

doi: 10.3969/j.issn.1001-3849.2024.11.001

TC4 钛合金表面激光熔覆工艺的 PLC 控制与组织性能研究

姚玉梅^{1*}, 张育红², 李恒³, 邢峰³

(1. 河南机电职业学院, 河南 郑州 451191; 2. 浙江南都电源动力股份有限公司, 浙江 杭州 311300; 3. 郑州大学, 河南 郑州 450001)

摘要: 为了提升钛合金的表面耐磨性和耐蚀性, 基于可编程逻辑控制器(PLC)控制激光工艺参数在 TC4 钛合金表面制备了镍基涂层, 研究了激光功率对涂层形貌、物相组成、硬度、耐磨性和耐蚀性的影响。结果表明, 激光功率为 1100 W 和 2300 W 时熔覆涂层中存在裂纹、孔隙缺陷, 在激光功率为 1400 W~2000 W 时激光熔覆涂层质量较好。不同激光功率下激光熔覆涂层均主要由 α -Ti、TiNi、Ti₂Ni、TiB₂、TiC 和 Ce₂O₃ 相组成, 激光功率的变化不会改变激光熔覆涂层的物相组成。激光熔覆涂层的显微硬度(935.61 HV~1064.29 HV)都高于基体(303.24 HV), 磨损率都明显小于基体材料; 当激光功率从 1100 W 增加至 2300 W 时, 激光熔覆涂层的显微硬度先增后减、磨损率先减后增, 显微硬度最大值(1064.29 HV)和磨损率最小值($0.38 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$)在激光功率为 2000 W 时获得。极化曲线和电化学阻抗谱的测试结果相吻合, 证明激光熔覆涂层的耐蚀性都优于基体, 且耐蚀性会随着激光功率增加先增大后减小, 激光功率为 2000 W 时涂层耐蚀性最好。

关键词: 激光熔覆; 镍基涂层; 激光功率; 硬度; 耐磨性; 耐蚀性

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A

Research on laser cladding of nickel based coatings on TC4 titanium alloy surface and its microstructure & properties based on PLC control

Yao Yumei^{1*}, Zhang Yuhong², Li Heng³, Xing Feng³

(1. Henan Mechanical and Electrical Vocational College, Zhengzhou 451191, China; 2. Zhejiang NARADA Power Source Co., Ltd., Hangzhou 311300, China; 3. Zhengzhou University, Zhengzhou 450001, China)

Abstract: In order to improve the surface wear resistance and corrosion resistance of titanium alloy, a nickel based coating was prepared on TC4 titanium alloy surface using programmable logic controller (PLC) controlled laser process parameters. The effect of laser power on coating morphology, phase composition, hardness, wear resistance and corrosion resistance was studied. The results indicate that there are cracks and pore defects in the cladding coating when the laser power is 1100 W and 2300 W, and the forming quality of the laser cladding coating is better when the laser power is between 1400 W and 2000 W. The laser cladding coatings under different laser powers are mainly composed of α -Ti, TiNi, Ti₂Ni, TiB₂, TiC, and Ce₂O₃, the phase composition does not change with changes in laser power. The microhardness of the laser cladding coating (935.61 HV–1064.29 HV) is higher than that of the substrate (303.24 HV), and the wear rate is significantly lower than that of the substrate material; When the laser power increases from 1100 W to 2300 W, the microhardness of the laser cladding

收稿日期: 2024-04-05

修回日期: 2024-04-18

作者简介: 姚玉梅(1983—), 女, 硕士, 讲师, 研究方向: 机电设备控制技术, email: 153203072@qq.com

基金项目: 河南省科技攻关计划项目(222102210416); 河南省自然科学基金项目(411063117)

coating first increases and then decreases, and the wear first decreases and then increases. The maximum microhardness (1064.29 HV) and the minimum wear rate ($0.38 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$) are obtained at a laser power of 2000 W. The polarization curve and electrochemical impedance spectroscopy test results are consistent, indicating that the corrosion resistance of the laser cladding coating is better than that of the substrate, and the corrosion resistance first increases and then decreases with the increase of laser power. The coating has the best corrosion resistance when the laser power is 2000 W.

Keywords: laser cladding; nickel based coating; laser power; hardness; wear resistance; corrosion resistance

TC4钛合金属于($\alpha+\beta$)型钛合金,由于具有比强度高、热导率低、弹性模量小、耐高温、组织稳定性好等特点,在航空航天(飞机结构件、发动机零部件)、生物医疗(如人工关节)、机械船舶(如螺旋桨等)和交通运输(如发动机零部件)等领域有着广泛应用^[1]。然而,当将TC4钛合金应用于高温、高压和高速旋转环境下的汽轮机叶片等领域时,其表面腐蚀和磨损失效问题较为突出,由此来带的停机事故占总体事故率高达65%以上,亟需对其进行表面改性处理,以提升基体钛合金的耐磨性和耐蚀性^[2-4],其中,采用热喷涂、激光熔覆、离子注入和气相沉积等表面改性技术可以在钛合金表面制备镍基涂层等^[5-7],在不改变原有钛合金基体既有物理性能的基础上提升其表面硬度、耐蚀和耐磨性能等,更好地满足复杂工况环境下的使用需求。但是,热喷涂、离子注入等技术在钛合金表面制备镍基涂层存在与基体结合力差、易于造成环境污染等问题^[8-9],而激光熔覆虽可制备与基体结合良好的镍基涂层,但在制备涂层过程中控制的工艺参数较多,需要克服工艺参

数稳定性不足等问题^[10]。本文在激光熔覆设备中嵌入校企联合开发的可编程逻辑控制器(PLC)系统以提高加工精度和稳定性,并考察激光功率对激光熔覆复合涂层(Ni60+3 wt.% Ce_2O_3)截面形貌、显微组织、物相组成和耐蚀耐磨等性能的影响,以期制备出成形质量良好、高耐蚀耐磨的激光熔覆镍基涂层,为钛合金表面激光熔覆涂层制备及其推广应用提供技术支撑。

1 材料与方法

1.1 实验材料

试验原料包括TC4钛合金基材、激光熔覆用(Ni60+3 wt.% Ce_2O_3)复合粉末。TC4钛合金的化学组成(质量分数, wt.%)为6.02Al、3.98V、0.10C、0.27Fe、0.01N,余量为Ti。激光熔覆用Ni60粉末(类球形)和 Ce_2O_3 粉末(颗粒状)的扫描电镜显微形貌如图1,在PM-500K型行星式球磨机上制备(Ni60+3 wt.% Ce_2O_3)复合粉末。

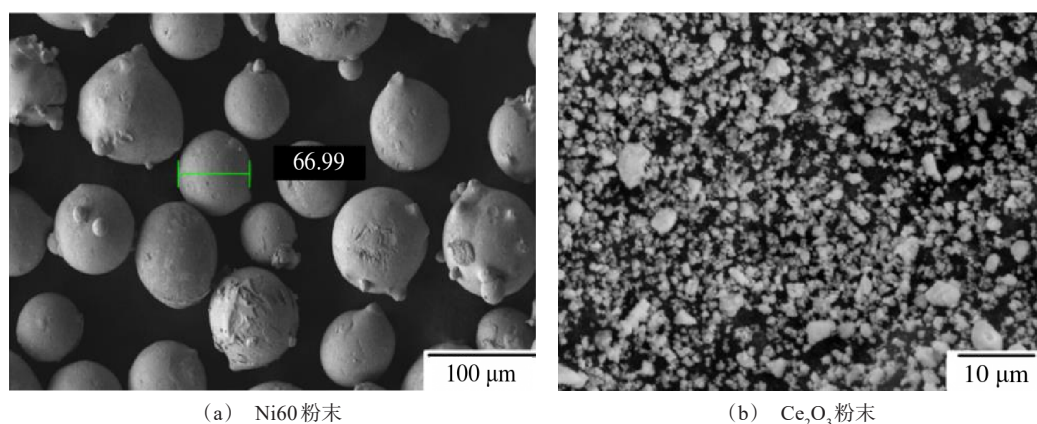


图1 激光熔覆粉末的显微形貌

Fig.1 Microscopic morphology of laser cladding powders

1.2 激光熔覆涂层

将钛合金加工成 $120\text{ mm} \times 120\text{ mm} \times 8\text{ mm}$, 表面经过喷砂、酒精超声清洗和烘干后进行表面激光熔覆, 加工示意图如图 2 所示; 其中, JM-HGL1000 型激光熔覆设备中嵌入校企联合开发的 PLC 控制系统以提高加工精度和稳定性。在激光熔覆过程中,

通过 PLC 控制系统控制同轴送粉模式下的激光熔覆工艺参数, 主要包括激光扫描速度 12 mm/s 、光斑直径 4 mm 、送粉速率 16 g/min , 激光功率控制在 $1100\text{ W} \sim 2300\text{ W}$ (间隔 300 W), 保护气为高纯氩气。

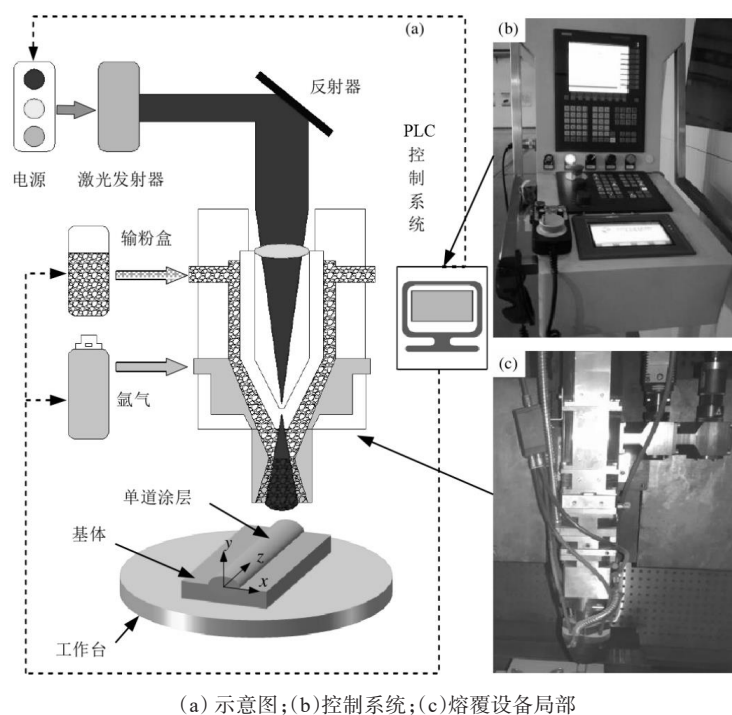


图 2 钛合金表面激光熔覆加工示意图

Fig.2 Schematic diagram of laser cladding on titanium alloy surface

1.3 测试与表征

采用线切割方法垂直于熔覆方向加工涂层试样, 打磨、抛光和腐蚀(氢氟酸、硝酸和水按 5:10:85 的体积百分比配制腐蚀液)后观察截面形貌和显微组织, 截面形貌和显微组织分别采用 GX51 型光学显微镜和 IT500 型扫描电子显微镜(附带 Oxford Ulmi Max 1 能谱仪)进行观察, 并测量涂层几何参数; 物相组成采用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪进行, Cu 靶材 $K\alpha$ 辐射、扫描速度 $2^\circ/\text{min}$ 、电压 35 kV 、电流 40 mA ; 显微硬度测试采用 Tukon 2500 全自动维氏硬度计进行, 载荷和保持载荷时间分别为 0.1 N 和 10 s ; 球-盘往复干摩擦磨损性能测试采用 Rtec SRV 型摩擦磨损试验机进行, 记录摩擦系数并计算磨损率^[11], 摩擦副为直径 9.5 mm 的氮化硅球、载荷 30 N 、摩擦时间 900 s 、移动距离和频率分别为 6 mm 和 15 Hz , 测试温度为室温; 采用 PARSTAT 4000 电

化学工作站在室温下对基体和涂层试样(工作面积 $10\text{ mm} \times 10\text{ mm}$)进行电化学性能测试, 极化曲线和电化学阻抗谱采用标准三电极体系^[12], 腐蚀介质为 $3.5\text{ wt.}\%$ NaCl 溶液, 扫描速度为 1 mV/s 、阻抗频率为 $0.01\text{ Hz} \sim 100000\text{ Hz}$ 。

2 试验结果与分析

2.1 显微形貌和物相组成

图 3 为激光功率为 $1100\text{ W} \sim 2300\text{ W}$ 时激光熔覆涂层截面形貌。当激光功率为 1100 W 时, 熔覆涂层中可见明显裂纹(如图中箭头所示), 这主要是因为较低的激光功率下, 激光热输入较小, 造成熔池温度低、流动性差, 局部还可能存在熔覆粉末无法完全熔化的现象^[13], 并在凝固过程中产生裂纹缺陷; 升高激光功率至 $1400\text{ W} \sim 2000\text{ W}$, 激光热输入增加使得熔池温度升高, 流动性提升的同时增加了润湿性, 涂

层成形质量较好,未见异常气孔、裂纹等缺陷存在;如果继续增加激光功率至2300 W,激光熔覆涂层上表层区域出现孔隙缺陷(如图中箭头所示),这主要是因为此时激光热输入较大,熔池温度高而在表层

区域存在较大过冷度,表层区域作为热源出口产生了非均匀性流动,容易在涂层表层出现孔隙等缺陷^[14]。

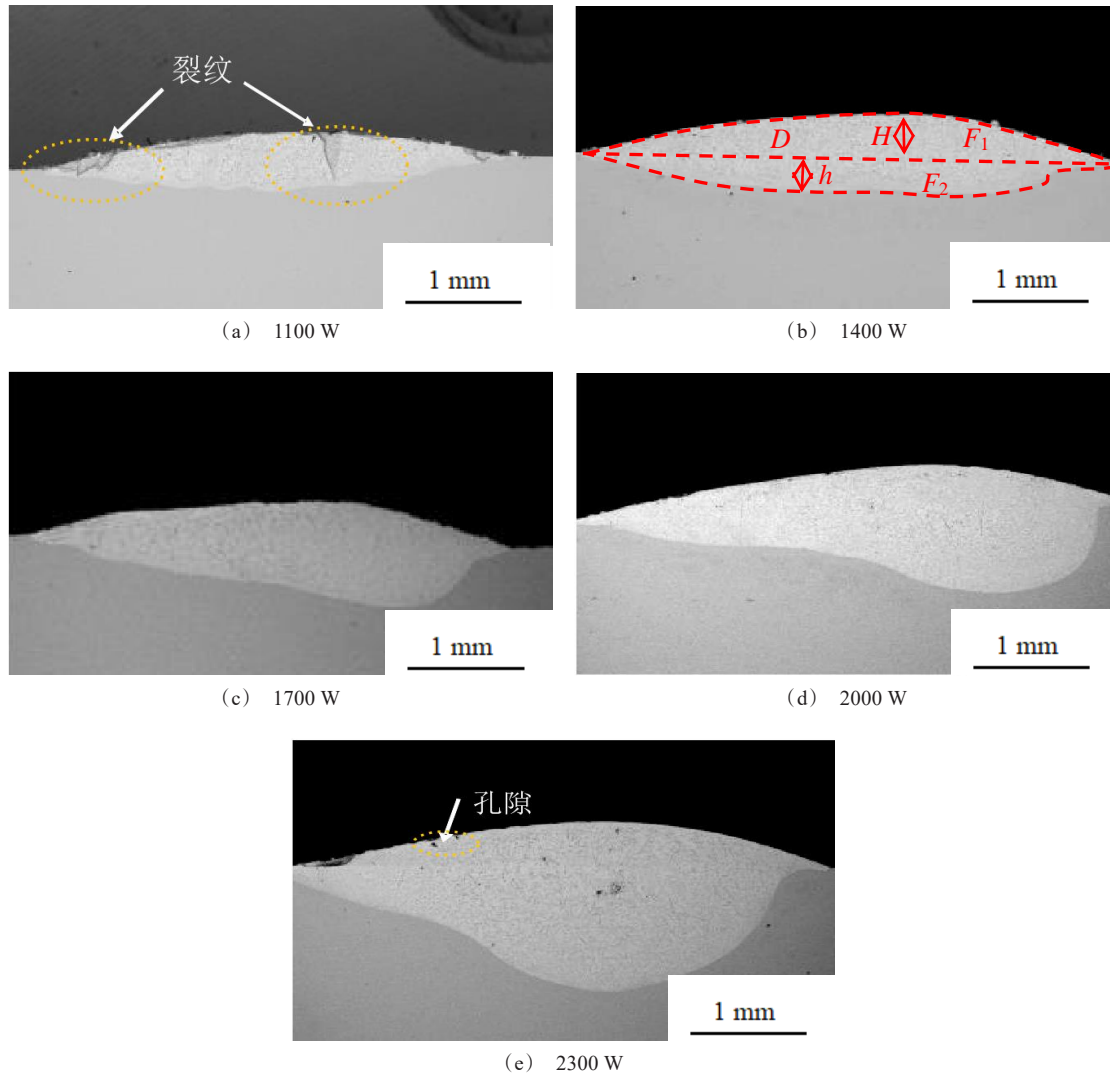


图3 激光功率为1100 W~2300 W时激光熔覆涂层截面形貌

Fig.3 Cross section morphology of laser cladding coatings with laser power ranging from 1100 W to 2300 W

表1为激光功率为1100 W~2300 W时激光熔覆涂层的宽度 D 、高度 H 、深度 h 和稀释率 η 统计结果,几何参数的示意图如图2(b)所示。其中,稀释率用式(1)计算^[15]:

$$\eta = \frac{F_1}{F_1 + F_2} \quad (1)$$

式中: F_1 和 F_2 分别为熔覆涂层上下表面面积。当激光功率从1100 W增加至2300 W时, D 从4.23 mm增

加至5.01 mm、 H 从0.37 mm增加至0.60 mm、 h 从0.33 mm增加至1.38 mm、 η 从45.94%增加至72.27%,可见, D 、 H 、 h 和 η 都会随着激光功率增加而增大。这主要是因为激光功率的增加会提高激光热输入,涂层与基体可以更加充分的熔合并使得溶体向两侧和底部扩展, D 、 H 、 h 增加的同时基体会有更多的熔化而增加了涂层稀释率^[16]。

表 1 激光功率为 1100 W~2300 W 时激光熔覆涂层的宽度、高度、深度和稀释率

Tab. 1 Width, height, depth, and dilution rate of laser cladding coatings with laser power ranging from 1100 W to 2300 W

激光功率/ W	熔覆涂层宽 度 D/mm	熔覆涂层高 度 H/mm	熔覆涂层深 度 h/mm	稀释率 $\eta/\%$
1100	4.23	0.37	0.33	45.94
1400	4.83	0.48	0.49	46.78
1700	4.97	0.49	0.69	60.53
2000	5.00	0.56	1.01	66.78
2300	5.01	0.60	1.38	72.27

图 4 为不同激光功率下激光熔覆涂层的 X 射线衍射分析结果。可见,激光功率为 1100 W、2000 W 和 2300 W 时,激光熔覆涂层都主要由 α -Ti、TiNi、Ti₂Ni、TiB₂、TiC 和 Ce₂O₃ 相组成,激光功率的变化不会改变激光熔覆涂层的物相组成。其中,TiB₂、TiC 等硬质相是 Ni60/CeO₂ 粉末和基体材料在激光热输

入作用下熔化并在熔池中发生化学反应形成^[17],可以增强涂层的硬度和耐磨性。

进一步观察典型激光熔覆涂层非裂纹和孔隙区域的显微组织,结果如图 5 所示。可见,不同激光功率下的激光熔覆涂层中存在颜色不同、尺寸不等、形状不规则的第二相,熔覆涂层内部未见明显孔洞或者裂纹等缺陷。对不同激光功率下涂层的微区进行能谱分析,能谱分析结合 XRD 图谱测试结果可知,激光熔覆涂层中第二相主要包括黑色块状 TiB₂ 相、亮白色颗粒状 Ce₂O₃ 相、灰色颗粒状 TiC 相、浅灰色 TiNi 相和深灰色 Ti₂Ni 相,如图中箭头所示。此外,由于较低激光功率下(1100 W)的热输入较小,熔池流动性不足,造成组织均匀性较差;而提升激光功率会使得热输入增加,熔池温度升高,同时流动性增大,组织均匀性相对更好;继续增加激光功率至 2300 W 时,过高的激光热输入会使得熔池在高温下停留的时间更长,涂层中第二相会发生粗化和长大^[18]。

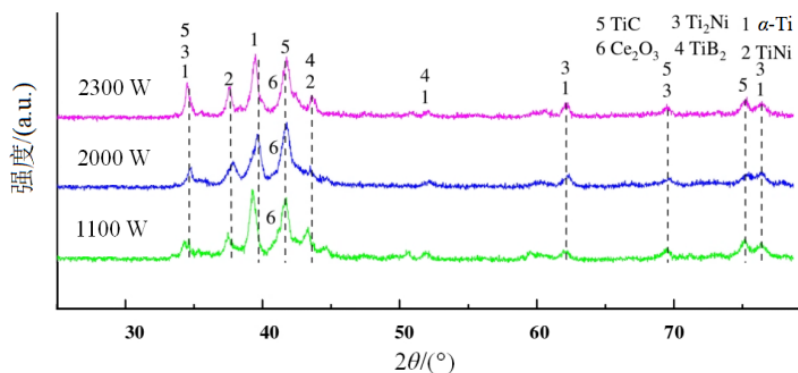


图 4 典型激光功率下激光熔覆涂层的 XRD 谱图

Fig. 4 XRD spectra of laser cladding coatings under typical laser power

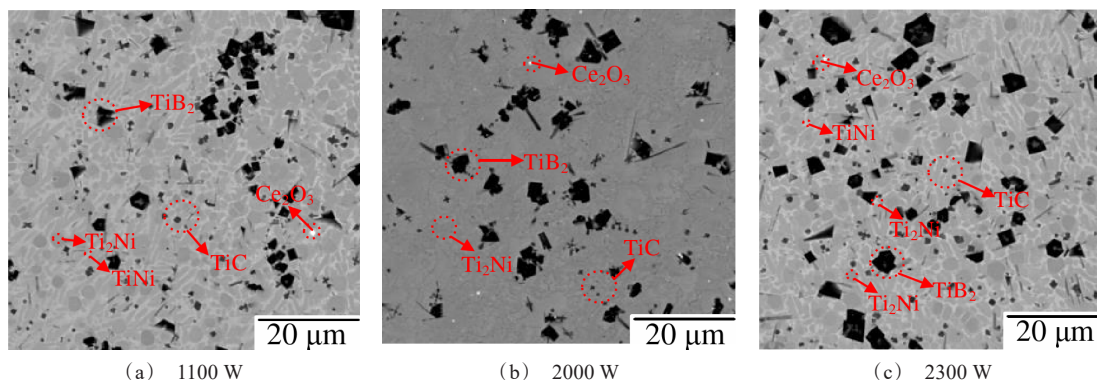


图 5 典型激光功率下激光熔覆涂层的显微组织

Fig. 5 Microscopic structure of laser cladding coatings under typical laser power

2.2 硬度和耐磨性

图6为基体和激光熔覆涂层的显微硬度测试结果。可见,不同激光功率下激光熔覆涂层显微硬度(935.61 HV~1064.29 HV)都高于基体(303.24 HV);激光功率从1100 W增加至2300 W时,激光熔覆涂层的显微硬度先增大后减小,最大值(1064.29 HV)出现在激光功率为2000 W时。这主要是因为激光熔覆涂层中含有TiC、TiB₂和Ce₂O₃等陶瓷硬质增强相,从而使得涂层硬度高于基体,且当激光功率从1100 W增加至2000 W,熔池温度升高改善了熔覆涂层成形质量,涂层中可以形成更多的硬质相,显微硬度会相应提高;但是如果激光功率过大(2300 W),熔覆涂层表层出现了孔隙等缺陷,高温下晶粒尺寸和硬质相也会发生一定程度长大,熔覆涂层硬度会有所降低^[19]。

图7为基体和激光熔覆涂层的摩擦系数和磨损率测试结果。由摩擦系数曲线可见,激光熔覆涂层在稳定阶段的平均摩擦系数都要小于基体材料,且当激光功率从1100 W增加至2300 W,激光熔覆涂层平均摩擦系数整体表现为先减小后增大,平均摩擦系数在激光功率为2000 W时取得最小值;由磨损率测试结果可见,基体材料的磨损率为

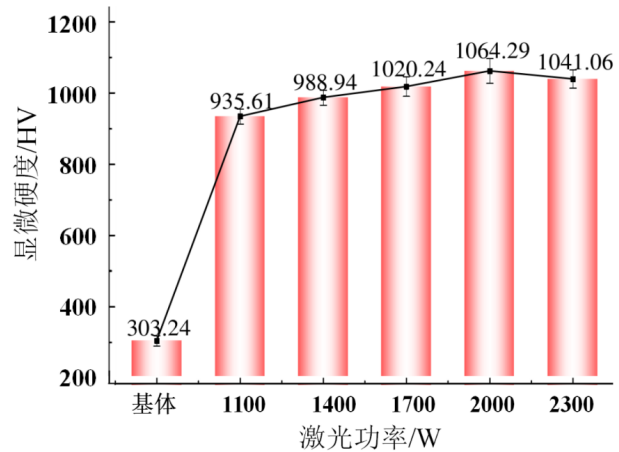


图6 基体和激光熔覆涂层的显微硬度

Fig.6 Microhardness of substrate and laser cladding coatings

$4.17 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$,激光熔覆涂层磨损率都明显小于基体材料,且当激光功率从1100 W增加至2300 W,激光熔覆涂层的磨损率先减小后增大,磨损率最小值($0.38 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$)出现在激光功率为2000 W时。这主要是因为激光熔覆涂层中含有TiC、TiB₂和Ce₂O₃等陶瓷硬质增强相,在摩擦磨损过程中可以起到支撑作用,并有效抵抗接触应力,提高抗磨性^[20];但是如果激光功率过大,熔覆涂层中出现孔隙等缺陷,涂层的耐磨性反而会降低。

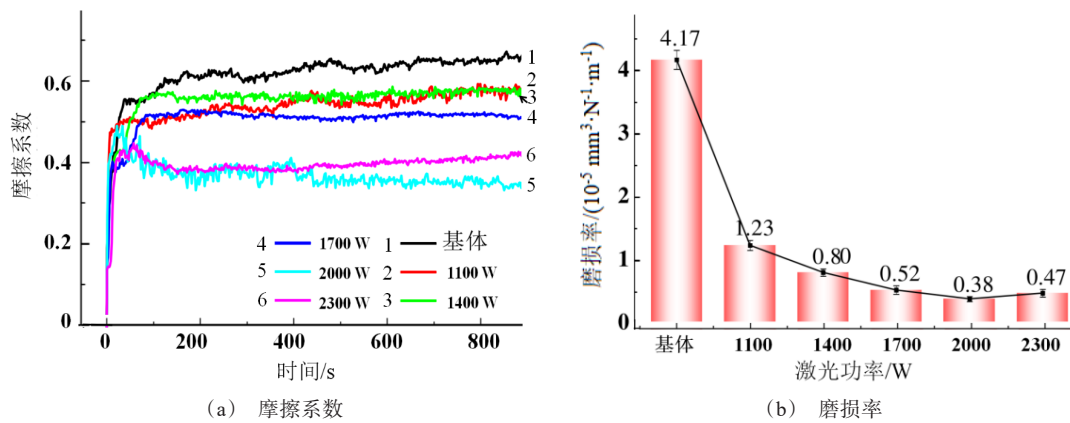


图7 基体和激光熔覆涂层的摩擦系数和磨损率

Fig.7 Friction coefficient and wear rate of substrate and laser cladding coatings

2.3 耐蚀性

图8为基体和激光熔覆涂层的极化曲线和电化学阻抗谱,表2为电化学参数腐蚀电位(E_{corr})、腐蚀电流密度(J_{corr})、溶液电阻(R_s)、电荷转移电阻(R_{ct})和钝化膜电阻(R_f)的拟合结果。基体材料的 E_{corr} 、

J_{corr} 、 R_s 、 R_{ct} 和 R_f 分别为 -0.858 V 、 $9.900 \times 10^{-7} \text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 、 $34.28 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 、 $3.662 \times 10^2 \Omega \cdot \text{cm}^2$ 和 $10.77 \times 10^{-5} \Omega \cdot \text{cm}^2$ 。对于激光熔覆涂层而言,极化曲线中可见涂层的腐蚀电位都相较于基体材料发生了正向移动,腐蚀电流密度有不同程度减小,且当激光功率从1100 W增

加至 2300 W 时,腐蚀电位先正向移动而后负向移动、腐蚀电流密度先减小后增大,在激光功率为 2000 W 时涂层的腐蚀电位最正、腐蚀电流密度最小。腐蚀热力学参数腐蚀电位越正表示腐蚀倾向越小、动力学参数腐蚀电流密度越小表示腐蚀速率越慢^[21];由电化学阻抗谱可见,激光熔覆涂层的容抗弧半径高于基体、电荷转移电阻高于基体 2 个数量级以上、钝化膜电阻都高于基体,而容抗弧半径越大则表示材料腐蚀阻力越大、 R_{ct} 越大则表示腐蚀反应过

程中电荷转移速度越慢、 R_f 越大则表示钝化膜越厚^[22]。因此,激光熔覆涂层在电化学腐蚀过程中可以更好地抑制电荷转移并形成更厚的钝化膜,有效减缓腐蚀反应的发生,且随着激光功率从 1100 W 增加至 2300 W, R_{ct} 和 R_f 都表现为先增后减趋势,即激光熔覆涂层的耐蚀性会随着激光功率增加先增大后减小,在激光功率为 2000 W 时取得最佳耐蚀性能,这与极化曲线测试结果保持一致。

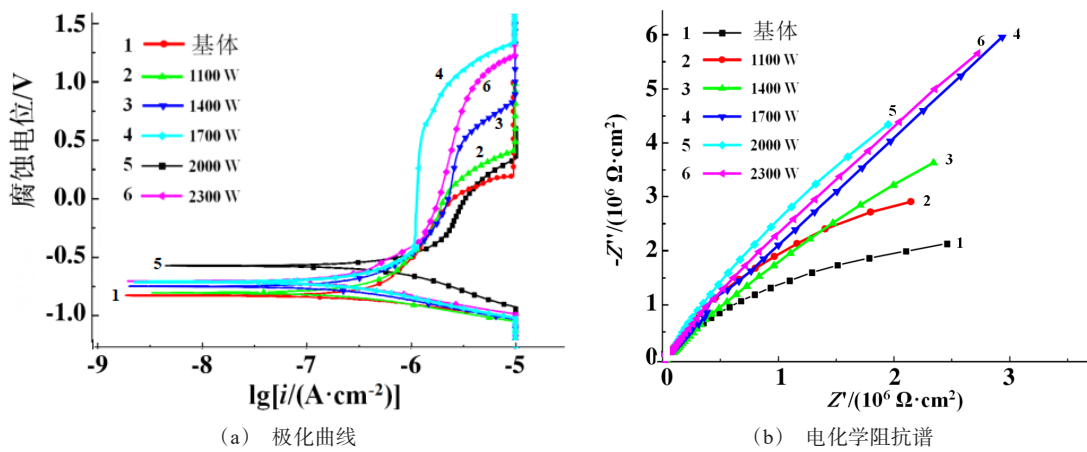


图 8 基体和激光熔覆涂层的极化曲线和电化学阻抗谱

Fig.8 Polarization curves and electrochemical impedance spectra of the substrate and laser cladding coatings

表 2 基体和激光熔覆涂层的电化学参数

Tab. 2 Electrochemical parameters of substrate and laser cladding coatings

试样	腐蚀电位 E_{corr}/V	腐蚀电流密度 $J_{corr}/(10^{-7} A \cdot cm^{-2})$	溶液电阻 $R_s/(\Omega \cdot cm^2)$	电荷转移电阻 $R_{ct}/(\Omega \cdot cm^2)$	钝化膜电阻 $R_f/(10^{-5} \Omega \cdot cm^2)$
基体	-0.858	9.900	34.28	3.662×10^2	10.77
1100 W	-0.835	2.762	50.79	1.773×10^4	25.45
1400 W	-0.779	2.195	17.42	1.988×10^4	27.80
1500 W	-0.741	2.125	25.75	2.754×10^4	46.54
2000 W	-0.599	1.975	31.36	3.306×10^5	58.83
2300 W	-0.733	2.084	91.55	9.572×10^4	48.32

3 结论

(1)激光功率为 1100 W 时熔覆涂层中可见裂纹;升高激光功率至 1400 W~2000 W,激光熔覆涂层成形质量较好,未见异常气孔、裂纹等缺陷存在;继续增加激光功率至 2300 W,激光熔覆涂层上表层区域出现孔隙缺陷。当激光功率从 1100 W 增加至 2300 W,激光熔覆涂层的 D 、 H 、 h 和 η 都会随着激光

功率增加而增大。

(2)激光功率为 1100 W、2000 W 和 2300 W 时,激光熔覆涂层都主要由 α -Ti、TiNi、Ti₂Ni、TiB₂、TiC 和 Ce₂O₃ 相组成,激光功率的变化不会改变激光熔覆涂层的物相组成。不同激光功率下的激光熔覆涂层中存在颜色不同、尺寸不等、形状不规则的第二相,熔覆涂层内部未见明显孔洞或者裂纹等缺陷。

(3)激光熔覆涂层的显微硬度 (935.61 HV~

1064.29 HV)都高于基体(303.24 HV),磨损率都明显小于基体材料;当激光功率从1100 W增加至2300 W时,熔覆涂层的显微硬度先增大后减小、磨损率先减小后增大,显微硬度最大值(1064.29 HV)和磨损率最小值($0.38 \times 10^{-5} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$)出现在激光功率为2000 W时。当激光功率从1100 W增加至2300 W时,腐蚀电位先正向移动后负向移动,腐蚀电流密度先减小后增大, R_{ct} 和 R_f 都表现为先增后减趋势,即激光熔覆涂层的耐蚀性会随着激光功率增加先增大后减小。

参考文献

- [1] 谢发勤,何鹏,吴向清,等.钛合金表面激光熔覆技术的研究及展望[J].稀有金属材料与工程,2022,51(4):1514-1524.
- [2] 李勇,王秋林,周青,等.钛合金表面激光熔覆技术研究现状与展望[J].成都航空职业技术学院学报,2021,37(2):63-65.
- [3] 秦成,侯红苗,郭萍,等.钛合金表面激光熔覆涂层及工艺研究进展[J].钛工业进展,2023,40(4):44-48.
- [4] 李勇,王秋林,周青,等.钛合金表面激光熔覆技术研究现状与展望[J].成都航空职业技术学院学报,2021,37(2):63-65.
- [5] 谢发勤,何鹏,吴向清,等.钛合金表面激光熔覆技术的研究及展望[J].稀有金属材料与工程,2022,51(4):1514-1524.
- [6] 赵晖,孙旭,杜春燕,等.TC4合金表面激光熔覆材料研究进展[J].沈阳理工大学学报,2022,41(1):31-37.
- [7] 丰玉强,杜泽旭,胡正飞.镍含量对激光熔覆镍钛合金涂层组织与性能的影响[J].中国激光,2022,49(8):238-249.
- [8] 李聪,聂冰悦,李虎,等.汽轮机末级叶片用SP-700钛合金激光熔覆Zr涂层工艺参数优化[J].动力工程学报,2023,43(4):421-429.
- [9] Huan W, Hoon K S, Seok H K. Development and characterization of Ni60 alloy and SiC ceramic reinforced metal matrix composite coating on Ti-6Al-4V using laser cladding with coaxial powder feeding system[J]. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology, 2023, 128(5/6): 2705-2718.
- [10] 姚国林,罗新宇,陈子然.Q345B钢表面激光熔覆工艺的PLC控制与涂层性能研究[J].电镀与精饰,2023,45(12):42-48.
- [11] Miah H M, Chand S D, Malhi S G, et al. Influence of laser scanning power on microstructure and tribological behavior of NI-composite claddings fabricated on TC4 titanium alloy[J]. Aircraft Engineering and Aerospace Technology, 2023, 95(8):1165-1171.
- [12] 孙壮,王伟,王成,等.钛合金表面激光熔覆耐磨和自润滑涂层的研究进展[J].材料保护,2023,56(1):107-120.
- [13] 刘金刚,杨建花,王高升,等.TC4钛合金表面激光熔覆WC增强镍基复合涂层的组织及耐磨性[J].稀有金属材料与工程,2022,51(8):2907-2914.
- [14] Helal M M, Singh D C, Singh G M, et al. Research on surface treatment coating on titanium alloy based on laser cladding technology[J]. SAE International Journal of Advances and Current Practices in Mobility, 2023, 5(5): 1805-1810.
- [15] 汪学静,周志明,张月霞,等.TC4钛合金表面激光熔覆Ni60+Cu/Mo涂层的显微组织和性能[J].特种铸造及有色合金,2023,43(10):1380-1384.
- [16] Feng M J, Ma Y H, Tian Y T, et al. Microstructure and wear resistance of Ti6Al4V titanium alloy laser-clad Ni60/WC composite coating[J]. Materials, 2024, 17(1): 264-272.
- [17] Gao Z H, Zhang X, Cao S, et al. A protective SiAlN coating on topographic surface of laser powder bed fusion manufactured Ti alloy[J]. Corrosion Science, 2023, 219: 111250-111262.
- [18] Gong Y, Wu M, Miao X, et al. Effect of CeO₂ on crack sensitivity and tribological properties of Ni60A coatings prepared by laser cladding[J]. Advances in Mechanical Engineering, 2021, 13(4): 3125-3132.
- [19] 马保山,姜芙林,杨发展,等.激光能量密度对Al₂O₃颗粒增强Ni60A激光熔覆涂层组织及性能的影响[J].表面技术,2023,52(5):364-377.
- [20] Li Z, Zhao W, Yu K D, et al. Effect of Y₂O₃ on microstructure and properties of CoCrFeNiTiNb high entropy alloy coating on Ti6Al4V surface by laser cladding[J]. Journal of Rare Earths, 2024, 42(3): 586-599.
- [21] Lin S P, Nie Z R, Huang H, et al. Annealing behavior of a modified 5083 aluminum alloy[J]. Materials & Design, 2010, 31(3): 1607-1612.
- [22] Fatoba S O, Jen C T. The Interplay of thermal gradient and laser process parameters on the mechanical properties, geometrical and microstructural characteristics of laser-cladded titanium (Ti6Al4V) alloy composite coatings[J]. Metals, 2023, 13(9): 1617-1624.