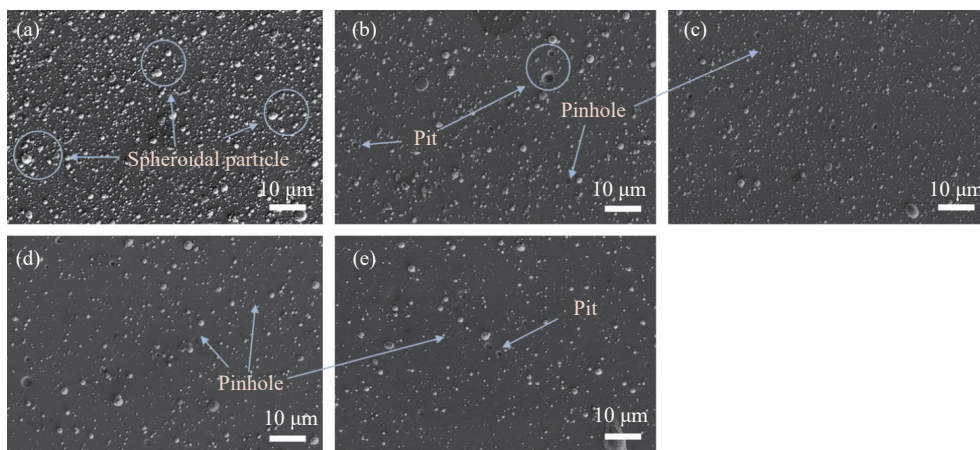


图 1 不同基底偏压下 CrAlN 涂层的表面微观形貌. (a) -10 V; (b) -30 V; (c) -60 V; (d) -100 V; (e) -150 V

Fig.1 Surface morphology of the CrAlN coating under different substrate bias voltages: (a) -10 V; (b) -30 V; (c) -60 V; (d) -100 V; (e) -150 V

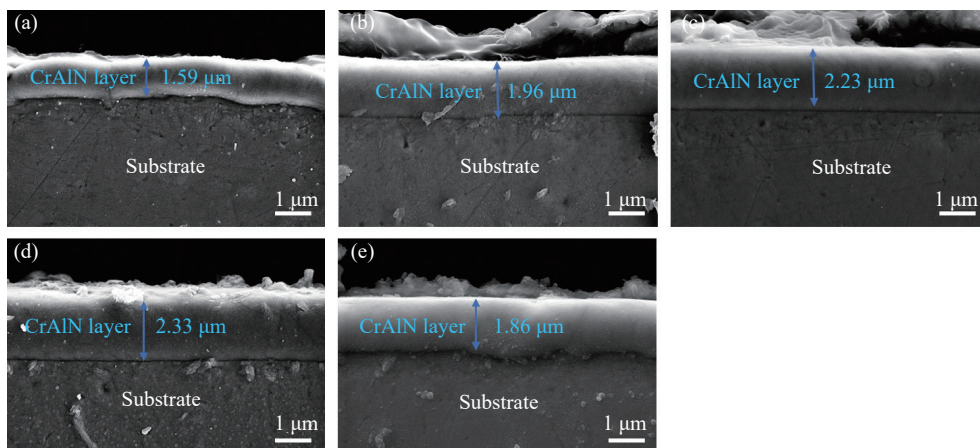


图 2 不同基底偏压下 CrAlN 涂层的截面微观形貌。(a) -10 V; (b) -30 V; (c) -60 V; (d) -100 V; (e) -150 V

Fig.2 Cross-sectional microstructure of the CrAlN coating under different substrate bias voltages: (a) -10 V; (b) -30 V; (c) -60 V; (d) -100 V; (e) -150 V

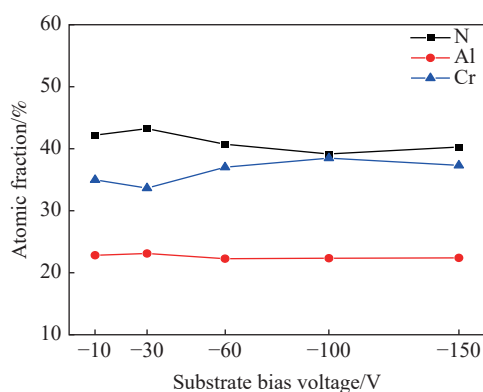


图 3 不同偏压下 CrAlN 涂层表面成分变化

Fig.3 Changes in surface composition of the CrAlN coating under different bias voltages

N 元素的含量。而增大偏压至 -100 V, 发现 N/(Cr+Al) 比值下降, 这说明偏压的增大, 粒子活性和轰击动能进一步增加, 溅射出的金属单质未来得及与氮气发生反应便沉积到基底表面形成薄膜<sup>[29]</sup>。进一步增大偏压至 -150 V 时, Cr 的含量略有下降。这是由于更大的偏压增加了等离子体中的碰撞频率, 降低了 Al、Cr 的溅射产率<sup>[30]</sup>。值得注意的是, Al 的含量在整个偏压范围内并未发生明显变化。这与 Al 的溅射阈值能量 (13 eV) 低于 Cr (22 eV) 有关。随着偏压的增加, 产生更大的溅射能量, 导致 Al 的溅射产率高于 Cr, 进而使得 Al/Cr 的相对含量增加<sup>[31]</sup>。这些结果表明, 在 CrAlN 涂层的沉积过程中, 偏压是一个关键的工艺参数, 它通过影响粒子的活性和溅射产率, 进而调控涂层中元素的分布和涂层的性质。

### 2.3 物相分析

图 4 为不同基底偏压下 CrAlN 涂层的 XRD 衍射图谱。可以观察到涂层主要由面心立方结构的

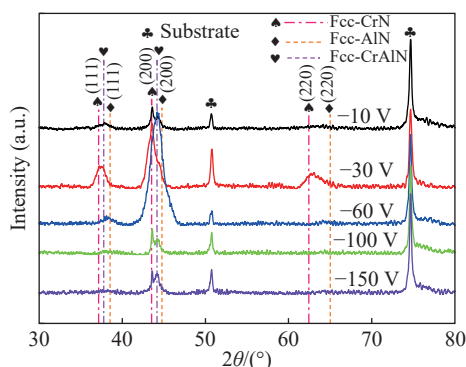


图 4 不同基底偏压下 CrAlN 涂层 XRD 衍射图谱

Fig.4 XRD diffraction patterns of the CrAlN coatings under different substrate biases

CrN、AlN 以及 CrAlN 相组成。其中,  $2\theta=37.7^\circ$ 、 $44.1^\circ$  处的衍射峰峰值位于 CrN 和 AlN 相之间, 对应薄膜样品中的 CrAlN 相, 与 CrN 相 (111)、(200) 相比, CrAlN 相向更高角度偏移<sup>[32]</sup>, 归因于 Al 固溶于 CrN 晶格<sup>[33-34]</sup>, 证实 CrAlN 相的存在。

在较低的偏压 (-10 V) 下, 粒子的扩散迁移较弱, 涂层表面质量较差, 所观察到的衍射峰相对较低。随着偏压逐渐增加到 -30 V, 涂层内部的晶粒尺寸相对较小, 同时粒子的活性和扩散性也得到了改善。涂层表现出了较强的 CrN 和 AlN 衍射峰。当偏压增加到 -60 V 时, 可以观察到沿着 (111) 和 (220) 方向的衍射峰强度显著降低, 并伴随着衍射峰的宽化, 这种现象归因于晶粒尺寸的减小。另外 (111) 晶面向大角度的偏移, 归因于少量 Al 元素固溶于 CrN 晶格。在该偏压下, 由于粒子活性的增强, 粒子迁移率相应提高。由于应变能在涂层形成过程中占据主导地位, 涂层择优向表面能较低的 (200) 晶面方向生长<sup>[35-36]</sup>, 致使 -60 V 偏压的涂层 (200) 方向 CrN 衍射峰达到最强。当基底偏压进一

步增加到 $-100\text{ V}$ 至 $-150\text{ V}$ 时,粒子的轰击动能随着偏压的增加而增大.较大的轰击动能导致涂层表面二次溅射效应迅速增加,使得涂层厚度变薄,基底峰强增加,导致涂层的特征衍射峰逐渐减弱甚至消失<sup>[34]</sup>.

## 2.4 残余应力

图5为CrAlN涂层的残余应力随基底偏压的变化曲线.不同偏压条件下制备的涂层均表现出压应力特性(其中正负代表应力方向,数值代表大小),并且这种压应力随着偏压的增加而逐渐增强,在一定程度上对涂层的机械性能是有益的.当偏压从 $-10\text{ V}$ 逐步提升至 $-150\text{ V}$ 时,涂层的压应力大小从 $5.90\text{ GPa}$ 增加到 $7.48\text{ GPa}$ .这种压应力的产生主要与涂层的生长应力和热应力有关<sup>[37]</sup>.生长应力主要源自粒子轰击效应,随着偏压的增加,入射粒子的轰击动能增强,撞击基底的速度加快,从而导致生长应力增加<sup>[38]</sup>.此外,多项研究表明<sup>[39-41]</sup>,在涂层制备过程中,由于基底与涂层之间的粘结力约束以及两者热膨胀系数的差异,涂层在达到环境温度后会产生相对应变.考虑到基底的热膨胀系数(约 $1.7\times 10^{-5}$ )大于涂层(约 $1.0\times 10^{-5}$ )<sup>[7]</sup>,在降温过程中,基底收缩量更大,进而产生压应力.需要注意的是, $-150\text{ V}$ 偏压制备的涂层产生的热应力低于 $-60\text{ V}$ (与弹性模量有关),但由于其具有更高的生长应力(粒子轰击动能大)<sup>[37-38]</sup>,多方面的共同作用致使其具有更高的残余压应力.

## 2.5 硬度及弹性模量

图6(a)为CrAlN涂层的硬度和弹性模量随基底偏压的变化曲线.发现电弧/磁控复合技术沉积的涂层,其硬度值相较于磁控溅射或电弧离子镀单一技术( $18\sim 24\text{ GPa}$ )要高很多<sup>[42-43]</sup>.并且研究发现,偏压对CrAlN涂层的硬度和弹性模量具有显

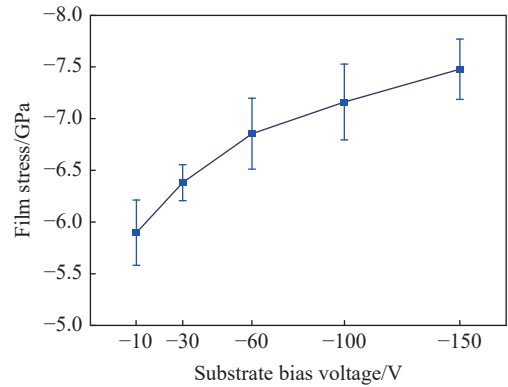


图5 不同基底偏压下 CrAlN 涂层的残余应力

Fig.5 Residual stress of the CrAlN coating under different substrate biases

著影响,随着偏压的增加,硬度和弹性模量均呈现出先增大后减小的趋势.当基底偏压处于较低水平( $-10\text{ V}$ )时,由于粒子轰击基底的能量相对较低,导致粒子活性和扩散能力减弱.这使得沉积的涂层表面存在孔隙、凹坑等较多的缺陷,因此涂层表面的硬度值最低.当偏压增加到 $-30\text{ V}$ 时,从XRD衍射图谱中可以观察到涂层的衍射峰半峰全宽(FWHM)达到最大值,这表明此时的晶粒尺寸相对较小,根据Hall-Petch关系可知,晶粒尺寸减小使得晶界增加,从而导致晶界对位错的阻碍作用增强<sup>[44]</sup>,进而有利于提高涂层的硬度.

当偏压增加至 $-60\text{ V}$ 时,CrAlN涂层的硬度和弹性模量得到了进一步的增强.在此偏压下,涂层的表面缺陷达到了最低,表面更平滑,从而展现出最高的硬度和弹性模量.此外,偏压的增大导致了粒子轰击基体的能量增加,高速粒子撞击产生的“喷丸效应”,使得涂层中的原子产生晶格畸变.一方面促进Al原子固溶于CrN晶格中<sup>[45]</sup>,另一方面增加了涂层的内应力,均对涂层硬度的提升起到

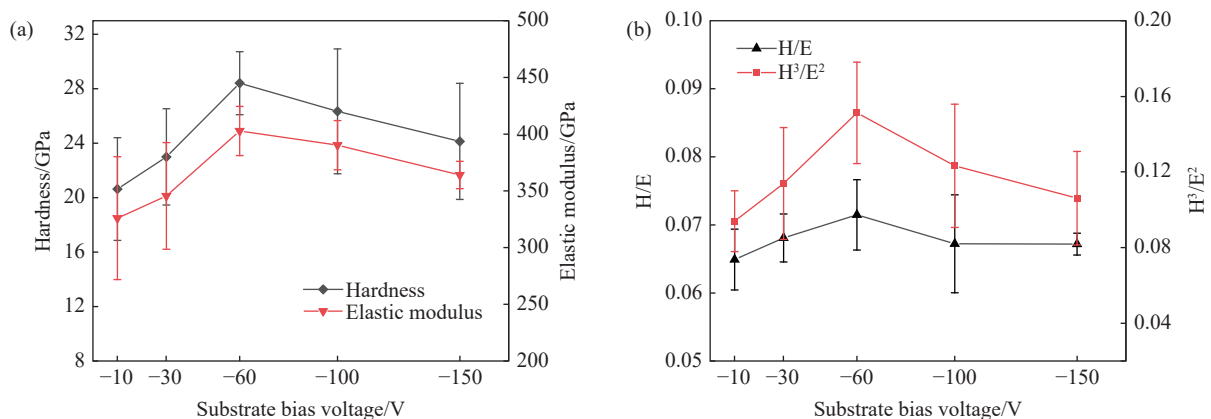


图6 不同基底偏压下 CrAlN 涂层 (a) 硬度和弹性模量值 (b)  $H/E$  和  $H^3/E^2$  值

Fig.6 (a) Hardness and elastic modulus (b)  $H/E$  and  $H^3/E^2$  value of CrAlN coatings under different substrate bias voltages

了积极的作用<sup>[46]</sup>. 然而, 当基底偏压进一步升高至  $-100\text{ V}$  和  $-150\text{ V}$  时, 晶粒再生长以及二次溅射效应造成涂层的表面缺陷增加, 涂层的硬度和弹性模量开始下降<sup>[18]</sup>.

$H/E$  和  $H^3/E^2$  比值可以有效表征涂层的径向弹性恢复和抗塑性变形能力<sup>[47]</sup>. 图 6(b) 为计算出的不同偏压下所制备涂层的  $H/E$  和  $H^3/E^2$  值. 可以看出,  $H/E$  和  $H^3/E^2$  随偏压的增加均呈现先增大后减小趋势, 在基底偏压  $-60\text{ V}$  时表现出最大的  $H/E$  和  $H^3/E^2$  值, 分别为  $0.071$  和  $0.150$ . 继续增加基底偏压到  $-150\text{ V}$  时,  $H/E$  和  $H^3/E^2$  下降到  $0.067$  和  $0.106$ . 涂层的  $H/E$  和  $H^3/E^2$  值增加与晶粒细化等因素密切相关, 这也意味着在  $-60\text{ V}$  的基底偏压下, 涂层展现出了优越的韧性和抗塑性变形能力.

## 2.6 结合强度与摩擦磨损性能

图 7 为不同基底偏压下涂层的膜-基结合强度和划痕形貌. 临界荷载  $L_{c1}$  和  $L_{c2}$  分别反映了涂层横向抵抗变形(抗断裂)和涂层与基体的结合强度(抗分层)的能力. 临界荷载与涂层的生长方式以及残余应力密切相关, 等轴的晶体结构能够有效提升涂层的结合强度<sup>[48]</sup>, 而残余应力的增大会削弱涂层的粘附力. 随着基底偏压的增加,  $L_{c1}$  和  $L_{c2}$  均呈现先增大后减小的趋势. 在  $-10\text{ V}$  的偏压下, 涂层的  $L_{c1}$  和  $L_{c2}$  较小, 这主要归因于其表面结构相对粗糙. 而  $-30\text{ V}$  偏压下涂层的临界荷载  $L_{c1}$  和  $L_{c2}$  达到最大, 表现出最优的膜-基结合力, 这是晶粒结构与残余应力共同作用的结果<sup>[48]</sup>.

图 8(a) 和图 8(b) 分别为不同偏压下制备的 CrAlN 涂层的摩擦系数(COF)随时间变化的动态关系以及相应的磨损率. 所有涂层的 COF 均显示出明显的磨合行为特征. 在初始阶段, COF 迅速上升, 这主要是由于接触界面的摩擦热、材料转移以及可能的表面微凸体磨损所致. 随着时间的推移,

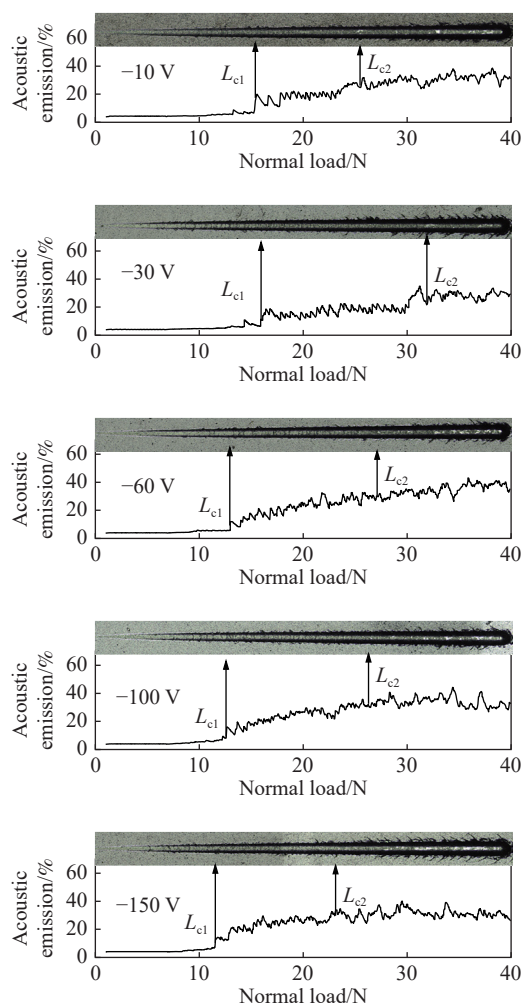


图 7 不同基底偏压下涂层的膜-基结合强度和划痕的形貌图

Fig.7 Film-substrate bonding strength and scratch morphology of the coating under different substrate bias voltages

这一上升趋势逐渐放缓, COF 进入一个相对稳定的状态, 标志着涂层与对磨件之间达到了某种程度的动态平衡<sup>[49]</sup>.

对于在较低偏压( $-10\text{ V}$ )下制备的 CrAlN 涂层, 其展现出相对较高的平均摩擦系数( $\text{COF} > 0.9$ ), 并且磨损率也较高(但低于  $-150\text{ V}$ ). 这一表现主

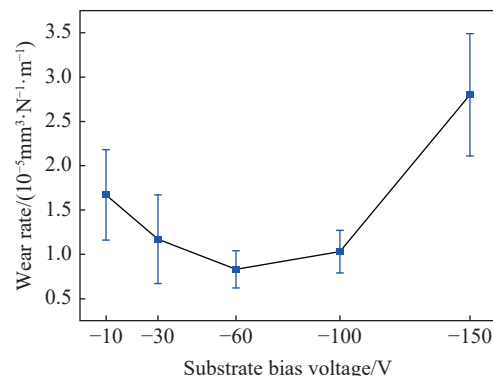
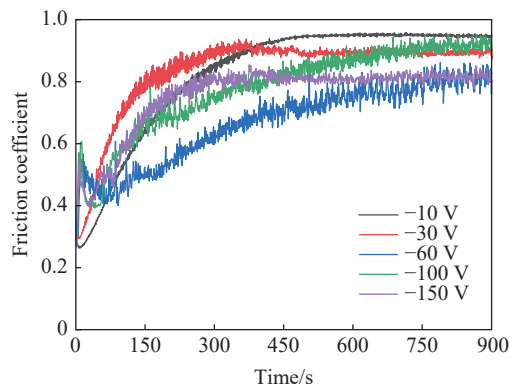


图 8 不同基底偏压下 CrAlN 涂层 (a) 摩擦系数 (COF) (b) 磨损率

Fig.8 CrAlN coating (a) friction coefficient (COF) and (b) wear rate under different substrate biases

要与涂层的表面质量有关, 其在低偏压下制备的涂层表面较为粗糙, 存在较大的颗粒和较高的粗糙度. 此外, 该偏压下制备的涂层具有最小的硬度值以及较低的  $H/E$  和  $H^3/E^2$  值. 相比之下,  $-30\text{ V}$  偏压下的涂层表现出与  $-10\text{ V}$  相似的性能特征 (如较小的硬度等), 但其表面质量得到了一定的改善. 因此, 其摩擦系数和磨损率相较于  $-10\text{ V}$  偏压下的涂层略有降低. 此外, 由于 ( $-10\text{ V}$ 、 $-30\text{ V}$ ) 涂层残余应力较小, 有较高的抗变形能力 (即较高的  $L_{c1}$

和  $L_{c2}$ ), 这使得其在磨损性能上相较于  $-150\text{ V}$  偏压下的涂层有所改善. 为了进一步验证这一结论, 对其磨损后的表面形貌及三维 (3D) 表面轮廓进行表征, 结果如图 9 所示. 从图中可以看出, 在  $-10\text{ V}$  和  $-30\text{ V}$  偏压下, 涂层磨损后的表面产生了较深的犁沟, 并且在犁沟周围分布着少量的磨损颗粒以及大量的粘合磨屑, 并存在一些孔隙, 这表明在低偏压下, 涂层主要以磨粒磨损和黏着磨损为主<sup>[50]</sup>.

当基底偏压为  $-60\text{ V}$  时, 涂层表现出最低的平

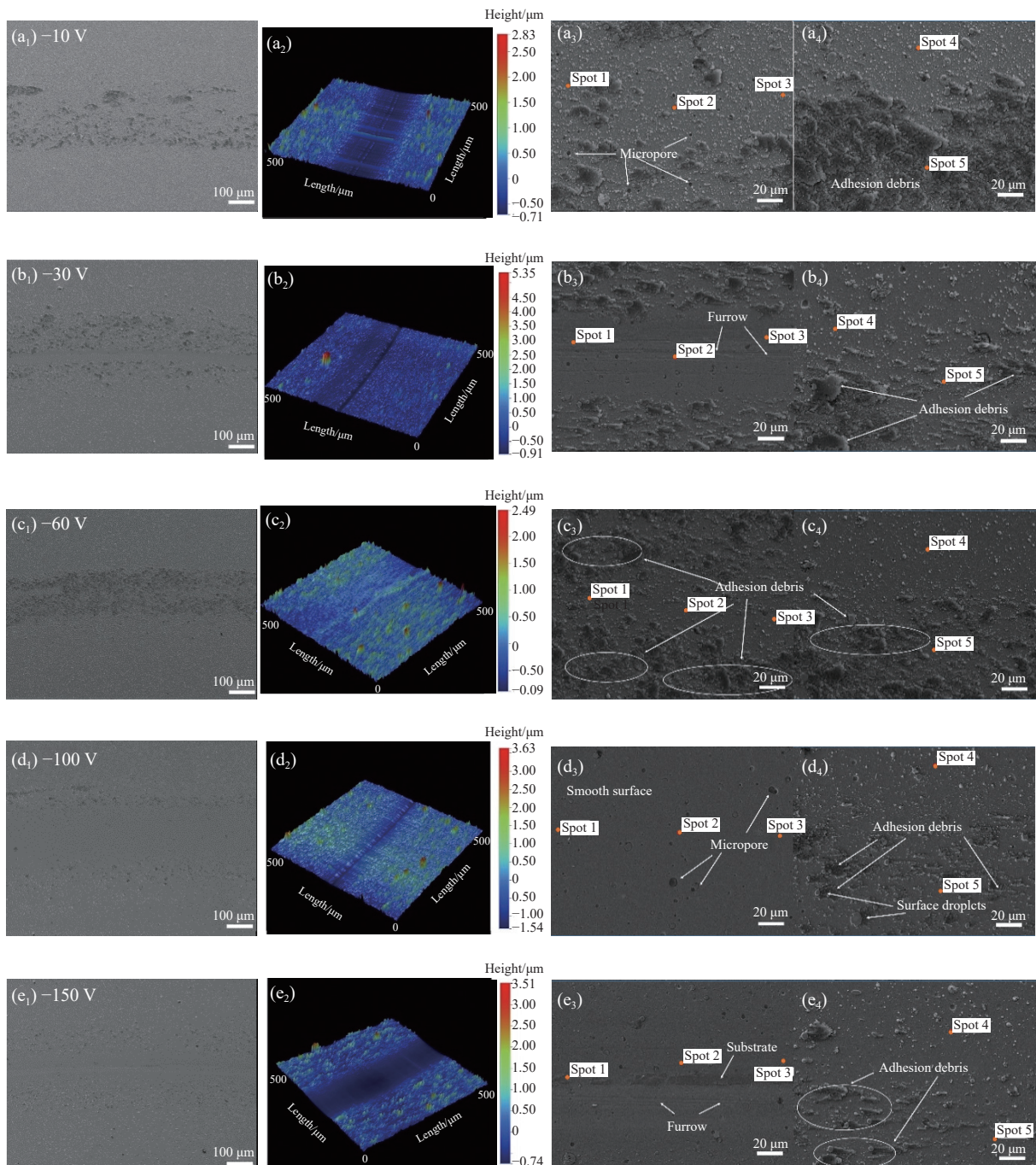


图 9 不同基底偏压下 CrAlN 涂层磨损后的 (a<sub>1</sub>~e<sub>1</sub>)SEM 微观形貌 (a<sub>2</sub>~e<sub>2</sub>)3D 轮廓 (a<sub>3</sub>~e<sub>3</sub>)划痕中心 (a<sub>4</sub>~e<sub>4</sub>)边缘微观形貌

Fig.9 (a<sub>1</sub>~e<sub>1</sub>)SEM microstructure (a<sub>2</sub>~e<sub>2</sub>) three dimensional (3D) profile (a<sub>3</sub>~e<sub>3</sub>)scratch center (a<sub>4</sub>~e<sub>4</sub>) edge microstructure of the CrAlN coating after wear under different substrate bias.

均摩擦系数, 约为 0.75, 并且此时的磨损率最小 ( $0.84 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ ), 这是多方面共同影响的结果. 首先, 与其他偏压制备的涂层相比,  $-60 \text{ V}$  偏压下制备的涂层表面大颗粒和孔隙最少, 表面质量更好, 为涂层优异的耐磨性能提供了物理基础. 其次, 这一偏压条件下制备的涂层具有最高的硬度以及  $H/E$  和  $H^3/E^2$  值. 高的硬度可以提高涂层的承载能力并减小涂层与表面的实际接触面积<sup>[51]</sup>. 此外, 涂层还展现出较高的弹性变形与抗塑性变形能力, 这对于减小磨损、延长涂层寿命具有至关重要的作用<sup>[52]</sup>. 因此, 在  $-60 \text{ V}$  偏压下制备的涂层在实际应用中表现出最窄的磨损轨迹和最浅的磨损深度. 值得一提的是, 涂层与基体之间的粘合极为牢固, 几乎未发生剥落现象. 即使在高倍显微镜下观察, 也仅发现少量磨粒轻微粘附在涂层表面 (如图 9 所示). 这些观察结果与之前的分析相吻合, 进一步证实了  $-60 \text{ V}$  偏压下制备的涂层具有最佳的抗磨损性能.

尽管在较大偏压 ( $-100 \text{ V}$ ) 下涂层具有较高的硬度, 但其抗塑性变形能力和弹性恢复能力却显著下降. 此外, 涂层表面残余应力的增加也导致了其粘附性减弱, 从而增加了涂层与对磨件之间的 COF 和磨损率. 磨损后的涂层表现出犁沟宽度和深度显著增加, 同时还出现了少量的微孔隙. 在  $-150 \text{ V}$  偏压下制备的涂层表面产生了更深的犁沟, 涂层大量被磨除, 涂层表面存在少量的磨屑, 以磨粒磨损为主. 这归因于在  $-150 \text{ V}$  偏压下, 涂层的机械性能 (如硬度、 $H/E$ 、 $H^3/E^2$  等) 均较差, 导致在摩擦过程中涂层磨损程度更严重, 磨损率急剧上升. 此外, 较大的残余应力还会在涂层磨损时引发分层或较大的塑性变形, 进一步加剧了磨损<sup>[51]</sup>.

本文对磨损后涂层表面特定点位的成分进行了详细测试, 并将测试结果汇总于表 2. 测试点位包括摩擦直接作用区域 (1、2、3) 以及未摩擦区域 (4、5). 通过与磨损前成分 (如图 3 所示) 进行对比

分析, 发现以下规律: 在较小偏压 ( $-10$ 、 $-30 \text{ V}$ ) 条件下, 涂层表面磨损区域 (1、2、3) 的 Al 平均含量与未磨损区域 (4、5) 相比呈现下降趋势, 而 Cr 的平均含量有所上升. 这一变化与磨损过程中形成的磨屑以及 Cr 元素的大“液滴”沉积有关. 当偏压为  $-60 \text{ V}$  时, Al 和 Cr 的平均含量均较未摩擦区域 (4、5) 出现小幅降低. 这一结果进一步验证了在该偏压下, 涂层表面磨损程度相对较轻, 元素损失较少. 然而, 在  $-150 \text{ V}$  偏压下, 涂层磨损程度变得极为严重, 大量涂层材料被磨除, 表面结构遭到严重破坏. 因此, 在该偏压下测试的各点位元素平均含量呈现出较大的差异, 这反映了涂层表面磨损的不均匀性和复杂性. 总体而言, 通过对磨损后涂层表面成分的分析, 揭示了不同偏压下涂层磨损行为的差异及其背后的机制, 为进一步优化涂层性能提供了重要依据.

### 3 结论

本文通过采用中频磁控溅射与电弧离子镀复合沉积技术, 成功制备了 CrAlN 涂层, 并系统研究了不同基底偏压对涂层微观形貌、力学性能和摩擦性能的影响. 具体结论如下:

(1) 基底偏压对 CrAlN 涂层的微观形貌有显著影响. 在  $-60 \text{ V}$  和  $-100 \text{ V}$  偏压下制备的涂层表面展现出较少的颗粒和孔隙, 显示出较好的表面质量. 然而, 过高的基底偏压会导致粒子产生二次溅射, 进而对涂层质量产生不利影响. 此外, 涂层的厚度呈现出先增大后减小的趋势, 其中  $-100 \text{ V}$  偏压下涂层的厚度达到最大值.

(2) CrAlN 涂层主要呈现出面心立方的晶体结构. 随着偏压的增大, 涂层的生长择优取向逐渐向 (200) 晶面方向移动. 在  $-30 \text{ V}$  偏压下, 涂层表现出最小的晶粒尺寸和最强的衍射峰; 而在  $-60 \text{ V}$  偏压下, 衍射峰出现宽化, 涂层沿表面能最低的 (200) 晶面方向择优生长.

表 2 磨损后不同偏压各点元素成分 (原子分数)

Table 2 Elemental composition of each point under different biases after wear (atomic fraction)

Spot	N/%					Al/%					Cr/%				
	-10 V	-30 V	-60 V	-100 V	-150 V	-10 V	-30 V	-60 V	-100 V	-150 V	-10 V	-30 V	-60 V	-100 V	-150 V
1	47.09	46.83	47.07	44.27	48.73	19.00	17.59	19.99	22.18	20.03	33.91	35.58	32.94	33.55	31.24
2	48.70	48.81	47.63	43.93	45.84	14.50	17.81	18.40	21.33	17.01	36.80	33.38	33.97	34.74	37.15
3	45.35	48.32	48.33	43.50	45.92	17.45	17.35	17.64	21.71	16.91	37.20	34.33	34.03	34.79	37.17
4	44.22	44.07	44.25	43.46	45.56	21.05	21.90	21.44	22.16	20.55	34.73	34.03	34.31	34.38	33.89
5	42.17	43.10	46.60	48.05	45.88	22.38	22.35	19.03	17.21	16.88	35.45	34.55	34.37	34.74	37.24

(3) 随着基底偏压的增大, CrAlN 涂层的硬度、弹性模量以及  $H/E$  和  $H^3/E^2$  值均呈现出先增大后减小的趋势, 在  $-60\text{ V}$  偏压条件下制备的涂层表现出最佳的硬度和弹性模量, 同时具备良好的径向弹性恢复能力和抗塑性变形能力。

(4) 残余应力随着偏压的增加呈现出增大的趋势, 且这些应力均表现为压应力。适量的残余压应力对提升涂层的耐磨性具有积极作用。在偏压变化的过程中, 涂层的磨损率呈现出先降低后升高的趋势。特别地, 在  $-60\text{ V}$  偏压下制备的涂层表现出最低的磨损率, 这意味着其表面磨损程度相对较轻, 具有更好的耐磨性能。

#### 参 考 文 献

- [1] Luo Y, Ning C M, Dong Y Y, et al. Impact abrasive wear resistance of CrN and CrAlN coatings. *Coatings*, 2022, 12(4): 427
- [2] Wieceński P, Smolik J, Garbacz H, et al. Erosion resistance of the nanostructured Cr/CrN multilayer coatings on  $\text{Ti}_6\text{Al}_4\text{V}$  alloy. *Vacuum*, 2014, 107: 277
- [3] Mayrhofer P H, Willmann H, Mitterer C. Oxidation kinetics of sputtered Cr-N hard coatings. *Surf Coat Technol*, 2001, 146: 222
- [4] Song Y T, Li C L, Zhang S Z, et al. Preparation and high temperature tribological properties of nano-multilayer CrAlN/CrN coating on surface of inconel 718 alloy. *Mater Prot*, 2023, 56(5): 63  
(宋宇涛, 李春玲, 张淑珍, 等. Inconel 718 合金表面纳米多层 CrAlN/CrN 涂层的制备及高温摩擦学性能研究. *材料保护*, 2023, 56(5): 63)
- [5] Wu C J, Bai W M, Gao N, et al. Diffusion and atomic mobility of high temperature BCC phase in Ti-Al-Cr system. *Mater Sci Eng Powder Metall*, 2021, 26(3): 189  
(吴晨剑, 白伟民, 高宁, 等. Ti-Al-Cr 体系高温 BCC 相扩散及原子移动性. *粉末冶金材料科学与工程*, 2021, 26(3): 189)
- [6] Wu Z W, Cheng Z Y, Zhang H Y, et al. Electrochemical and tribological properties of CrAlN, TiAlN, and CrTiN coatings in water-based cutting fluid. *J Mater Eng Perform*, 2020, 29(4): 2153
- [7] Barshilia H C, Selvakumar N, Deepthi B, et al. A comparative study of reactive direct current magnetron sputtered CrAlN and CrN coatings. *Surf Coat Technol*, 2006, 201(6): 2193
- [8] Zhang X, Tian X B, Zhao Z W, et al. Evaluation of the adhesion and failure mechanism of the hard CrN coatings on different substrates. *Surf Coat Technol*, 2019, 364: 135
- [9] Brizuela M, Garcia-Luis A, Bracerias I, et al. Magnetron sputtering of Cr(Al)N coatings: Mechanical and tribological study. *Surf Coat Technol*, 2005, 200(1-4): 192
- [10] Li W Z, Li Y Q, Liu Y L, et al. Microstructures and mechanical properties of CrAlN coatings deposited by arc ion plating. *J Guangxi Univ (Nat Sci Ed)*, 2010, 35(5): 865  
(李伟洲, 李月巧, 刘乐林, 等. 电弧离子镀 CrAlN 涂层的微观结构及力学性能研究. *广西大学学报(自然科学版)*, 2010, 35(5): 865)
- [11] Lin J L, Moote J J, Mishra B M, et al. Effect of asynchronous pulsing parameters on the structure and properties of CrAlN films deposited by pulsed closed field unbalanced magnetron sputtering (P-CFUBMS). *Surf Coat Technol*, 2008, 202(8): 1418
- [12] Yu C Y, Wang S B, Yin X D, et al. Study on high-temperature oxidation resistance of CrAlN coatings. *Rare Met Mater Eng*, 2009, 38(6): 1015  
(余春燕, 王社斌, 尹小定, 等. CrAlN 薄膜高温抗氧化性的研究. *稀有金属材料与工程*, 2009, 38(6): 1015)
- [13] Tang J F, Lin C Y, Yang F C, et al. Influence of nitrogen content and bias voltage on residual stress and the tribological and mechanical properties of CrAlN films. *Coatings*, 2020, 10(6): 546
- [14] Lv Y H, Ji L, Liu X H, et al. Influence of substrate bias voltage on structure and properties of the CrAlN films deposited by unbalanced magnetron sputtering. *Appl Surf Sci*, 2012, 258(8): 3864
- [15] Anders A. A review comparing cathodic arcs and high power impulse magnetron sputtering (HiPIMS). *Surf Coat Technol*, 2014, 257: 308
- [16] Luo Q, Rainforth W M, Donohue L A, et al. Tribological investigation of TiAlCrN and TiAlN/CrN coatings grown by combined steered-arc/unbalanced magnetron deposition. *Vacuum*, 1999, 53(1-2): 123
- [17] Tillmann W, Stangier D, Roese P, et al. Structural and mechanical properties of carbon incorporation in DC/HiPIMS CrAlN coatings. *Surf Coat Technol*, 2019, 374: 774
- [18] Guo Y Y, Wang T G, Li B S, et al. CrAlN coatings prepared by HiPIMS/pulsed-DC co-sputtering. *Surf Technol*, 2019, 48(4): 137  
(郭玉焱, 王铁钢, 李柏松, 等. 高功率脉冲和脉冲直流磁控共溅射 CrAlN 薄膜的研究. *表面技术*, 2019, 48(4): 137)
- [19] Fan Q X, Zhang S, Ma D Z, et al. Bias voltage optimization and cutting performance of AlCrN coatings deposited by a hybrid technology. *Vacuum*, 2022, 204: 111348
- [20] Liu L L, Ruan Q D, Wu Z Z, et al. Hard and tough CrN coatings strengthened by high-density distorted coherent grain boundaries. *J Alloys Compd*, 2022, 894: 162139
- [21] Zhao R S, Ren X, Wen K, et al. Multi-arc ion plating and DC magnetron sputtering integrated technique for high-performance Al, C-co-doped  $\delta$ -TiN quaternary films. *Corros Sci*, 2021, 182: 109261
- [22] Seidl W M, Bartosik M, Kolozsvári S, et al. Influence of coating thickness and substrate on stresses and mechanical properties of (Ti, Al, Ta)N/(Al, Cr)N multilayers. *Surf Coat Technol*, 2018, 347: 92
- [23] Li R Z, Cheng C Q, Pu J B. NaCl-induced hot-corrosion behavior of TiAlN single-layer and TiAlN/Ti multilayer coatings at  $500\text{ }^\circ\text{C}$ . *Mater Today Commun*, 2022, 33: 104421
- [24] Jin Y H, Li X D, Chai L Q, et al. Thermal stability, mechanical and tribological properties of CrN and CrAlN coatings. *Surf Technol*,

- 2023, 52(8): 182  
(金玉花, 李鑫栋, 柴利强, 等. CrN 和 CrAlN 涂层热稳定性、力学和摩擦学性能研究. 表面技术, 2023, 52(8): 182)
- [25] Wang T G, Jeong D, Kim S H, et al. Study on nanocrystalline Cr<sub>2</sub>O<sub>3</sub> films deposited by arc ion plating: I. composition, morphology, and microstructure analysis. *Surf Coat Technol*, 2012, 206(10): 2629
- [26] Fan Q X, Zhang J J, Wu Z H, et al. Influence of Al content on the microstructure and properties of the CrAlN coatings deposited by arc ion plating. *Acta Metall Sin Engl Lett*, 2017, 30(12): 1221
- [27] Faga M G, Gautier G, Cartasegna F, et al. AlSiTiN and AlSiCrN multilayer coatings: Effects of structure and surface composition on tribological behavior under dry and lubricated conditions. *Appl Surf Sci*, 2016, 365: 218
- [28] Bujak J, Walkowicz J, Kusiński J. Influence of the nitrogen pressure on the structure and properties of (Ti, Al)N coatings deposited by cathodic vacuum arc PVD process. *Surf Coat Technol*, 2004, 180: 150
- [29] Zhou S H, Qiu Z G, Zeng D C. Deformation mechanisms and crack routes of CrAlN coatings. *Mater Charact*, 2020, 167: 110491
- [30] Guski V, Verestek W, Schmauder S. Microstructural simulations on CrAlN HPPMS coatings. *Surf Coat Technol*, 2022, 447: 128814
- [31] Li Q Y, Cheng X D, Gong D Q, et al. Effect of N<sub>2</sub> flow rate on structural and infrared properties of multi-layer AlCrN/Cr/AlCrN coatings deposited by cathodic arc ion plating for low emissivity applications. *Thin Solid Films*, 2019, 675: 74
- [32] Liu J K, Cui Z X, Ma D Y, et al. Investigation of oxidation behaviors of coated zircaloy as accident-tolerant fuel with CrAlN and CrAlSiN coatings in high-temperature steam. *Corros Sci*, 2020, 175: 108896
- [33] Kong D J, Fu G Z, Wang W C, et al. Interfacial structural characteristics and bonding performance of AlTiCrN coatings. *Chin J Eng*, 2015, 37(12): 1624  
(孔德军, 付贵忠, 王文昌, 等. AlTiCrN 涂层结合界面组织特征与结合性能. 工程科学学报, 2015, 37(12): 1624)
- [34] Lackner J M, Waldhauser W, Ebner R, et al. Room temperature deposition of (Ti, Al)N and (Ti, Al)(C, N) coatings by pulsed laser deposition for tribological applications. *Surf Coat Technol*, 2004, 177: 447
- [35] Xu Y, Wang J J, Liu P, et al. Research and progress of CrAlN-based hard coatings. *Rare Met Mater Eng*, 2023, 52(3): 1120  
(徐颖, 王静静, 刘平, 等. CrAlN 基硬质涂层的研究进展. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(3): 1120)
- [36] Martin P J, Bendavid A, Kinder T J. The deposition of TiN thin films by filtered cathodic arc techniques. *IEEE Trans Plasma Sci*, 1997, 25(4): 675
- [37] Shi L, Jiang C L, Chen G H, et al. The study of the testing technique of thermal expansion coefficient of thin films. *J Integr Technol*, 2017, 6(4): 49  
(石磊, 蒋春磊, 陈光海, 等. 薄膜热膨胀系数测试技术研究. 集成技术, 2017, 6(4): 49)
- [38] Skordaris G, Bouzakis K D, Kotsanis T, et al. Effect of PVD film's residual stresses on their mechanical properties, brittleness, adhesion and cutting performance of coated tools. *CIRP J Manuf Sci Technol*, 2017, 18: 145
- [39] Guo H X, Sun Q S, Zhou D P, et al. Erosion behavior of CrN, CrAlN and CrAlN/CrN multilayer coatings deposited on Ti<sub>6</sub>Al<sub>4</sub>V. *Surf Coat Technol*, 2022, 437: 128284
- [40] Prasanna Kumari T, Manivel Raja M, Kumar A, et al. Effect of thickness on structure, microstructure, residual stress and soft magnetic properties of DC sputtered Fe<sub>65</sub>Co<sub>35</sub> soft magnetic thin films. *J Magn Magn Mater*, 2014, 365: 93
- [41] Pečnik T, Glinšek S, Kmet B, et al. Combined effects of thickness, grain size and residual stress on the dielectric properties of Ba<sub>0.5</sub>Sr<sub>0.5</sub>TiO<sub>3</sub> thin films. *J Alloys Compd*, 2015, 646: 766
- [42] Xia B, Zhou S G, Wang Y X, et al. Multilayer architecture design to enhance load-bearing capacity and tribological behavior of CrAlN coatings in seawater. *Ceram Int*, 2021, 47(19): 27430
- [43] Mydlowska K, Myśliński P, Szparaga Ł, et al. Analysis of the effect of antiwear CrN coating thickness on the evolution of thermomechanical interactions in the substrate/PVD coating system. *J Therm Anal Calorim*, 2016, 125(3): 1241
- [44] Zhang S, Wang H L, Ong S E, et al. Hard yet tough nanocomposite coatings-present status and future trends. *Plasma Processes Polym*, 2007, 4(3): 219
- [45] Wang D, Lin S Polyp, Shi Q, et al. Microstructure effects on fracture failure mechanism of CrAl/CrAlN coating. *Ceram Int*, 2021, 47(3): 3657
- [46] Wang Y X, Zhang S, Lee J W, et al. Influence of bias voltage on the hardness and toughness of CrAlN coatings via magnetron sputtering. *Surf Coat Technol*, 2012, 206(24): 5103
- [47] Khamseh S, Nose M, Kawabata T, et al. A comparative study of CrAlN films synthesized by dc and pulsed dc reactive magnetron facing target sputtering system with different pulse frequencies. *J Alloys Compd*, 2010, 508(1): 191
- [48] Du H, Zhao H B, Xiong J, et al. Effect of interlayers on the structure and properties of TiAlN based coatings on WC-Co cemented carbide substrate. *Int J Refract Met Hard Mater*, 2013, 37: 60
- [49] Yuan S, Wang S, Fang L, et al. Effect on the microhardness and wear resistance of multi arc ion plating CrAlN coating on H13 steel. *Equip Environ Eng*, 2023, 20(11): 115  
(袁嵩, 王帅, 方略, 等. H13 钢表面多弧离子镀 CrAlN 涂层的显微硬度及耐磨性影响. 装备环境工程, 2023, 20(11): 115)
- [50] Natarajan S, Edward Anand E, Akhilesh K S, et al. Effect of graphite addition on the microstructure, hardness and abrasive wear behavior of plasma sprayed NiCrBSi coatings. *Mater Chem Phys*, 2016, 175: 100
- [51] Xu J H, Ju H B, Yu L H. Microstructure, oxidation resistance, mechanical and tribological properties of Mo-Al-N films by reactive magnetron sputtering. *Vacuum*, 2014, 103: 21
- [52] Liu L Y, Lin S S, Wang W, et al. Effect of electromagnetic voltage on wear resistance of CrAlN coatings. *Surf Eng*, 2021, 37(6): 695