

快速激光熔覆 Ni/不锈钢堆焊层 组织及耐蚀性能研究

董会¹, 韩燕², 付安庆², 周勇¹, 李霄¹

(1.西安石油大学, 西安 710065; 2.中国石油集团石油管工程技术研究院, 西安 710077)

摘要: 目的 提高 CT90 钢耐腐蚀性能的同时, 大幅度提升激光熔覆效率。方法 用快速激光熔覆在 CT90 连续油管表面堆焊一层 Ni/不锈钢涂层。用扫描电子显微镜 (SEM) 及能谱 (EDS) 研究涂层组织结构特征, 用电化学工作站测试涂层耐全面腐蚀和点蚀的能力, 通过 SEM 分析试样表面腐蚀形貌。结果 一次扫描后, CT90 连续油管表面制备了一层约 200 μm 厚的 316L/Ni 堆焊层, 堆焊层由约 50 μm 厚的扩散区与 150 μm 厚的涂层区组成。堆焊层致密程度较高, 其孔隙率仅约为 0.4%, 稀释率约为 1.7%。熔覆层晶粒主要以柱状晶的方式垂直于熔覆层/基体界面生长, 表面存在少量等轴晶区和板条形貌的晶粒。与涂层区晶粒内部相比, 涂层区晶界处的 Cr 含量降低约 1.2%。熔覆 316L/Ni 堆焊层后, CT90 连续油管的自腐蚀电位升高约 0.55 V, 自腐蚀电流密度降低约 95%, 点蚀电位约为 0.34 V。电化学测试后, CT90 试样表面腐蚀严重, 而熔覆层大部分区域仍保持测试前形态, 少量区域发生局部腐蚀, 腐蚀区域呈现蜂窝形貌。结论 快速激光熔覆在保证熔覆层低孔隙率、高致密度、低稀释的同时, 还显著提升了激光熔覆的生产效率。涂层能够显著提升 CT90 钢耐全面腐蚀及局部腐蚀的能力, 使得 CT90 钢的腐蚀形式发生变化。

关键词: 快速激光熔覆; 堆焊层; 点蚀; 碳钢; 不锈钢; 腐蚀

中图分类号: TG174.44 文献标识码: A 文章编号: 1001-3660(2019)05-0021-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.05.004

Microstructure and Corrosion Resistance of Ni/Stainless Steel Surfacing Layer Deposited via High-speed Laser Cladding

DONG Hui¹, HAN Yan², FU An-qing², ZHOU Yong¹, LI Xiao¹

(1.Xi'an Shiyu University, Xi'an 710065, China; 2.CNPC Tubular Goods Research Institute, Xi'an 710077, China)

ABSTRACT: The work aims to improve the corrosion resistance of CT90 coiled tubing and the efficient of the lase cladding. The Ni/316L cladding layer was deposited on CT90 coiled tubing via high-speed laser cladding. The microstructure of cladding was addressed by scanning electron microscope (SEM) and energy dispersive spectrum (EDS). The elentrochemical workshop was employed to test the resistances of general corrosion and pitting corrosion of the cladding and then the corrosion morphology was represented through SEM. The Ni/316L cladding layer with thickness of 200 μm could be deposited on CT90 coiled tubing after once scanning. The cladding layer contained 50 μm thick diffusion region and 150 μm thick coating. The cladding

收稿日期: 2018-12-22; 修订日期: 2019-01-29

Received: 2018-12-22; Revised: 2019-01-29

基金项目: 西安石油大学“材料科学与工程”省级优势学科 (YS37020203); 材料成形与模具技术国家重点实验室开放课题研究基金 (P2018-17)

Fund: Supported by “Materials Science and Engineering” of Provincial Advantage Disciplines in Xi'an Shiyu University (YS37020203) and the Open- and Fund Research Project of State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology (P2018-17)

作者简介: 董会 (1981—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为材料表面涂层 (隔热、耐蚀、耐磨涂层) 技术。邮箱: donghuihy@163.com

Biography: DONG Hui (1981—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: coating (thermal barrier, anti-corrosion and anti-wear) technology on material surface. E-mail: donghuihy@163.com

layer was dense and the porosity was only about 0.4%. In addition, the dilution rate was approximately 1.7%. The columnar grains in cladding mainly grew perpendicular to the interface of cladding layer/matrix, and there were a few equiaxed grains and slatted grains around the surface of cladding layer. Compared with the inner of grain in coating area, the Cr element content at grain boundary in coating area decreased about 1.2%. The corrosion potential of Ni/316L cladding layer increased about 0.55 V after high-speed laser cladding. Additionally, the corrosion current density decreased about 95%. The pitting potential of the cladding layer was about 0.34 V. The CT90 corrosion was seriously after electrochemistry test, while the most regions of cladding still remained the morphology before test except a few local corrosion areas. The corrosion regions of cladding surface exhibited faveolated morphology. The high-speed laser cladding not only can deposit the coating with characteristics of low porosity, densification, low dilution rate, but also dramatically improve the efficiency of laser cladding. Both the general corrosion resistance and the local corrosion resistance of CT90 coiled tubing improves dramatically via 316L/Ni coating deposited by high-speed laser cladding. Meanwhile, the corrosion mode changes after deposition of 316L/Ni cladding.

KEY WORDS: high-speed laser cladding; cladding layer; pitting; carbon steel; stainless steel; corrosion

碳钢在石油及天然气生产、运输过程中起到了举足轻重的作用。但是,油气井环境越来越复杂,导致材料的服役环境越来越苛刻,腐蚀、磨损等因素造成低碳合金钢在很多场合已经不能完全满足服役需求^[1-2]。因此,国内部分油田在石油、天然气生产过程中开始使用更耐蚀的不锈钢^[2-4]。与碳钢相比,不锈钢材料显著提升了设备的耐蚀性,但是其价格提升更显著。在材料表面涂覆一层有机高分子材料同样能够显著提升碳钢的耐蚀性能^[5-6]。高分子材料与碳钢之间的相容性较差、热膨胀失配较大等因素导致二者之间的结合力较低,服役过程中,有机涂层极易脱落^[6],即使不发生脱落,有机涂层还存在水、油等浸入问题,造成更严重的绝缘层下腐蚀^[7]。等离子喷涂在碳钢表面制备耐蚀涂层可以显著提升基体的耐蚀性,但孔隙导致腐蚀性介质渗入涂层内部直接腐蚀基体,发生涂层下的腐蚀^[8]。

基于熔化、再固化工艺的激光熔覆技术,可以在金属表面直接制备出致密、低孔隙率的涂层^[9-11],通过耐蚀性金属的熔覆可以显著提升钢材的防腐及耐磨性^[9,11-13]。同时,工艺恰当时,激光熔覆层稀释率低,可以较好地保留熔覆材料的原始化学成分^[11,13],以保证熔覆层材料性能的良好继承性。但是,激光熔覆扫描速度慢,涂层成本较高。随着扫描速率的增加,普通激光熔覆层会出现带状组织、未熔颗粒及孔隙,且晶粒生长具有明显的取向性,涂层耐蚀性下降^[11]。德国弗劳恩霍夫激光技术研究所和亚琛工业大学研制开发了高速激光熔覆技术,在保证涂层致密性、结合强度等性能的基础上提升了熔覆速度。

316L 不锈钢具有良好的耐全面腐蚀及点蚀的能力,目前广泛用于压力容器、海洋装置。但是由于Cl⁻的侵蚀作用,316L 表面钝化膜破裂及阳极溶解的过程被加速^[14],易诱发腐蚀穿孔及应力腐蚀开裂。Ni 元素能够在一定程度上提升316L 不锈钢钝化膜的稳定性及耐点蚀性能,同时还能提升其强度、硬度。因此,316L 与 Ni 粉充分混合后,经激光熔覆形成均

匀涂层,可以在316L 钢基础上进一步显著提高材料的耐蚀性,并可提升涂层的耐磨性。同时由于Ni 的热膨胀系数与碳钢相近,通过Ni 元素的添加可以显著降低熔覆层与基体的线膨胀失配,降低裂纹扩展的驱动力。因此,在传统激光熔覆基础上,本文基于高速激光熔覆原理在CT90 连续油管表面快速熔覆一层涂层,研究了高速激光熔覆下涂层的微观结构特征,以及熔覆层对CT90 连续油管耐腐蚀性能的提升作用。

1 试验

1.1 试验材料

基体选用CT90 连续油管($\phi 50.8 \text{ mm} \times 4.5 \text{ mm}$)。激光熔覆粉末为粒度30~70 μm 的实心316L 不锈钢粉末和30~80 μm 的纯Ni 粉末以质量比2:1混合而得。316L 粉末呈现不规则的形状,镍粉呈现较规则的圆形,如图1所示。

1.2 试样制备工艺

激光熔覆前对CT90 管材表面进行除锈处理。将316L 不锈钢粉与Ni 粉以质量比2:1均匀混合,熔覆前混合粉末需在烘箱内烘烤1 h以上,以保证粉末的流动性。熔覆系统由激光发生器、智能激光冷水机、ZB-80F 送粉器、工作台、机械手等部件构成。与传统激光熔覆不同,快速熔覆过程中,送粉器将粉末均匀地送入激光光束,粉末在到达基体前已经被加热至熔融状态。因此,快速激光熔覆时,涂层材料以液态形式进入熔池。激光熔覆参数如表1所示。

1.3 电化学性能测试

电化学试样为直径15.2 mm 的圆片,工作面积为1.81 cm^2 ,用100#—1000#砂纸逐级打磨,冲洗,并丙酮除油。辅助电极选用棒状石墨电极,参比电极选用饱和甘汞电极(SCE)。电化学测试由PARSTAT-2273 电化学测试系统完成。极化曲线测量的初始电位为

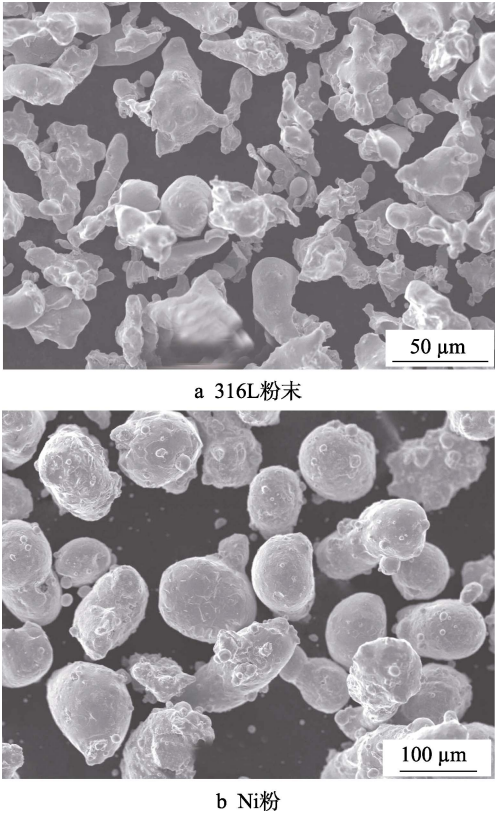


图 1 316L 粉末和 Ni 粉末的微观形态
Fig.1 Micro-morphologies of 316L and Ni powders

表 1 激光熔覆工艺参数
Tab.1 Parameters of laser cladding process

Power/kW	Scan velocity/ (mm·s ⁻¹)	Feeding velocity/ (g·min ⁻¹)
1.5	133	13.5

-500 mV（相对于开路电位），终止电位为+1000 mV（相对于开路电位），扫描速度为 0.33 mV/s。腐蚀介质为 3.5%NaCl 溶液，测试温度为室温，环境为大气环境。电化学阻抗谱的频率范围为 10⁻²~10⁵ Hz，阻抗测量信号是幅度为 10 mV 的正弦波。

1.4 熔覆层形貌表征

激光熔覆完成后，首先采用线切割制备 15 mm×10 mm×4.5 mm 尺寸的试样，然后采用金相镶嵌机镶嵌试样。采用 100#—1500#砂纸磨光试样。磨光过程中，每一道磨光工序必须去除前一道工序造成的变形层。试样磨光完成后，采用粒度 0.5 μm 的金刚石抛光液抛光试样。金相试样制备时采用王水腐蚀熔覆层。熔覆层形貌、元素分布特征及电化学腐蚀形貌，采用带有能谱分析功能的 JSM-6390A 型扫描电镜。熔覆层孔隙率采用图片法（熔覆层断面图片）统计。为提升统计的准确性，图片应能清晰分辨孔隙与熔覆层的边界，本文选用图片的放大倍数为 500 倍。孔隙率统计结果为 10 个随机且不重复区域孔隙率的平均值。

2 结果及分析

2.1 涂层熔覆态形貌特征

图 2a 为熔覆层稀释率计算示意图。稀释率为基体熔化面积（A_s）与整个熔覆层面积（A_s+A_p）的比值，可以通过下式计算^[11]。

$$D_r = \frac{A_s}{A_s + A_p} \times 100\%$$
 (1)

式中，D_r 是稀释率，A_s 是基体的熔化面积，A_p 为熔覆层面积。

图 2b 为单焊道熔覆层的断面形貌。熔覆层与基体存在明显的界面，与其他区域相比，熔覆层下方存在一定的下凹，这表明熔覆过程中基体发生了轻微的熔化。基于图 2a 及公式（1），以界面起伏的中间线为基点，熔覆层稀释率约为 1.7%。因此，与传统激光熔覆相比，快速激光熔覆具有的低稀释率可以使熔覆层更好地继承其设计成分，不存在因基体稀释导致熔覆层耐蚀性明显降低等问题。

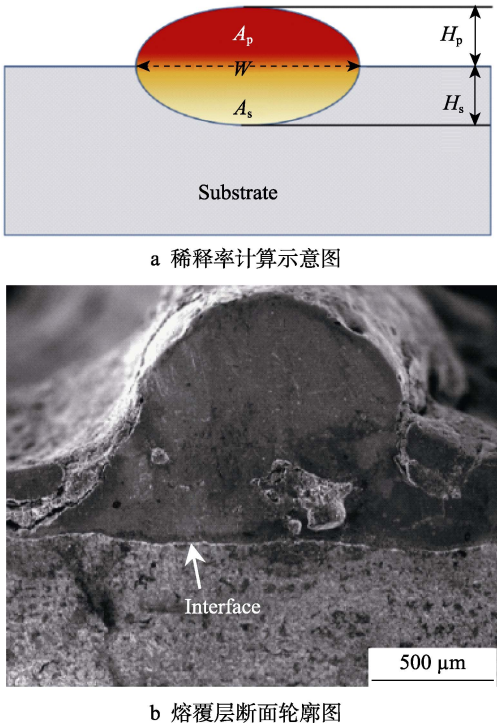


图 2 熔覆层稀释率计算示意图及单焊道的断面形貌
Fig.2 Schematic diagram of dilution calculation and SEM image of the cross section of the cladding with single pass

图 3 为熔覆层系统的断面元素分析结果。熔覆层可分为两个区域：扩散区与涂层区。涂层区厚度方向 Fe、Cr、Ni 等三种元素的含量稳定。整个基体内部的 Ni、Cr 元素含量基本相同，这表明熔覆层中 Ni、Cr 元素未向基体扩散。与基体相比，靠近熔覆层的基体内部 Fe 元素含量明显降低，该区域宽度约为 20 μm。熔覆层扩散区中 Fe 元素明显高于涂层区，这意味着熔覆过程中，基体内部的 Fe 元素向熔覆层发生了扩

散。同时,靠近界面的基体内部 Fe 含量低于熔覆层,因此界面处发生了 Fe 原子由基体向熔覆层迁移的上坡扩散。另外,扩散区中 Cr、Ni 两种元素的含量低于涂层区,而基体及涂层区 Ni、Cr 元素含量相对稳定。因此,熔覆层扩散区内部的 Ni、Cr 元素含量比涂层区低的主要原因是,基体中 Fe 元素向熔覆层扩散,降低了两种元素的相对含量。Fe 元素向熔覆层扩散的结果是扩散区的耐蚀性低于涂层区。由于熔覆层主要通过外部涂层区提升 CT90 连续油管的耐蚀性,因此扩散区的耐蚀性对整个熔覆层的耐蚀性基本没有影响。同时,由于 Fe 元素的渗入,基体与熔覆层之间的热膨胀系数呈梯度降低,熔覆层与基体之间的失配应力降低,有助于降低熔覆层的开裂趋势,提升熔覆层抵抗应力腐蚀开裂的能力。

图 4 为快速激光熔覆层的断面形貌。一次扫描后,熔覆层厚度约为 200 μm ,其中扩散区的厚度约为 50 μm ,涂层的厚度约为 150 μm ,如图 4a 所示。由图 4a 可知,熔覆层致密,内部仅存在少量气孔,孔隙率仅约为 0.4%。同时,熔覆层不存在由表面至界面的贯穿性孔隙,避免了腐蚀性介质沿着贯穿性孔进入基体的可能。涂层靠近界面的区域及界面形貌如图 4b 所示。涂层/基体界面清晰,未发生明显扩散,且界面结合程度高,不存在气孔、裂纹等缺陷。界面附近的熔覆层晶粒存在明显的织构,晶粒垂直于界面

生长。与传统激光熔覆不同,快速激光熔覆的晶粒未出现因熔覆速度过快而导致的晶粒倾斜生长以及合金颗粒未完全熔化等问题^[11],且熔覆层致密程度较高。制备涂层过程中,316L/Ni 粉末在接触熔池前便完全熔化,材料以液态形式进入熔池,这可以较好地避免因扫描速度提升造成的晶粒生长取向变化,同时提升粉末熔化程度,进而降低涂层孔隙率。另外,垂直于界面的晶粒可以显著降低温度变化时熔覆层与基体的热膨胀失配应力。

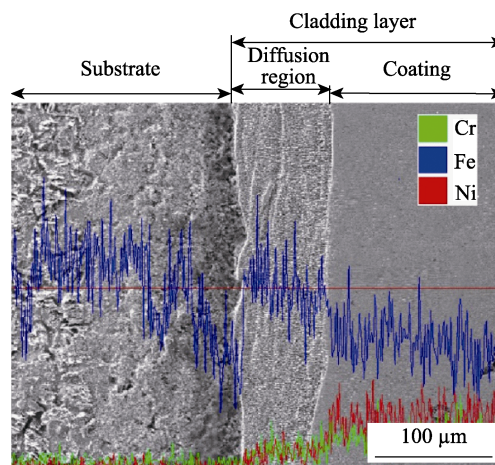


图 3 熔覆层断面元素分布

Fig.3 Element distribution on cross section of cladding layer

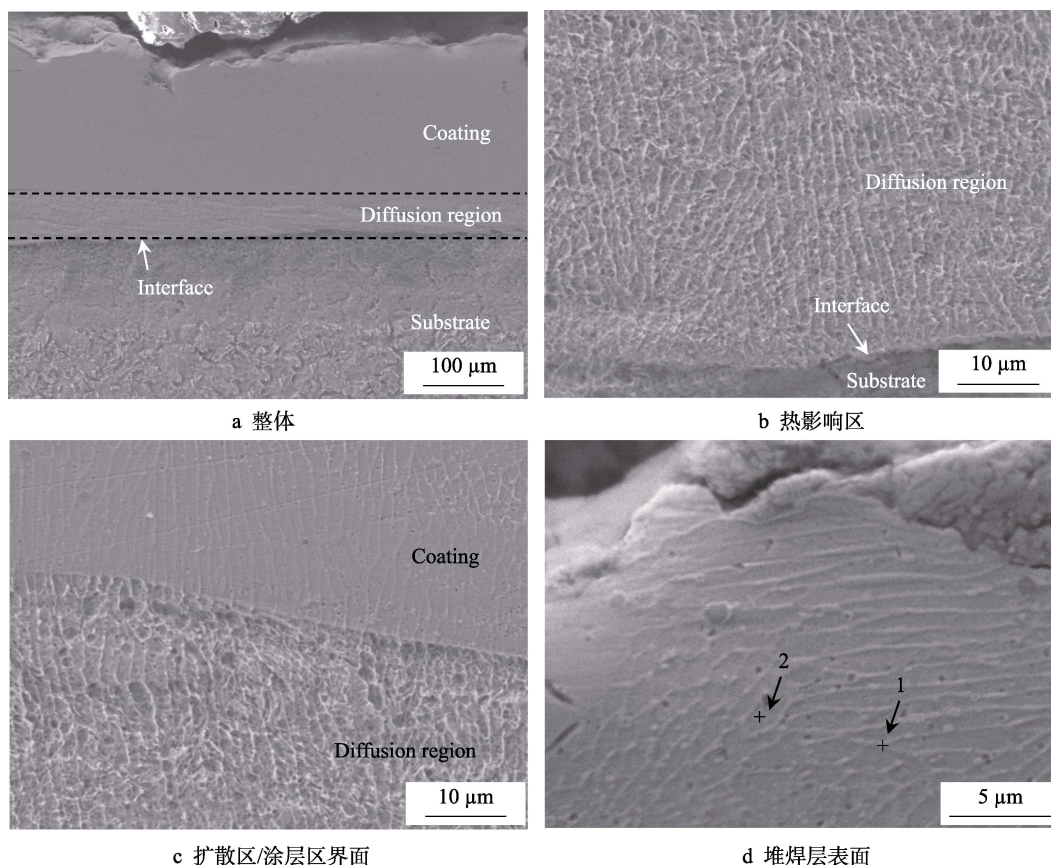


图 4 熔覆态堆焊层断面形貌

Fig.4 Cross sections of as-surfaced cladding layer: a) cladding layer, b) heat affected zone, c) interface of diffusion region/coating, d) the area in the vicinity of free surface

由于化学成分等因素的影响,扩散区与涂层的耐蚀性不同,金相腐蚀液浸泡后,二者存在明显的界面,如图 4c 所示。尽管扩散区与涂层区的化学成分不同,但是晶粒生长具有明显的遗传性,即熔覆层晶粒以扩散区的晶粒为晶核进行外延生长,出现了同一晶粒内部不同位置耐蚀性不同的现象。图 4d 为熔覆层表面晶粒形貌。由于靠近表面的熔覆层在凝固过程中主要沿着表面散热,所以靠近表面约 $10\text{ }\mu\text{m}$ 的晶粒沿着近似平行于熔覆层表面的方向生长,形成板条状晶粒。板条晶粒下方存在一定宽度的近似等轴状晶粒。研究表明,该形状晶粒的耐蚀性高于柱状晶^[13],因此靠近表面的等轴晶可以为以柱状晶为主的熔覆层提供额外的耐蚀性。

图 5 为涂层区的能谱分析结果。涂层晶界主要的化学成分为 Fe、Cr、Ni、Mo 等四种元素,其质量分数分别为 51.7%、7.03%、39.67%、1.59%,如图 5a 所示。晶粒内部同样以 Fe、Cr、Ni、Mo 等四种元素为主,质量分数分别为 51.94%、8.2%、37.62%、2.24%,如图 5b 所示。基于 316L 粉末及 Ni 粉的元素含量及配比可知,熔覆层中 Ni 的设计含量为 41%,与实际熔覆含量基本相同,因此通过机械混合可以制备设计成分的 Ni/316L 熔覆层。与晶粒内部相比,晶界处 Cr 元素含量降低约 1.2%。因此从化学成分角度分析,熔覆层晶界的耐蚀性稍低于晶粒内部。

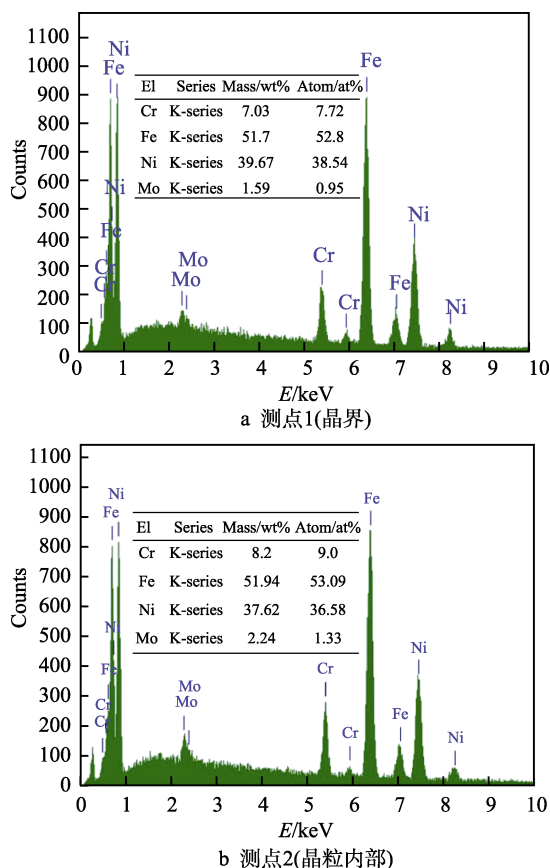


图 5 图 4d 中各点的 EDS 分析

Fig.5 EDS results of two regions in Fig.4d: a) point 1 (grain boundary), b) point 2 (the interior of grains)

2.2 电化学性能

图 6 为 CT90 及其表面熔覆 316L/Ni 层以后的极化曲线。CT90 表面熔覆一层 316L/Ni 涂层后,其自腐蚀电位约为 -0.3 V ,与 CT90 钢相比,自腐蚀电位升高约 0.55 V ,这表明在 CT90 表面熔覆耐蚀涂层可以显著降低 CT90 的腐蚀倾向。分析结果表明,CT90 连续油管的自腐蚀电流密度约为 0.01 mA/cm^2 ,表面熔覆 316L/Ni 涂层后,CT90 钢的自腐蚀电流密度降低至 0.0005 mA/cm^2 ,自腐蚀电流密度降低了约 95%。因此,从动力学角度分析,CT90 表面熔覆 316L/Ni 涂层后,其腐蚀速率跳跃式降低。图 7 为两种试样的阻抗谱,插图为 CT90 钢阻抗谱细节图。结果表明,CT90 钢表面熔覆 316L/Ni 涂层以后,其电荷转移抗力显著提升。因此,基于极化曲线与阻抗谱,从动力学与热力学角度分析,CT90 钢表面熔覆 316L/Ni 涂层后,其耐均匀腐蚀的能力显著提升。

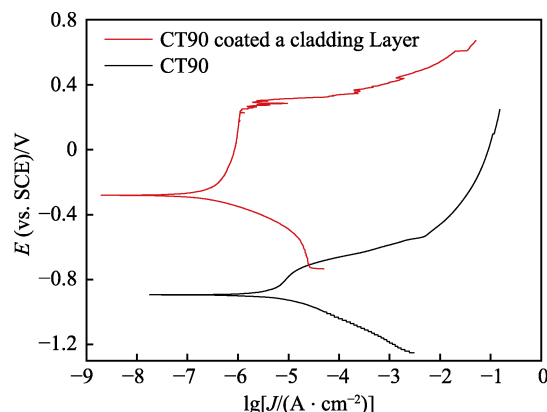


图 6 熔覆层与 CT90 的极化曲线

Fig.6 Potentiodynamic polarization curves of CT90 with and without cladding

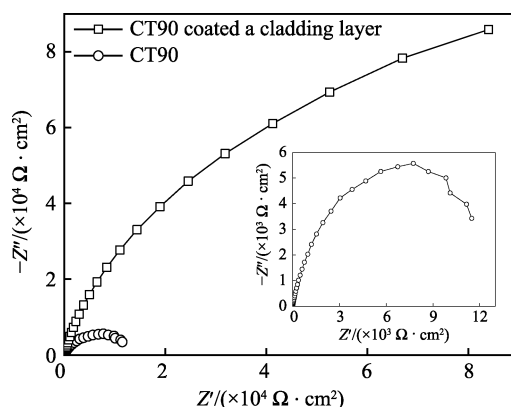


图 7 熔覆层与 CT90 的阻抗谱

Fig.7 Impedance spectroscopy of CT90 with and without cladding

不锈钢级别以上钢种的典型失效方式为点蚀诱发的应力腐蚀开裂。因此,本文基于阳极极化曲线测试了 CT90 钢表面熔覆 316L/Ni 涂层后的点蚀电位,如图 8 所示。基于标准测试方法^[15],本文规定腐蚀电流密度为 $100\text{ }\mu\text{A/cm}^2$ 时,对应的电位为熔覆层的点

蚀电位。因此, CT90 钢表面熔覆 316L/Ni 涂层后, 其点蚀电位约为 0.34 V。相同测试条件下, 油田用超级 13Cr 不锈钢的点蚀电位为 0.03~0.12 V^[16-17]。CT90 钢表面采用快速激光熔覆堆焊 316L/Ni 涂层后, 其抵抗点蚀的能力跳跃式提升, 已经高于目前油田常用的超级 13Cr 马氏体不锈钢。

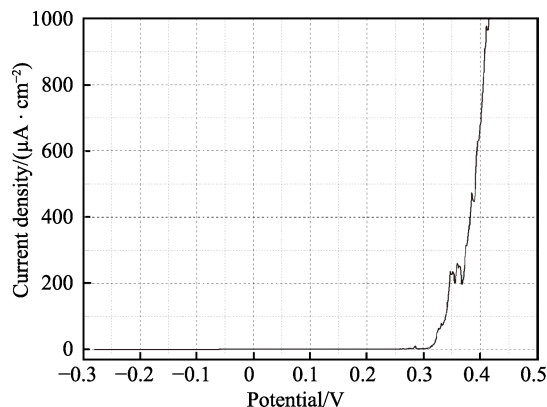
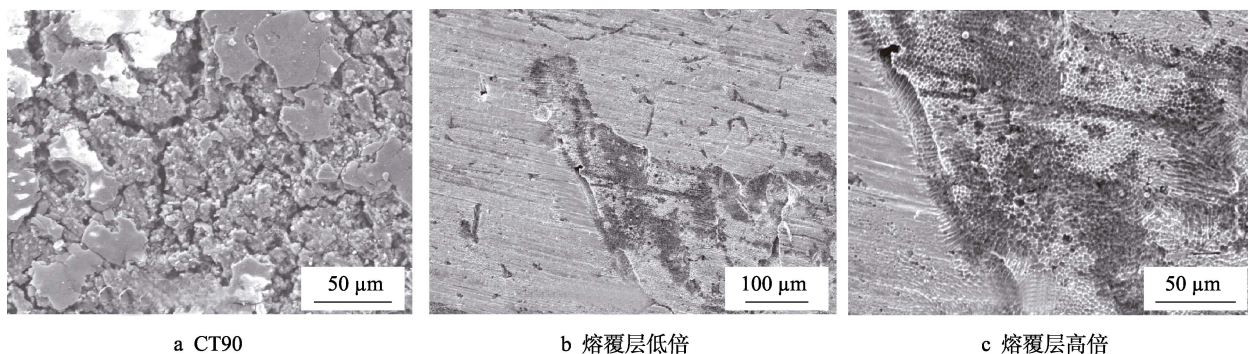


图8 熔覆层的阳极极化曲线
Fig.8 Polarization curve of anode of cladding



a CT90

b 熔覆层低倍

c 熔覆层高倍

图9 电化学测试后试样表面腐蚀形貌

Fig.9 Surface corrosion morphologies of samples after electrochemical test

3 结论

1) 通过一次扫描, 快速激光熔覆可在 CT90 钢表面制备一层约 200 μm 厚的 316L/Ni 熔覆层。熔覆层分为扩散区与涂层区两部分, 涂层具有致密、低孔隙率、低稀释率等特点。快速激光熔覆制备的涂层晶粒主要以柱状晶方式生长, 且生长方向垂直于基体/熔覆层界面。

2) 快速激光熔覆在 CT90 钢表面堆焊 316L/Ni 涂层后, CT90 的自腐蚀电位提升了约 0.55 V, 自腐蚀电流密度降低了约 95%。因此, 从热力学及动力学角度分析, 表面熔覆 316L/Ni 涂层后, CT90 钢的耐全面腐蚀能力显著提升。

3) 快速激光熔覆在 CT90 钢表面堆焊 316L/Ni 涂层后, CT90 钢的点蚀电位约为 0.34 V, 显著高于油田常用超级 13Cr 马氏体不锈钢的点蚀电位。因此, 快速激光熔覆在 CT90 表面制备 316L/Ni 涂层可以显

著提升 CT90 钢耐局部腐蚀的能力。

4) 表面熔覆 316L/Ni 涂层后, CT90 的腐蚀形式由全面腐蚀+局部腐蚀转变为晶间腐蚀。

图9 为电化学测试后熔覆层及 CT90 钢试样的表面腐蚀形貌。CT90 钢表面出现明显的腐蚀, 且腐蚀产物膜失水后发生龟裂现象, 内部出现裂纹, 如图 9a 所示。熔覆层大部分区域基本未发生腐蚀, 砂纸打磨痕迹仍然清晰, 局部区域发生了腐蚀, 如图 9b 所示。腐蚀区域放大可知, 其形貌与蜂窝形状类似, 呈现较为规则的六角形形貌, 该形貌为典型的晶粒形貌。这表明动电位测试过程中, 熔覆层主要发生了晶间腐蚀。能谱分析结果显示, 晶界的 Cr 元素含量稍低于晶粒内部 (如图 5 所示), 这导致晶界容易发生腐蚀。另外, 晶界原子错排程度远高于晶粒内部, 这造成晶界处的能量较高, 处于高能量状态的晶界更容易受到腐蚀。因此, 采用快速激光熔覆在 CT90 表面堆焊 316L/Ni 涂层后, CT90 的腐蚀形式由严重的全面腐蚀及局部腐蚀转变为晶间腐蚀。熔覆层改变了 CT90 钢的腐蚀方式, 显著提升了材料的耐蚀性。但是晶界被腐蚀后, 熔覆层可能发生局部的片状脱落, 导致熔覆层的保护作用降低, 因此需进一步提升熔覆层耐晶间腐蚀的能力。

著提升 CT90 钢耐局部腐蚀的能力。

4) 表面熔覆 316L/Ni 涂层后, CT90 的腐蚀形式由全面腐蚀+局部腐蚀转变为晶间腐蚀。

参考文献:

- [1] LIU Z Y, Li H, JIA Z J, et al. Failure analysis of P110 steel tubing in low-temperature annular environment of CO₂ flooding wells[J]. Engineering failure analysis, 2016, 60: 296-306.
- [2] MARTINS C M B, MOREIRA J L, MARTINS J I. Corrosion in water supply pipe stainless steel 304 and a supply line of helium in stainless steel 316[J]. Engineering failure analysis, 2014, 39: 65-71.
- [3] RAMESH P, RAM G D J. Corrosion performance of AISI 316L friction surfaced coatings[J]. Corrosion science, 2012, 62: 95-103.
- [4] FANG X X, ZHOU H Z, XUE Y J. Corrosion properties

- of stainless steel 316L/Ni-Cu-P coatings in warm acidic solution[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25: 2594-2600.
- [5] 裘智超, 熊春明, 常泽亮, 等. 油管内涂层防腐技术在塔中 I 号气田的应用[J]. 天然气工业, 2012, 32(10): 86-89, 118.
QIU Zhi-chao, XIONG Chun-ming, CHANG Ze-liang, et al. Application of anti-corrosion coating for internal tubing in the Tazhong-I gas field, tarim basin[J]. Nature gas industry, 2012, 32(10): 86-89, 118.
- [6] HUSAIN A, CHAKKAMALAYATH J, AL-BAHAR S. Electrochemical impedance spectroscopy as a rapid technique for evaluating the failure of fusion bonded epoxy powder coating[J]. Engineering failure analysis, 2017, 82: 765-775.
- [7] HALLIDAY M. Development & testing of new generation high temperature corrosion resistant coatings[C]// NACE. Germany: Korrozios higvelo, 2005.
- [8] 董会, 姚建洸, 周勇, 等. 碳钢表面等离子喷涂 NiCrAl 涂层的耐蚀性能研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(22): 135-138, 142.
DONG Hui, YAO Jian-tao, ZHOU Yong, et al. Research on corrosion resistance of plasma-sprayed NiCrAl coating on carbon steel surface[J]. Hot working technology, 2017, 46(22): 135-138, 142.
- [9] GRAY G T, LIVESCU V, RIGG P A, et al. Structure/property (constitutive and spallation response) of additively manufactured 316L stainless steel[J]. Acta materialia, 2017, 138: 140-149.
- [10] 李栋, 张群莉, 张杰, 等. 不同气氛对激光熔覆 IN718 涂层形貌、组织与性能的影响[J]. 表面技术, 2018, 47(7): 185-190.
LI Dong, ZHAGN Qun-li, ZHAGN Jie, et al. Influence of atmospheres on morphology, microstructure and properties of laser cladding IN718 coatings[J]. Surface technology, 2018, 47(7): 185-190.
- [11] 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 & coatings technology, 2017, 325: 352-359.
- [12] CHEN L, BAI S L. The anti-corrosion behavior under multi-factor impingement of hastelloy C22 coating prepared by multilayer laser cladding[J]. Applied surface science, 2018, 437: 1-12.
- [13] WU Q L, ZHANG J Q. Corrosion behavior of laser-clad Cu-9Ni-6Sn coating[J]. Surface & coatings technology, 2018, 349: 1117-1129.
- [14] 韩亚军, 陈友媛. 316L 不锈钢在不同电导率海水和 NaCl 溶液中的电化学腐蚀行为[J]. 材料导报, 2012, 26(10): 57-60.
HAN Ya-jun, CHEN You-yuan. Electrochemistry corrosion behaviors of 316L stainless steel in different electric conductivity seawaters and NaCl solutions[J]. Materials review, 2012, 26(10): 57-60.
- [15] GB/T 17899—1999, 不锈钢点蚀电位测量方法[S].
GB/T 17899—1999, Method of pitting potential measurement for stainless steel[S].
- [16] 张国超. 超级 13Cr 不锈钢油套管材料在 CO₂ 环境下的腐蚀行为研究[D]. 西安: 西安石油大学, 2012.
ZHANG Guo-chao. Research on corrosion behavior of super 13Cr stainless steel under CO₂ environment[D]. Xi'an: Xi'an Shiyou University, 2012.
- [17] 吕祥鸿, 赵国仙, 张建兵, 等. 超级 13Cr 马氏体不锈钢在 CO₂ 及 H₂S/CO₂ 环境中的腐蚀行为[J]. 北京科技大学学报, 2010, 32(2): 207-212.
LV Xiang-hong, ZHAO Guo-xian, ZHANG Jian-bing, et al. Corrosion behaviors of super 13Cr martensitic stainless steel under CO₂ and H₂S/CO₂ environment[J]. Journal of University of Science and Technology Beijing, 2010, 32(2): 207-212.