

# 激光熔覆 Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的微观 结构与耐腐蚀性能研究

孙勇辉<sup>1,2</sup>, 闫洪<sup>3</sup>, 兰昊<sup>1,2\*</sup>, 黄传兵<sup>1,2</sup>,  
于守泉<sup>1,2</sup>, 孙小明<sup>1,2</sup>, 张伟刚<sup>1,2</sup>

(1.中国科学院赣江创新研究院, 江西 赣州 341119; 2.中国科学院过程工程研究所,  
北京 100190; 3.南昌大学 先进制造学院, 南昌 330031)

**摘要:** **目的** 解决 Cr-Ni 系不锈钢在重腐蚀工业环境中本体耐腐蚀性能不足的问题。**方法** 采用激光熔覆技术制备 Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层, 利用 X 射线衍射、扫描电镜、能谱仪 (EDS) 和显微硬度计、电化学工作站等技术研究所制备涂层的微观结构、相组成和元素分布, 分析 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量对复合涂层形貌、显微硬度和耐腐蚀性能的影响规律。**结果** 复合涂层组织均匀、无明显缺陷, 与基体之间存在明显的冶金结合区, 沿着该复合涂层深度方向的微观结构依次呈现为胞状晶、定向生长的柱状晶及细小的等轴晶, 物相则由均匀分布于复合涂层顶部的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒和金属间化合物 (Fe-Ni、Fe-Ni-Cr 固溶体) 构成。随着 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的增大, 复合涂层的显微硬度呈先增大后减小的趋势, 腐蚀电位呈先增大后减小的趋势, 而失重腐蚀速率和腐蚀电流密度呈先减小后增大的趋势, 涂层的耐腐蚀性能呈先增强后减弱的趋势。在 Ni-x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (x 为 0、0.15、0.25、0.35, 质量分数) 复合涂层中, Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层具有较高的显微硬度和良好的耐腐蚀性能, 该涂层的显微硬度达到 1 026.3HV, 腐蚀失重速率为 0.15 mg/(cm<sup>2</sup>·h), 腐蚀电压和腐蚀电流密度分别为 -326.6 mV 和 38.6 μA/cm<sup>2</sup>。当继续增加 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的含量时, 气孔和裂纹等缺陷开始增多, 复合涂层的显微硬度和耐腐蚀性能均呈现下降趋势。研究表明, Ni-x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (x ≤ 25) 复合涂层的显微硬度和耐腐蚀性能的变化由细晶强化、固溶强化和颗粒强化协同作用所致。**结论** 激光熔覆 Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层具有较高的硬度和良好的耐腐蚀性, 可以有效防护 Cr-Ni 系不锈钢, 提高重腐蚀工业环境下机械零件的耐蚀性和服役寿命。

**关键词:** 激光熔覆; 复合涂层; 微观结构; 显微硬度; 耐腐蚀性能

中图分类号: TG174.4 文献标志码: A 文章编号: 1001-3660(2024)01-0143-10

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2024.01.014

## Microstructure and Corrosion Resistance of Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composite Coating Prepared by Laser Cladding

SUN Yonghui<sup>1,2</sup>, YAN Hong<sup>3</sup>, LAN Hao<sup>1,2\*</sup>, HUANG Chuanbing<sup>1,2</sup>,  
YU Shouquan<sup>1,2</sup>, SUN Xiaoming<sup>1,2</sup>, ZHANG Weigang<sup>1,2</sup>

收稿日期: 2022-11-21; 修订日期: 2023-05-05

Received: 2022-11-21; Revised: 2023-05-05

基金项目: 中国科学院重点部署项目 (ZDRW-CN-2021-3); 中国科学院赣江创新研究院自主部署项目 (E155D001, E055A002); 中国科学院绿色过程制造创新研究院稀土产业基金 (IAGM 2020DB04)

Fund: Key Research Program of the Chinese Academy of Sciences (ZDRW-CN-2021-3); Self-deployed Projects of Ganjiang Innovation Academy, Chinese Academy of Sciences (E155D001, E055A002); Projects of the Innovation Academy for Green Manufacture, Chinese Academy of Sciences (IAGM 2020DB04)

引文格式: 孙勇辉, 闫洪, 兰昊, 等. 激光熔覆 Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的微观结构与耐腐蚀性能研究[J]. 表面技术, 2024, 53(1): 143-152.

SUN Yonghui, YAN Hong, LAN Hao, et al. Microstructure and Corrosion Resistance of Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Composite Coating Prepared by Laser Cladding[J]. Surface Technology, 2024, 53(1): 143-152.

\*通信作者 (Corresponding author)

- (1. Ganjiang Innovation Academy, Chinese Academy of Sciences, Jiangxi Ganzhou 341119, China;
2. Institute of Process Engineering, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China;
3. School of Advanced Manufacturing, Nanchang University, Nanchang 330031, China)

**ABSTRACT:** As Cr-Ni stainless steel has high strength and excellent corrosion resistance, it is widely applied in industrial machinery parts. However, the surface of Cr-Ni stainless steel is easy to be damaged in a severe corrosion industrial environment and long-term wear conditions, resulting in failure of industrial parts. Advanced surface strengthening technologies can greatly improve the service period and repair economic cost of parts. Laser cladding of composite coatings is an ideal technology to strengthen the surface of Cr-Ni stainless steel. To solve the problem of insufficient corrosion resistance of Cr-Ni stainless steel applied in a severe corrosive industrial environment, a Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating was fabricated by laser cladding. It was expected to strengthen the surface of Cr-Ni stainless steel by combining the high chemical stability of metal Ni with the high hardness strengthening effect of ceramic particle Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>. At present, there are many studies on corrosion resistance of the composite coating, but there are relatively few studies on the corrosion resistance of the Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating prepared by laser cladding with different Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> content. The microstructure, phase composition and elemental distribution of the Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating were studied with an X-ray diffraction (XRD), a scanning electron microscopy (SEM) and an energy dispersive spectroscopy (EDS). The influences of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> content on the morphology, microhardness and corrosion resistance of the composite coating were investigated by a SEM, a microhardness tester and an electrochemical workstation. Besides, the strengthening mechanism of the Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating was also studied. The results showed that a homogeneous and defect-free composite coating was successfully prepared. An obvious metallurgical bonding zone (MBZ) was observed at the interface of the composite coating and the substrate. The microstructure along the direction of the composite coating depth successively exhibited cellular crystal, oriented columnar crystal and fine equiaxed crystal. The phases of the composite coating were composed of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> ceramic particles evenly distributed on top of the composite coating and Fe-Ni, Fe-Ni-Cr solid solution. With the increase of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> content, the microhardness of the composite coating increased and then decreased. The corrosion potential of the Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating increased first and then decreased, while the weight loss corrosion rate and corrosion current density decreased and then increased, resulting in the enhanced corrosion resistance of the coating and then weakened. Among these Ni-*x*%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*x*=0, 15, 25, 35, mass fraction) composite coatings, the Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating possessed both the highest microhardness and the strongest corrosion resistance. The microhardness of the Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating reached 1 026.3HV, and its weight loss rate for corrosion was 0.15 mg/(cm<sup>2</sup>·h). The corrosion potential and corrosion current density of the Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating were -326.6 mV and 38.6 μA/cm<sup>2</sup>, respectively. Once the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> content exceeded the 25% limit, the ceramic layer thickened with the increasing channels for corrosion, defects such as pores and cracks increased, resulting in a decrease of both microhardness and corrosion resistance of the composite coating. Based on mechanism studies, both microhardness and corrosion resistance of the Ni-*x*%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (*x*≤25) composite coating varied with the laser cladding and the addition of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles, which induced a synergistic effect from grain refinement strengthening, solid solution strengthening and particle strengthening. The Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating prepared by laser cladding possesses both the highest microhardness, strongest corrosion resistance and can effectively provide protection for Cr-Ni stainless steel, which is conducive to the high corrosion resistance and long-term service life of industrial machinery parts in a severe corrosive industrial environment.

**KEY WORDS:** laser cladding; composite coating; microstructure; microhardness; corrosion resistance

Cr-Ni 系不锈钢具有优异的耐环境腐蚀性能, 已广泛应用于石油、化工、航空航天、海洋工程等领域<sup>[1-3]</sup>。其中, 304 不锈钢兼具良好的耐腐蚀与耐热性能, 在现代工业中应用极为广泛<sup>[4-6]</sup>, 但在重腐蚀工业环境及无机酸等重污染气氛中, 其本体耐腐蚀性能仍不能满足要求, 需要通过表面涂层防护技术延长其使用寿命<sup>[7-9]</sup>。气相沉积、化学热处理、电镀、热喷

涂和激光熔覆等现代表面涂层技术是提升材料表面耐腐蚀性的重要方法<sup>[10-14]</sup>。研究发现, 通过电镀和气相沉积技术都可以制备均匀、致密的涂层, 并且涂层的纯度高、成分可控。Meng 等<sup>[15]</sup>通过电镀在镁合金表面制备致密超疏水 Zn-Fe 涂层, 涂层表现出优异的自清洁性、耐磨损性和耐腐蚀性, 相较于镁合金基体, 涂层的耐腐蚀性能提升了 87%。Shan 等<sup>[16]</sup>在 316L 不

锈钢上沉积了 CrN 和 CrSiN 涂层, 提高了表面硬度, 改善了材料的耐海水腐蚀及摩擦学性能。采用化学热处理、热喷涂等方法制备涂层, 其表面精度和厚度可控, 工艺简单、易操作。郇庆婷等<sup>[17]</sup>通过化学热处理方式对 GCr15 钢表面进行了强化, 其硬度得到大幅提升, 硬化层厚度达到 0.25 mm。Liu 等<sup>[18]</sup>通过等离子喷涂成功制备了 Ag-BN 涂层, 降低了涂层的摩擦因数, 改善了其耐磨性。

采用电镀和气相沉积技术制备的涂层与基体的结合强度较弱、厚度较薄, 热喷涂涂层表面较粗糙、孔隙率大, 化学热处理对基体材质的要求较高, 涂层难以满足长期工作运转的要求。与其他表面处理技术相比, 激光熔覆技术具有效率高、稀释度低、冶金结合良好等优点, 常被用于制备高硬度、强耐磨及耐腐蚀性的高质量涂层<sup>[19-21]</sup>, 可达到工件表面修复和改性的目的。

激光熔覆技术一般采用金属粉末、陶瓷粉末、金属陶瓷复合粉末为熔覆材料。金属粉末与基体材料的润湿性好, 更易形成紧密的冶金结合, 从而提高涂层的工艺成形性能。欧阳昌耀等<sup>[22]</sup>在 304 不锈钢表面激光熔覆 Stellite12 钴基粉末, 研究了涂层的显微组织、元素分布、物相及性能, 结果显示涂层表面质量良好、无明显缺陷, 与基体形成了冶金结合, 耐腐蚀性能相较于基体得到极大提升。杨文斌等<sup>[23]</sup>在 ER8 车轮钢表面制备了铁基和钴基 2 种金属涂层, 涂层表面均匀致密, 形成了良好的冶金结合, 修复后的车轮钢试样均表现出良好的耐磨性和耐腐蚀性。与金属相比, 陶瓷具有更高的硬度, 以及更优异的耐磨性、耐腐蚀性、耐热性和高温抗氧化性能<sup>[24]</sup>。由于陶瓷的弹性模量、热膨胀系数等理化性能与金属差异较大, 在熔覆成形过程中易产生裂纹、气孔等缺陷, 从而影响涂层与基体的结合强度, 致使其表面质量和性能降低。王冉等<sup>[25]</sup>通过基体预热方式在一定程度上解决了 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> 陶瓷涂层存在的脆性大、易开裂等问题, 在 300 °C 下预热后涂层的裂纹敏感性明显降低, 但裂纹仍然存在。研究表明, 采用金属陶瓷复合涂层可解决陶瓷涂层存在的瓶颈问题。金属陶瓷复合粉末兼具金属粉末的强韧性、良好的工艺性, 以及陶瓷粉末材料的高硬度、耐磨损, 并耐腐蚀等特性。通过选择不同金属和陶瓷粉末类型及调控两者的成分比例, 可制备缺陷少、结合强度高的金属陶瓷复合涂层, 存在于涂层组织中的金属间化合物和未熔化的陶瓷强化颗粒有利于发挥复合涂层的特定功能(如耐腐蚀、耐磨损、耐高温氧化等)<sup>[26-27]</sup>。常用的金属陶瓷复合粉末包括采用 WC、SiC、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等陶瓷颗粒增强的 Fe、Co、Ni 基复合粉末, 被广泛应用于制备硬度高、耐磨损及耐腐蚀性强的金属陶瓷复合涂层<sup>[28-30]</sup>。其中, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷的熔点高、硬度高、热膨胀系数小、理化稳定性强。国内外学者针对 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷涂层开展了广泛研究, 结

果表明, 纯 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷涂层存在孔隙率大、结合强度弱等问题。周建忠等<sup>[31]</sup>利用激光熔覆制备了 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷增强 Fe901 金属陶瓷复合涂层, 有效提高了涂层的硬度和耐磨性。Ni 的延展性好, 具有良好的黏结作用, 通过加入 Ni 可以有效提高涂层的沉积效率和力学性能, 增强 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒在复合涂层中的钉扎强度。Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 增强 Ni 基复合涂层具有较高的硬度和结合强度, 表现出良好的表面防护特性<sup>[32]</sup>。目前, 针对 Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的研究主要侧重于其耐磨性能及相关机理, 少有关于涂层耐腐蚀性能方面的报道。文中采用预置粉末法, 利用激光熔覆技术在不锈钢表面制备 Ni-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 金属陶瓷复合涂层, 以期将金属 Ni 的高化学稳定性与 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的高硬度强化效应相结合, 大幅降低腐蚀反应速率, 提高材料的表面硬度, 从而实现提升 304 不锈钢耐腐蚀性能和表面硬度的双重目标。

## 1 实验

### 1.1 材料

激光熔覆基体为 304 不锈钢, 其化学成分(以质量分数计)为: S 0.002%、P 0.042%、C 0.07%、Si 0.89%、Mn 1.92%、Ni 8.1%、Cr 18.2%, 余量为 Fe, 尺寸为 200 mm×150 mm×15 mm, 基体的微观组织如图 1 所示。熔覆粉末为商品化高纯 Ni 粉(平均粒径 100 nm, 纯度 99.0%)和 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 粉末(平均粒径 2 μm, 纯度 98.0%)。将混合粉末在 QM-1 卧式研磨机中以 250 r/min 的研磨速度混合 6 h, 使粉末混合均匀。在熔覆前, 将混合粉末置于 150 °C 的真空干燥箱中 3 h, 以去除水分。在熔覆前, 用 SiC 砂纸对基体表面进行打磨处理, 用丙酮清洁基板表面, 以去除油脂。将基体预热至 300 °C, 以减少基体与涂层之间因巨大的温度梯度而引起热应力。为了保证复合涂层的稳定性, 采用预置粉末方式进行激光熔覆, 预置粉末的厚度为 0.9 mm。

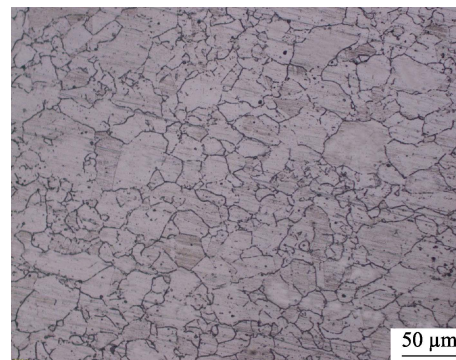


图 1 304 不锈钢微观组织  
Fig.1 Microstructure of 304 stainless steel

## 1.2 涂层制备

熔覆设备选用最大功率为 2 kW 的 JHL-1GX-2000 激光智能制造系统。熔覆工艺参数：激光功率为 1.2 kW，光斑直径为 3 mm，扫描速度为 350 mm/min。在熔覆结束后，将样品自然冷却至常温。通过线切割沿复合涂层横截面切割样品，并使用超声波清洗仪将样品在无水乙醇中清洗，得到金相试样。将样品打磨、抛光后，采用由 HCl（体积分数 75%）与 HNO<sub>3</sub>（体积分数 25%）组成的混合溶液蚀刻 25 s。

## 1.3 涂层形貌及物相表征

通过 Eclipse MA200 光学显微镜（OM）观察基体的微观结构，通过自带能谱仪（EDS）的 VEGA3 扫描电子显微镜（SEM）观察复合涂层及其腐蚀表面的形貌，并进行能谱分析。通过多功能 X 射线衍射仪（XRD，电压 40 kV，电流 200 mA，衍射角  $2\theta$  为 20°~80°）分析复合涂层相的组成。

## 1.4 涂层性能表征

采用 HV 1000A 显微硬度计测试复合涂层横截面的显微硬度，加载质量为 400 g，加载时间为 30 s。每个测量位置之间的距离为 0.1 mm。针对同一组试样，在距离涂层表面相同距离位置测试 3 个点，取其平均值。

将复合涂层用有机胶封住，露出 1 mm<sup>2</sup> 的表面，制成腐蚀试样。将腐蚀试样置于 1 mol/L 稀盐酸中在室温下浸泡腐蚀 5 h，去除腐蚀产物后称量，利用腐蚀失重计算复合涂层的失重腐蚀速率： $V_L = \frac{m_1 - m_0}{t}$ 。

其中， $m_1$  为腐蚀前试样的质量， $m_0$  为腐蚀后试样的质量， $t$  为腐蚀时间。利用 Ametek Parstat 4000 电化学工作站对 1 mm<sup>2</sup> 的复合涂层腐蚀试样表面进行动电位极化曲线测试，腐蚀介质为 1 mol/L 的稀盐酸溶液，参比电极为 Ag/AgCl 电极，辅助电极为 Pt 电极，工作电极为 1 mm<sup>2</sup> 的腐蚀试样。在开路电位下浸泡 60 min，在稳定后进行测试，以 1 mV/s 的扫描速度在 -1.5~1.5 区间进行动电位极化测试，拟合得出复合涂层的腐蚀电位和腐蚀电流密度。

# 2 结果与讨论

## 2.1 涂层形貌及物相分析

Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层横截面的微观结构如图 2 所示。从图 2a 可以看出，复合涂层组织均匀，无明显的气孔、裂纹等缺陷，与基体之间存在明显的冶金结合区。复合涂层可分为 3 个部分：熔覆层（CL）、

冶金结合区（MBZ）和热影响区（HAZ）。如图 2b 所示，CL 区底部组织为细小的胞状晶。如图 2c 所示，CL 区中心为具有定向生长的柱状晶体。如图 2d 所示，CL 区顶部组织为细小的等轴晶。由于激光束扫描粉末的时间极短，且温度降低得较快，复合涂层快速凝固冷却，形成了较为均匀细小的组织。根据凝固理论<sup>[33]</sup>，凝固组织的形态由固液界面的稳定因子（ $G/R$ ）决定，其中  $G$  为温度梯度， $R$  为凝固速率。CL 区底部靠近基体，冷却速度快，过冷度大，形成了细小的胞状晶体。在凝固过程中，垂直于结合界面方向的冷却速度最快，晶粒结晶速度最快，因此 CL 区中心沿垂直于界面方向生成了柱状晶，如图 2c 所示。如图 2d 所示，CL 区顶部与空气接触，冷却速度快，过冷度大，各方向的冷却速度相同，生成了细小的等轴晶。在凝固过程中，不同的冷却速率导致不同的微观结构，基于激光熔覆的快速熔化凝固特点，使得复合涂层组织相较于基体得到明显细化。

复合涂层（图 2）的 EDS 面扫描分析结果如图 3 所示。如图 3a~c 所示，Fe 和 Cr 元素均匀分布于涂层和基体中，Ni 元素主要分布于 CL 区。Al、O 元素（分别如图 3d、e 所示）主要分布于 CL 区顶部，证明 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒主要分布于 CL 区顶部，复合涂层由金属层和陶瓷层构成。金属陶瓷复合涂层形成的关键是粉末中 Ni 和 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的分散性，以及二者对激光能量吸收的差异。当高能激光扫描复合粉末时，粉末和基体表面瞬时被高温熔化。由于 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的熔点比 Ni 的熔点高，大部分激光能量被 Ni 粉吸收，Ni 粉完全熔化，部分 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 粉末产生微熔化，但 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 仍保持颗粒状。在高能激光扫过粉末后，Ni 粉和基体完全熔融，形成熔池，熔池中产生了强烈对流，Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒被均匀分散。由于 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒的密度低于金属相的密度，因此主要分布于复合涂层顶部（如图 4 所示），形成了陶瓷层。金属间化合物分布于复合涂层，形成了金属层。由于 Ni 与金属基体间具有良好的润湿性，因此形成了良好的冶金结合区，使得复合涂层与基体结合得更加牢固。

为了确定 Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的物相组成，对复合涂层进行了 XRD 分析，结果如图 5 所示，复合涂层的物相主要由 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Fe-Ni、Fe-Ni-Cr 固溶体组成<sup>[34]</sup>。由于 Fe 的原子半径与 Cr、Ni 非常接近，在高能激光辐照下 Fe 会熔融扩散，与 Cr、Ni 结合，形成 Fe-Ni、Fe-Ni-Cr 固溶体，在高温下以奥氏体存在，冷却后转变为马氏体。Fe-Ni、Fe-Ni-Cr 固溶体的存在表明，基体与 Ni 粉已充分熔融，基体中的 Fe 充分扩散至熔池中。结合 SEM 和 EDS 分析可知，Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷颗粒并未完全熔化，大部分仍以颗粒状存在，进一步证明了 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷相的存在。

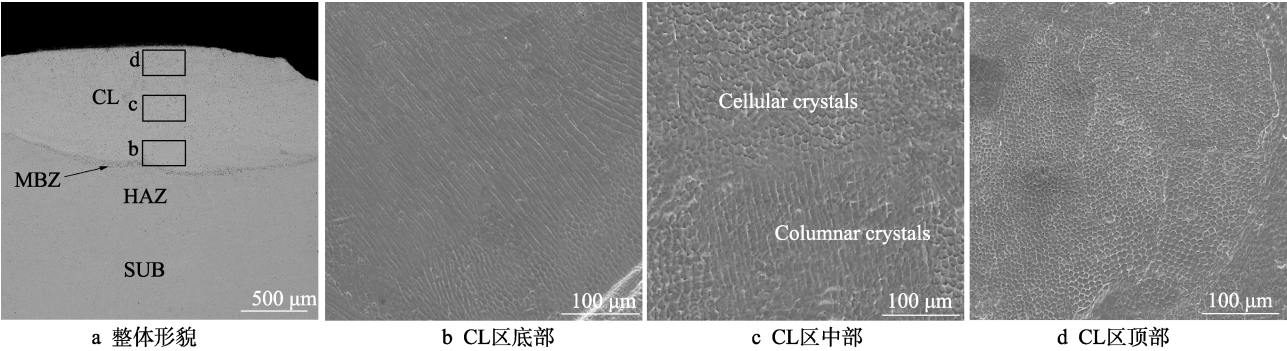


图 2 Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层微观结构  
Fig.2 Microstructure of Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating: a) overall morphology;  
b) bottom of CL zone; c) middle of CL zone; d) top of CL zone

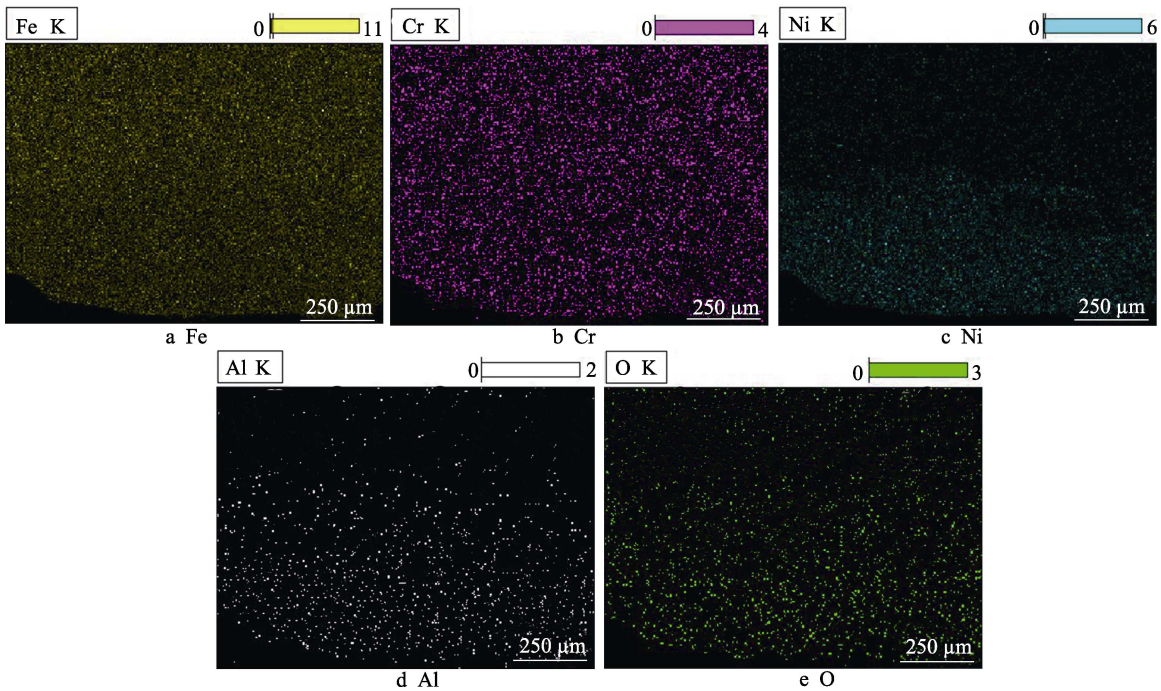


图 3 Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的 EDS 结果  
Fig.3 EDS results of Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating

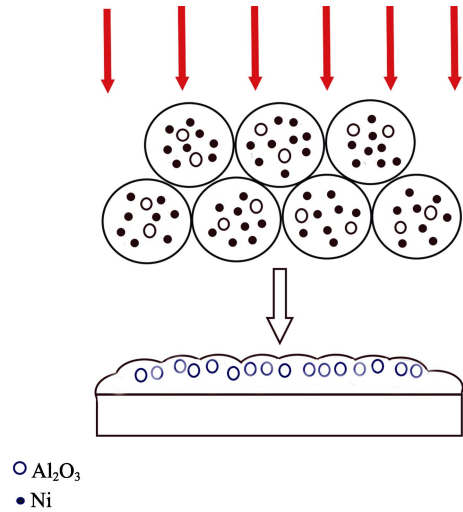


图 4 复合涂层示意图  
Fig.4 Schematic diagram of composite coating

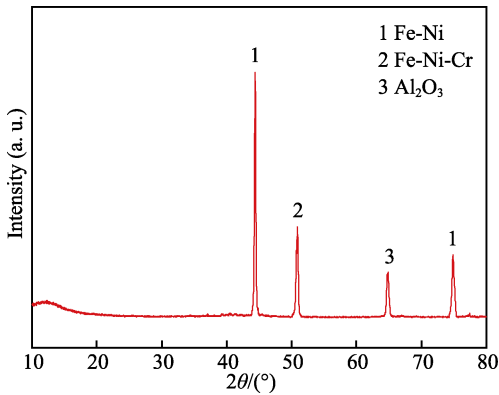


图 5 Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层 XRD 图谱  
Fig.5 XRD pattern of Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating

Ni-*x*%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的横截面和表面形貌如图 6 所示。由图 6a、c、e、g 可知, Ni、Ni-15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的横截面较致密、无明显缺陷,

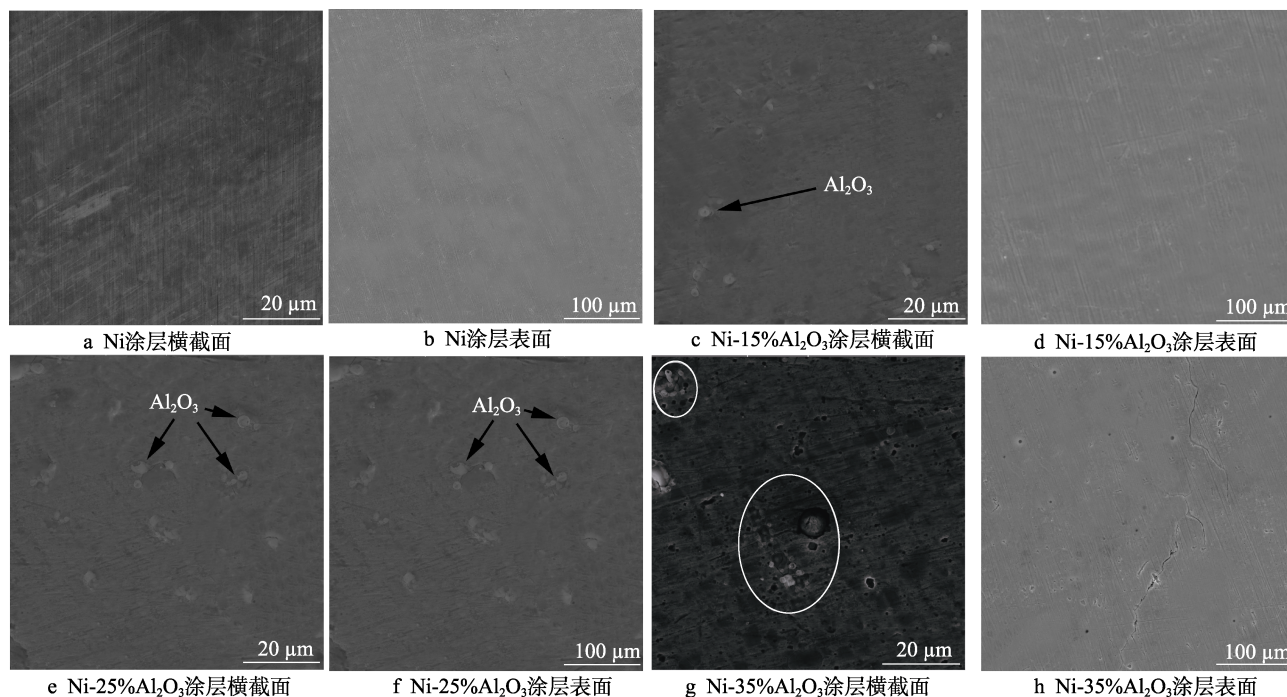


图 6 复合涂层横截面及表面形貌

Fig.6 Morphologies of coating: a) cross section of Ni coating; b) surface of Ni coating; c) cross section of Ni-15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating; d) surface of Ni-15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating; e) cross section of Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating; f) surface of Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating; g) cross section of Ni-35%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating; h) surface of Ni-35%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒在激光辐照下发生微熔, 呈现出浅灰色不规则的颗粒状组织。微熔的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒在 Fe-Ni、Fe-Ni-Cr 固溶体的黏结作用下产生了钉扎效应, 结合得更牢固, 从而提高了复合涂层的成形效果。随着 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的增大, 复合涂层中 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒的数量逐渐增多。在 Ni-35%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的横截面发现较多气孔, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒发生团聚, 且 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒与金属间化合物产生了孔隙, 结合得并不牢固, 易导致复合涂层性能降低。由图 6b、d、f、h 可知, Ni、Ni-15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层表面无明显缺陷, 而 Ni-35%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层表面存在明显的裂纹和气孔。裂纹主要由 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒的团聚、元素分布不均导致应力过大所致<sup>[35]</sup>。基于复合涂层的快速熔凝特点, 使得 C、S 等元素与 O 反应生成的气体来不及逸出, 从而形成了气孔<sup>[36]</sup>。由图 6 可知, 加入适量 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 后复合涂层的表面致密、无明显缺陷; 加入过量 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 后复合涂层易产生气孔、裂纹等缺陷。

## 2.2 显微硬度分析

Ni-x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层横截面显微硬度沿深度方向的变化曲线如图 7 所示。基体显微硬度约为 164HV, 复合涂层显微硬度最高可达 1 026.3HV, 显微硬度在 760HV~1 026HV 之间, 相较于基体, 提高了 4~5 倍。从图 7 可知, 复合涂层的显微硬度在逐渐升高后急剧降低。这是由于复合涂层浅表面存在部分缺陷, 导致表面的显微硬度偏低; 复合涂层内部的显

微结构均匀细小、缺陷少, 且存在大量的硬质相, 显微硬度逐渐升高; 靠近基体区域显微硬度急剧降低, 直至接近基体的显微硬度。随着 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的增大, 复合涂层的显微硬度呈先增大后减小的趋势。当 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的质量分数为 25%时, 复合涂层的显微硬度达到最高值。复合涂层的硬度与其表面质量、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量有关, 结合复合涂层的形貌及物相分析原因主要有: 一是激光熔覆的复合涂层在快速冷却过程中产生了较大的过冷度, 从而细化了涂层的微观结构, 对复合涂层起到了细晶强化作用, 使得复合涂层的显微硬度明显增高<sup>[37]</sup>; 二是硬质相 Fe-Ni、Fe-Ni-Cr 的固溶强化作用提高了复合涂层的显微硬度。结合 EDS 结

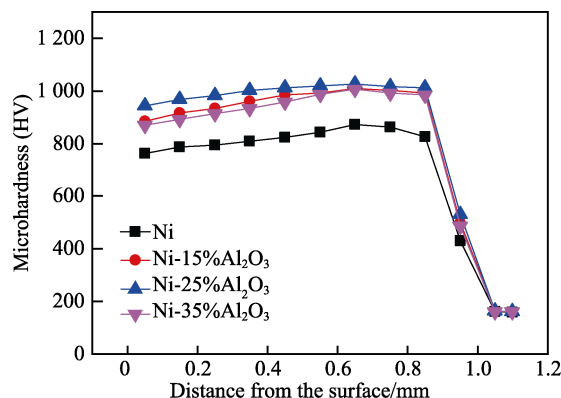


图 7 复合涂层显微硬度分布  
Fig.7 Microhardness distribution curve of composite coating

果(图 3)可知,复合涂层中 Ni 和 Cr 的含量较高,被熔化基体中的 Fe 原子在复合涂层中发生了元素扩散现象, Ni 和 Cr 很易溶解于 Fe 中,形成硬质固溶体<sup>[31]</sup>;三是高硬度的 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 陶瓷颗粒分散在复合涂层中,进一步提高了复合涂层的显微硬度。当 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的质量分数达到 35% 时,复合涂层表面出现了气孔、裂纹等缺陷,使得复合涂层的显微硬度下降。由此可见, Ni-x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (x≤25) 复合涂层显微硬度的提高得益于细晶强化、固溶强化和颗粒强化的共同作用。

### 2.3 涂层耐腐蚀性能分析

Ni-x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层在 1 mol/L 稀盐酸中浸泡 5 h 后的失重腐蚀速率如图 8 所示。从图 8 可以看出,随着 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的增大,失重腐蚀速率呈先减小后增大的趋势,耐腐蚀性能呈先增强后减弱的趋势。Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的失重腐蚀速率最小,耐腐蚀性能最佳。Ni-x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的极化曲线及拟合数据如图 9 所示。由图 9 可见, Ni-x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的极化曲线形状相似,随着 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的增大,腐蚀电位呈先增大后减小的趋势,腐蚀电流密度呈先减小后增大的趋势。Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层具有最高的腐蚀电位和最低的腐蚀电流密度。腐蚀电位表示材料的腐

蚀倾向,复合涂层的腐蚀电位越大,则越不易被腐蚀。腐蚀电流密度和腐蚀速率表示材料耐腐蚀性能的优劣,复合涂层的腐蚀电流密度和腐蚀速率越小,复合涂层的耐腐蚀性能越好<sup>[38]</sup>。复合涂层的浸泡腐蚀测试及电化学测试拟合数据表明, Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的腐蚀电流密度和腐蚀速率均最小,耐腐蚀性能最佳。Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 耐腐蚀陶瓷相及 Fe-Ni、Fe-Ni-Cr 固溶体提高了复合涂层的腐蚀电位, Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的腐蚀倾向较小,其微观结构更均匀致密; Ni-35%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层存在气孔及裂纹等缺陷,腐蚀液更易侵入内部,加剧了腐蚀的进程。

Ni-x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层在 1 mol/L 稀盐酸中浸泡 5 h 的腐蚀表面形貌如图 10 所示。从图 10a 可以看出, Ni 涂层表面腐蚀得较严重,腐蚀区域面积较大,明显出现了连续大面积沟壑状的腐蚀区域,腐蚀坑较深、较大。从图 10b 可以看出, Ni-15%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的腐蚀程度减轻,腐蚀区域面积减小,连续大面积沟壑状腐蚀区域减小,腐蚀坑较浅,腐蚀坑较小,但数量较多。Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的腐蚀形貌如图 10c 所示,复合涂层表面只有少部分区域被腐蚀,连续沟壑状腐蚀区域更小,腐蚀坑较小且数量较少,腐蚀程度进一步减轻。从图 10d 可以看出, Ni-35%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的腐蚀程度反而加剧,腐蚀区域面积增大,连续大面积沟壑状腐蚀区域增大,腐蚀坑面积变大、数量变多,复合涂层的耐腐蚀性能变差。复合涂层的腐蚀形貌进一步表明,随着 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的增大,复合涂层的耐腐蚀性能呈现先提高后减弱的趋势,其中 Ni-25%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层的耐腐蚀性能最佳。这是由于复合涂层的腐蚀电位先增大后减小,腐蚀倾向先减弱后增强,腐蚀电流密度和腐蚀速率先减小后增大,导致复合涂层的腐蚀程度先减轻后加剧,点蚀坑扩展形成沟壑的腐蚀区域面积先增大后减小。

当复合涂层浸泡在 1 mol/L 稀盐酸中时, Cl<sup>-</sup> 容易破坏表面钝化膜<sup>[39]</sup>, 腐蚀液与复合涂层表面接触,形成了腐蚀原电池,发生了电化学反应, Fe、Cr、Ni

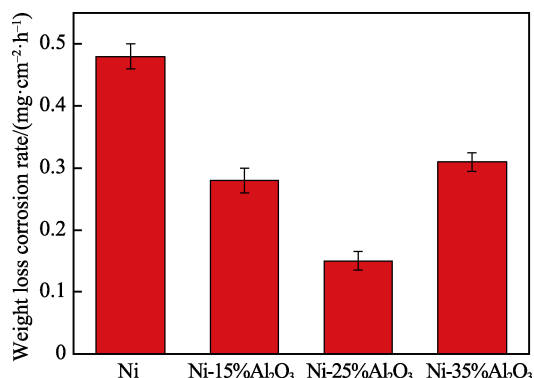
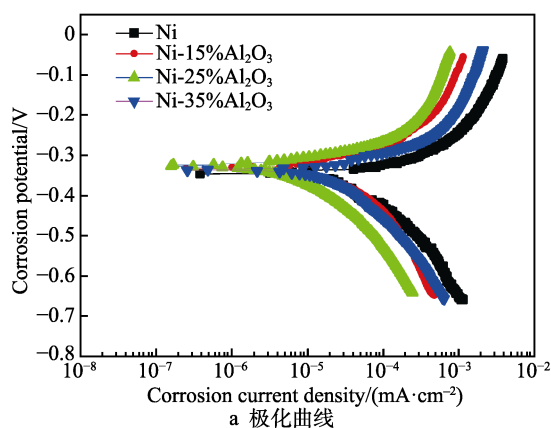
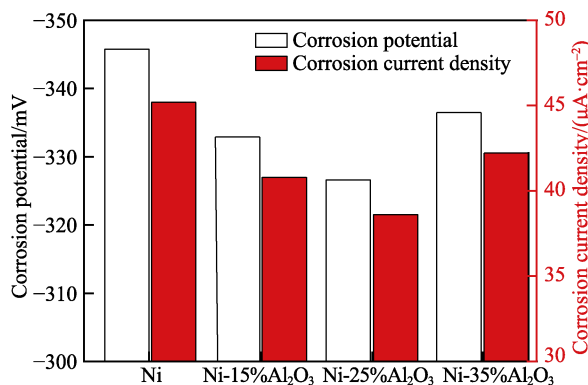


图 8 复合涂层的失重腐蚀速率

Fig.8 Weight loss corrosion rate of composite coating



a 极化曲线



b 拟合数据

图 9 Ni-x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 复合涂层极化曲线及拟合数据

Fig.9 Ni-x%Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coating: a) polarization curve; b) fitting data

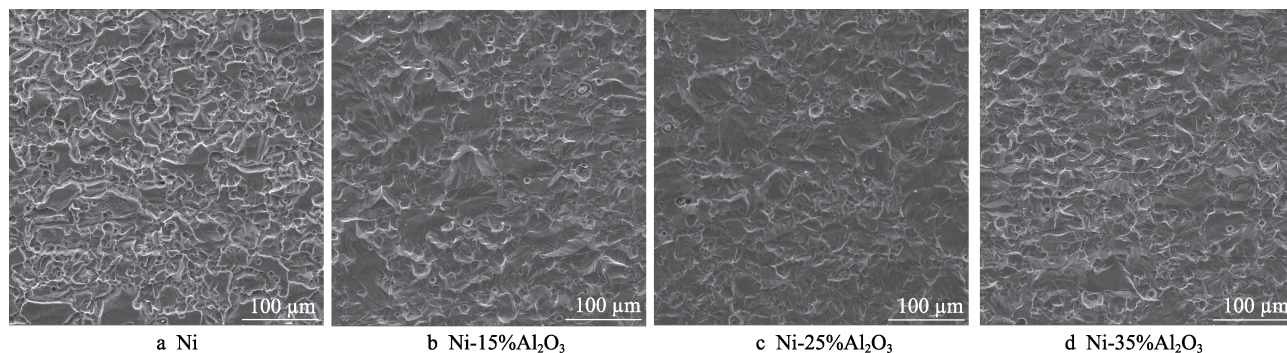


图 10 复合涂层腐蚀表面形貌  
Fig.10 Corrosion surface morphology of composite coating

等元素在阳极发生氧化反应,失电子溶解,形成游离态阳离子, $H^+$ 在阴极发生了还原反应,生成 $H_2$ 逸出<sup>[40]</sup>,导致腐蚀表面产生了腐蚀坑,使得复合涂层进一步被腐蚀。由于激光熔覆快速熔凝,使得复合涂层的微观结构相较于基体更加细小,细化组织的耐腐蚀性能更强,因此在细晶强化作用下提升了 $Ni-x\%Al_2O_3$ 复合涂层的耐腐蚀性能。 $Fe-Ni$ 、 $Fe-Cr-Ni$ 固溶体使 $Al_2O_3$ 颗粒牢固地钉扎于复合涂层中,有效黏结了 $Al_2O_3$ 颗粒,防止腐蚀液通过 $Al_2O_3$ 颗粒附近的孔隙进入复合涂层内部,固溶强化效应提高了复合涂层的致密性,强化了复合涂层的耐腐蚀性能。在复合涂层中添加适量的 $Al_2O_3$ 后,微熔的 $Al_2O_3$ 可以阻塞腐蚀通道<sup>[41]</sup>,减小腐蚀面积,适量 $Al_2O_3$ 的加入可对复合涂层起到颗粒强化的作用。当加入质量分数35%的 $Al_2O_3$ 时,一方面,过量 $Al_2O_3$ 的加入导致大量颗粒未被熔化,增加了腐蚀通道,使得腐蚀原电池的数量增多<sup>[41]</sup>,因此 $Ni-35\%Al_2O_3$ 复合涂层的耐腐蚀性能反而降低;另一方面,过量加入 $Al_2O_3$ 后,复合涂层中存在大量气孔和裂纹,腐蚀液更易通过气孔和裂纹进入复合涂层内部,进而加快了腐蚀速率,导致 $Ni-35\%Al_2O_3$ 复合涂层的耐腐蚀性能降低。综上可知, $Ni-x\%Al_2O_3$  ( $x \leq 25$ )复合涂层耐腐蚀性能的提升是细晶强化、固溶强化和颗粒强化共同作用的结果。

### 3 结论

通过激光熔覆技术,在304不锈钢表面制备了高硬度、耐腐蚀的 $Ni-x\%Al_2O_3$ 复合涂层,研究了 $Al_2O_3$ 含量对复合涂层形貌、显微硬度和耐腐蚀性能的影响,主要结论如下。

1)复合涂层与基体之间形成了紧密的冶金结合,复合涂层的微观结构由表及里依次呈现为细小的等轴晶、定向生长的柱状晶和胞状晶。 $Ni-x\%Al_2O_3$  ( $x \leq 25$ )复合涂层均匀致密、无明显缺陷。 $Ni-35\%Al_2O_3$ 复合涂层出现了气孔、裂纹等缺陷。 $Ni-25\%Al_2O_3$ 复合涂层的主要物相由 $Al_2O_3$ 、 $Fe-Ni$ 、 $Fe-Ni-Cr$ 固溶体组成, $Al_2O_3$ 颗粒主要分布在CL区

顶部,构成陶瓷层,金属间化合物均匀分布在CL区,构成金属层, $Al_2O_3$ 颗粒被金属间化合物牢固地钉扎于复合涂层中。

2)复合涂层显微硬度从涂层表面向基体方向呈先增大后急剧减小的趋势。随着 $Al_2O_3$ 含量的增大,复合涂层的显微硬度先增大后减小,失重腐蚀速率先减小后增大,腐蚀电位先增大后减小,腐蚀电流密度先减小后增大。 $Ni-25\%Al_2O_3$ 复合涂层的显微硬度最高,耐腐蚀性能最佳。 $Ni-x\%Al_2O_3$  ( $x \leq 25$ )复合涂层的显微硬度和耐腐蚀性能的提升是细晶强化、固溶强化和颗粒强化共同作用的结果。

### 参考文献:

- [1] SABOORI A, AVERSA A, MARCHESE G, et al. Microstructure and Mechanical Properties of AISI 316L Produced by Directed Energy Deposition-Based Additive Manufacturing: A Review[J]. Applied Sciences, 2020, 10(9): 3310.
- [2] 林磊, 杨睿萌, 贺飞飞, 等. 航天薄壁弯管零件充液压弯成形技术[J]. 锻压技术, 2021, 46(4): 63-68.
- [3] SYARIF J, YOUSUF M H, SAJURI Z, et al. Effect of Partial Solution Treatment Temperature on Microstructure and Tensile Properties of 440C Martensitic Stainless Steel[J]. Metals, 2020, 10(5): 694.
- [4] CHEN Y Y, DUVAL T, HUNG U D, et al. Microstructure and Electrochemical Properties of High Entropy Alloys-A Comparison with Type-304 Stainless Steel[J]. Corrosion Science, 2005, 47(9): 2257-2279.
- [5] CHOU W J, YU G P, HUANG J H. Corrosion Behavior of TiN-Coated 304 Stainless Steel[J]. Corrosion Science, 2001, 43(11): 2023-2035.
- [6] ITATANI M, FUKAKURA J, ASANO M, et al. Fatigue Crack Growth Behavior of Weld Heat-Affected Zone of Type 304 Stainless Steel in High Temperature Water[J]. Nuclear Engineering & Design, 1994, 153(1): 27-34.
- [7] XU C C, HU G. Effect of Deformation- Induced Mar-

- tensite on the Pit Propagation Behavior of 304 Stainless Steel[J]. *Anti-Corrosion Methods and Materials*, 2004, 51(6): 381-388.
- [8] 曾群锋, 许雅婷, 林乃明. 304 不锈钢在人工海水环境中的腐蚀磨损行为研究[J]. *表面技术*, 2020, 49(1): 194-202.
- ZENG Q F, XU Y T, LIN N M. Tribocorrosion Behaviors of 304 Stainless Steel in Artificial Seawater[J]. *Surface Technology*, 2020, 49(1): 194-202.
- [9] 刘希武, 李辉, 邹洋, 等. 304L 不锈钢在硝酸工业环境中的长周期腐蚀行为[J]. *机械工程材料*, 2021, 45(7): 35-40.
- LIU X W, LI H, ZOU Y, et al. Long-Period Corrosion Behavior of 304L Stainless Steel in Nitric Acid Industrial Environment[J]. *Materials for Mechanical Engineering*, 2021, 45(7): 35-40.
- [10] 杜英超, 仇小猛, 魏连启, 等. 电镀 Ni-P-Ti<sub>3</sub>C<sub>2</sub>T<sub>x</sub> 合金镀层的制备以及性能研究[J]. *表面技术*, 2019, 48(12): 87-93.
- DU Y C, ZHANG X M, WEI L Q, et al. Preparation and Properties of Ni-P-Ti<sub>3</sub>C<sub>2</sub>T<sub>x</sub> Electrodeposited Plating[J]. *Surface Technology*, 2019, 48(12): 87-93.
- [11] 唐全, 张锁德, 徐民, 等. 陶瓷颗粒添加对热喷涂不锈钢涂层耐蚀性的影响[J]. *材料工程*, 2021, 49(11): 125-135.
- TANG Q, ZHANG S D, XU M, et al. Effect of Ceramic Particles on Corrosion Resistance of Thermal Sprayed Stainless Steel Coating[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2021, 49(11): 125-135.
- [12] 董会, 郭鹏飞, 徐龙, 等. 热处理温度对高速激光熔覆 Ni/316L 涂层组织及摩擦磨损性能的影响[J]. *表面技术*, 2022, 51(5): 111-120.
- DONG H, GUO P F, XU L, et al. Effect of Heat Treatment Temperature on Microstructure and Friction and Wear Properties of High-Speed Laser Cladded Ni/316L Coating[J]. *Surface Technology*, 2022, 51(5): 111-120.
- [13] 杨瑞龙, 张钰樱. 化学气相沉积法制备二维 Cr<sub>2</sub>S<sub>3</sub> 纳米片及其磁性研究[J]. *材料工程*, 2023, 51(1): 162-170.
- YANG R L, ZHANG Y Y. Preparation and Magnetic Properties of Two-Dimensional Cr<sub>2</sub>S<sub>3</sub> Nanosheets by Chemical Vapor Deposition[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2023, 51(1): 162-170.
- [14] 苏勇, 王帅, 王吉星, 等. 复合化学热处理对 G13Cr4-Mo4Ni4V 钢组织和硬度的影响[J]. *金属热处理*, 2022, 47(4): 226-231.
- SU Y, WANG S, WANG J X, et al. Effect of Compound Chemical Heat Treatment on Microstructure and Hardness of G13Cr4Mo4Ni4V Steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2022, 47(4): 226-231.
- [15] MENG X, WANG J L, ZHANG J, et al. Electroplated Super-Hydrophobic Zn-Fe Coating for Corrosion Protection on Magnesium Alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2022, 32(10): 3250-3258.
- [16] SHAN L, ZHANG Y R, WANG Y X, et al. Corrosion and Wear Behaviors of PVD CrN and CrSiN Coatings in Seawater[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2016, 26(1): 175-184.
- [17] 邹庆婷, 杜三明, 王梦丹, 等. 不同化学热处理对 GCr15 钢力学性能及摩擦行为的影响[J]. *材料热处理学报*, 2021, 42(5): 117-123.
- HUAN Q T, DU S M, WANG M D, et al. Effects of Different Chemical Heat Treatment on Mechanical Properties and Tribological Behavior of GCr15 Steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2021, 42(5): 117-123.
- [18] LIU R Y, LAN H, HUANG C B, et al. Tribological Behaviour of Ag-BN Coatings Prepared by Plasma Spraying[J]. *Surface Engineering*, 2021, 37(1): 52-59.
- [19] 张全文, 王桂兰, 赵旭山, 等. 飞机起落架外筒激光熔覆修复工艺及性能研究[J]. *应用激光*, 2022, 42(7): 34-42.
- ZHANG Q W, WANG G L, ZHAO X S, et al. Research on Laser Cladding Repair Technology and Performance of Aircraft Landing Gear Outer Cylinder[J]. *Applied Laser*, 2022, 42(7): 34-42.
- [20] 张阳, 黄传兵, 骆丽杰, 等. 激光熔覆 CoNiCrAlY 高温合金格栅的高速刮削性能[J]. *中国表面工程*, 2018, 31(2): 165-171.
- ZHANG Y, HUANG C B, LUO L J, et al. High-Speed Scrapping Properties of Grid-Structured CoNiCrAlY Superalloy by Laser Cladding[J]. *China Surface Engineering*, 2018, 31(2): 165-171.
- [21] ZHANG C H, WU C L, ZHANG S, et al. Laser Cladding of NiCrSiB on Monel 400 to Enhance Cavitation Erosion and Corrosion Resistance[J]. *Rare Metals*, 2022, 41(12): 4257-4265.
- [22] 欧阳昌耀, 李艳玲, 王蕊, 等. 304 钢表面激光熔覆 Stellite12 钴基涂层组织及腐蚀性能[J]. *表面技术*, 2022, 51(11): 295-304.
- OUYANG C Y, LI Y L, WANG R, et al. Microstructure and Corrosion Properties of Laser Cladding Stellite12 Coating on 304 Steel[J]. *Surface Technology*, 2022, 51(11): 295-304.
- [23] 杨文斌, 夏金龙, 肖乾, 等. ER8 车轮钢激光熔覆涂层在酸雨环境下的磨损与腐蚀性能分析研究[J]. *表面技术*, 2023, 52(1): 314-324.
- YANG W B, XIA J L, XIAO Q, et al. Wear and Corrosion Resistance of Laser Cladding Coating on ER8 Wheel Steel in Acid Rain Environment[J]. *Surface Technology*, 2023, 52(1): 314-324.
- [24] CHEN Y X, WU D J, MA G Y, et al. Coaxial Laser Cladding of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-13%TiO<sub>2</sub> Powders on Ti-6Al-4V Alloy[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2013, 228: S452-S455.
- [25] 王冉, 王玉玲, 姜芙林, 等. 基体预热对激光熔覆制备 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-ZrO<sub>2</sub> 陶瓷涂层裂纹敏感性的影响[J]. *表面技术*, 2022, 51(3): 342-352.
- WANG R, WANG Y L, JIANG F L, et al. Effect of

- Substrate Preheating on Crack Sensitivity of  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-ZrO}_2$  Ceramic Coating Prepared by Laser Cladding[J]. Surface Technology, 2022, 51(3): 342-352.
- [26] WANG D S, TIAN Z J, WANG S L, et al. Microstructural Characterization of  $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-13wt.}\%$   $\text{TiO}_2$  Ceramic Coatings Prepared by Squash Presetting Laser Cladding on GH4169 Superalloy[J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 254: 195-201.
- [27] BETTS J C, MORDIKE B L, FENECH M, et al. Direct Laser Deposition and Sliding Wear of AISI316/WC10Ni and AISI316/ $\text{Cr}_3\text{C}_2$  Surfaces[J]. Surface Engineering, 2009, 25(2): 167-176.
- [28] ZENG X B, WANG Q T, CHEN C R, et al. Effects of WC Addition on the Morphology, Microstructure and Mechanical Properties of Fe50/TiC/WC Laser Claddings on AISI 1045 Steel[J]. Surface and Coatings Technology, 2021, 427: 127781.
- [29] 柴程, 李新梅, 王松臣, 等. SiC 增强 Ni35 合金激光熔覆层的组织和性能[J]. 机械工程材料, 2021, 45(9): 58-61.
- CHAI C, LI X M, WANG S C, et al. Microstructure and Properties of Laser Cladding SiC Reinforced Ni35 Alloy Layer[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2021, 45(9): 58-61.
- [30] XU P, LIN C X, ZHOU C Y, et al. Wear and Corrosion Resistance of Laser Cladding AISI 304 Stainless Steel/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  Composite Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2014, 238: 9-14.
- [31] 周建忠, 何文渊, 徐家乐, 等. 激光熔覆  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe901}$  复合涂层的强化机制及耐磨性[J]. 光学学报, 2019, 39(5): 219-227.
- ZHOU J Z, HE W Y, XU J L, et al. Strengthening Mechanism and Wear Resistance of  $\text{Al}_2\text{O}_3/\text{Fe901}$  Composite Coating Prepared by Laser Cladding[J]. Acta Optica Sinica, 2019, 39(5): 219-227.
- [32] 彭成章, 张小波. 激光熔覆镍基纳米  $\text{Al}_2\text{O}_3$  复合涂层的组织和摩擦性能[J]. 矿冶工程, 2008, 28(6): 106-108.
- PENG C Z, ZHANG X B. Microstructure and Friction Properties of Ni-Based Nano- $\text{Al}_2\text{O}_3$  Coating by Laser Cladding[J]. Mining and Metallurgical Engineering, 2008, 28(6): 106-108.
- [33] KURZ W, GIOVANOLA B, TRIVEDI R. Theory of Microstructural Development during Rapid Solidification [J]. Acta Metallurgica, 1986, 34(5): 823-830.
- [34] 刘通, 孙桂芳, 张永康. 45#钢表面激光合金化 NiCr- $\text{Al}_2\text{O}_3$  涂层的组织及耐磨性能研究[J]. 表面技术, 2016, 45(10): 64-69.
- LIU T, SUN G F, ZHANG Y K. Microstructure and Wear Resistance of NiCr- $\text{Al}_2\text{O}_3$  Coating Alloyed with 45# Steel Laser[J]. Surface Technology, 2016, 45(10): 64-69.
- [35] 李广琪, 王丽芳, 赵亮, 等. 激光熔覆层裂纹问题的研究进展[J]. 热加工工艺, 2021, 50(16): 13-17.
- LI G Q, WANG L F, ZHAO L, et al. Research Progress on Crack Problem of Laser Cladding Layer[J]. Hot Working Technology, 2021, 50(16): 13-17.
- [36] ZENG C, TIAN W, LIAO W H, et al. Microstructure and Porosity Evaluation in Laser-Cladding Deposited Ni-Based Coatings[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 294: 122-130.
- [37] ZHANG Y C, LI Y, CHEN T Y, et al. Investigation on the Optimized Heat Treatment Procedure for Laser Fabricated IN718 Alloy[J]. Optics & Laser Technology, 2017, 97: 172-179.
- [38] 杨广峰, 郜峰, 崔静. 激光功率对 TC4 熔覆涂层组织及性能的影响[J]. 表面技术, 2023, 52(1): 346-353.
- YANG G F, GAO F, CUI J. Effect of Laser Power on Microstructure and Properties of TC4 Coated Coating[J]. Surface Technology, 2023, 52(1): 346-353.
- [39] 范丽, 陈海龔, 董耀华, 等. 激光熔覆铁基合金涂层在 HCl 溶液中的腐蚀行为[J]. 金属学报, 2018, 54(7): 1019-1030.
- FAN L, CHEN H Y, DONG Y H, et al. Corrosion Behavior of Fe-Based Laser Cladding Coating in Hydrochloric Acid Solutions[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2018, 54(7): 1019-1030.
- [40] ZHANG P X, YAN H, SUN Y H. Microstructure, Microhardness and Corrosion Resistance of Laser Cladding  $\text{Al}_2\text{O}_3@\text{Ni}$  Composite Coating on 304 Stainless Steel[J]. Journal of Materials Science, 2021, 56(13): 8209-8224.
- [41] 杨效田, 李秀倩, 李霞, 等. WC 含量对定向结构 Ni60 涂层耐蚀性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(10): 3604-3611.
- YANG X T, LI X Q, LI X, et al. Effect of WC Content on Corrosion Resistance of Directional Structure Ni60 Coating[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(10): 3604-3611.