

扫描速度对激光熔覆 Al-Ni-TiC-CeO₂ 复合涂层组织与性能的影响

贺星^{a,b}, 孔德军^{b,c}, 宋仁国^{a,b}

(常州大学 a.材料科学与工程学院 b.江苏省材料表面科学与技术重点实验室
c.机械工程学院, 江苏 常州 213164)

摘要: 目的 解决 S355 海洋钢在海洋环境中的腐蚀、磨损问题, 制备良好的涂层结构, 并延长其使用寿命。方法 采用激光熔覆工艺在 S355 海洋钢表面制备 Al-Ni-TiC-CeO₂ 复合涂层, 研究扫描速度对涂层组织与性能的影响, 利用扫描电镜观察涂层的微观组织形貌, 结合 X 射线衍射仪对涂层物相进行分析。采用显微硬度计、摩擦磨损试验机和电化学工作站对涂层的硬度、耐磨性和耐蚀性进行测试分析。结果 不同扫描速度制备的涂层均出现 Al-Fe 相, 涂层与基体有良好的冶金结合。随着扫描速度的增加, 涂层厚度逐渐降低, 涂层内组织由短棒状向颗粒状转变, 裂纹和气孔逐渐减少, 稀释率逐渐降低。涂层表面硬度最高为 846.6 HV_{0.2}。涂层磨痕宽度最低为 449.4 μm, 深度为 15.5 μm, 磨损速率最低为 3.88×10⁻⁶ mm³/(N·s)。涂层自腐蚀电位最大为 -0.603 96 V, 最小自腐蚀电流密度为 2.3753×10⁻⁸ A/cm², 阻抗最大能达到 2.5 kΩ, 腐蚀速率最低为 0.0725 mm/a, 约为基材的 33.6%。结论 在 S355 海洋钢表面激光熔覆 Al-Ni-TiC-CeO₂ 复合涂层, 可有效提高其耐磨与耐蚀性能。当扫描速度为 7.5 mm/s 时, 性能最佳。

关键词: 激光熔覆; 扫描速度; Al-Ni-TiC-CeO₂ 复合涂层; 组织; 性能

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)03-0155-08

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.03.022

Effect of Scanning Speed on Microstructures and Properties of Laser Cladding Al-Ni-TiC-CeO₂ Composite Coatings

HE Xing^{a,b}, KONG De-jun^{b,c}, SONG Ren-guo^{a,b}

(a.School of Materials Science and Engineering, b.Jiangsu Key Laboratory of Materials Surface Science and Technology,
c.School of Mechanical Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, China)

ABSTRACT: The work aims to solve the corrosion and wear of S355 offshore steel caused by the marine environment and prepare excellent coating structure to prolong the service life. Al-Ni-TiC-CeO₂ composite coatings was prepared on S355 offshore steel by laser cladding technique and the effect of scanning speed on the microstructure and properties of the coating was studied. Microstructure morphology of coatings was observed with scanning electron microscope and phase of the coatings was analyzed by X-ray diffractometer. The hardness, wear resistance and corrosion resistance of coating were tested and analyzed by

收稿日期: 2018-06-15; 修订日期: 2018-11-04

Received: 2018-06-15; Revised: 2018-11-04

基金项目: 江苏省重点研发计划资助项目 (BE2016052)

Fund: Supported by Key Research and Development Project of Jiangsu Province (BE2016052)

作者简介: 贺星 (1991—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为表面工程。

Biography: HE Xing(1991—), Male, Master, Research focus: surface engineering.

通讯作者: 宋仁国 (1965—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为材料腐蚀与防护、表面工程、计算材料科学。邮箱: songrg@hotmail.com

Corresponding author: SONG Ren-guo(1965—), Male, Doctor, Professor, Research focus: material corrosion and protection, surface engineering, computational materials science. E-mail: songrg@hotmail.com

micro-hardness tester, friction and wear test machine and electrochemical workstation. The Al-Fe phase appeared in the coatings prepared by different scanning speeds and the coating showed a good metallurgical bonding with the substrate. With the increase of the scanning speed, the thickness of the coating gradually decreased. The microstructure of the coating was transformed from a short rod-like structure to granular structure. The pores, cracks and coating dilution rate gradually decreased. The surface hardness of the coating reached the maximum value of 846.6 HV_{0.2}. The minimum wear width and wear depth was 449.4 and 15.5 μm , respectively. The wear rate was reduced to a minimum of $3.88 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{s})$. The maximum corrosion potential of the coating was -0.603 96 V , the minimum corrosion current density was $2.3753 \times 10^{-8} \text{ A/cm}^2$, the maximum impedance can reached 2.5 k Ω , and the minimum corrosion rate of the coating was 0.0725 mm/a, which was about 33.6 percent that of the substrate. Al-Ni-TiC-CeO₂ coatings on S355 offshore steel by laser cladding can effectively improve wear resistance and corrosion resistance of the coatings. When the scanning speed reaches 7.5 mm/s, the performance of the coating is the best.

KEY WORDS: laser cladding; scanning speed; Al-Ni-TiC-CeO₂ composite coating; microstructure; property

海洋的开发和利用都离不开海洋钢,由于海洋环境极其恶劣,研发出高性能的海洋钢是大势所趋^[1]。目前,改进海洋钢性能的最有效途径就是对其进行表面处理,一般采用表面涂层技术。要达到长久的防腐效果,所采用的涂层必须是高性能涂层材料,尽量减少涂层维修次数,延长维护周期^[2-3]。在各种表面涂层工艺中,改善金属表面耐蚀性发展潜力较好的技术之一是激光熔覆涂层工艺^[4]。随着激光熔覆技术的发展,该技术在海洋工程等领域的应用也越来越广泛,且熔覆过程不产生污染物,不会对海洋环境产生危害。由于铝金属涂层具有一定的防腐性能,激光熔覆铝涂层已成为一种成熟的近海和海洋钢铁设施的防护技术。经过适当封闭的熔覆铝涂层,在常温 and 高温下,对处于飞溅区的钢结构均表现出优良的防腐蚀性能^[5-6]。由于铝涂层具有低电极电位和良好的物理化学性能,因此国内外关于激光熔覆 Al 基涂层的研究较多^[7],但铝涂层硬度较小,耐磨和耐蚀性不理想的弊端也逐渐暴露出来,不利于在海洋工程中的应用,因此如何改善涂层组织,提升涂层性能成为当下研究的热点。常用的碳化物陶瓷粉末不仅具有熔点高、硬度高、化学性稳定的特点,又能显示出一定的金属性能,是激光熔覆领域制备高耐磨涂层的重要材料。已有研究表明,CeO₂能够细化晶粒,有效改善涂层的显微组织,提高涂层的抗高温氧化性和耐蚀性能^[8]。目前,Yang 等人在 AZ91D 镁合金表面通过激光熔覆技术制备了 Al-TiC 原位复合涂层,结果表明,涂层与镁基体具有良好的冶金结合,涂层的显微硬度比 AZ91D 高约 5~6 倍。添加混合粉末后,涂层的耐磨性和耐蚀性显著增强^[9]。Chinmaya 等人在 AISI304 钢基体上通过激光熔覆制备了 Ni-TiC 复合涂层,结果表明,涂层的显微硬度和耐磨性得到显著提升^[10]。崔等人在钛合金表面熔覆 (Ti+Al/Ni)+(Cr₂O₃+CeO₂) 复合涂层,涂层和基材实现了良好的冶金结合,涂层的显微硬度是基材的 3~4 倍,磨损率比基体降低约 4~5 倍^[11]。崔等人还研究了扫描速度对 Ni 基复合涂层的影响,发现随着扫描速度的增大,涂层组织晶粒

逐渐细化,裂纹倾向增大,性能逐渐提升^[12]。利用激光熔覆技术来制备海洋钢表面高性能的 Al-Ni-TiC-CeO₂ 复合涂层还不多见,基于此,文中利用激光熔覆技术,以 Al-Ni-TiC-CeO₂ 混合粉末为熔覆材料制备复合涂层。在保证其他工艺条件不变的情况下,通过改变扫描速度来研究扫描速度对 Al-Ni-TiC-CeO₂ 复合涂层组织与性能的影响,为 Al-Ni-TiC-CeO₂ 涂层在海洋平台上的应用提供一定的试验依据。

1 试验

1.1 涂层制备

试验喷涂粉末材料为 Al 粉(纯度为 99.0%,平均粒径为 50~95 μm)、Ni 粉(纯度为 99.5%,平均粒径为 1.5 μm)和 TiC 粉末(纯度为 99.5%,平均粒径为 40 nm),按质量比 6:3:1 混合后加入 0.6%CeO₂(纯度为 99.0%,平均粒径为 20 nm),然后用行星式球磨机混合均匀。试验以欧标 S355 海洋钢为基材和试验对比材料,其化学成分表见表 1。将基材用线切割机切成 60 mm×30 mm×5 mm 的长方体板条。实验前先用砂纸打磨试样,再用酒精和丙酮反复清洗。激光熔覆实验机器采用 ZKSX-2008 型 2 kW 固态激光器,熔覆方式采用送粉熔覆,以氩气作为送粉动力源,实现同步送粉熔覆,具体激光熔覆工艺参数见表 2。

表 1 S355 海洋钢化学成分
Tab.1 Chemical composition of S355 steel

wt%								
C	Si	Mn	P	Cr	S	Ni	Zr	Fe
0.17	0.55	0.94	0.035	0.065	0.035	0.065	0.15	97.99

表 2 激光熔覆工艺参数
Tab.2 Laser cladding process parameters

Laser power/W	Scan speed/(mm·s ⁻¹)	Powder feeding rate/(g·min ⁻¹)	Argon gas velocity/(L·min ⁻¹)	Spot diameter/mm
1200	6、7、7.5、8	8	15	3

1.2 性能测试及组织观察

1) 用 HMV-1T 数字显微硬度计测量熔覆层的显微硬度。加载载荷为 200 g, 加载时间为 15 s, 在截面上从熔覆层表面往基体方向每隔 100 μm 打一个点, 同一深度水平上测量 3 次取平均值。用光学显微镜对涂层的压痕进行观察。用扫描电镜附带的 EDS 能谱仪分析元素成分。

2) 采用 CFT-1 型材料表面性能综合测试仪测试涂层的耐磨性能。其耐磨材料为 45# 钢, 加载载荷为 200 g, 电机转速为 500 r/min。采用往复滑动模式, 磨痕半径为 3 mm, 运行时间为 30 min, 磨损介质为空气。测量完成后采用 BT25S 电子分析天平称量磨损质量损失, 然后采用超景深三维显微系统 VHX-6000 显微镜对磨损试样进行观察分析。

3) 电化学测试采用 CS350 电化学工作站。工作电极为试样, 参比电极为饱和甘汞电极, 辅助电极为铂电极, 扫描速率为 1 mV/s, 采样频率为 0.5 Hz, 测量温度为 25 ℃。测试前先在 3.5%NaCl 溶液中浸泡 30 min, 直到开路电位稳定。

4) 用 JSM-6510 扫描电子显微镜 (SEM) 观察涂层的表面和截面高倍组织形貌。采用 Rigaku D/max-2005 X 射线衍射仪 (XRD) 对涂层物相进行分析。

2 结果及分析

2.1 扫描速度对涂层结构的影响

不同扫描速度下涂层的截面形貌如图 1 所示。可以看到, 涂层截面依次分为熔覆层、热影响区 (HAZ)、基体等 3 个区域, 涂层与基体形成良好的冶金结合。在扫描速度较低时, 涂层出现了微裂纹, 且涂层厚度较厚, 稀释率较大。当扫描速度增加时, 涂层厚度逐渐减小, 稀释率也逐渐降低, 无明显肉眼可见的裂纹。由于在光斑直径和激光功率固定的情况下, 扫描速度越大, 比能量 E_s 越小, 合金粉末熔化时间增长, 从而减少了与基材的作用时间, 导致基材熔化率降低, 涂层厚度减小, 稀释率变小。稀释率的大小直接影响涂层的性能, 可由式 (1) 表示:

$$\lambda = \frac{h}{H+h} \times 100\% \quad (1)$$

式中: H 为熔覆层高度; h 为基材熔深。计算出 4 种不同扫描速度制备的熔覆涂层的稀释率依次为 10.23%、8.69%、5.63%、4.28%, 在较好的范围内。一般认为, 涂层稀释率在 5% 左右较好, 故当扫描速度在 7.5 mm/s 时, 涂层稀释率最佳^[13]。

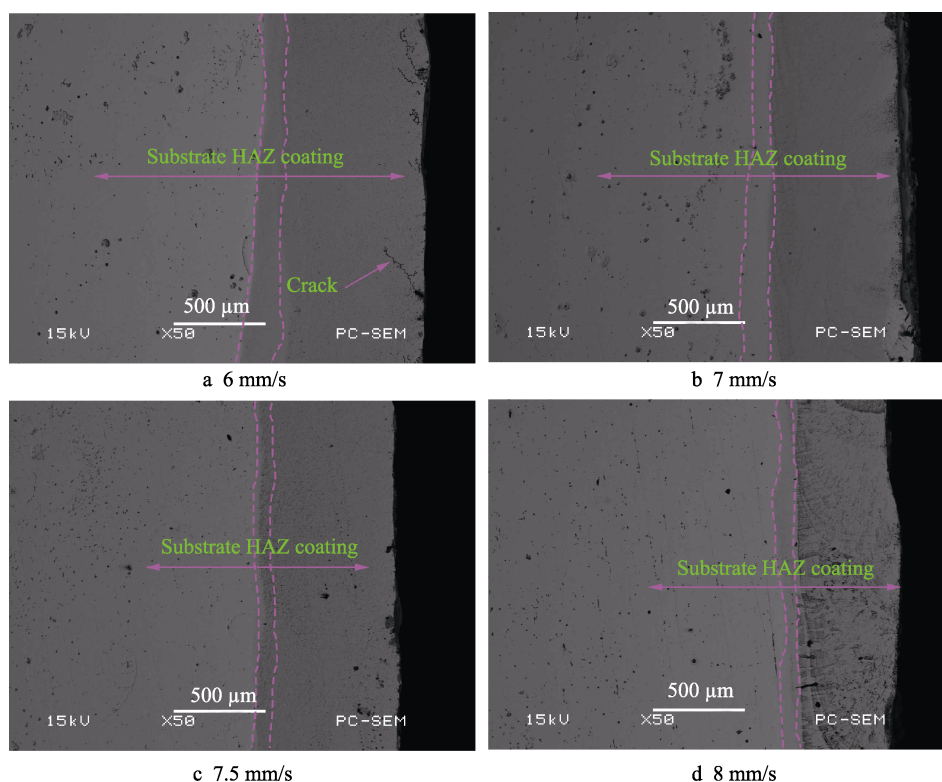


图 1 不同扫描速度下涂层的截面形貌

Fig.1 Morphology of cross section of coatings at different scanning speeds

不同扫描速度下制备的涂层的 XRD 图谱如图 2 所示。可以看出, 固定激光功率和光斑直径, 所得到

的熔覆层相基本相同, 主要为增强相 TiC 和一些连续相。在 35° 和 82° 左右检测到了 AlFe₃, 这表明在涂层

中, Al 和 Fe 之间不仅相互扩散, 而且相互结合形成新物相, 使得涂层与基体之间呈现冶金结合, 从而提高了界面的结合强度, 增加了涂层的可靠性。另外在 64° 和 78° 出现了 Al_2O_3 相低晶态衍射主峰, 表明涂层在熔覆时可能存在轻微的氧化。

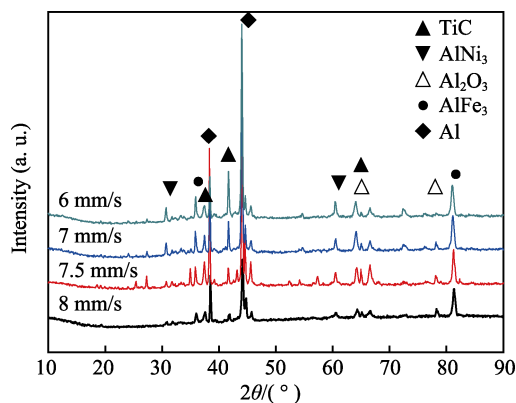


图2 熔覆涂层的XRD衍射图谱

Fig.2 XRD diffraction pattern of coating by laser cladding

不同扫描速度下制备的涂层的表面形貌如图3所示。扫描速度为6 mm/s时制备的涂层(见图3a),

表面出现了气孔, 且分布有一条很长的裂纹, 增强相TiC为粗大的颗粒状和短棒状, 这是TiC典型的形貌特征, 且有连接长大的趋势。当扫描速度增加到7 mm/s时, 熔覆层内的气孔减少, 裂纹基本消失, 增强相TiC为主要为短棒状, 且按一定方向有规律的聚集生长。当扫描速度增加到7.5 mm/s时, 熔覆层内的气孔进一步减少, 短棒状的TiC基本消失, 变为颗粒状, 但也有轻微的连接长大趋势。当扫描速度进一步增加到8 mm/s时, 涂层表面气孔有所增加, 出现了较细小的裂纹, TiC主要为颗粒状, 弥散分布, 但方向不具有典型性。在扫描速度较低时, 激光比能 E_s 较大, 激光与粉末作用时间增加, 导致熔池存在时间过长, 但在冷却过程中, 熔池的冷却速度却相对较小, 使得析出的TiC有较多时间长大而形成短棒状; 另一方面, 扫描速度较低时, 涂层的稀释率较大, 残余应力较高, 冷却至常温时, 收缩量比基体大, 基体受压, 熔覆层受拉, 导致了裂纹的产生。随着扫描速度的增大, 比能量逐渐减小, 激光在涂层表面的作用时间也逐渐减少, 熔池的冷却速度逐渐变大, 导致析出的TiC来不及长大, 而变为原始状态。

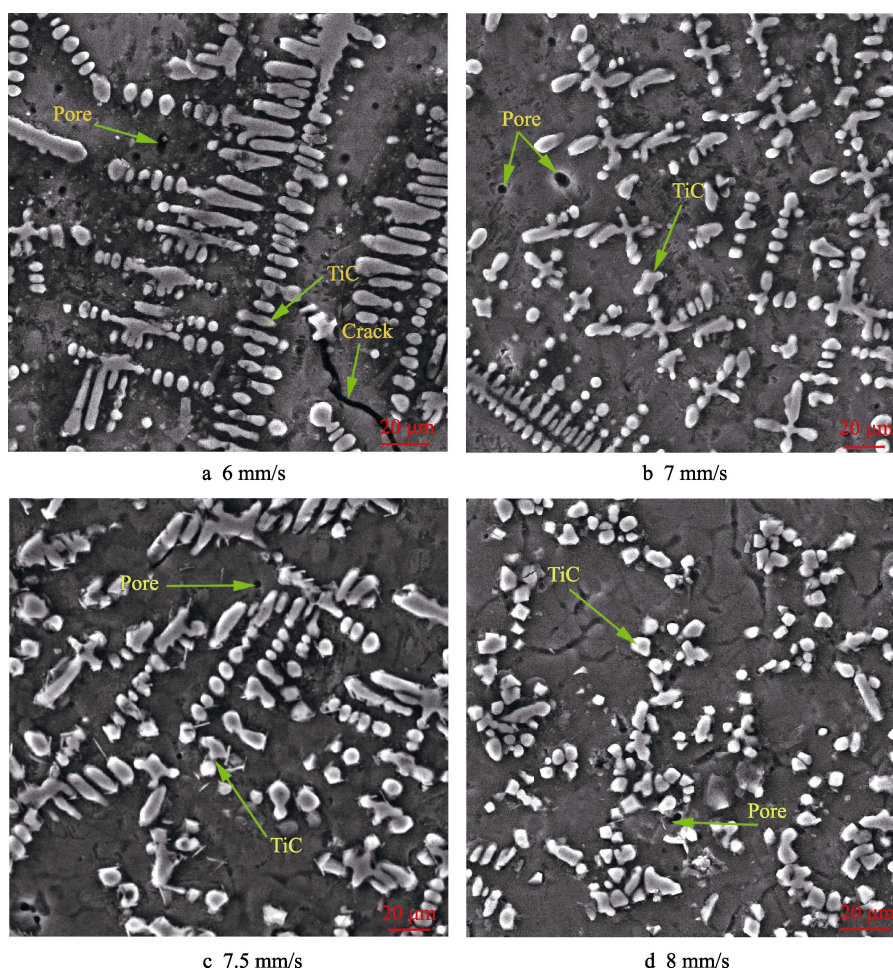


图3 不同扫描速度下熔覆涂层表面形貌

Fig.3 Surface morphology of coatings at different scanning speeds

2.2 扫描速度对涂层硬度的影响

不同扫描速度下制备的涂层沿层深方向的显微硬度分布如图 4 所示。可以看出, 相较于基体而言, 涂层的显微硬度都有很大的提高, 但变化趋势基本一致, 都呈现出下降的趋势。这主要是由于熔池在凝固过程中, 底部先发生凝固相变, 进而向顶部推进, 使得熔池底部组织生长时间较长, 顶部生长时间较短, 导致底部组织相对粗大, 顶部组织更为细小, 从而表现出显微硬度逐渐下降的趋势。基体的平均显微硬度为 324.5 HV_{0.2}, 四种不同扫描速度下涂层的平均显微硬度分别为 589.85 HV_{0.2}, 684.32 HV_{0.2}, 784.75 HV_{0.2}, 752.97 HV_{0.2}, 涂层的显微硬度比基体提高 1.5 倍左右。随着激光扫描速度的增大, 熔池内的凝固速率逐渐加快, 细晶强化作用越明显, 涂层的显微硬度也就逐渐增大。在 8 mm/s 时, 涂层显微硬度出现微弱下降, 这主要是由于涂层表面存在一定的气孔和裂纹, 这也一定程度上削弱了显微硬度的提升。

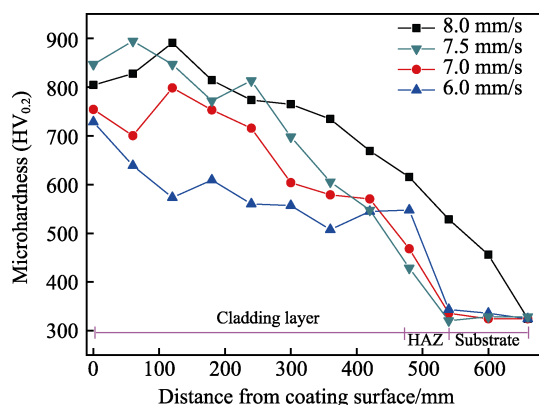


图 4 不同扫描速度下涂层显微硬度分布曲线
Fig.4 Microhardness profiles of the coatings at different scanning speeds

2.3 扫描速度对涂层耐磨性的影响

基体和涂层在空气中摩擦系数随时间的变化曲线如图 5 所示。可以看到, 涂层和基体磨损过程分为两个阶段, 磨损运行阶段和稳定磨损阶段。在 0~3 min 的时间内, 基体的摩擦系数迅速上升至 1.2 左右, 之后下降又上升, 最后摩擦系数稳定在 1.2 左右。这是因为基体表面可能生成一层氧化膜, 在氧化膜未划破之前, 摩擦力逐渐上升, 因而摩擦系数也迅速上升, 直至对磨材料 45#钢划破氧化膜与 S355 钢直接接触。由于 45#钢硬度在 HRC55 左右, 要大于 S355 钢基体, 对磨材料相对于基体来说是硬磨粒, 能够很轻易地划入基体, 形成显微切削, 因此此阶段摩擦系数会逐渐下降, 并最后稳定在一定范围。涂层在 0~5 min 内为磨损运行阶段, 在 5 min 后逐渐回归稳定阶段, 曲线变化较小。由于涂层表面较为平整光滑, 且其硬度要明显高于对磨材料, 因此对于涂层来说, 其磨损方式

主要为少量的擦划, 因而其摩擦系数曲线整体波动较小。扫描速度为 6、7、7.5、8 mm/s 时, 涂层的平均摩擦系数依次为 0.834、0.729、0.567、0.622。可以看到, 随着扫描速度的增加, 涂层摩擦系数总体有逐渐降低的趋势, 这也与显微硬度变化趋势相同。

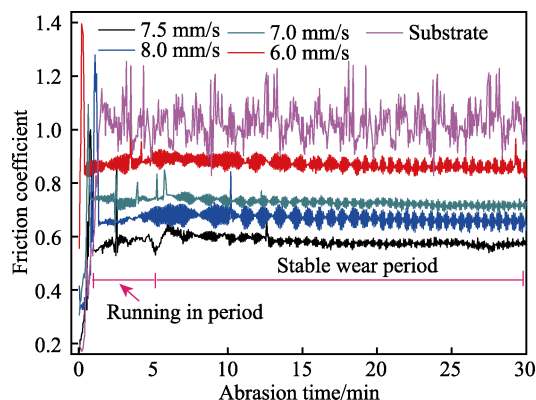


图 5 基体和涂层的摩擦系数随时间的变化
Fig.5 Friction coefficients of the substrate and coatings versus time

涂层的磨痕形貌如图 6 所示, 在扫描速度为 6、7、7.5、8 mm/s 时, 磨痕宽度分别为 558.3、547.7、449.4、537.3 μm , 磨痕深度分别为 37.9、36.4、15.5、26.9 μm , 磨损面积分别为 11.50、11.26、9.10、11.03 mm^2 , 磨损体积分别为 0.43、0.41、0.14、0.29 mm^3 , 磨损速率分别为 1.19×10^{-5} 、 1.13×10^{-5} 、 3.88×10^{-6} 、 $8.05 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{s})$ 。可以看到, 当扫描速度为 7.5 mm/s 时, 涂层的磨损速率最低, 减磨性能最佳。这主要是由熔覆层的微观组织结构决定的, 熔覆层中的晶体相作为基体相, 具有较好的塑韧性, 而硬质增强相作为支撑相, 具有较高的强度和硬度。随着扫描速度地增加, 硬质增强相更加细小弥散, 从而极大地降低了熔覆层的摩擦系数, 降低磨损速率。

2.4 扫描速度对涂层耐蚀性的影响

不同扫描速度下涂层与基体在 3.5%NaCl 溶液中的极化曲线如图 7 所示。当扫描速度为 6.0、7.0 mm/s 时, 涂层的自腐蚀电位都接近 -0.76 V。当电位范围在 -0.8~0.4 V 时, 曲线出现明显的钝化现象。这是由于腐蚀物沉积于基体表面, 对于金属的溶解有阻碍作用。当电位达到 -0.4 V 之后, 涂层表面的钝化膜被击穿, 从而腐蚀电流迅速上升。当扫描速度为 7.5 mm/s 时, 自腐蚀电位接近 -0.6 V。当极化电位超过 -0.5 V 时, 电流密度随之增大。当扫描速度进一步上升时, 自腐蚀电位有微弱的下降。通过 CorrView 软件对图 7 中的极化曲线进行电化学拟合, 得到的结果见表 3。从腐蚀动力学角度看, 较高的腐蚀电位和较小的腐蚀电流表明, 涂层具有较好的耐蚀性能^[14]。可以看到, 当扫描速度为 7.5 mm/s 时, 其自腐蚀电位较高, 腐蚀电流密度较低。金属腐蚀速率由式 (2) 得出:

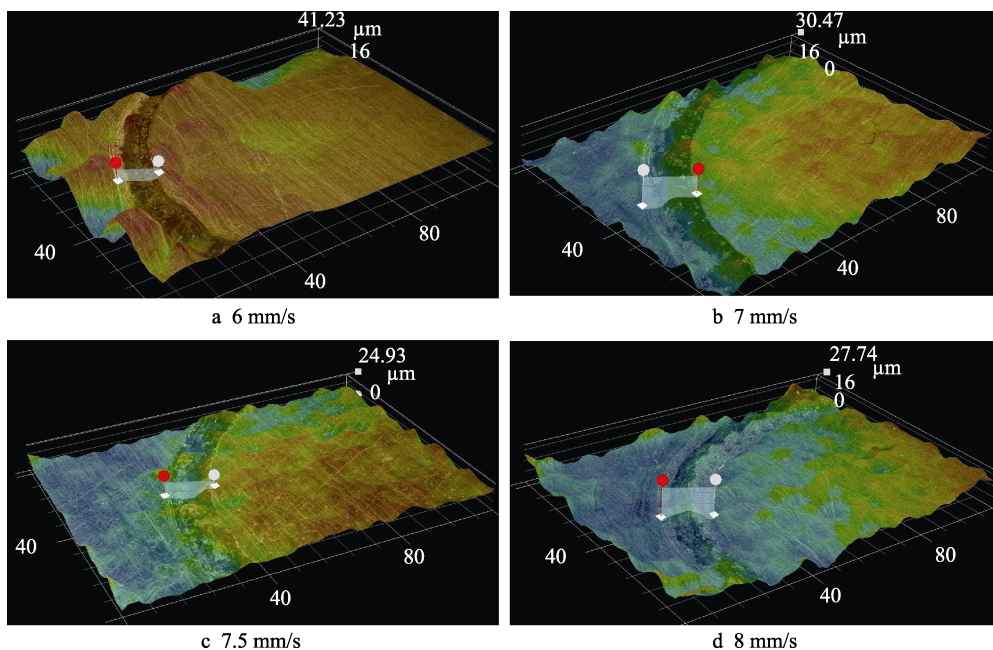


图6 涂层磨损形貌

Fig.6 Profile of worn track on coatings

$$v_{\text{corr}} = \frac{MJ_{\text{corr}}}{\eta F} \quad (2)$$

式中： J_{corr} 为电流密度； M 为金属的原子量； η 为金属的原子价； F 为法拉第常数。由式（2）可知，腐蚀速率与自腐蚀电流密度成正比，即较低的 J_{corr} ，表明较低的腐蚀速率。这也与实际测得的腐蚀速率一致，即当扫描速度为7.5 mm/s时，腐蚀速率最低，为0.0725 mm/a。较基体而言，其耐蚀性都有很大的提高。

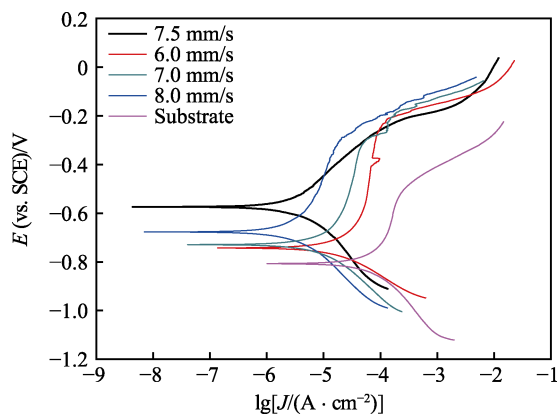


图7 基体和涂层的极化曲线

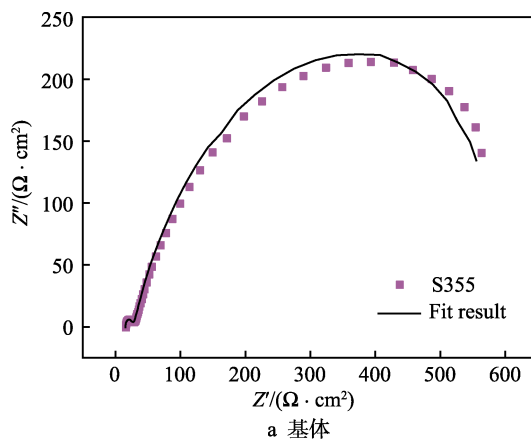
Fig.7 Polarization curve of substrate and coatings

表3 基体和涂层电化学拟合参数

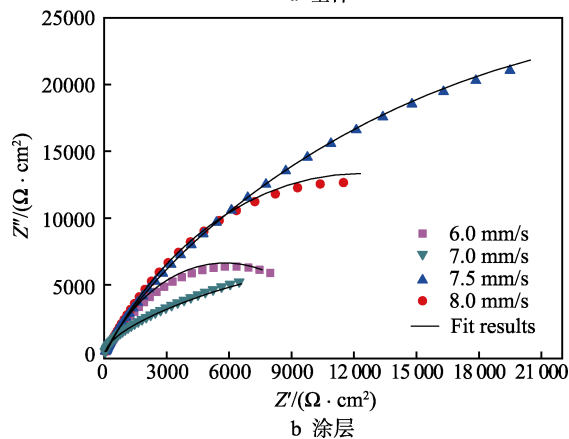
Tab.3 Electrochemical data of substrate and coatings

Scanning speeds/(mm·s ⁻¹)	E_{corr}/V	$J_{\text{corr}}/(\text{A} \cdot \text{cm}^{-2})$	Corrosion rate/(mm·a ⁻¹)
6.0	-0.767 51	6.8802×10^{-7}	0.1381
7.0	-0.759 79	3.3606×10^{-7}	0.1269
7.5	-0.603 96	2.3753×10^{-8}	0.0725
8.0	-0.712 48	6.2741×10^{-8}	0.0780
Substrate	-0.801 72	2.7706×10^{-6}	0.2156

基体与涂层的电化学阻抗谱 Nyquist 图如图 8 所示，其中 Z' 为阻抗实部， Z'' 为阻抗虚部。相应的拟合等效电路如图 9 所示。基体的 Nyquist 图出现了两个



a 基体



b 涂层

图8 基体和涂层的 Nyquist 图

Fig.8 Nyquist of substrate and coatings: a) substrate; b) coatings

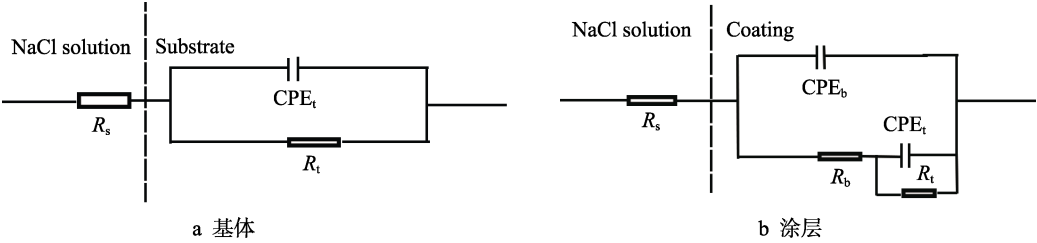


图 9 拟合等效电路
Fig.9 Fitting equivalent circuit: a) substrate; b) coating

容抗弧，在高频时容抗弧半径较小，低频时容抗弧半径较大，说明基体在溶液中均有点蚀的萌生。在图 8b 中，涂层均表现出较高的全阻抗，随着扫描速度的增加，涂层的阻抗最大能达到 25 000 Ω 左右。此时在高频区域出现了很大的容抗弧，电容回路半径较大，因而耐蚀性表现较好。根据 EIS 电路图拟合得出

的结果见表 4，不同的扫描速度下，制备的熔覆涂层的 R_t 依次为 1、2.408、6.670、6.290 $\text{k}\Omega\cdot\text{cm}^2$ ，比基体阻挡层电阻要高出一个数量级。同时，涂层的电容 Q_t 明显要低于基体一个数量级，因而相对于基体，涂层表现出较好的耐蚀性^[15]。扫描速度为 7.5 mm/s 时，涂层的耐蚀性最好。

表 4 基体和涂层 EIS 电路拟合数据
Tab.4 EIS fitting circuit data of substrate and coatings

Scanning speeds/(mm·s ⁻¹)	$R_s/(\Omega\cdot\text{cm}^2)$	$Q_b/(\Omega^{-1}\cdot\text{s}^{-n}\cdot\text{cm}^{-2})$	N_b	$R_b/(\Omega\cdot\text{cm}^2)$	$Q_t/(\Omega^{-1}\cdot\text{s}^{-n}\cdot\text{cm}^{-2})$	N_t	$R_t/(\Omega\cdot\text{cm}^2)$
Substrate	16.26				1.069×10^{-3}	0.8	685
6.0	3.427	1.734×10^{-6}	0.7939	14.85	5.898×10^{-4}	0.6201	1000
7.0	6.08	5.452×10^{-4}	0.606	29.62	5.716×10^{-4}	1	2408
7.5	10	2.278×10^{-4}	0.4502	17.24	1.007×10^{-4}	0.72	6670
8.0	10	6.756×10^{-4}	0.3457	19.93	1.027×10^{-4}	0.8519	6290

3 结论

1) 在 S355 海洋钢表面制备了 Al-Ni-TiC-CeO₂ 复合涂层，主要由增强相 TiC 和基体连续相组成。涂层稀释率随着扫描速度的增加而降低，与基体都呈现出良好的冶金结合。随激光扫描速度的增加，涂层内组织逐渐由短棒状向颗粒状转变，细晶强化作用明显。

2) 随激光扫描速度的增加，涂层显微硬度都有先上升后微弱下降的趋势，在距表面 100 μm 处，涂层显微硬度达到最大值 894.03HV_{0.2}，约为基材的 2.5 倍。当扫描速度为 7.5 mm/s 时，涂层的耐磨性能最佳，其减摩能力约为基体的 2 倍。

3) 不同扫描速度下制备的涂层阻抗较高，较基体而言，耐蚀性都有较大的提高。当扫描速度为 7.5 mm/s 时，涂层表现出最优的耐蚀性能。

参考文献:

[1] 郝文魁, 刘智勇, 王显宗, 等. 海洋平台用高强钢强度及其耐蚀性现状及发展趋势[J]. 装备环境工程, 2014, 11(2): 50-58.
HAO Wen-kui, LIU Zhi-yong, WANG Xian-zong, et al. Current situation and prospect of studies on strength and corrosion resistance of high strength steel for ocean plat-

form[J]. Equipment environmental engineering, 2014, 11(2): 50-58.

[2] WU Q, CHEN X, FAN Z, et al. Corrosion fatigue behavior of FV520B steel in water and salt-spray environments[J]. Engineering failure analysis, 2017, 79(18): 422-430.

[3] 杨耀辉, 李玲杰, 张彦军, 等. 海洋复杂钢结构防腐修复材料的研制及性能研究[J]. 表面技术, 2017, 46(12): 34-38.
YANG Yao-hui, LI Ling-jie, ZHANG Yan-jun, et al. Development and performance of anticorrosion repair material of marine complex steel structure[J]. Surface technology, 2017, 46(12): 34-38.

[4] 李嘉宁, 刘科高, 张元彬. 激光熔覆技术及应用[M]. 北京: 化学工业出版社, 2015.
LI Jia-ning, LIU Ke-gao, ZHANG Yuan-bin. Laser cladding technology and application[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2015.

[5] ZHANG D H, KONG D J. Microstructures and immersion corrosion behavior of laser thermal sprayed amorphous Al-Ni coatings in 3.5% NaCl solution[J]. Journal of alloys and compounds, 2018, 735(4): 1-12.

[6] RIQUELME A, ESCALERA-RODRÍGUEZ M D, RODRIGO P, et al. Effect of alloy elements added on microstructure and hardening of Al/SiC laser clad coatings[J]. Journal of alloys and compounds, 2017, 727(24): 671-682.

- [7] TAO Y F, LI J, LYU Y H, et al. Effect of heat treatment on residual stress and wear behaviors of the TiNi/Ti2Ni based laser cladding composite coatings[J]. Optics & laser technology, 2017, 97(6): 379-389.
- [8] ZHANG H, ZOU Y, ZOU Z D, et al. Effects of CeO₂ on microstructure and corrosion resistance of TiC-VC reinforced Fe-based laser cladding layers[J]. Journal of rare earths, 2014, 32(11): 1095-1100.
- [9] YANG L Q, LI Z Y, ZHANG Y Q, et al. Al-TiC in situ composite coating fabricated by low power pulsed laser cladding on AZ91D magnesium alloy[J]. Applied surface science, 2018, 435(6): 1187-1198.
- [10] SAHOO C K, MASANTA M. Microstructure and mechanical properties of TiC-Ni coating on AISI304 steel produced by TIG cladding process[J]. Journal of materials processing technology, 2017, 240(4): 126-137.
- [11] 崔爱永, 胡芳友, 回丽. 钛合金表面激光熔覆 (Ti+Al/Ni)/(Cr₂O₃+CeO₂)复合涂层组织与耐磨性能[J]. 中国激光, 2007, 34(3): 438-441.
- CUI Ai-yong, HU Fang-you, HUI Li. Microstructure and wear-resisting property of (Ti+Al/Ni)/(Cr₂O₃+CeO₂) laser cladding on titanium alloy[J]. Chinese journal of lasers, 2007, 34(3): 438-441.
- [12] 崔岗, 韩彬, 崔娜, 等. 扫描速度对激光熔覆 Ni 基 WC 合金涂层组织与性能的影响[J]. 中国表面工程, 2014, 27(4): 82-88.
- CUI Gang, HANG Bin, CUI Na, et al. Effects of scanning speed on microstructure and properties of laser cladding Ni-based WC alloy coating[J]. China surface engineering, 2014, 27(4): 82-88.
- [13] LIU J, LI J, CHENG X, et al. Effect of dilution and macrosegregation on corrosion resistance of laser clad Aer-Met100 steel coating on 300M steel substrate[J]. Surface and coatings technology, 2017, 325: 352-359.
- [14] LEI J B, SHI C, ZHOU S F, et al. Enhanced corrosion and wear resistance properties of carbon fiber reinforced Ni-based composite coating by laser cladding[J]. Surface and coatings technology, 2018, 334: 274-285.
- [15] WANG S L, ZHANG Z Y, GONG Y B, et al. Microstructures and corrosion resistance of Fe-based amorphous/nanocrystalline coating fabricated by laser cladding[J]. Journal of alloys and compounds, 2017, 728: 1116-1123.