

抽油杆接箍表面高速激光熔覆不锈钢涂层的组织与性能

王彦芳*, 赵晓宇, 陆文俊, 潘辰妍, 司玉冬, 石志强, 何艳玲, 韩彬

中国石油大学(华东)材料科学与工程学院, 山东 青岛 266580

摘要 为提高抽油杆接箍表面的耐磨、耐蚀性能,利用高速激光熔覆技术在 35CrMo 抽油杆接箍表面制备了马氏体不锈钢涂层,并进行了激光重熔处理。采用光学显微镜、X 射线衍射仪、硬度计、摩擦磨损试验机及电化学工作站研究了高速激光熔覆层和重熔层的组织结构、硬度、摩擦磨损性能与电化学腐蚀行为。结果表明:高速激光熔覆涂层表面平整均匀,表面粗糙度为 $15.7 \mu\text{m}$,无气孔、夹杂、裂纹等缺陷;重熔涂层的表面粗糙度可达 $5.4 \mu\text{m}$;高速熔覆涂层和重熔涂层均由单一的马氏体相组成;熔覆层呈现多层搭接的分层特征,熔覆层界面区为平面晶,中部为外延生长的树枝晶,表面为无明显方向的细小树枝晶;重熔使多层搭接特征基本消失,并细化了表层的树枝晶;高速激光熔覆涂层和重熔涂层的硬度均值分别为 470 HV 和 494 HV。高速激光熔覆提高了基材的耐磨性及耐蚀性,激光重熔可进一步提高涂层的耐磨和耐蚀性。高速激光熔覆和重熔高性能涂层为抽油杆接箍的表面改性提供了新的思路和方法。

关键词 激光技术; 高速激光熔覆; 激光重熔; 马氏体不锈钢涂层; 显微组织; 耐磨性; 耐蚀性

中图分类号 V261.8

文献标志码 A

doi: 10.3788/CJL202148.0602114

1 引言

激光熔覆是采用高能密度激光束使基材表面的熔覆材料与基体表面薄层同时熔化后快速凝固,与基材实现冶金结合的一种绿色制造与再制造技术。该技术制得的熔覆层与基体的结合力强,晶粒细小,可以显著改善基体材料表面的耐磨、耐蚀、耐热、抗氧化等特性。但该技术的效率低、热输入量大,在一些薄壁件及近成形绿色制造中受到了一定限制。2016 年,德国 Fraunhofer 激光技术研究所和亚琛工业大学联合开发了高速激光熔覆技术^[1-2]。该技术通过改变激光与粉末的作用过程,实现了极低稀释率($<3\%$)、单层熔覆厚度为 $0.1 \sim 0.2 \text{ mm}$ 、线速度为 $10 \sim 100 \text{ m/min}$ 的高速熔覆,极大地改善了常规激光熔覆效率低、变形大等缺陷,引起了国内外的广泛关注。

国内学者对高速激光熔覆技术进行了大量研究

探索,如:李俐群等^[3-4]和 Yuan^[5]比较了高速激光熔覆与常规激光熔覆涂层的微观组织和耐蚀性,并详细分析了微观组织对耐蚀性的影响,结果表明,采用超高速激光熔覆技术制备的涂层具有更加优异的耐蚀性;李岩等^[6]利用快速激光熔覆技术在 45 钢基体表面制备了铁基合金涂层,并模拟研究了送粉轨迹与激光路径的耦合关系,结果发现,该技术在 1.8 kW 低功率下可以实现 150 mm/s 的高速激光熔覆,单层涂层的厚度约为 $300 \mu\text{m}$,稀释率 $<1\%$;王豫跃等^[7]基于高端制造业对绿色制造耐磨抗蚀涂层的需求,对比分析了国内外超高速激光熔覆装备的发展情况,他们认为超高速激光熔覆技术制备的涂层表面成形好,内部组织结构致密无缺陷,与基体结合强度高,力学性能和耐蚀性能优异,能够满足高端装备关键件表面强化和功能化等需求;澹台凡亮等^[8]探讨了高速激光熔覆在 27SiMn 液压支架立柱

收稿日期: 2020-07-03; 修回日期: 2020-07-28; 录用日期: 2020-08-20

基金项目: 山东省自然科学基金(ZR2019MEM032)、山东省重点研发计划(2019GGX102052)、中石油重大科技项目(ZD2019-184-004)

*E-mail: wang@upc.edu.cn

上的应用;董会等^[9]采用快速激光熔覆技术在 CT90 连续油管表面进行了 Ni/不锈钢涂层的堆焊,对堆焊层进行研究后发现,堆焊层能够显著提升 CT90 钢耐全面腐蚀及局部腐蚀的能力;王曙光等^[10]采用“光内送粉”正离焦新型耦合技术在 304 不锈钢基体表面实现了 Cr50Ni 合金熔覆层的高速熔覆(激光功率为 1.85 kW,扫描速度为 9 m/min);Cui 等^[11]采用高速激光熔覆与超声表面处理相结合,制备了 FeCoNiCrMn 高熵合金涂层,并研究了该涂层的显微组织和耐蚀性;Shen 等^[12]采用 100 m/min 的高速熔覆技术制备了 ASI 431 涂层,研究了涂层微观组织与耐蚀性的关系;Lou 等^[13]采用高速激光熔覆技术制备了 Ti-Cu-NiCoCrAlTaY 梯度涂层,并研究了涂层的氧化行为。

抽油杆接箍是抽油杆与抽油杆之间的连接部件,其工况环境恶劣,承受着油管内壁摩擦载荷和采油液腐蚀的双重作用,极易发生腐蚀与磨损失效。不锈钢合金涂层具有优异的力学性能和耐腐蚀性能^[14]。激光重熔是利用高能激光进行表面快速熔化和凝固的一种表面改性和强化技术,可以细化合金组织,减少偏析,且重熔层可与基体形成冶金结合,从而改善材料的硬度以及耐磨、耐蚀等表面性能,已被广泛应用于热喷涂涂层的表面改性^[15-17]。娄丽艳等^[18]分析了激光重熔对高速熔覆涂层表面粗糙度的影响。目前,激光重熔对高速熔覆涂层组织结构与性能的影响还鲜有报道。鉴于此,本文采用高速激光熔覆技术在抽油杆接箍表面制备了马氏体不锈钢涂层,然后进行激光重熔处理,研究了涂层的组织结构与性能,以期对抽油杆接箍的表面改性提供新的思路和方法。

2 试验材料与方法

本试验采用的基体材料为抽油杆接箍,其材质为 35CrMo 合金钢。熔覆前先用砂纸打磨去除基体表面的氧化层,再用酒精、丙酮去油去污。熔覆材料为马氏体不锈钢合金粉末,粉末粒度为 15~53 μm ,粉末的化学成分如表 1 所示。

表 1 熔覆粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of cladding powder

Element	C	Cr	Si	B	Fe
Mass fraction / %	0.12	16.5	0.8	0.9	Balance

采用中科中美激光科技有限公司生产的 ZKZM-4000 型高速激光熔覆设备进行高速激光熔

覆试验,熔覆功率为 3.5 kW,熔覆速度为 7 m/min,搭接率为 60%;重熔功率为 3.5 kW,重熔速度为 15 m/min,搭接率为 50%。

采用 X'Pert PROMPD 型 X 射线衍射仪(铜 Ka 衍射, $\lambda=0.154060\text{ nm}$)分析熔覆涂层的物相,操作电压为 30 kV,工作电流为 20 mA,扫描范围为 $20^{\circ}\sim 100^{\circ}$,扫描步长为 0.02° 。采用 Leica DM2500M 型光学显微镜观察涂层的组织形貌。采用 HV-100A 型显微硬度计测试熔覆层及重熔层的显微硬度,加载载荷为 0.98 N,保载时间为 15 s;沿熔覆层横截面熔深方向,由熔覆层表面至基体每隔 0.1 mm 测试一次显微硬度,每个点测试三次,取平均值,以分析涂层显微硬度的分布特征。使用 MFT-EC4000 往复电化学腐蚀摩擦磨损试验机进行摩擦磨损测试,加载载荷为 4.9 N,试验时间为 30 min,摩擦距离为 5 mm,往复频率为 1 Hz,对磨副是直径为 3 mm 的 GCr15 钢球。采用 Perkin-Elmer 公司的 M398 电化学工作站测定试样在 3.5% NaCl 溶液中的极化曲线和电化学阻抗谱(EIS);采用三电极体系,测试件为工作电极,参比电极为饱和 KCl 溶液,辅助电极为金属铂片;测试时采用的扫描速度为 0.3 mV/s,扫描范围为 $-1000\sim 1000\text{ mV}$ 。

3 涂层的显微组织

3.1 涂层的宏观形貌

图 1 为高速激光熔覆及重熔涂层的宏观形貌及表面粗糙度。从图 1 中可以看出,制备的样品表面平整,熔覆涂层呈灰暗色颗粒状,重熔涂层具有明显的金属光泽。对试样进行渗透探伤,经着色和显像之后,发现涂层表面均无裂纹等缺陷。采用 TIME3202

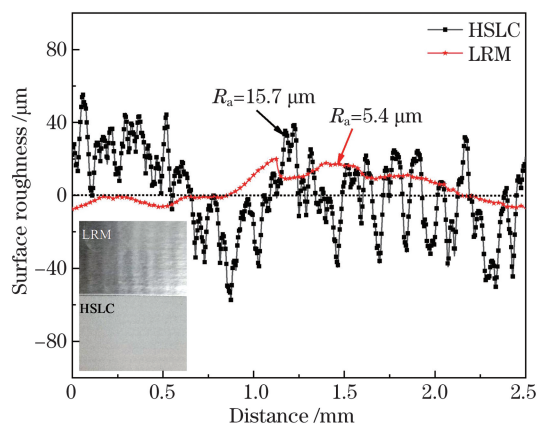


图 1 高速激光熔覆及重熔涂层的宏观形貌及表面粗糙度
Fig. 1 Macro appearances and surface roughness of high speed laser cladding (HSLC) and laser remelting (LRM) costings

粗糙度仪测定试样的表面粗糙度 R_a , 测定结果表明, 熔覆涂层与重熔涂层的 R_a 分别为 $15.7 \mu\text{m}$ 和 $5.4 \mu\text{m}$ 。激光重熔可使熔覆层表面熔化不全及未熔粉末颗粒在激光辐照下重新熔化, 从而消除了重熔涂层表面的颗粒状特征, 降低了涂层的表面粗糙度^[18]。

3.2 涂层的相组成

图 2 是高速激光熔覆及重熔涂层的 XRD 图谱。从图中可以看出: 涂层均由晶面指数为 (110)、(200)、(211) 和 (220) 的单一马氏体相组成; 重熔没有改变涂层的物相, 但衍射峰明显宽化, 这可能是由晶粒细化导致的。

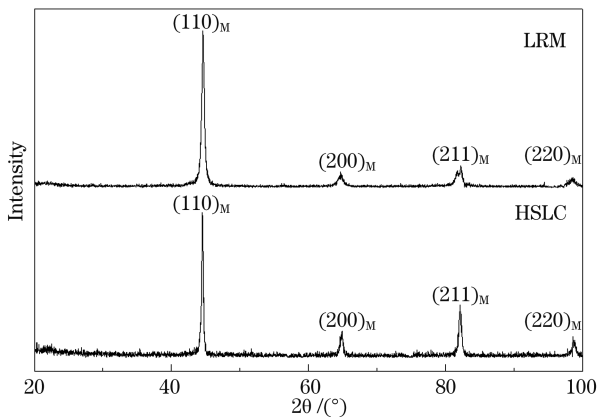


图 2 高速激光熔覆及重熔涂层的 X 射线衍射图谱
Fig. 2 XRD patterns of high speed laser cladding and laser remelting coatings

3.3 涂层显微组织

图 3 是高速激光熔覆涂层纵截面的显微组织。从图 3 中可以看出: 涂层厚度约为 $512 \mu\text{m}$, 组织细密均匀; 熔覆层呈明显的多层搭接分层特征, 主要由熔覆区、结合区和基体热影响区三部分组成, 热影响区宽度约为 $85 \mu\text{m}$; 熔覆层由于各个区域的温度梯度和凝固速度不同而呈现出了不同的组织形貌特征。

图 3(b)~(d) 分别是图 3(a) 中涂层/基体界面区 (A 区)、涂层中部 (B 区) 和表面 (C 区) 三个特征区域的放大图。在涂层/基体界面区, 由于基体温度低、导热强, 当熔融金属粉末进入熔池时, 主要通过基体散热, 从而使得液固界面处存在大的正温度梯度, 因此液固界面向前推进的速度缓慢, 温度梯度与凝固速率的比值很大, 几乎不存在成分过冷, 故晶粒以平面晶的方式生长。图 3(b) 中的白色条状形貌是熔覆层与基体元素互扩散的结果, 保证了基体与熔覆层间形成良好的冶金结合。随着液固界面的推进, 凝固速率增大, 温度梯度下降, 温度梯度与凝固速率比值下降, 发生平面晶向胞状晶和树枝晶的转变。受温度梯度的影响, 枝晶生长具有明显的方向性, 呈现出沿逆热流外延生长的特征, 如图 3(c) 所示。在熔覆层表层区域, 热量可以通过已冷却的熔覆层散失, 而且表层与空气直接接触, 受表面对流散热的影响, 形成了无明显方向性的细小树枝晶, 如图 3(d) 所示。

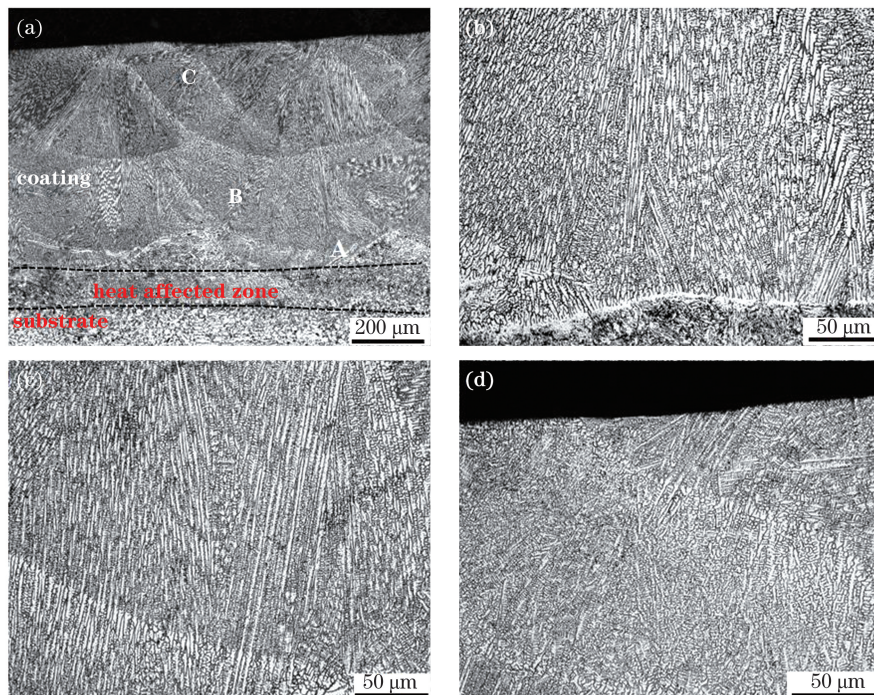


图 3 高速激光熔覆试样的显微组织。(a) 显微组织; (b) A 区的放大图; (c) B 区的放大图; (d) C 区的放大图
Fig. 3 Microstructures of high speed laser cladding coating. (a) Microstructure; (b) enlargement of area A; (c) enlargement of area B; (d) enlargement of area C

图 4 是高速激光重熔涂层纵截面的显微组织。经重熔处理后,熔覆层组织更加细小致密,且高速熔覆的多层搭接特征基本消失,中部定向生长的树枝晶区厚度减小,表层细小的树枝晶区厚度明显增加,如图 4(a)所示。由于激光重熔仍是快速凝固的过程,因此结合区(A区)和相邻区域(B区)仍保持高速熔覆

的平面晶及外延生长树枝晶的组织特征,如图 4(b)和图 4(c)所示;而由于重熔时的扫描速度更大,冷却速度更快,因此表层(C区)的组织更加细密,这也与 X 射线衍射图谱的分析结果一致。同时,由于激光重熔使表层金属重新熔化、凝固、再结晶,其厚度增加,组织形态转变成了细小的块状枝晶,如图 4(d)所示。

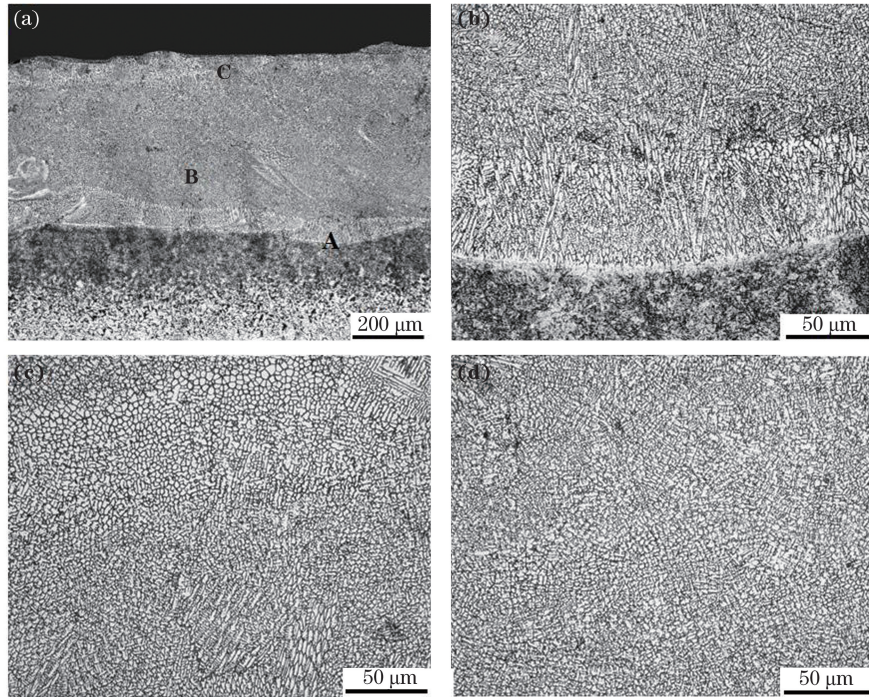


图 4 高速激光重熔试样的显微组织。(a)显微组织;(b)A区的放大图;(c)B区的放大图;(d)C区的放大图

Fig. 4 Microstructures of laser remelting coating. (a) Microstructure; (b) enlargement of area A; (c) enlargement of area B; (d) enlargement of area C

4 涂层的性能

4.1 涂层的硬度

图 5 为高速熔覆及重熔涂层的硬度分布图,同时也将压痕照片插入了图中。由硬度分布可以看

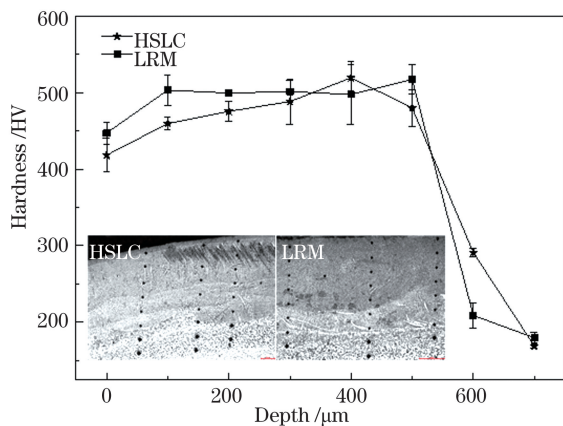


图 5 高速激光熔覆及重熔涂层的硬度分布

Fig. 5 Hardness distribution of high speed laser cladding and laser remelting coatings

出,高速熔覆涂层和重熔涂层的硬度变化趋势大体相同,涂层硬度都比较均匀,随熔覆层深度的变化不大。其中,高速熔覆层的硬度均值约为 470 HV,重熔层的硬度均值约为 494 HV,都明显高于热影响区和基体的硬度。涂层硬度的变化与其组织结构密切相关。激光重熔后,涂层的组织更致密均匀,因此硬度均值也有所增大。结合区到基体的硬度随深度的增加而降低,这是由于熔覆层与基体之间发生了元素互扩散,此区域的马氏体含量相对减少,同时晶粒也较涂层中的更粗大,因此硬度较涂层区明显下降。

4.2 摩擦磨损

图 6(a)为高速激光熔覆、重熔涂层及基体摩擦因数随磨损时间的变化曲线。无论是涂层还是基体,摩擦因数随时间的变化均包括跑合和稳定磨合两个阶段。在跑合阶段,表面微凸体间接触发生碰撞摩擦,实际摩擦的接触面积较小,接触应力大,摩擦因数骤升。随着摩擦磨损的进行,表面突出部分被逐渐磨平,实际接触面积增大,摩擦因数趋于稳

定,进入稳定磨合阶段。在稳定磨合阶段,摩擦系统进入了一个相对稳定的环境,摩擦因数维持在一个很小的范围内波动。基体、高速激光熔覆涂层和重熔涂层的平均摩擦因数分别为 0.22、0.24 和 0.33。

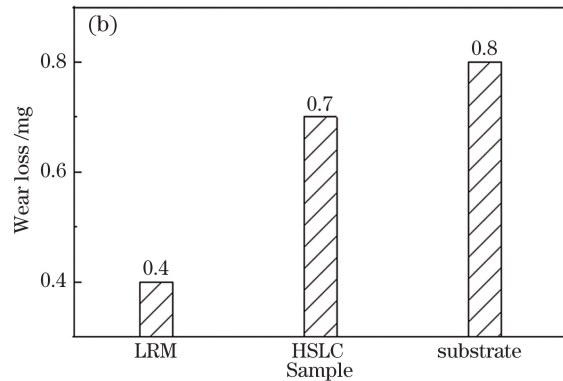
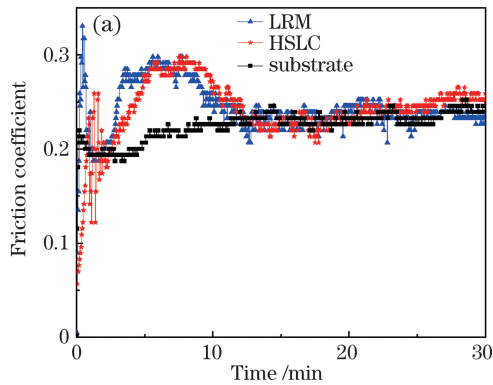


图 6 高速激光熔覆、重熔涂层及基体的摩擦因数及磨损量。(a)摩擦因数;(b)磨损量

Fig. 6 Friction coefficient and wear loss of high speed laser cladding and remelting coatings and the substrate. (a) Friction coefficient; (b) wear loss

图 7 给出了基体及两种涂层的磨损形貌。从图中可以看出:基体呈现为典型的犁沟形貌,为磨粒磨损机制;高速熔覆及重熔涂层表面出现了大量剥落,但磨损较基体更浅且更宽,主要为黏着磨损机制。由于涂层与对磨副 GCr15 钢球摩擦时发生了黏着,因此摩擦因数在磨损初期较大;随着摩擦的进行,表

面出现了加工硬化,硬度升高,摩擦因数逐渐趋于平稳。同时,在摩擦过程中材料发生了塑性变形,在摩擦载荷作用下,黏着材料逐渐向磨粒两侧挤压,使磨痕变宽。重熔涂层较高速熔覆涂层表面组织更加细密,硬度较高,因此磨损量也较小。材料的摩擦磨损性能与涂层的表面粗糙、硬度及组织密切相关。

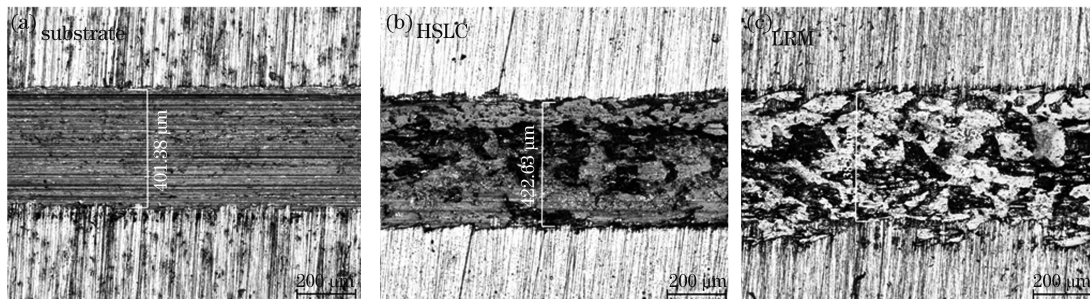


图 7 高速激光熔覆、重熔涂层及基体的磨损形貌。(a)熔覆涂层;(b)重熔涂层;(c)基体

Fig. 7 Worn morphologies of high speed laser cladding and remelting coatings and the substrate. (a) Cladding coating; (b) remelting coating; (c) substrate

4.3 电化学腐蚀

图 8 是高速激光熔覆、重熔涂层及基体在 3.5% NaCl 溶液中的动电位极化曲线。从图中可以看出:基体无明显的钝化现象,阳极反应表现为活性溶解过程;高速熔覆及重熔涂层的阳极极化区均出现了钝化倾向,这与涂层熔覆材料中 Cr、Si 等元素在表面生成的致密的 Cr_2O_3 、 SiO_2 等钝化膜有关。

表 2 是根据 Tafel 外推法计算出的自腐蚀电位 E_{corr} 、自腐蚀电流密度 i_{corr} 及腐蚀速率。从图 8 及表 2 可以看出,高速熔覆及重熔涂层的自腐蚀电位

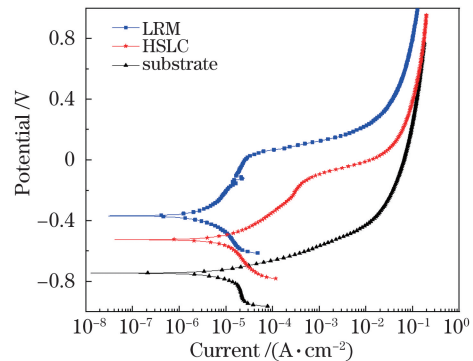


图 8 高速激光熔覆、重熔涂层及基体的极化曲线
Fig. 8 Polarization curves of high speed laser cladding and remelting coatings and the substrate

相比基体都有提升,表明涂层的腐蚀倾向皆小于基体。这是由于涂层材料中大量的 Cr 元素提高了电极电位,减小了电极电位差,腐蚀倾向降低,使得涂层的耐腐蚀能力提高。此外,对比高速激光熔覆及重熔涂层的极化曲线可以发现,重熔涂层的自腐蚀

电位较高速熔覆涂层的正移了约 157 mV,且自腐蚀电流密度降低了 $3.6 \mu\text{A}/\text{cm}^2$ 。两种涂层虽然成分和相组成相同,但由于重熔涂层的组织更加细小均匀,因此腐蚀倾向和腐蚀速率都更小,表现出了更优异的耐腐蚀性能。

表 2 高速激光熔覆、重熔涂层及基体的自腐蚀电位、自腐蚀电流密度和腐蚀速率

Table 2 Self-corrosion potential, self-corrosion current density and corrosion rate of high speed laser cladding and remelting coatings and the substrate

Material	E_{corr}/V	$I_{\text{corr}}/(\mu\text{A} \cdot \text{cm}^{-2})$	Corrosion rate $/(\text{mm} \cdot \text{a}^{-1})$
Substrate	-0.7469	9.259	0.31460
HSLC	-0.5261	6.195	0.07386
LRM	-0.3695	2.599	0.03023

为进一步考察涂层的电化学腐蚀行为,对高速激光熔覆涂层、重熔涂层及基体分别进行了电化学阻抗谱测试。图 9 为室温条件下在 3.5% NaCl 溶液中的开路电压稳定后测得的交流阻抗谱, Z' 表示阻抗的实部, Z'' 表示阻抗的虚部, R_s 表示电化学反应体系的溶液电阻, R_p 表示电荷转移电阻,CPE 表示常相位角元件(代替反应体系中所产生的表面膜层与电解液间的一个双层电容)。

从图 9(a)可以看出,熔覆层、重熔层及基体的 Nyquist 曲线均表现为单一直径的容抗弧,表明三者的腐蚀过程相似,反应过程均受电荷转移的控制。界面电极反应可用图 9(a)中所示的具有一个时间常数的等效电路模型 R(QR) 描述。

在图 9(a)所示的 Nyquist 图中,基体、熔覆涂层、重熔涂层的容抗弧半径依次增加,说明它们的电荷转移电阻依次增大。从表 3 中的数据也可以看出,重熔涂层和熔覆涂层的电荷转移电阻分别为 $9.589 \text{ k}\Omega \cdot \text{cm}^2$ 和 $2.335 \text{ k}\Omega \cdot \text{cm}^2$,明显大于基体

的($1.3 \text{ k}\Omega \cdot \text{cm}^2$)。这表明涂层的耐蚀性优于基体,而且重熔可以提高涂层的耐蚀性。图 9(b)所示的 Bode 图反映了阻抗模值、相位角和频率之间的关系。在阻抗模值 Bode 图中,低频处的阻抗模值 $|Z|$ 可以用来评价金属表面被腐蚀介质的破坏效果,基体、熔覆涂层、重熔涂层的 $|Z|$ 依次增大,说明它们腐蚀倾向依次减小。另外,从 Bode 相位角图可以看出,基体、熔覆涂层和重熔涂层的最大相位角也依次增大,且其最大相位角频率范围也依次增宽。重熔涂层的组织均匀性优于熔覆涂层,导致其电荷转移电阻最大,基体电荷转移电阻最小,说明重熔涂层、熔覆涂层及基体的腐蚀速率依次增大。结合容抗弧和阻抗模值的大小可以看出涂层的耐蚀性优于基体,且重熔涂层的耐蚀性优于熔覆涂层。虽然熔覆涂层与重熔涂层的成分、物相相同,但是由于高速熔覆涂层表面存在一些未熔或熔化不全的颗粒以及搭接造成的局部凸起,增大了涂层的表面粗糙度和实际的腐蚀面积;而激光重熔可将这些表面凸起、未

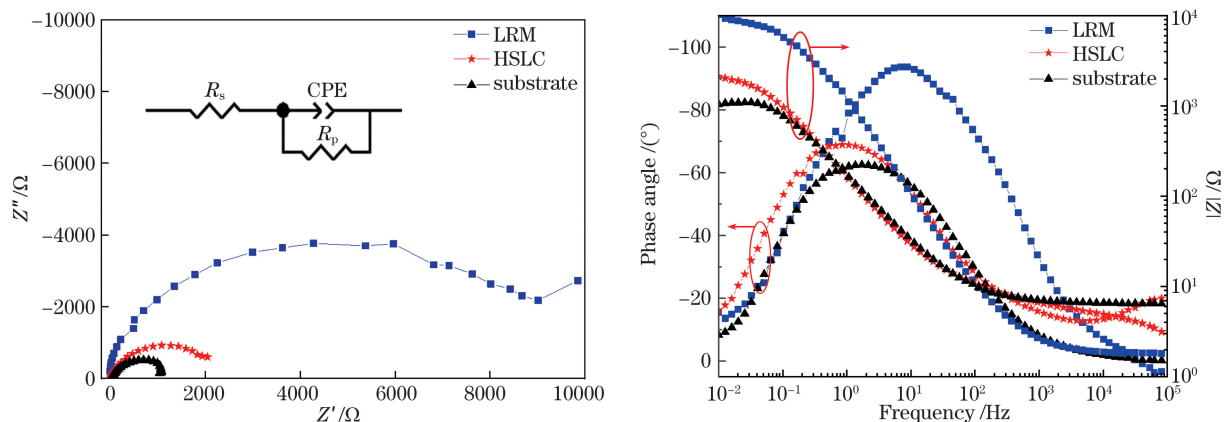


图 9 高速激光熔覆、重熔涂层及基体在 3.5% NaCl 溶液中的阻抗图及等效电路。(a) Nyquist 图和等效电路;(b) Bode 图
Fig. 9 Electrochemical impedance spectroscopy plots and equivalent circuit of high speed laser cladding and remelting coatings and the substrate in 3.5% NaCl solution. (a) Nyquist plots and equivalent circuit; (b) Bode plots

熔粉末颗粒重新熔化,提高涂层的表面粗糙度;同时,由于重熔时的扫描速度和冷却速度更大,因此组织更加细小致密,可使耐蚀性进一步提升。

表 3 高速激光熔覆、重熔涂层及基体的阻抗谱参数

Tab. 3 Electrochemical impedance spectroscopy parameters of high speed laser cladding and remelting coatings and the substrate

Material	$R_s/(\Omega \cdot \text{cm}^2)$	CPE-P	CPE-T/ $(10^{-3} \Omega^{-1} \cdot \text{cm}^{-2} \cdot \text{S}^n)$	$R_p/(\text{k}\Omega \cdot \text{cm}^2)$
Substrate	6.974	0.8339	1.1090	1.300
HSLC	6.902	0.8476	1.3710	2.335
LRM	1.834	0.8790	0.1496	9.589

5 结 论

采用高速激光熔覆技术在 35CrMo 抽油杆接箍表面制备了马氏体不锈钢涂层,并对涂层进行了激光重熔处理,分析了涂层的显微组织、硬度、摩擦磨损性能及电化学腐蚀行为,得到了以下结论:

1) 高速熔覆涂层和重熔涂层均由单一的马氏体相组成。熔覆层呈现明显的多层搭接分层特征,主要由熔覆区、结合区和基体热影响区三部分组成,热影响区宽度约为 $85 \mu\text{m}$;熔覆层界面区为平面晶,中部为外延生长的树枝晶,表面为无明显方向的细小树枝晶。重熔使多层搭接特征基本消失,中部定向生长的树枝晶区厚度减小,表层细小的树枝晶区厚度增加。

2) 高速熔覆涂层的硬度均值约为 470 HV,重熔层的硬度均值约为 494 HV,两种涂层的硬度都明显高于热影响区和基体,约为基体的 2.2 倍。重熔涂层、高速熔覆涂层及基体的耐磨性依次降低。

3) 重熔涂层、高速熔覆涂层和基体的自腐蚀电位依次降低,自腐蚀电流密度依次增大,容抗弧半径和阻抗模值依次降低,耐蚀性依次降低。涂层可以改善基体的耐蚀性,重熔提高了高速熔覆涂层的耐蚀性。

参 考 文 献

- [1] Schopphoven T, Gasser A, Wissenbach K, et al. Investigations on ultra-high-speed laser material deposition as alternative for hard chrome plating and thermal spraying[J]. Journal of Laser Applications, 2016, 28(2): 022501.
- [2] Lampa C, Smirnov I. High speed laser cladding of an iron based alloy developed for hard chrome replacement [J]. Journal of Laser Applications, 2019, 31(2): 022511.
- [3] Li L Q, Shen F M, Zhou Y D, et al. Comparison of

利用 ZSimpWin 软件拟合出的电化学参数见表 3,其中,CPE-P(弥散系数)和 CPE-T(常相系数)共同决定电容值的大小。

microstructure and corrosion resistance of 431 stainless steel coatings prepared by extreme high-speed laser cladding and conventional laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(10): 002010.

李俐群, 申发明, 周远东, 等. 超高速激光熔覆与常规激光熔覆 431 不锈钢涂层微观组织和耐蚀性的对比[J]. 中国激光, 2019, 46(10): 002010.

- [4] Li L Q, Shen F M, Zhou Y D, et al. Comparative study of stainless steel AISI 431 coatings prepared by extreme-high-speed and conventional laser cladding [J]. Journal of Laser Applications, 2019, 31(4): 042009.
- [5] Yuan W Y, Li R F, Chen Z H, et al. A comparative study on microstructure and properties of traditional laser cladding and high-speed laser cladding of Ni45 alloy coatings [J]. Surface & Coatings Technology, 2021, 405: 126582.
- [6] Li Y, Bai R X, Lou L Y, et al. Microstructure of ferrous alloy coatings deposited by 1.8 kW high speed laser cladding [C]//The 21st International Thermal Spraying Symposium (ITSS' 2018) and the 22nd National Thermal Spraying Annual Conference (CNTSC'2018). [S.l.:s.n.], 2018.
李岩, 白瑞兴, 娄丽艳, 等. 1.8 kW 高速激光熔覆铁基合金工艺与组织结构[C]//第二十一届全国热喷涂研讨会论文 (ITSS' 2018) 和第二十二届全国热喷涂年会论文 (CNTSC' 2018). [出版地不详: 出版者不详], 2018.
- [7] Wang Y Y, Niu Q, Yang G J, et al. Investigations on corrosion-resistant and wear-resistant coatings environmental-friendly manufactured by a novel super-high efficient laser cladding [J]. Materials Research and Application, 2019, 13(3): 165-172.
王豫跃, 牛强, 杨冠军, 等. 超高速激光熔覆技术绿色制造耐蚀抗磨涂层[J]. 材料研究与应用, 2019, 13(3): 165-172.
- [8] Tantai F L, Tian H F, Chen F, et al. Discussion on application of high-speed laser cladding on 27SiMn hydraulic support column [J]. New Technology &

- New Process, 2019(3): 52-54.
- 澹台凡亮, 田洪芳, 陈峰, 等. 高速激光熔覆在 27SiMn 液压支架立柱上的应用探讨 [J]. 新技术新工艺, 2019(3): 52-54.
- [9] Dong H, Han Y, Fu A Q, et al. Microstructure and corrosion resistance of Ni/stainless steel surfacing layer deposited via high-speed laser cladding [J]. Surface Technology, 2019, 48(5): 21-27.
董会, 韩燕, 付安庆, 等. 快速激光熔覆 Ni/不锈钢堆焊层组织及耐蚀性能研究 [J]. 表面技术, 2019, 48(5): 21-27.
- [10] Wang S G, Shi T, Fu G Y, et al. Analysis of dilution rate and single channel morphology of high-speed cladding Cr50Ni alloy by laser inside-beam powder feeding process [J]. Surface Technology, 2020, 49(7): 311-318.
王暑光, 石拓, 傅戈雁, 等. 激光内送粉高速熔覆 Cr50Ni 合金稀释率及单道形貌分析 [J]. 表面技术, 2020, 49(7): 311-318.
- [11] Cui Z Q, Qin Z, Dong P, et al. Microstructure and corrosion properties of FeCoNiCrMn high entropy alloy coatings prepared by high speed laser cladding and ultrasonic surface mechanical rolling treatment [J]. Materials Letters, 2020, 259: 126769.
- [12] Shen F M, Tao W, Li L Q, et al. Effect of microstructure on the corrosion resistance of coatings by extreme high speed laser cladding [J]. Applied Surface Science, 2020, 517: 146085.
- [13] Lou L Y, Zhang Y, Jia Y J, et al. High speed laser clad Ti-Cu-NiCoCrAlTaY burn resistant coating and its oxidation behavior [J]. Surface and Coatings Technology, 2020, 392: 125697.
- [14] Zhu H M, Hu J P, Li B C, et al. Research progress of laser cladding stainless steel coating on Fe-based substrate [J]. Surface Technology, 2020, 49(3): 74-84.
朱红梅, 胡际鹏, 李柏春, 等. 铁基材料表面激光熔覆不锈钢涂层的研究进展 [J]. 表面技术, 2020, 49(3): 74-84.
- [15] Wang J G, Gao S Y, Chen X S, et al. Mechanical properties of A356 aluminum alloy after laser surface remelting [J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(4): 0402002.
王建刚, 高士友, 陈旭升, 等. 激光重熔 A356 铝合金表面的力学性能 [J]. 中国激光, 2020, 47(4): 0402002.
- [16] Liu Y Y, Gao S Y, Zhou Y C, et al. Effect of laser remelting on properties of Mg-Zn-Y-Zr alloy at different powers [J]. Acta Optica Sinica, 2020, 40(6): 0614002.
刘月洋, 高士友, 周英才, 等. 不同功率下激光重熔对 Mg-Zn-Y-Zr 合金性能的影响研究 [J]. 光学学报, 2020, 40(6): 0614002.
- [17] Pang M, Tan W D. Microscopic characteristic analysis and crack suppression of laser-surface remelting of vermicular-graphite cast-iron valve seats [J]. Laser & Optoelectronics Progress, 2019, 56(21): 211402.
庞铭, 谭雯丹. 激光表面重熔蠕墨铸铁气门座微观特性分析和裂纹抑制研究 [J]. 激光与光电子学进展, 2019, 56(21): 211402.
- [18] Lou L Y, Li C X, Zhang Y, et al. Microstructure and surface morphology evolution of FeCr alloy thin coatings deposited by ultra-high speed laser cladding with low laser power [J]. Journal of Yanshan University, 2020, 44(2): 116-124.
娄丽艳, 李成新, 张煜, 等. 低功率超高速激光熔覆 FeCr 合金薄涂层微观结构与表面形貌演化 [J]. 燕山大学学报, 2020, 44(2): 116-124.

Microstructure and Properties of High Speed Laser Cladding Stainless Steel Coating on Sucker Rod Coupling Surfaces

Wang Yanfang*, Zhao Xiaoyu, Lu Wenjun, Pan Chenyan, Si Yudong, Shi Zhiqiang, He Yanling, Han Bin

School of Materials Science and Engineering, China University of Petroleum (East China), Qingdao, Shandong 266580, China

Abstract

Objective Sucker rod coupling failure is a major problem in sucker rod pumping systems, which are frequently used in oil fields worldwide. Surface modification of sucker rod couplings is an economical method to address this problem. High speed laser cladding (HSLC), which is proposed on the basis of laser cladding technology, is a novel additive manufacturing technology for surface modification. A HSLC modifies the relative positions of laser beam, spray powder, and molten pools, thus powder particles can be heated to their melting point before being guided into the

molten pool. Due to limited transmitted laser energy, a micro-molten pool can form on the substrate such that a coating with low dilution ratio and metallurgical bonding is produced. The HSLC in this study has a higher cladding efficiency ($500 \text{ cm}^2/\text{min}$) and a suitable coating thickness ($25 \text{ }\mu\text{m}$ to $500 \text{ }\mu\text{m}$), which overcomes the efficiency obstacle of conventional laser cladding technology. It provides a highly efficient and low-cost production method for the fabrication of thin coatings on sucker rod couplings to improve their surface properties (such as hardness, wear resistance and corrosion resistance). In this paper, martensitic stainless-steel coating is prepared on the surface of a 35CrMo sucker rod coupling by HSLC, followed by laser remelting (LRM), to explore a new way to improve wear resistance and corrosion resistance of the sucker rod couplings.

Methods Martensitic stainless-steel powder, with particle diameters ranging from $15\text{--}53 \text{ }\mu\text{m}$, is selected as the cladding material. Coatings are prepared by a ZKZM-4000 HSLC system. The laser cladding parameters are: 3500 W laser power, 7 m/min scanning speed, and 60% overlap ratio. The remelting parameters are: 3500 W laser power, 15 m/min remelting speed, and 50% overlap ratio. After the laser cladding and remelting processes, specimens are cut from the substrate, then mounted, ground, and polished for microstructure observation and property testing. The microstructure of the HSLC and LRM coatings are characterized by optical microscopy. The phases of the coatings are determined by X-ray diffraction (XRD). The hardness distribution of the coatings is studied using a hardness meter. The tribological properties are tested using a MFT-EC4000 friction and wear tester. Potentiodynamic polarization and electrochemical impedance spectroscopy of the coatings and substrate, in a 3.5% NaCl solution, are also measured using a Perkin-Elmer M398 electrochemical workstation.

Results and Discussions The HSLC coating is fully dense, smooth, and without any noticeable stomata, inclusions, or cracks. The thickness of the coating is approximately $512 \text{ }\mu\text{m}$, while the heat affected zone is only about $85 \text{ }\mu\text{m}$. The surface roughness of HSLC is $15.7 \text{ }\mu\text{m}$. LRM can reduce the surface roughness to $5.4 \text{ }\mu\text{m}$ because of the remelting of surface powders. The HSLC coating is composed of single martensitic structure. The phase composition does not change after LRM processing. However, the width of the diffraction peak varied due to the changes in grain size. The HSLC coating shows a special multi-layer lapped character. The coatings form a metallurgical bond with the substrate due to the maximum temperature gradient and slow growth rate; planar crystals appear at the combined zone. The middle cladding layer contains dendrites with a typical epitaxial growth tendency along the temperature gradient. Near the surface of the coatings, the dendrites become fine equiaxed grains without an obvious preferential growth direction. LRM can improve the multi-layer lapped character and refine the dendrites. Some lump-structure dendrites are formed in the surface because of the high cooling rate.

The average hardness of the HSLC and LRM coatings is 470 HV and 494 HV, respectively, which is about 2.2 times that of the substrate. The average friction coefficient of the substrate, HSLC coating, and LRM coating are 0.22, 0.24, and 0.33, respectively. However, the wear loss of the LRM coating, HSLC coating, and substrate increases in that order. The wear loss of the samples does not show an obvious relationship with their friction coefficients, which suggests contributions from various wear mechanisms. The worn surface of substrate shows various ploughed groves parallel to the sliding direction, which is a typical feature corresponding to the abrasive wear mechanism. However, wear pits can be found on the worn surface of the HSLC and LRM coatings. The worn scar of the HSLC coating or LRM coating is shallower and wider than those of the substrate, which contributes to the adhesion wear mechanism.

Both HSLC and LRM coatings show excellent corrosion resistance with passive regions. The self-corrosion potential (E_{corr}) for the LRM coating is highest, at approximately -0.370 V , and the self-corrosion current density (I_{corr}) is lowest, at $2.599 \text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$. The HSLC coating and substrate have E_{corr} and I_{corr} values of -0.5261 V and $6.195 \text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$ and -0.7469 V and $9.259 \text{ }\mu\text{A}/\text{cm}^2$, respectively. Nyquist plots for the substrate, HSLC coating, and LRM coating are all unfinished capacitance arcs with different radii and impedances. The analog circuit could be expressed by $R(QR)$. The corrosion resistance of the coatings is also evaluated by the model value of impedance ($|Z|$) and the phase value; a higher value of impedance and phase angle suggest a more stable passive film. The maximal value of capacitive arc radius, impedance, and the phase angle are all higher for the LRM coating. HSLC improved the wear resistance and corrosion resistance of the substrate and LRM further improved the performance of the HSLC coating.

Conclusions A novel HSLC and LRM technique successfully developed a pore and crack-free martensitic coating on a sucker rod coupling surface. The HSLC coating shows a gradient structure, consisting of planar crystal, columnar dendrites, and equiaxed crystals from bonding zone to surface. The coating exhibits good wear resistance and

corrosion resistance. LRM leads to refined dendrites and a uniform distribution of composition, which is helpful for enhancement of surface properties. HSLC and LRM are potential methods for improving the wear resistance and corrosion resistance of sucker rod couplings for industrial applications.

Key words laser technique; high speed laser cladding; laser remelting; martensitic stainless coating; microstructure; wear resistance; corrosion resistance

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3390