

激光熔覆含氮奥氏体不锈钢层的组织与性能

宋勇, 朱伟, 李胜, 张聪, 邱长军*

南华大学机械工程学院, 湖南 衡阳 421001

摘要 为了获得综合性能优良的含氮奥氏体不锈钢激光熔覆层,以经过超高纯氮气处理的固溶渗氮 AISI304 粉末为原料,采用激光熔覆技术制备了不同氮含量的奥氏体不锈钢熔覆层,并对熔覆层的组织和性能进行了研究。研究表明,在激光熔覆过程中存在氮的析出,熔覆层中存在气孔;随着粉末中的氮含量增加,熔覆层中的氮含量逐渐增加,孔隙率先增大后减小,强度明显提高,但断后伸长率逐渐下降。对于采用氮质量分数为 0.41% 的粉末制备的熔覆层,其氮的质量分数为 0.25%,抗拉强度为 (856 ± 20) MPa,屈服强度为 (747 ± 15) MPa,断后伸长率为 $(22 \pm 3)\%$,平均显微硬度为 280.68 HV0.2;对于采用氮质量分数为 0.16% 的粉末制备的熔覆层,其自腐蚀电位为 0.0777 V,腐蚀速率为 1.6198×10^{-5} g/(m²·h),均远优于 AISI304 熔覆层。

关键词 激光技术; 激光熔覆; 含氮奥氏体不锈钢; 固溶渗氮; 组织; 性能

中图分类号 TG115.5

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202047.0402004

Microstructure and Properties of Nitrogenous Austenitic Stainless Steel Prepared Using Laser Cladding

Song Yong, Zhu Wei, Li Sheng, Zhang Cong, Qiu Changjun*

Mechanical Engineering School, University of South China, Hengyang, Hunan 421001, China

Abstract In this study, AISI304 powder processed with solution-nitriding in super pure nitrogen flow as raw material was used to prepare austenite stainless steels cladding layer with different nitrogen contents to obtain the laser cladding layer of nitrogenous austenitic stainless steel with excellent comprehensive performance. Results show that nitrogen precipitates during laser cladding process and pores appear in the cladding layer. As the nitrogen content in powder increases, the nitrogen content in the cladding layer gradually increases, the porosity first increases and then decreases and the strengths significantly enhances, while the elongation gradually decreases. For the cladding layer prepared with power with nitrogen mass fraction of 0.41%, its nitrogen mass fraction is 0.25%, tensile strength is (856 ± 20) MPa, yield strength is (747 ± 15) MPa, elongation is $(22 \pm 3)\%$ and microhardness is 280.68 HV0.2. For the cladding layer prepared with power with nitrogen mass fraction of 0.16%, its corrosion potential and corrosion rate are 0.0777 V and 1.6198×10^{-5} g/(m²·h) respectively, which are higher than that of the AISI304 cladding layer.

Key words laser technique; laser cladding; nitrogenous austenitic stainless steel; solution-nitriding; microstructure; property

OCIS codes 140.3390; 310.1515; 310.3840

1 引 言

含氮奥氏体不锈钢因具有优异的耐腐蚀性、良好的力学性能及塑韧性而被广泛应用于医学、低温压力储藏、核材料包壳等工程领域。目前,国内外多采用高压熔炼、轧制、粉末烧结、离子渗氮等传统加

工技术制备含氮奥氏体不锈钢。Hu 等^[1]以奥氏体/铁素体双相不锈钢粉末为原料,采用高温固溶渗氮工艺得到了纯的含氮奥氏体粉末,再将该粉末在真空中进行火花等离子烧结,制备出了抗拉强度为 1091 MPa、屈服强度为 783 MPa、断后伸长率为 41% 的含氮奥氏体不锈钢。激光熔覆技术具有高效

收稿日期: 2019-08-29; 修回日期: 2019-10-08; 录用日期: 2019-11-19

基金项目: 国家重点研发计划(2018YFB1105800)、国家自然科学基金(51474130)

* E-mail: qiuchangjun@hotmail.com

率、低稀释率等特性,已被逐渐用于表面工程及增材制造等工业领域^[2-3]。目前,国内外关于采用激光技术制备不锈钢层的研究多集中在非含氮类不锈钢上,很少有人采用激光熔覆技术制备含氮不锈钢层。张聪等^[4]在常压下采用高纯氮气保护激光成型技术制备出了抗拉强度为(990±50) MPa、屈服强度为(855±55) MPa、断后伸长率为(23±2)%、显微硬度为285 HV0.2的含氮双相不锈钢。这是因为:一方面,激光熔覆过程涉及金属粉末的快熔与凝固等变化,对适用材料的性能要求极高,要求金属粉末具有较高的球形度、较好的流动性、较集中的粒径分布及较低的氧含量^[5],而主流的机械合金化(MA)^[6-7]渗氮工艺制备的金属粉末显然无法满足以上要求;另一方面,含氮不锈钢粉末在激光熔覆过程中很容易产生氮析出和气孔等缺陷。这些因素都制约了激光熔覆技术向含氮不锈钢领域的拓展。

目前,国内外传统加工制备工艺获得高强韧奥氏体不锈钢的强化机理已日臻完善,而在快熔急冷的激光熔覆过程中,氮原子的固溶强化及析出氮化物的晶界强化、沉淀强化等多种强化机理在多大程度上有益于含氮奥氏体激光熔覆层的物质特性仍是未知的。因此,为了制备综合性能优良的含氮奥氏体不锈钢激光熔覆层,并优化其加工工艺,有必要研究不同氮含量奥氏体粉末在激光熔覆过程中的析出物对熔覆层组织和性能的影响。鉴于氮在固态纯奥氏体不锈钢中的固溶度大于在熔融态纯奥氏体不锈钢中的溶解度,以及固溶渗氮不破坏原粉末的形貌及流动性且更易获得室温下仍稳定存在的含氮奥氏体组织^[8-10],本研究根据激光熔覆的特点及其专用粉末的要求,将固溶渗氮与激光熔覆两种工艺结合,探索了采用激光熔覆技术制备的含氮奥氏体不锈钢层的组织与性能。研究结果为设计和生产含氮奥氏体不锈钢提供了一条新途径,也为其应用于激光焊接、激光增材及再制造领域提供了参考。

以 AISI304 粉末为原料,在超高纯氮气条件下采用固溶渗氮工艺制备含氮奥氏体不锈钢粉末,再以含氮奥氏体不锈钢粉末为原料,在常压高纯氮气保护下,采用激光熔覆技术制备出了综合性能优良的含氮奥氏体不锈钢层:抗拉强度为(856±20) MPa,屈服强度为(747±15) MPa,断后伸长率为(22±3)%。

2 实验材料及制备方法

采用雾化法制备的 AISI304 不锈钢粉末为原

料制备含氮奥氏体不锈钢粉末。AISI304 粉末的粒度为 50~180 μm,采用 ICP-AES 分析仪(atomic emission spectrometer)测得其成分(质量分数/%)为 0.05 C、0.08 Si、1.50 Mn、9.50 Ni、17.50 Cr、≤0.06 O、≤0.08 N、≤0.03 P、≤0.03 S,Fe 余量。采用气氛管式炉对 AISI304 粉末进行固溶渗氮处理(氮气的纯度为 99.9999%,该过程须保证粉末与氮气充分接触),制得三种氮含量不同的奥氏体粉末。图 1 分别为 AISI304 不锈钢粉末渗氮前后的形貌对比。

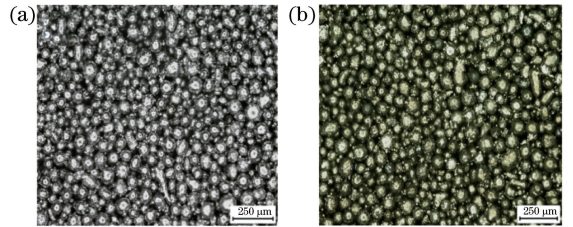


图 1 AISI304 粉末渗氮前后的形貌。(a)渗氮前; (b)渗氮后(氮的质量分数为 0.41%)

Fig. 1 Morphology of AISI304 powder before and after nitriding. (a) Before nitriding; (b) after nitriding (mass fraction of nitrogen is 0.41%)

含氮奥氏体不锈钢激光熔覆层的制备:如图 2 (a)所示,将基材 Q235 放置在低温水冷平台(水温设置为 0~5 °C,以加速平台的冷却)上,采用激光成型系统通过侧向送粉的方式在高纯氮气(纯度为 99.999%)的保护下进行激光熔覆实验,获得含氮奥氏体不锈钢激光熔覆层。熔覆方式为逐层熔覆堆积。激光熔覆工艺参数^[11]如下:激光功率密度为 300 W/mm²,光斑直径为 2 mm,扫描速率为 8 mm/s,搭接率为 50%,送粉率为 8 g/min。以上实验粉末和熔覆层试样编号如表 1 所示。

表 1 含氮奥氏体不锈钢粉末及熔覆层试样的编号、氮含量
Table 1 Code and nitrogen content of nitrogenous austenitic stainless steel powder and cladding layer samples

| Powder code | Mass fraction of nitrogen in power /% | Mass fraction of nitrogen in cladding layer samples /% | Sample code |
|-------------|---------------------------------------|--|-------------|
| PN1 | 0.16 | 0.13 | CL1 |
| PN2 | 0.37 | 0.18 | CL2 |
| PN3 | 0.41 | 0.25 | CL3 |
| PN4 | 0.44 | 0.29 | CL4 |
| PN5 | 0.47 | 0.34 | CL5 |
| AISI304 | ≤0.08 | ≤0.08 | AISI304CL |

采用 Bruker D8 Advance 型 X 射线衍射仪(XRD, Cu 靶, K_{α1} 射线,电压为 40 kV,电流为

30 mA)定量分析激光熔覆层的物相;采用 JSM-6490LA 型扫描电子显微镜(SEM)分析熔覆层的显微组织;采用 WDW-20E 材料万能试验机测试熔覆层试样的室温力学性能,拉伸速度为 0.2 mm/min。取样方式及试样尺寸如图 2 (b) 所示,按照 ASTM E8 拉伸试样尺寸标准,线切割出多个拉伸试样。熔覆层截面的显微硬度分布采用 HXD-1000B 型显微硬度计进行测试,加载载荷为 1.96 N,保载时间为 10 s;采用 MMW-1 立式万能摩擦磨损试验机进行摩擦磨损性能测试,摩擦方式为干滑动,对磨

方式为销盘对磨,上试样尺寸为 $\phi 4.7 \text{ mm} \times 15.0 \text{ mm}$,下试样为 GCr15 圆形环块,摩擦磨损实验中加载的载荷为 25 N,转速为 60 r/min,时间为 20 min;采用精度为 0.1 mg 的分析天平称量上试样磨损前后的质量,计算磨损量 Δm ;采用 CHI660E 电化学工作站测试熔覆层的电化学腐蚀特性,采用三电极测量体系,以饱和甘汞电极作为参比电极,铂电极作为辅助电极,熔覆层试样作为工作电极,电位扫描速度为 25 mV/min,腐蚀液采用质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液。

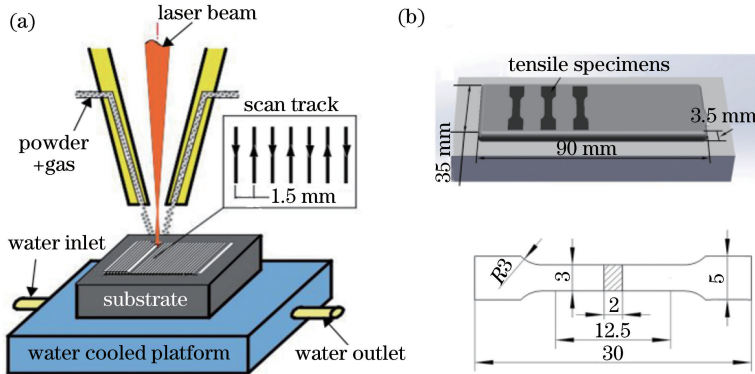


图 2 激光熔覆过程及拉伸试样的制备与尺寸。(a)激光熔覆示意图;(b)拉伸试样的取样方式及尺寸

Fig. 2 Laser cladding process and preparation and size of tensile samples.

(a) Schematic of laser cladding; (b) sampling and size of tensile sample

3 结果与讨论

3.1 熔覆层的截面形貌

图 3 为熔覆层试样的截面镜像形貌,可知,熔覆层试样内均有气孔产生,CL1~CL5 的平均孔隙率分别为 0.12%、7.31%、3.66%、1.04%、0.48%。根据表 1 进一步可知,固溶渗氮后的粉末在激光熔覆

过程中发生了氮偏析,导致熔覆层中出现了气孔,其中熔覆层试样 CL1、CL3、CL4、CL5 内的氮偏析明显低于 CL2。由图 4(a)所示的 XRD 谱可知,固溶渗氮粉末激光熔覆层的奥氏体峰为显著的 γ_N 相特征(特征衍射峰向低角度都稍有偏移),且峰高变化较大。结合表 2 所示的 XRD 定量分析结果可知:粉末中的氮含量偏低时,在激光熔覆过程中,氮在熔池

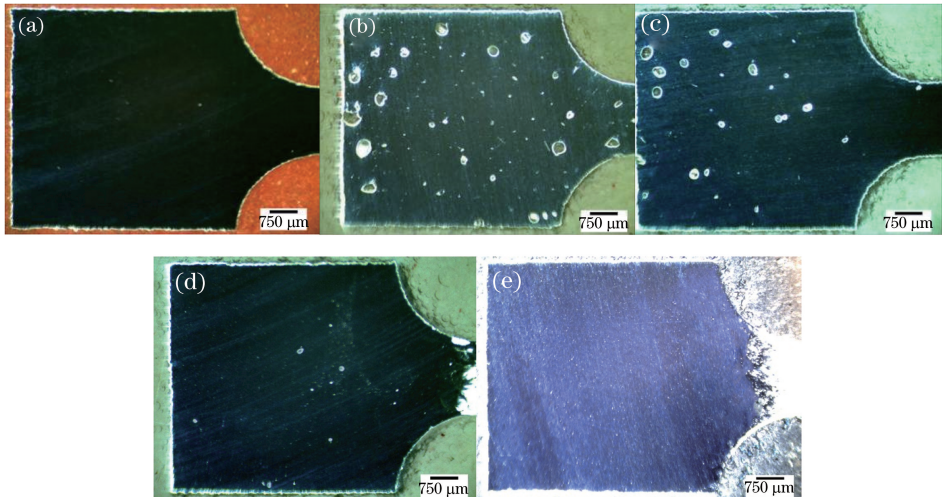


图 3 熔覆层试样的截面镜像形貌。(a) CL1;(b) CL2;(c) CL3;(d) CL4;(e) CL5

Fig. 3 Section mirror images of cladding layer samples. (a) CL1; (b) CL2; (c) CL3; (d) CL4; (e) CL5

内的溶解未饱和,不足以产生大量气孔;粉末中的氮含量偏高时,由于熔池快冷凝固,形成了大量富氮相 γ_N (面心立方结构)和 Cr_2N (密排六方结构),有利于消除氮偏析,抑制气孔的形成。这一结果与 Zhu 等^[12]的研究结果相吻合。

3.2 显微组织

图 4(a)为各熔覆层试样的 XRD 谱,可知:渗氮粉末激光熔覆层试样 CL1~CL5 主要含有 γ_N 相、 CrN 及 Cr_2N ,而试样 AISI304CL 主要含有奥氏体相。图 4(b)、(c)为试样 CL1 的 SEM 图和 EDS 线扫描分析结果。由 EDS 分析结果可知,Cr、N 元素含量在晶界处存在一定波动,氮化物析出明显。

XRD 衍射的定量分析结果进一步说明,熔覆层试样 CL1 的析出相主要为 CrN 。

表 2 熔覆层试样的 XRD 定量分析结果

Table 2 XRD quantitative analysis of cladding layer samples

| Sample code | Mass fraction / % | | |
|-------------|-------------------|------|-------------------|
| | Austenite | CrN | Cr ₂ N |
| CL1 | 99.0 | 1.0 | 0 |
| CL2 | 88.5 | 11.5 | 0 |
| CL3 | 90.4 | 8.4 | 1.2 |
| CL4 | 91.7 | 3.5 | 4.8 |
| CL5 | 94.6 | 0 | 5.4 |
| AISI304CL | 100 | 0 | 0 |

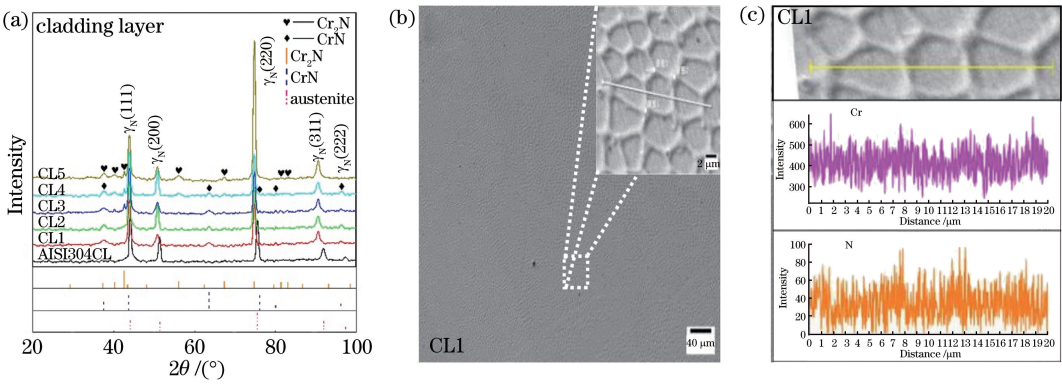


图 4 各熔覆层试样的组织分析。(a) XRD 谱;(b) SEM 图;(c) EDS 分析结果

Fig. 4 Microstructure analysis of each cladding layer sample. (a) XRD spectra; (b) SEM image; (c) EDS analysis

3.3 熔覆层的力学性能

3.3.1 显微硬度

图 5 为各熔覆层试样截面的显微硬度曲线,可知:固溶渗氮粉末激光熔覆层中的氮含量越高,显微硬度越高,试样 CL3 的平均显微硬度高达 280.68 HV0.2,比 AISI304CL 的平均硬度高 63.22 HV0.2。与 AISI304CL 相比,固溶渗氮粉末激光熔覆层的硬度显著提高,这主要是因为氮原子间隙固溶于奥氏体中,引起了不同程度的晶格畸变,

位错密度增大,形成了有效的固溶强化作用。同时,奥氏体晶界上析出的 CrN ,阻碍了位错运动,从而达到晶界强化的作用^[13-14]。

3.3.2 拉伸性能

由图 6(a)所示的应力-应变曲线及表 3 可知:随着熔覆层氮含量的增大,熔覆层试样的抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 均大幅度提高,而断后伸长率则逐渐下降;CL3 试样的抗拉强度为 (856 ± 20) MPa,屈服强度为 (747 ± 15) MPa,断后伸长率为 $(22 \pm 3)\%$ 。CL3 试样的断口形貌如图 6(b)所示,断口上存在大量、均匀的等轴韧窝。CL1 试样的断后伸长率为 $(36 \pm 2)\%$,抗拉强度、屈服强度与 AISI304N 型奥氏体不锈钢的^[15]相当。熔覆层试样强度提高

表 3 熔覆层试样的拉伸性能

Table 3 Tensile properties of cladding layer samples

| Sample code | Tensile property | | |
|-------------|------------------|----------------------|----------------|
| | σ_b / MPa | $\sigma_{0.2}$ / MPa | Elongation / % |
| CL1 | 677 ± 10 | 484 ± 10 | 36 ± 2 |
| CL2 | 776 ± 10 | 658 ± 20 | 24.5 ± 2 |
| CL3 | 856 ± 20 | 747 ± 15 | 22 ± 3 |
| AISI304CL | 535 ± 10 | 411 ± 10 | 40 ± 3 |

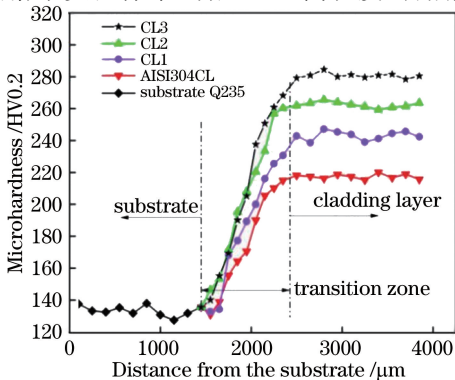


图 5 熔覆层试样的显微硬度

Fig. 5 Microhardness of cladding layer samples

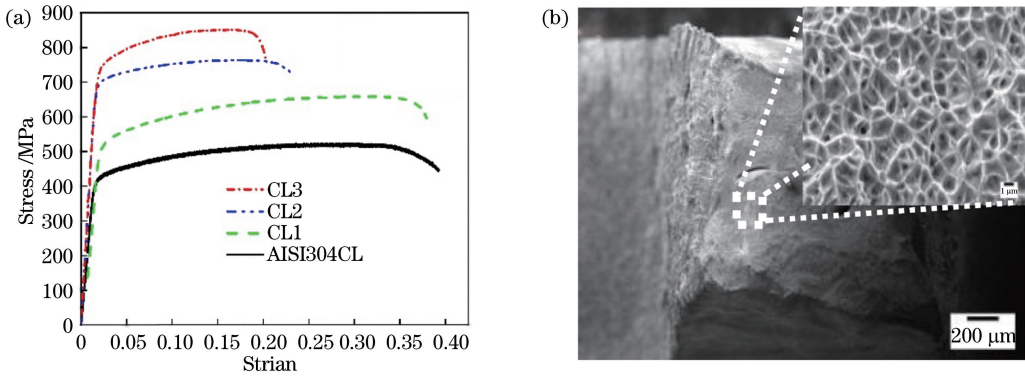


图 6 拉伸应力-应变曲线及拉伸断口形貌。(a)应力-应变曲线;(b) CL3 试样的拉伸断口形貌

Fig. 6 Tensile stress-strain curves and tensile fracture. (a) Stress-strain curves; (b) tensile fracture morphology of sample CL3

的原因:一方面,大量 γ_N 相的形成起到了有效的固溶强化作用;另一方面,固溶渗氮粉末激光熔覆过程的冷速较大, CrN 析出与沉淀的细晶强化作用使强度进一步得到提高。

3.3.3 摩擦磨损性能

图 7 反映了熔覆层试样 CL1、CL2、CL3 及 AISI304CL 的摩擦因数随磨损时间的变化规律,可知:随着熔覆层中的氮含量增加,动摩擦因数整体呈下降的趋势,耐磨性提高;CL1 试样的动摩擦因数比 AISI304CL 略低,约为 0.77,而 CL3 试样的动摩擦因数趋于 0.6。计算得到了 CL1、CL2、CL3 及 AISI304CL 试样磨损前后的 Δm 分别为 1.6, 1.3, 1.0, 1.7 mg,这进一步说明熔覆层中氮含量的提高,氮原子的固溶强化和析出氮化物的晶界强化,有利于提高熔覆层试样在干摩擦条件下的摩擦磨损性能^[16-17]。

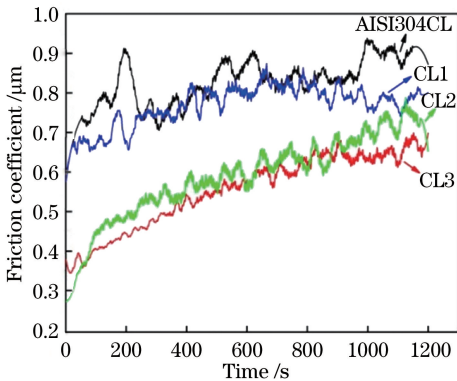


图 7 各熔覆试样的摩擦因数-时间曲线

Fig. 7 Friction coefficient versus time for each cladding sample

3.4 熔覆层的耐腐蚀性能

图 8 为熔覆层试样的电化学阴极极化曲线(E 为自腐蚀电位, I 为自腐蚀电流密度)。由图 8 和表 4 可知:CL1 ~ CL3 试样的耐腐蚀性能比

AISI304CL 显著提高,而且,熔覆层中的氮含量越高,其自腐蚀电位越低,但均高于未渗氮的熔覆层试样 AISI304CL,这是由固溶渗氮存在的敏化现象引起的。固溶处理过程在敏化温度区间停留的时间过长,使得粉末奥氏体晶界上析出的 CrN 增加,从而使得 CrN 在熔覆层内大量沉淀。此外,激光熔覆过程也存在 CrN 的析出,导致晶界上出现贫铬区,晶间腐蚀增强,耐腐蚀性能在一定程度上下降^[18-21]。

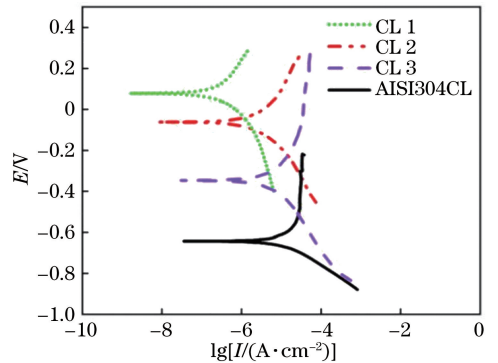


图 8 各熔覆层试样的电化学阴极极化曲线

Fig. 8 Electrochemical cathode polarization curve for each cladding layer sample

表 4 各熔覆层试样的电化学参数

Table 4 Electrochemical parameters of each cladding sample

| Sample code | Corrosion potential E /V | Corrosion rate / ($g \cdot m^{-2} h^{-1}$) |
|-------------|----------------------------|--|
| CL1 | 0.0777 | 1.6198×10^{-5} |
| CL2 | -0.0628 | 8.4656×10^{-5} |
| CL3 | -0.3470 | 3.2119×10^{-4} |
| AISI304CL | -0.6429 | 3.6241×10^{-4} |

4 结 论

AISI304 粉末经超高纯氮气高温固溶渗氮后,

在常压下采用激光熔覆技术制备出含氮奥氏体不锈钢层。含氮奥氏体不锈钢粉末在激光熔覆过程中存在氮偏析,导致熔覆层中形成了气孔,且随着氮含量增大,熔覆层的孔隙率先增大后减小。

随着熔覆层中氮含量逐渐增加,熔覆层的显微硬度、抗拉强度、屈服强度及摩擦磨损性能呈明显增大的趋势,而断后伸长率则逐渐下降。其中:对于氮质量分数为 0.13% 的熔覆层试样,其抗拉强度、屈服强度与 AISI304N 型奥氏体不锈钢相当,断后伸长率为 $(36 \pm 2)\%$;对于氮质量分数为 0.25% 的熔覆层试样,其抗拉强度可达到 (856 ± 20) MPa,屈服强度为 (747 ± 15) MPa,断后伸长率为 $(22 \pm 3)\%$,平均显微硬度为 280.68 HV0.2。

含氮奥氏体不锈钢粉末激光熔覆层的耐腐蚀性能较未渗氮 AISI304 粉末熔覆层的显著提高,且随熔覆层中氮含量的增加,其耐腐蚀性能逐渐下降,但均高于 AISI304 熔覆层。氮质量分数为 0.13% 的熔覆层的自腐蚀电位为 0.0777 V,腐蚀速率为 1.6198×10^{-5} g/(m² · h),均远优于 AISI304 熔覆层。

参 考 文 献

- [1] Hu L, Peng H L, Baker I, et al. Characterization of high-strength high-nitrogen austenitic stainless steel synthesized from nitrided powders by spark plasma sintering[J]. *Materials Characterization*, 2019, 152: 76-84.
- [2] Zhu H M, Li Y Z, Zhang Z Y, et al. Mechanical and corrosion properties of martensite/ferrite duplex stainless steel prepared via laser cladding[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(12): 148-153.
朱红梅,李勇作,张振远,等.激光熔覆制备马氏体/铁素体双相不锈钢层的力学与腐蚀性能研究[J]. *中国激光*, 2018, 45(12): 148-153.
- [3] Luo K Y, Zhou Y, Lu J Z, et al. Influence of laser shock peening on microstructure and property of cladding layer of 316L stainless steel [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(4): 0402005.
罗开玉,周阳,鲁金忠,等.激光冲击强化对 316L 不锈钢熔覆层微观结构和性能的影响[J]. *中国激光*, 2017, 44(4): 0402005.
- [4] Zhang C, Zhang Z Y, Qiu C J, et al. Mechanical and corrosion properties of nitrogen bearing duplex stainless steel sample prepared by laser forming[J]. *China Surface Engineering*, 2019, 32(2): 163-169.
张聪,张振远,邱长军,等.含氮双相不锈钢激光成型试样的力学与腐蚀性能[J]. *中国表面工程*, 2019,

32(2): 163-169.

- [5] Yang Q Z, Wei Y P, Gao P, et al. Research progress of metal additive manufacturing technologies and related materials [J]. *Materials Review*, 2016, 30 (S1): 107-111, 124.
杨全占,魏彦鹏,高鹏,等.金属增材制造技术及其专用材料研究进展[J]. *材料导报*, 2016, 30(S1): 107-111, 124.
- [6] Xu Y L, Zhou Z J. Processing and structure of a nitrogen alloyed oxide dispersion strengthened austenitic stainless steel by mechanical alloying [C]. *Journal of Physics: Conference Series*, 2013, 419 (1): 012052.
- [7] Cisneros M M, Valdés E, Vázquez D, et al. Development of austenitic nanostructures in high-nitrogen steel powders processed by mechanical alloying [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2002, 33(7): 2139-2144.
- [8] Gavriljuk V G, Berns H. High nitrogen steels [M]. Berlin, Heidelberg: Springer-Verlag, 1999: 215-218.
- [9] Berns H, Eul U, Heitz E, et al. Corrosion behaviour of solution nitrided stainless steels [J]. *Materials Science Forum*, 1999, 318/319/320: 517-522.
- [10] Nakanishi T, Tsuchiyama T, Mitsuyasu H, et al. Effect of partial solution nitriding on mechanical properties and corrosion resistance in a type 316L austenitic stainless steel plate [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2007, 460: 186-194.
- [11] Guo W, Zhang Y P, Chai R X. Numerical simulation and experimental study of single-track laser cladding of 304 stainless steels [J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2019, 56(9): 091401.
郭卫,张亚普,柴蓉霞.单道次激光熔覆 304 不锈钢数值模拟与实验研究[J]. *激光与光电子学进展*, 2019, 56(9): 091401.
- [12] Zhu H C, Jiang Z H, Li H B, et al. Effects of nitrogen segregation and solubility on the formation of nitrogen gas pores in 21. 5Cr-1. 5Ni duplex stainless steel [J]. *Metallurgical and Materials Transactions B*, 2017, 48(5): 2493-2503.
- [13] Lu S J, Sun F, Miao X J, et al. Preparation for deep nitriding austenitic stainless steel by complex treatment of plasma nitriding and solid solution [J]. *Surface Technology*, 2018, 47(10): 180-185.
卢世静,孙斐,缪小吉,等.离子渗氮和固溶复合处理制备深层含氮奥氏体不锈钢[J]. *表面技术*, 2018, 47(10): 180-185.
- [14] Nakamura Y, Nakajima M, Shimizu T, et al. Fatigue properties of solution-treated type 304 stainless steel after nitriding [J]. *Key Engineering*

- Materials, 2012, 525/526: 217-220.
- [15] Li X, Wei Y H, Wei Z Y, et al. Effect of cold rolling on microstructure and mechanical properties of AISI 304N stainless steel [C]. IOP Conference Series: Earth and Environmental Science, 2019, 252(2): 022027.
- [16] Li C, Bell T. Sliding wear properties of active screen plasma nitrided 316 austenitic stainless steel [J]. Wear, 2004, 256(11/12): 1144-1152.
- [17] Chen G Q, Wei Y H, Li S, et al. Friction and wear mechanism of unlubricated 304L austenitic stainless steel at room temperature [J]. Journal of Wuhan University of Technology (Materials Science Edition), 2012, 27(2): 222-226.
- [18] Jin W S. Study on local corrosion resistance of nitrogenous austenitic stainless steel[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2007: 32-55.
- 金维松. 含氮奥氏体不锈钢耐局部腐蚀性能的研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2007: 32-55.
- [19] Qin X J, Guo X L, Lu J Q, et al. Erosion-wear and intergranular corrosion resistance properties of AISI 304L austenitic stainless steel after low-temperature plasma nitriding [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 698: 1094-1101.
- [20] Lu S J, Zhao X B, Wang S K, et al. Performance enhancement by plasma nitriding at low gas pressure for 304 austenitic stainless steel[J]. Vacuum, 2017, 145: 334-339.
- [21] Sathirachinda N, Pettersson R, Wessman S, et al. Scanning Kelvin probe force microscopy study of chromium nitrides in 2507 super duplex stainless steel: implications and limitations[J]. Electrochimica Acta, 2011, 56(4): 1792-1798.