

铸铁表面激光熔覆哈氏合金 C276 组织及性能

张凯奕^{1,2}, 韩宏升³, 杨川¹, 崔鹏飞¹, 李正阳², 杨海丽¹

(1. 华北理工大学 冶金与能源学院, 河北 唐山 063210; 2. 中国科学院力学研究所 先进制造工艺力学实验室, 北京 100190; 3. 河北省机电设备再制造产业技术研究院, 河北 唐山 064300)

摘要: **目的** 提高铸铁表面耐磨、耐腐蚀性能。**方法** 采用激光熔覆技术在铸铁表面制备哈氏合金 C276 涂层, 采用扫描电镜 (SEM)、能谱仪 (EDS)、X 射线衍射仪 (XRD) 研究其显微组织、化学成分、相组成。通过摩擦磨损试验机和电化学试验站, 对基体和熔覆层的摩擦磨损性能及耐腐蚀性能进行测试。**结果** 熔覆层中有析出性气孔, 未见裂纹。在激光高温热源的作用下, 熔覆层中的合金元素扩散到了铸铁基体中, 且过渡平稳, 形成了良好的冶金结合, 在界面处形成了马氏体和莱氏体。熔覆层主相为 γ -Ni 及 $\text{Ni}_6\text{Mo}_6\text{C}$ 、 M_6C ($\text{Ni}_3\text{Mo}_3\text{C}$ 、 $\text{Ni}_2\text{W}_4\text{C}$) 等碳化物。熔覆层从底部到顶部依次形成了平面晶、胞状晶、柱状树枝晶、发达树枝晶、胞状树枝晶和少量等轴树枝晶。熔覆层的平均硬度为 $370\text{HV}_{0.2}$, 平均摩擦系数为 0.28, 1 h 的磨损量为 0.081 g, 自腐蚀电位 E_{corr} 为 -0.32 V , 自腐蚀电流密度 J_{corr} 为 $8.51 \times 10^{-7}\text{ A/cm}^2$ 。基体的耐磨性较差, 腐蚀倾向较大, 平均硬度为 $180\text{HV}_{0.2}$, 平均摩擦系数为 0.34, 1 h 的磨损量为 0.318 g, 自腐蚀电位 E_{corr} 为 -0.79 V , 自腐蚀电流密度 J_{corr} 为 $3.31 \times 10^{-6}\text{ A/cm}^2$ 。**结论** 在铸铁表面采用激光熔覆技术制备 C276 哈氏合金涂层, 成形效果良好, 耐磨性能和耐腐蚀性能显著提高。

关键词: 激光熔覆; 哈氏合金 C276; 铸铁; 显微组织; 耐磨性; 耐腐蚀性

中图分类号: TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2021)06-0109-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2021.06.011

Microstructures and Properties of Hastelloy C276 on Cast Iron Surface by Laser Cladding

ZHANG Kai-yi^{1,2}, HAN Hong-sheng³, YANG Chuan¹, CUI Peng-fei¹, LI Zheng-yang², YANG Hai-li¹

(1. College of Metallurgy and Energy, North China University of Science and Technology, Tangshan 063210, China; 2. Lab of Mechanics in Advanced Manufacturing, Institute of Mechanics, Chinese Academy of Sciences, Beijing 100190, China; 3. Hebei Mechanical and Electrical Equipment Remanufacturing Industry Technology Research Institute, Tangshan 064300, China)

ABSTRACT: This paper aims to improve the wear resistance and corrosion resistance of cast iron surface. The cladding layer of Hastelloy C276 was prepared on the surface of cast iron by laser cladding. The microstructure, chemical composition and phase constitution were studied by scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectroscopy (EDS) and X-ray diffraction (XRD). The friction and wear properties and corrosion resistance of the substrate and cladding layer were tested by

收稿日期: 2020-06-26; 修订日期: 2020-09-14

Received: 2020-06-26; Revised: 2020-09-14

作者简介: 张凯奕 (1989—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为金属材料表面改性。

Biography: ZHANG Kai-yi (1989—), Male, Master, Research focus: surface modification of metal materials.

通讯作者: 杨海丽 (1968—), 女, 博士, 教授, 主要研究方向为新型材料制备及表面改性。邮箱: sjmsxmhl@126.com

Corresponding author: YANG Hai-li (1968—), Female, Doctor, Professor, Research focus: preparation and surface modification of new materials. E-mail: sjmsxmhl@126.com

引文格式: 张凯奕, 韩宏升, 杨川, 等. 铸铁表面激光熔覆哈氏合金 C276 组织及性能[J]. 表面技术, 2021, 50(6): 109-115.

ZHANG Kai-yi, HAN Hong-sheng, YANG Chuan, et al. Microstructures and properties of Hastelloy C276 on cast iron surface by laser cladding [J]. Surface technology, 2021, 50(6): 109-115.

friction-wear test machine and electrochemical workstation. It was found that precipitated pores existed in the cladding layer, but no cracks. Under the action of laser high temperature heat source, the alloying elements in the cladding layer diffuse into the cast iron substrate, and the transition is smooth, forming a good metallurgical bonding. Martensite and ledeburite are formed at the interface. The main phase of the cladding layer was composed of γ -Ni and carbides such as $\text{Ni}_6\text{Mo}_6\text{C}$ and $\text{M}_6\text{C}(\text{Ni}_3\text{Mo}_3\text{C}, \text{Ni}_2\text{W}_4\text{C})$. From the bottom to the top of the cladding layer, planar crystals, cellular crystals, columnar crystals, developed dendrites or cellular dendrites and a few equiaxed dendrites were formed in this order. The average microhardness of the cladding layer was 370HV_{0.2}, the average friction coefficient was 0.28, and the wear amount was 0.081 g for 1 h. The self-corrosion potential of the cladding layer was -0.32 V, and the self-corrosion current density was $8.51 \times 10^{-7} \text{ A/cm}^2$. The wear resistance of the substrate was poor, and the corrosion tendency was greater. The average microhardness of the cladding layer was 180HV_{0.2}, and its average friction coefficient was 0.34, and the wear amount was 0.318 g for 1 h. The self-corrosion potential of the cladding layer was -0.79 V, and self-corrosion current density was $3.31 \times 10^{-6} \text{ A/cm}^2$. The C276 Hastelloy coating prepared by laser cladding on the surface of cast iron has good molding effect, and the wear resistance and corrosion resistance are significantly improved.

KEY WORDS: laser cladding; Hastelloy C276; cast iron; microstructure; wear resistance; corrosion resistance

铸铁以其优良的耐磨性、减震性等,被广泛应用在冶金、水泥、石油、石化、汽车、船舶等领域。特别是球墨铸铁,具有良好的铸造性及接近于钢的力学性能,更是得到广泛应用。球墨铸铁一般用于制造各类缸体、端盖、曲轴等关键部件,这类部件一般体积大、形状复杂、制作周期较长。多数铸铁构件在磨损、腐蚀等恶劣工况下使用,关键部位极易提前失效^[1-4]。

高炉煤气余压回收透平发电机 (TRT) 组是利用高炉冶炼煤气的压力将热能转化为电能的一种装置,在冶金企业具有举足轻重的地位。其承缸一般采用 QT400-15 铸造。机组长时间在煤气介质中工作,而目前有些钢铁企业为了降低成本,大多采用干式除尘,从而导致煤气中的粉尘颗粒含量增加。在以澳矿为炼铁原料进行低温冶炼时,Cl⁻浓度升高,煤气温度降低,导致煤气腐蚀性增强,大大加速了缸体的磨损与腐蚀^[5-6]。

传统的方法一般是采用纯 Ni 或 Fe-Ni 作为焊接材料,对铸铁零件进行堆焊修复及强化。但铸铁碳当量很高,焊接性极差,容易产生裂纹、变形等缺陷^[7]。同时在结合界面附近易产生白口化,导致堆焊层硬度极高,加工困难,严重时甚至产生剥离、掉块现象。

激光涂层制备技术是采用激光熔覆沉积的方式对零件进行增材制造的先进技术。与传统热源相比,激光能量密度高,熔覆层可与基材形成冶金结合,热影响区和基体变形小,工艺过程易于控制和实现自动化。激光熔覆技术在涂层结合强度、力学性能、耐腐蚀性能等方面均显示出了传统修复方式无法比拟的技术优势^[8-9]。因此,采用激光熔覆技术制备涂层是一种提高铸铁表面性能可行、有效的方法。Liu 等^[10]在球墨铸铁表面激光沉积功能梯度材料,以 Inconel625 镍基高温合金作为过渡层来减少裂纹的产生,然后激光沉积 SS420 马氏体不锈钢作为工作层,表面硬度最高达到 650HV_{0.3}。通过磨损实验证明,涂

层非常耐磨。Sun 等^[11]在球墨铸铁轧辊表面激光合金化 C-B-W-Cr 涂层,结果表明,熔覆层由共晶和枝晶组成,耐磨性能较铸铁基体提高 1.6 倍。但熔覆后,从界面区萌生出裂纹,随后扩展至基体。目前,大多数学者的研究方向主要是采用激光技术提高铸铁表面的耐磨性,对在铸铁表面制备无裂纹且具备耐磨损、耐腐蚀能的涂层,研究较少。

哈氏合金 C276 属于 Ni-Mo-Cr-W 系镍基合金,具有较高的强度、韧性及耐腐蚀性,尤其是在湿氯、氯化盐溶液等介质中表现出良好的耐腐蚀性能^[12]。因此,国内外学者对 C276 涂层的制备进行了相关研究。黄科等^[13]采用超音速火焰喷涂技术在 316L 不锈钢表面制备了 C276 熔覆层,熔覆层为层状结构,且致密,显微硬度及耐磨性能比基材显著提高。王晓明等^[14]在炮管用钢上激光熔覆 C276 涂层,涂层成形良好,耐腐蚀性能与镀铬涂层在同一量级。

上述研究表明,C276 涂层与钢具有较好的相容性,并且能够显著提高钢材表面的耐磨性、耐腐蚀性能。但球墨铸铁中含有大量石墨,激光重熔后,石墨会发生熔解、扩散,碳元素的扩散会影响熔覆层组织及性能。因此,铸铁基体的熔覆界面与钢基体差别很大。目前,国内外同行制备的 C276 哈氏合金涂层一般应用在钢材上,应用在铸铁基体上的研究尚不多见。

本文提出利用激光熔覆技术,在与 TRT 承缸铸造工艺相同的试样表面制备无裂纹的 C276 涂层,研究了涂层与铸铁基体结合区到熔覆层顶部的组织形貌及晶体结构演变,并分析了涂层表面的耐磨、耐腐蚀机理,为工业应用提供前期实验和理论依据。

1 实验

1.1 材料

实验基体材料为球墨铸铁 QT400-15,其化学成

分见表 1。QT400-15 组织为铁素体+石墨球，组织形貌如图 1a 所示。基材尺寸为 100 mm×100 mm×10 mm。采用砂纸去除表面氧化层，用无水乙醇清洗干净，然后吹干。熔覆材料为 C276 合金粉末，粒度为 20~100 μm，粉末形貌如图 1b 所示，化学成分见表 2。

表 1 球墨铸铁 QT400-15 化学成分
Tab.1 Chemical composition of ductile cast iron QT400-15 wt. %

C	Si	Mn	P	S	Mg	Cu	Fe
3.6	2.6	0.28	≤0.05	≤0.02	0.035	≤0.1	Bal.

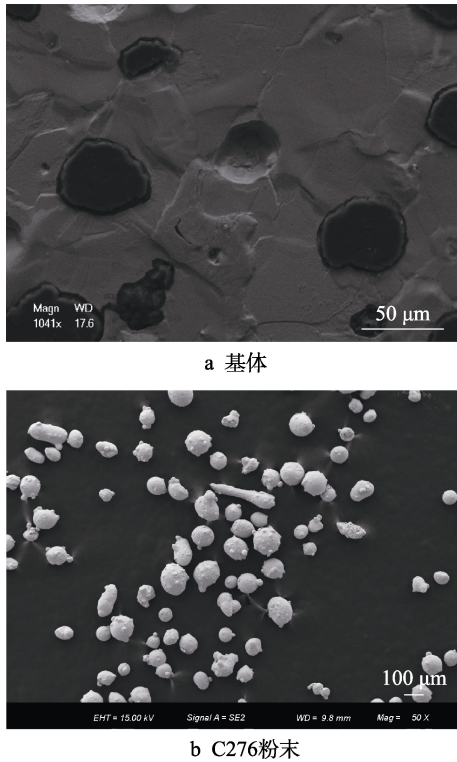


图 1 基体及 C276 粉末 SEM 形貌
Fig.1 SEM morphology of substrate and C276 powder: a) substrate; b) C276 powder

表 2 C276 化学成分
Tab. 2 Chemical composition of C276 wt. %

Cr	Mo	V	W	Fe	C	Mn	Ni
14.8	20.0	0.5	5.0	3.8	0.08	0.8	Bal.

1.2 方法

本实验激光器选用的是锐科 RFL-C1000 光纤激光器，波长为 1069 nm，额定输出功率为 1000 W。采用同轴送粉、蛇形往复运动方式进行激光熔覆。前期进行工艺实验，优化选定的工艺：激光功率为 800 W，扫描速度为 10 mm/s，光斑直径为 2 mm，多道搭接率为 40%，粉嘴与基材距离为 2.5 mm，氩气流量为 5 L/min，送粉量为 8 g/min，采用氩气对熔覆层进行

保护。
将激光熔覆试样沿垂直激光扫描方向进行线切割，获得熔覆层截面，然后进行镶嵌、研磨、抛光，制备金相试样。用王水溶液 ($V_{\text{HCl}}:V_{\text{HNO}_3}=3:1$) 进行腐蚀，腐蚀时间为 60 s。利用扫描电镜 (SEM)、能谱仪 (EDS)、X 射线衍射仪 (XRD) 对熔覆层的组织形貌、元素分布及物相进行分析。

采用 HV-1000 型显微硬度计测量熔覆层显微硬度分布，测点间隔 100 μm，载荷为 0.2 kg，停留时间为 15 s。每个试块测量 3 次，取算数平均值。采用 M-2000 型磨损试验机对铸铁和激光熔覆层分别进行磨损实验，试样尺寸为 15 mm×15 mm×10 mm，对磨环的直径为 50 mm，材质为 GCr15，硬度为 (60±2)HRC，正向载荷为 250 N，对磨环转速为 200 r/min，磨损时间为 1 h，记录摩擦系数。磨损前后，用电子天平称取试样质量，并计算其磨损量。通过 ZAHNER 公司 IM6e X 电化学工作站对熔覆层进行电化学测试，采用三电极体系，熔覆层 (或基体) 为工作电极，铂片为对电极，Ag/Ag Cl 为参比电极。电解质为 3.5%NaCl 溶液。

2 结果与讨论

2.1 熔覆层的组织形貌

利用优化工艺制备的熔覆层的宏观形貌如图 2a 所示，表面质量良好，没有宏观裂纹。熔覆层的 SEM 照片如图 2b 所示。可以看出，熔合线清晰，未见裂纹。通过 EDS 分析发现，在熔覆层中出现了石墨球，如图 2c 所示。在熔覆过程中，石墨球主要是随着熔池的流动进入熔覆层，未能与其他元素进行化合反应，依然保持游离态。涂层中的气孔形成的原因较多，主要有表面污染物、保护不充分、冶金反应等。铸铁在铸造过程中会吸附和溶解各种气体，而且基体中含有大量石墨，石墨与基体的空隙也会残留一些杂质^[15]，在熔覆过程中，石墨及杂质受热反应产生气体，反应气体及溶解的残留气体会进入熔池。由于熔覆层冷却速度很快，气体来不及逸出，就会在熔覆层中形成气孔。图 2b 中多数气孔在一条直线上，呈现出由基体向熔覆层运动的趋势。根据上述分析，本实验中出现的气孔多源于基体析出的气体。

对熔覆层采用 EDS 线扫描，分析位置如图 3 所示。可以看出，在激光高温热源的作用下，熔覆层与基体熔合较好，形成了清晰的熔合线，熔合区无明显缺陷。熔覆层中的合金元素扩散到了铸铁基体中，且过渡平稳，形成了良好的冶金结合。

在高温熔池的作用下，部分熔覆材料将石墨球外圈基体熔化，流动进入到石墨球中，部分石墨球发生了熔解与扩散，如图 4a 所示。由于激光熔覆是一个

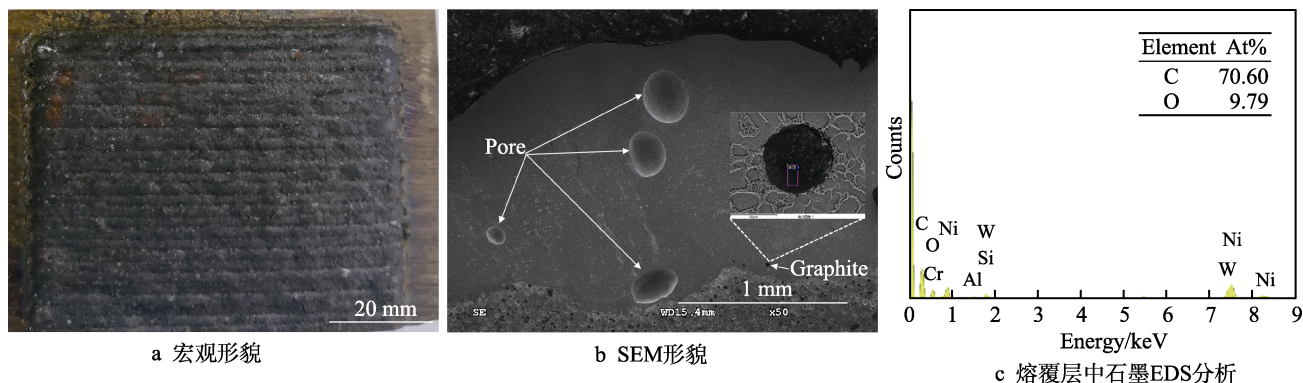


图2 熔覆层形貌

Fig.2 Morphology of cladding layer: a) macromorphology; b) morphology of SEM; c) EDS analysis of graphite in cladding layer

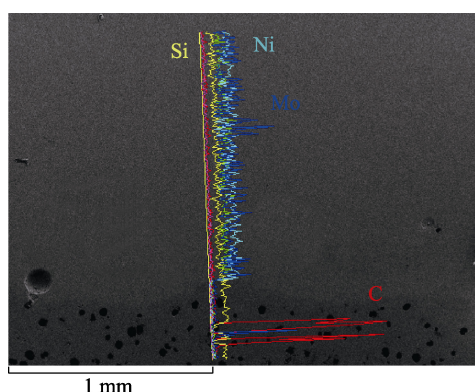
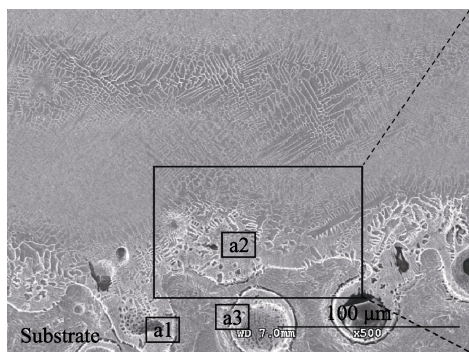
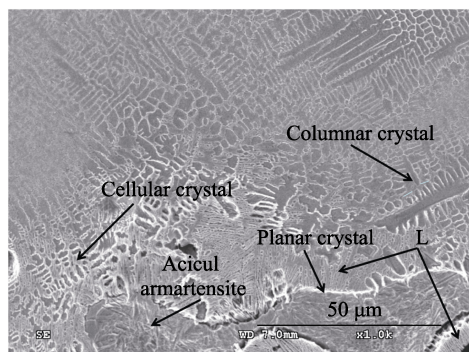


图3 熔覆层与基体的EDS分析

Fig.3 EDS analysis of cladding layer and substrate



a 整体形貌



b 局部放大

图4 熔合区SEM形貌

Fig.4 SEM morphology of bond: a) overview; b) local amplification

快速升温 and 凝固的过程, 在石墨球熔解区 a1、熔解扩散区 a2、未完全熔解石墨球“外壳”a3 这3个富碳区, 发生共晶转变, 形成了莱氏体。同时, 由于高温作用, 铁素体基体转变为奥氏体, 碳元素扩散到奥氏体基体中, 由于快速凝固起到“淬火”作用, 因此在基体中形成了高碳马氏体^[16], 如图4b所示。

在图4b中, 可以看到界面向上依次出现平面晶、胞状晶和柱状树枝晶。由快速凝固理论可知, 成分过冷度决定熔覆层的组织形态。过冷度与温度梯度 G 和凝固速度 R 密切相关。

靠近基体部位的温度梯度很大, 凝固速度很小, 很难形成成分过冷, 因此晶体呈平面状生长。随着晶体生长离界面越来越远, 温度梯度变小, 凝固速度变大, 溶质含量逐渐增大, 平面晶界固/液界面变得不稳定, 开始向胞状晶和柱状枝晶转变。Tiller 等^[17]从界面稳定性角度指出了凝固过程中平面晶向胞/枝晶转变的定量判据:

$$\frac{G_L}{v} = \frac{M_0 C_0 (k_0 - 1)}{k_0 D_L} \quad (1)$$

式中: G_L 为界面液相温度梯度; v 为界面生长速度; C_0 为合金平均成分; k_0 为溶质分配系数; D_L 为溶质液相中的扩散系数; M_0 为常数。

熔覆层中间部位的显微组织形貌如图5所示。随着凝固的不断进行, 结晶潜热不断释放, 凝固速度降

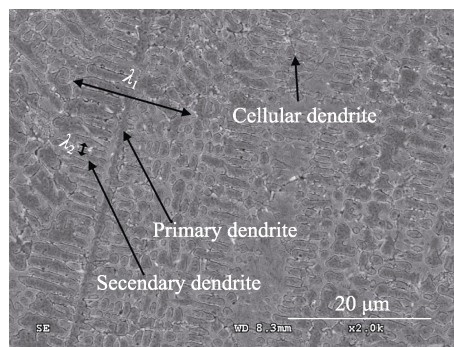


图5 熔覆层中间部位SEM形貌

Fig.5 SEM morphology of the middle part of the cladding layer

低,使得 G/R 继续变大,从而一部分胞状晶和柱状树枝晶开始成长为发达的树枝晶,成长方向较为明显,并且出现了一些中间形态的胞状树枝晶。树枝晶是一种远离平界面稳定性极限条件下生长的晶体形态,其沿着晶体学确定择优取向生长^[18]。通常用一次枝晶臂(λ_1)、二次枝晶臂(λ_2)表征枝晶的形态。 λ 表示枝晶尺寸, λ 越小,晶粒越细。 λ_1 可以用式(2)计算^[19]。 λ_2 的大小与材料的力学性能密切相关^[20],可用式(3)表示^[21]。

$$\lambda_1 = \frac{a}{\sqrt{GR}} \quad (2)$$

$$\lambda_2 = b \left(\frac{\Delta T_s}{GR_s} \right)^n \quad (3)$$

式(2)中: a 为常数。式(3)中: b 为常数; ΔT_s 为结晶时合金的温度范围; R_s 为枝晶生长速度; n 约

为 0.33。

由式(2)、(3)可以看出, λ_1 与 λ_2 都与温度梯度和凝固速度有密切的关系。利用 image J 图像处理软件对熔覆层底部和中部的 λ_1 、 λ_2 进行测量。熔覆层底部 λ_1 约为 $10.9 \mu\text{m}$, λ_2 约为 $2.2 \mu\text{m}$;中间部位 λ_1 约为 $16.6 \mu\text{m}$, λ_2 约为 $4.1 \mu\text{m}$ 。验证了当 G/R 增大时,枝晶晶粒发生长大粗化。

熔覆层顶部的组织形貌如图 6 所示。由于熔覆层顶部与外界接触,热量可以向外各个方向传递, G/R 值变小,过冷度变大。由于冷却速度很快, λ_1 约为 $9.6 \mu\text{m}$, λ_2 约为 $2.2 \mu\text{m}$,生长为细小的树枝晶,组织分布均匀,并且生长方向各异。有些转变成等轴树枝晶,并且由于 Cr、Mo、W 等合金元素在枝晶的液相区聚集,形成了共晶组织。

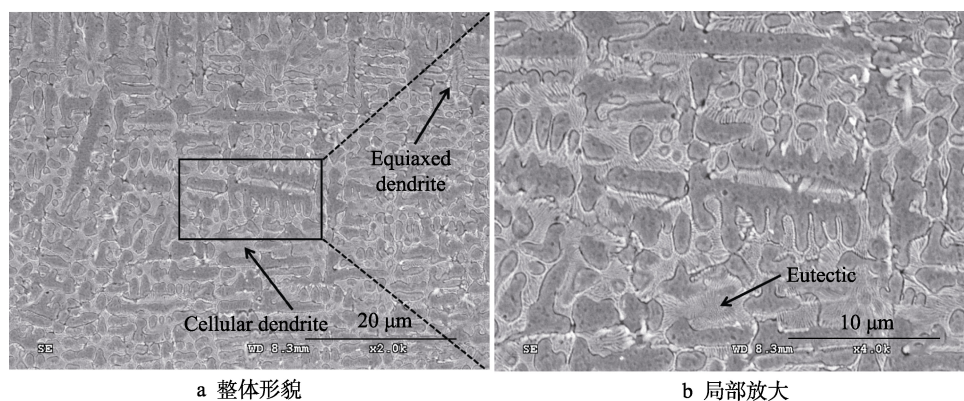


图 6 熔覆层顶部 SEM 形貌

Fig.6 SEM morphology of the top part of the cladding layer: a) overview; b) Local amplification

2.2 XRD 分析

C276 熔覆层的 XRD 图谱见图 7。熔覆层主要的相为 γ -Ni 及 $\text{Ni}_6\text{Mo}_6\text{C}$ 、 M_6C ($\text{Ni}_2\text{W}_4\text{C}$ 、 $\text{Ni}_3\text{Mo}_3\text{C}$) 碳化物。 γ -Ni 为面心立方结构,作为固溶体的基体相,具有良好的耐腐蚀性和韧性,同时具有很大的固溶度。由于凝固速度较快,使 Cr、Mo、W 等合金元素固溶在 γ -Ni 中,起到了固溶强化的作用^[22]。

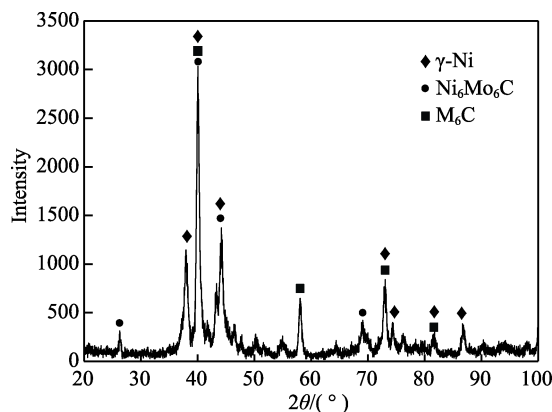


图 7 C276 熔覆层 XRD 图谱

Fig.7 XRD pattern of C276 cladding layer

2.3 显微硬度和耐磨性

从基体到熔覆层的显微硬度测试结果如图 8 所示。可以看出,基体的平均硬度在 $180\text{HV}_{0.2}$ 左右,熔覆层的硬度普遍高于基体,在熔合区及热影响区的硬度最高,硬度最大值可达 $523\text{HV}_{0.2}$ 。这是因为在界面处存在又硬又脆的莱氏体和马氏体相,是导致熔覆层结合面容易开裂的主要因素之一。由于基体为铸铁,

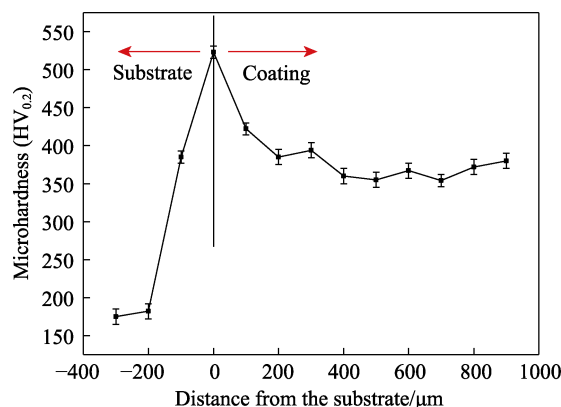


图 8 熔覆层显微硬度分布

Fig.8 Microhardness distribution of cladding layer

在激光熔覆过程中,这些脆性相的形成是不可避免的,但是可以采取合理工艺或进行热处理来缩小脆性相区域和降低其硬度值。熔覆层硬度起伏不大,平均硬度值为 $370\text{HV}_{0.2}$ 。较为平均的硬度更有利于提高熔覆层整体的耐磨性。Cr、Mo、W 等合金元素固溶于 $\gamma\text{-Ni}$ 中,起到固溶强化作用。同时,在树枝晶中分布的碳化物及树枝晶对位错运动的阻碍,也是硬度提高的主要原因。从工程应用角度来讲,铸铁涂层硬度不宜过高。硬度值过高会导致涂层脆性增大,容易产生剥落和裂纹,且后续机械加工困难。

熔覆层与基材的摩擦系数对比如图 9 所示。环块转动摩擦 18 000 次,时间为 1 h。计算得到基材的平均摩擦系数为 0.34,1 h 的磨损量为 0.318 g。C276 熔覆层的平均摩擦系数为 0.28,1 h 的磨损量为 0.081 g。可以看出,基材的摩擦系数开始很低,是因为铸铁里面含有大量石墨,石墨在摩擦磨损中可以起到润滑剂的作用,从而减小基体与滚轮的摩擦系数。随着磨损的继续进行,接触面越来越大,铁素体基体较软,磨损量加剧,摩擦系数呈现逐渐增大的趋势^[23-24]。当磨损次数增加到 2400 次左右时,摩擦系数呈现稳定增长趋势。从摩擦开始到结束,C276 熔覆层的摩擦曲线保持平滑稳定增长,斜率低于基材材料,摩擦系数变化不大。这是因为 C276 熔覆层中的合金元素能够很好地固溶在 $\gamma\text{-Ni}$ 基体中,组织均匀。通过对比 2 种材料的摩擦磨损性能,说明 C276 熔覆表面耐磨性能优于基体。

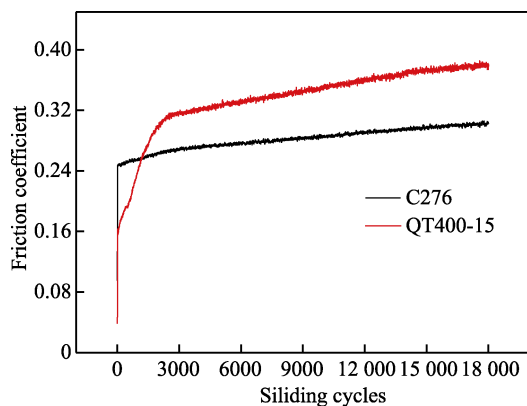


图 9 熔覆层与基材摩擦系数曲线

Fig.9 Friction coefficient curves between cladding layer and substrate

2.4 耐腐蚀性

C276 熔覆层和铸铁基材在 3.5%NaCl 溶液中的 Tafel 曲线如图 10 所示。其电化学腐蚀参数见表 3。自腐蚀电位 E_{corr} 越正,腐蚀电流密度 J_{corr} 越小,材料的耐腐蚀性越好^[25]。自腐蚀电位 E_{corr} 虽然不直接反映腐蚀速率,但代表偏离平衡位置的程度,腐蚀电位低,代表腐蚀的热力学倾向更大。C276 熔覆层的自腐蚀电位 E_{corr} 高,自腐蚀电流密度 J_{corr} 比基材低 1 个数量级,表示 C276 熔覆层的耐腐蚀性能远高于基体。

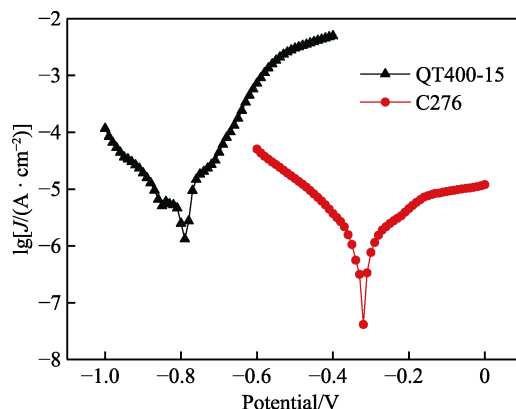


图 10 基材与 C276 熔覆层 Tafel 曲线

Fig.10 Tafel curves of substrate and C276 cladding layer

表 3 C276 熔覆层与基材的电化学腐蚀参数

Tab.3 Electrochemical corrosion parameters of C276 cladding and substrate

	E_{corr}/V	$J_{\text{corr}}/(\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$
C276	-0.32	8.51×10^{-7}
QT400-15	-0.79	3.31×10^{-6}

铁素体铸铁因为石墨和渗碳体的电极电位很高,通常作为阴极,而铁素体作为阳极,构成一个原电池,造成大阴极小阳极,阳极区腐蚀电流过大,使其耐腐蚀性较差^[26-27]。C276 熔覆层的耐腐蚀性能较好,是由于合理的工艺使熔覆层晶粒细小,无过烧现象,组织均匀,原电池腐蚀倾向小。同时,C276 材料含有 Ni、Mo、Cr 等元素,不但可以提高 $\gamma\text{-Ni}$ 基体的电位,降低与枝晶沉淀相的电位差,降低被腐蚀几率,还能促进基体的钝化,形成钝化膜,起到隔离腐蚀介质的作用,从而增强熔覆层的耐腐蚀性。

3 结论

1)采用激光熔覆技术在球墨铸铁 QT400-15 表面制备了组织形貌良好的 C276 熔覆层。熔覆层中有析出性气孔的形成,未见裂纹。熔覆层中的合金元素扩散到了铸铁基体中,且过渡平稳,形成了良好的冶金结合。

2)激光熔覆 C276 熔覆层主要相为 $\gamma\text{-Ni}$ 及 $\text{Ni}_6\text{Mo}_6\text{C}$ 、 M_6C ($\text{Ni}_2\text{W}_4\text{C}$ 、 $\text{Ni}_3\text{Mo}_3\text{C}$) 碳化物,界面处形成了马氏体和莱氏体。枝晶晶粒从底部到顶部先增大、后减小,熔覆层顶部晶粒细小、组织均匀。

3)激光熔覆 C276 涂层平均硬度高于铸铁基体 2 倍,平均摩擦系数低于铸铁基体,单位时间内磨损量为铸铁的 1/4,提高了铸铁表面的耐磨性能。

4)激光熔覆 C276 熔覆层受腐蚀的倾向更小,增强了铸铁表面的耐腐蚀性能。

参考文献:

[1] DONG Shi-yun, YAN Shi-xing, XU Bin-shi, et al.

- Microstructure and mechanical property of NiCuFeBSi alloy with laser cladding on substrate of gray cast irons[J]. Chinese journal of lasers, 2012, 39(12): 73-79.
- [2] 盛达. 球墨铸铁工业生产 60 年的发展[J]. 现代铸铁, 2009(2): 51-55.
SHENG Da. 60 years fast development of nodular iron industrialized production[J]. Modern cast iron, 2009(2): 51-55.
- [3] 郝石坚. 现代铸铁学[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009.
HAO Shi-jian. Modern cast iron[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009.
- [4] NADAL R L, ROCA A S, FALS H D C, et al. Mechanical properties of thixoformed hypoeutectic gray cast iron[J]. Journal of materials processing technology, 2015, 226(6): 146-156.
- [5] 杨镇. 高炉煤气干法除尘中煤气管道快速腐蚀问题探讨[J]. 世界钢铁, 2010, 10(5): 43-49.
YANG Zhen. Discussion on rapid corrosion of gas piping occurring in application of dry-type blast furnace gas dedusting technology[J]. World iron & steel, 2010, 10(5): 43-49.
- [6] 陈小东, 邓万里. 高炉干法除尘后煤气管道腐蚀情况分析 & 对策[J]. 冶金能源, 2011, 30(6): 16-19.
CHEN Xiao-dong, DENG Wan-li. Analysis of corrosion failure for gas piping conveying dry-dedusted gas and discussion about countermeasures[J]. Energy for metallurgical industry, 2011, 30(6): 16-19.
- [7] 张坤. 铸铁激光再制造技术的研究[D]. 杭州: 浙江工业大学, 2017.
ZHANG Kun. Study on laser remanufacturing of cast iron[D]. Hangzhou: Zhejiang University of Technology, 2017.
- [8] 杨洗陈, 李会山, 王云山, 等. 用于重大装备修复的激光再制造技术[J]. 激光与光电子学进展, 2003, 40(10): 53-57.
YANG Xi-chen, LI Hui-shan, WANG Yun-shan, et al. Laser refabricating technology for repairing expensive and important equipments[J]. Laser & optoelectronics progress, 2003, 40(10): 53-57.
- [9] 张坚, 吴文妮, 赵龙志. 激光熔覆研究现状及发展趋势[J]. 热加工工艺, 2013, 42(6): 131-139.
ZHANG Jian, WU Wen-ni, ZHAO Long-zhi. Research progress and development trend of laser cladding[J]. Hot working technology, 2013, 42(6): 131-139.
- [10] LIU Yong-feng, WENG Fei, BI Gui-Jun, et al. Characterization of wear properties of the functionally graded material deposited on cast iron by laser-aided additive manufacturing[J]. International journal of advanced manufacturing technology, 2019, 105(10): 4097-4105.
- [11] SUN Gui-fang, ZHOU Rui, LI Peng, et al. Laser surface alloying of C-B-W-Cr powders on nodular cast iron rolls[J]. Surface & coatings technology, 2011, 205(8-9): 2747-2754.
- [12] ZOCCO A, PERRONE A, VIGNOLOM F, et al. High quality Hastelloy films deposited by XeCl pulsed laser ablation[J]. Applied surface science, 2003, 208-209: 669-675.
- [13] 黄科, 邓运来, 刘敏, 等. 超音速火焰喷涂哈氏合金 C-276 涂层的显微结构与性能[J]. 材料研究与应用, 2010, 4(3): 51-54.
HUANG Ke, DENG Yun-lai, LIU Min, et al. Microstructure and properties of HVOF C-276 Hastelloy coating[J]. Materials research and application, 2010, 4(3): 51-54.
- [14] 王小明, 罗耕星, 胡浩, 等. 炮钢表面激光熔覆 Hastelloy C-276 涂层的组织及性能[J]. 应用激光, 2018, 38(3): 5-11.
WANG Xiao-ming, LUO Geng-xing, HU Hao, et al. Microstructure and properties of laser cladding Hastelloy C-276 coating on gun steel surface[J]. Applied laser, 2018, 38(3): 5-11.
- [15] 张金山. 金属液态成型原理[M]. 北京: 化学工业出版社, 2011.
ZHANG Jin-shan. Principle of liquid metal forming[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2011.
- [16] LI Yong-jian, DONG Shi-yun, YAN Shi-xing, et al. Phase evolution of ductile iron during laser cladding processing[J]. Surface and coatings technology, 2018, 339: 37-47.
- [17] TILLER A, JACKSON K A, RUTTER J W, et al. The redistribution of solute atoms during the solidification of metals[J]. Acta metallurgica, 1953, 1(4): 428-437.
- [18] 库尔兹. 凝固原理[M]. 北京: 高等教育出版社, 2010.
KURZ W. Fundamentals solidification[M]. Beijing: High Education Press, 2010.
- [19] HUANG Yong-jun, ZENG Xiao-yan, HU Qian-wu, et al. Microstructure and interface interaction in laser induction hybrid cladding of Ni-based coating [J]. Applied surface science, 2009, 255(7): 3940-3945.
- [20] SHABANI M, MAZAHERY A. Prediction of mechanical properties of cast A356 alloy as a function of microstructure and cooling rate [J]. Archives of metallurgy & materials, 2011, 56(3): 671-675.
- [21] 安阁英. 铸件形成理论[M]. 北京: 机械工业出版社, 1989.
AN Ge-ying. Theory of casting formation[M]. Beijing: China Machine Press, 1989.
- [22] FERREIRA L D S, GRAF K, SCHEID A. Microstructure and properties of nickel-based C276 alloy coatings by PTA on AISI 316L and API 5L X70 steel substrates[J]. Materials research, 2015, 18(1): 212-221.
- [23] KAWAMOTO M, MAKOTO M, ADACHI S, et al. Relation between friction and wear of ductile cast iron[J]. Journal of Japan Foundry Engineering Society, 1978, 50: 90-94.
- [24] 斯松华, 方亮, 周庆德. 球墨铸铁与 Al_2O_3 陶瓷的滑动摩擦磨损[J]. 机械工程材料, 2000, 24(4): 36-38.
SI Song-hua, FANG Liang, ZHOU Qing-de. Lubricated sliding friction and wear of ductile iron against ceramics Al_2O_3 [J]. Materials for mechanical engineering, 2000, 24(4): 36-38.
- [25] LI Da-lei, LIN Chu-hong, CHRISTOPHER B M, et al. Tafel analysis in practice[J]. Journal of electroanalytical chemistry, 2018, 826: 117-124.
- [26] 师红旗, 丁毅, 马立群. 化学镀镍换热器管束腐蚀破裂失效分析[J]. 表面技术, 2009, 38(5): 93-95.
SHI Hong-qi, DING Yi, MA Li-qun. Failure analysis of corrosion cracking of heat exchanger tubes packing with electroless nickel[J]. Surface technology, 2009, 38(5): 93-95.
- [27] MOHEBBI H, LI C Q. Experimental investigation on corrosion of cast iron pipes[J]. International journal of corrosion, 2011, 2011(1): 506501.1-506501.17.