982 **存造** FOUNDRY 铸钢 · 铸铁

# 不锈钢基材表面激光熔覆钴基合金 涂层组织对比研究

## 赵 欣<sup>1</sup>,徐 强<sup>1</sup>,黄天明<sup>1</sup>,高 冰<sup>2</sup>,熊 礼<sup>2</sup>,黄延伟<sup>3,4</sup>

(1. 中船重庆液压机电有限公司,重庆 402160; 2. 华东师范大学重庆研究院,重庆 401120;3. 上海应用技术大学,上海 201419; 4. 苏州常延激光科技有限公司,江苏昆山 215314)

**摘要:**采用激光熔覆技术分别在304不锈钢、2205不锈钢基材表面熔覆了stellite 6和stellite 12 钴基合金涂层。通过显微硬度分析、金相显微镜、扫描电子显微镜、能谱仪和模拟海水电位 腐蚀试验,分别研究了在不同不锈钢基材上两种合金熔覆层的显微硬度、微观结构组织、物 相、微观形貌、熔池形貌以及腐蚀性能。并结合激光熔覆工艺分析了熔覆层的底部、中部以 及顶层的晶相和Co、Cr成分的分布,通过对比分析发现,在2205双相不锈钢衬底上熔覆的 stellite 12镀层具有更高的熔覆层界面硬度。腐蚀试验表明,stellite 12镀层较stellite 6镀层具有 更好的耐腐蚀性。

关键词: 激光熔覆; 钴基合金; 硬度; 耐腐蚀性能

不锈钢也称不锈耐酸钢,304不锈钢是一种常见的不锈钢材质,具有较好的耐腐 蚀性,且加工性能好、韧性高、耐高温。双相不锈钢是指铁素体和奥氏体各占一半 的不锈钢,兼具两相钢的优点,与304不锈钢比,双相不锈钢具有更高的屈服强度和 抗拉强度,屈服强度可达550 MPa,且耐腐蚀性能更好,尤其是耐硫化物、氯化物腐 蚀性能。双相不锈钢的出现实现了高技术含量、低成本与高性能的结合,是在航天 航空、海洋船舶、石油化工等领域不可或缺的基质材料,但其价格约是304不锈钢的 2倍,因此应根据不同应用工况选择适合的不锈钢材质。为节约成本,在不锈钢基材 表面进行激光熔覆功能性涂层不仅可以提高表面性能,还可延长工件的使用寿命, 随着经济的飞速发展,各行业对工件表面性能的要求越来越高,尤其是轴类、齿轮 类、模具类、钻杆类等,在长期使用过程中会出现表面损伤而失效,如果及时采取 表面强化技术可节省更换新设备的开支,大大减少经济损失。激光熔覆技术可实现 对因长期服役损伤而失效的关键零部件进行修复以及再制造强化<sup>1-3</sup>。

钻基合金涂层具有优异的耐磨、抗疲劳以及耐腐蚀等性质,在不同基质材料衬底上采用激光熔覆技术进行钴基合金涂层熔覆可有效增强工件表面的耐磨、抗腐蚀性能,已有不少国内外研究学者针对激光熔覆的钴基合金涂层的性能以及相关熔覆 工艺进行了研究。Masoud Barekat等人<sup>[4]</sup>采用激光熔覆技术在γ-TiAl基底上熔覆了钴 基合金涂层,研究了共轴激光熔覆参数对单道熔覆层性质的定性关系,并基于此定 性关系预测了如何根据目标熔覆层性质来设置熔覆参数。由于钴基合金涂层硬度较 高,在进行激光熔覆的过程中涂层产生裂纹的可能性较大,降低裂纹的办法如对熔 覆基材进行预热、保温,或者在钴基合金原料中加入特殊原料以阻止裂纹缺陷的产 生,Kang Qi等人<sup>[5]</sup>为降低熔覆层裂纹的产生几率采用了磁场辅助的方式在42CrMo 基底上熔覆了钴基合金涂层,并系统分析了熔覆层裂纹和孔洞的产生机制。Ouyang 等人<sup>[6]</sup>采用激光熔覆技术在304钢上熔覆了钴基合金涂层,研究了不同时间热处理工 艺对钴基合金涂层的结构和性能的影响,研究发现热处理会改变熔覆层结构和相成 分,同时在850 ℃长达8 h和16 h热处理后,工件的洛氏硬度和耐磨程度分别提高了

作者简介: 赵欣(1983-),男,工程师, 主要从事液压元件基础研 究、液压传动控制系统研究 工作。电话:15310307789, E-mail:17072406@gg.com

中图分类号:TG174.4 文献标识码:A 文章编号:1001-4977(2024) 07-0982-08

收稿日期: 2024-02-05 收到初稿, 2024-03-14 收到修订稿。 9.2%和29.7%,并讨论了涂层的磨损机制。于坤等人<sup>[7]</sup> 采用激光熔覆技术在TA15表面熔覆了钴基和镍基合金 复合涂层,熔覆层显微硬度得到提高,分别为基材硬 度的3.7倍和3.2倍。曹旺萍等人<sup>[8]</sup>采用激光熔覆技术在 45钢表面熔覆了钴基合金涂层,研究了熔覆层熔池以 及气孔缺陷等在不同激光功率下的形成机制,并通过 摩擦磨损试验测试了不同功率下摩擦因素和磨损率, 优化了激光熔覆工艺参数。颜胜科等人<sup>[9]</sup>同样在45钢基 材上熔覆了钴基合金涂层,发现合金涂层相以网状结 构存在,且熔覆层具有高的硬度和高耐磨性。

本研究针对海底输油管道旋转接头部分的防腐、 耐磨要求尝试采用激光熔覆技术进行大面积涂层的熔 覆,在前期预研评价过程,首先在试件上进行大量对 比性研究,以期获得在实际工件中采用激光熔覆的技 术参数。其次,取一定厚度的不锈钢试样和双相不锈 钢试样进行激光熔覆涂层的研究,即分别在304不锈 钢、2205双相不锈钢基材上采用激光熔覆技术制备了 不同配比的钴基合金涂层,对比了不同衬底不同组分 涂层的组织和性能,以获得成本低、硬度高、耐腐蚀 性能好且缺陷少的合金涂层。

# 1 试验材料与方法

### 1.1 试验材料

采用市售钴基合金(stellite 6, stellite 12)粉末原 料分别在304不锈钢、2205双相不锈钢基材上熔覆钴基 涂层,粉末粒度为100~270目,化学成分如表1所示。 基材分别为304不锈钢、2205双相不锈钢,其化学成分 如表2所示。激光熔覆前,需将待熔覆原料粉末放入烘 箱进行烘干,烘箱温度100 ℃,烘干时间1 h,同时将 待熔覆基材表面用砂轮机打磨掉氧化皮,用无水乙醇 擦拭去除表面油污和杂质。

表1 钴基合金粉末原料化学成分 Table 1 Chemical composition of the Co based alloy powder raw materials  $w_{\rm B}/\%$ 钴基合金 С W Cr Si Ni Co Fe Mn Mo 1.42 2.75 0.22 8.64 其他 1.36 0.45 Ste6 28.88 24629.02 1 1 5 0.98 4 53 主他 Ste12 113 2.86 2 95 1 26

表2 基材化学成分 Table 2 Chemical compositions of the base materials

Table 2 Chemical compositions of the base materials						$w_{\rm B}/\%$				
基材	С	S	Si	Ni	Cr	Mn	Мо	Ν	Р	Fe
2205	≤0.03	≤0.02	≤1.0	4.5~6.5	22~23	≤2.0	3.0~3.5	0.1~0.2	≤0.02	其他
304	≤0.08	≤0.03	≤1.0	8.0~10.5	18.0~20	≤2.0		≤0.1	≤0.035	其他

## 1.2 试验方法

采用laserline-3000激光器分别在304不锈钢、2205 双相不锈钢基材表面熔覆钴基合金涂层。每个熔覆试 样基材的熔覆面积为10 cm×10 cm,厚度2 cm。通过 调整激光功率、光斑大小、线速度、搭接率等熔覆参 数,采用氮气吹粉、同轴送粉方式对基材表面进行熔 覆,具体熔覆工艺参数如表3所示。1<sup>#</sup>样品是指在2205 双相不锈钢基材上熔覆stellite6粉末,2<sup>#</sup>样品是在304不 锈钢基材上熔覆stellite6粉末,3<sup>#</sup>样品是在2205双相不 锈钢基材上熔覆stellite12粉末,4<sup>#</sup>样品是在304不锈钢 衬底上熔覆stellite12粉末。熔覆层的厚度为3 mm。利用 数显维氏硬度计测试基体到钴基熔覆层的显微硬度, 施加载荷为0.1 N,保荷时间为10 s,沿熔覆层的垂直方 向上每隔200 μm ± 2 μm测试熔覆层硬度,同一距离上 测量8个点,得到不同距离的平均硬度值。

表3 激光熔覆工艺参数 Table 3 Laser cladding process parameters

功率/W	光斑直径/mm	扫描速率/ (mm・s <sup>-1</sup> )	送粉速率/ (g · s <sup>-1</sup> )	搭接率/%	
2 600	6	8	0.6	40	

## 2 试验结果与分析

## 2.1 钴基涂层断面能谱分析

结合扫描电子显微镜分析,研究了涂层的不同断

面深度处元素分布,对比研究了激光熔覆涂层与熔覆 原料成分变化趋势,依次从底部、中间、顶部三个不 同位置分析元素成分分布,如图1是在双相不锈钢2205 984 **持造** FOUNDRY 铸钢 · 铸铁



(a) 断面
 (b) 能谱分析
 图1 在双相不锈钢衬底上激光熔覆钴基合金涂层的断面EDS能谱
 Fig. 1 Cross-sectional EDS energy spectrum of cobalt-based alloy coating on duplex stainless steel substrate by laser cladding

基材上熔覆的stellite 6合金涂层的断面,可以看出底部 有较为明显的涂层-基体熔合线,取样位置位于界面上 方350 μm处,得到各元素组分能谱如右图所示,此处 对应涂层的底部位置,中间位置对应涂层内部,顶部 接近于涂层表面。图2是1<sup>#</sup>-4<sup>#</sup>样品分别对应不同断面位 置的成分分布,本文主要关注含量较高的元素如Cr、 Co元素的分布。

从图2可以看出,在双相不锈钢基材上与304不锈 钢基材上熔覆钴基合金粉末,涂层断面的元素分布存 在差异,在304不锈钢基材上熔覆的钴基合金涂层成 分跟熔覆原料成分一致性较好,尤其是stellite 6粉末 在304不锈钢基材上的熔覆层(2<sup>#</sup>样品),涂层最上 层(接近涂层表面)仍与粉末原料保持一致的配比, 从中层和接近界面的底层来看Cr元素几乎不存在任何 偏析,如图2中2<sup>#</sup>样品所示,从底部到顶层Cr元素质 量比依次为29.37%、29.86%,29.70%,与熔覆原料中 Cr含量(28.88%)保持一致,Co元素质量占比在中间 层和接近界面处稍有下降。在双相不锈钢衬底上熔覆 的stellite6合金粉(1<sup>\*</sup>样品)尽管存在与熔覆粉末不一 致的Cr、Co含量,但整个断面元素分布比较均匀,从 底部、中部到顶层Cr的含量依次为29.05%、29.88%、 31.02%,Co的含量依次为50.29%、51.29%、50.50%,



Fig. 2 The distributions of Cr and Co elements in the bottom, middle, and top layers of the cross-section of coating for the sample 1<sup>#</sup>, 2<sup>#</sup>, 3<sup>#</sup> and 4<sup>#</sup>

即不同深度的涂层几乎保持了与熔覆原料一致的质量 配比,即使在接近基材界面处受热影响较大的区域仍 未存在元素占比偏析情况。对比分析3\*、4\*样品,我们 发现stellite 12原料粉末无论是在双相不锈钢基材上熔 覆还是在304不锈钢上熔覆,其熔覆层都与熔覆原料在 Cr、Co元素质量占比上存在较大的差别。Stellite 12合 金粉末中Cr、Co的含量分别为29.02%、56.12%,均高 于stellite 6中Cr(28.88%)、Co(53.82%)的含量, 但激光熔覆后的涂层无论底部、中部还是顶层Co的含 量均低于50%, 说明在激光熔覆过程中Co成分发生了 偏析。原因是由于stellite 12含有的高熔点高硬度元素 Cr和Co的含量高于stellite 6,在激光熔覆时熔池中的 元素熔融度、密度、元素扩散以及热量分布等都会发 生变化,这些变化会引起熔池液体流动,从而使熔覆 层在凝固的过程中发生化学反应而使熔覆层中的元素 含量发生偏析。要改善这种状况,使熔覆层更接近于 原料配比,需要结合激光熔覆参数以及注入熔池的热 量分布进行合理设计和调控。钴基合金熔覆层成分发 生偏析的原因比较复杂,除跟激光熔覆参数紧密相关 外,还跟熔覆层的设计要求有关,比如熔覆层的目标 厚度。如厚度要求较薄时,温度梯度变化相对来说较 小,元素扩散的程度也较小,这样元素成分偏析的可 能性就相应地减小;在熔覆较厚的钴基合金涂层时可

考虑选择多层多道、呈厚度梯度分布进行熔覆,同时 注意熔覆后进行适当的保温措施。

#### 2.2 显微组织分析

激光熔覆过程的显著特点是高能量激光束快速作 用于材料并移开,使材料快速冷却,所以熔覆层的形 成过程是熔融态液体向晶体转变的非平衡过程,在不 同温度梯度环境会形成不同的组织形态。图3是熔覆层 与基材结合处的组织形貌,分别对应于1<sup>#</sup>-4<sup>#</sup>样品。可以 看出钴基合金涂层在不同基材上具有不同的微观组织 形貌,在双相不锈钢2205基材上的熔覆层晶粒比在304 钢上的晶粒尺寸大,但在304钢上的熔合线处出现了微 小的裂纹,如图3b、3d中A所指红圈区域,对应 $2^{*}$ 和 $4^{*}$ 样品熔合线处。这是由于熔覆层组成与基材成分相差 较大引起的,熔覆原料受激光注入热量熔化后,由于 成分的差异使熔化和冷却速率不均匀,导致熔池内部 产生应力,从而引起裂纹;另外钴基涂层具有更高的 硬度,在与较低硬度基材熔合时也容易引起裂纹。从 图3中1<sup>#</sup>和3<sup>#</sup>样品可以明显看出钴基涂层在双相不锈钢 基材上的熔覆符合金属的定向凝固规律[10],根据凝固 理论,凝固后组织形态是由稳定因子G/R决定的,其中 G是温度梯度,R是凝固速率,在熔池底部,R最大,R 最小,因此G/R最大,因此在熔合线处形成了平面晶,





图3 熔覆样品1<sup>\*</sup>、2<sup>\*</sup>、3<sup>\*</sup>和4<sup>\*</sup>的涂层与基材结合处的组织形貌 Fig. 3 The microstructure morphologies at the interfaces between the cladding layers and the substrate materials for the sample 1<sup>\*</sup>, 2<sup>\*</sup>, 3<sup>\*</sup> and 4<sup>\*</sup> 如图3中B所指区域。随着在垂直基材方向上G逐渐减小、R逐渐增大,G/R变小,形成了胞状晶、柱状晶和树枝晶,分别对应图3中C、D、E所指的区域。

图4是对应样品涂层的中部组织,可以看出四个样 品的熔覆层中部组织多数为树枝晶和等轴晶,分别对 应图4中蓝色和绿色箭头所指的区域,这是因为随着温 度梯度C的减小和凝固速率R的进一步变大,胞状晶继 续生长为树枝晶,同时一部分树枝晶生长过程中会遇 到新的晶核,生长受限而转变成了没有明显方向的等 轴晶。图4中红色虚线为第二层熔合线,熔合线两侧的 组织形貌和晶粒生长取向存在明显差别,但晶粒尺寸 更小一些,这是由于第二层熔覆时对第一层界面层重 新注入了热量、发生了激光重熔,相当于激光束对熔 合区起到了再次淬火的作用。在熔覆层的顶部,由于 温度梯度G继续减小,凝固速率R增加,树枝晶变细,逐渐形成了枝晶区和共晶区相互连接的网状组织。图 5是扫描电子显微镜下观察的熔覆层顶部组织,图中所示A区是钴富余的枝晶区,B处是共晶组织<sup>[11]</sup>。熔覆原料为stellite 6时,无论是在双相不锈钢基材还是在304钢基材上,熔覆层顶部组织相似,枝晶区和共晶组织区密度差别不大,但采用stellite 12作为熔覆原料时共晶区密度较大,钴富余枝晶区密度较小,在304钢基材上熔 覆的stellite 12涂层的顶部组织显示了更大的晶粒尺寸,这跟熔体在顶部凝固时受周围的空气流动、激光束的搅动以及自身的热辐射或传热有关,如散热作用增强就会导致过冷度增大,形成细小的晶粒,反之晶粒会长大。



图4 样品1<sup>\*\*</sup>、2<sup>\*\*</sup>、3<sup>\*\*</sup>和4<sup>\*</sup>熔覆层中部组织 Fig. 4 The microstructures in the middle parts of the cladding layers for the sample 1<sup>\*\*</sup>, 2<sup>\*\*</sup>, 3<sup>\*\*</sup> and 4<sup>\*\*</sup>

#### 2.3 熔覆层的显微硬度分析

根据激光熔覆的特点和熔覆层横截面的微观组织 性质,熔覆层的横截面可以分为不同的区域,如熔覆 层区、熔池、基体热影响区等,因此需在熔覆层的垂 直方向上不同距离取样进行测试。图6是样品1<sup>#</sup>的熔覆 层上显微硬度的取样点,可以看出从熔覆层到基体基 本满足每隔200 μm取样。图7为样品1<sup>#</sup>、2<sup>#</sup>、3<sup>#</sup>、4<sup>#</sup>的涂 层沿着横截面方向的硬度分布。 从图7中显微硬度值的分布可以看出,1<sup>\*</sup>和3<sup>\*</sup>样品 的基材HV硬度平均值为283.1,对应基材为2205双相 不锈钢。2<sup>\*</sup>和4<sup>\*</sup>样品的基材HV硬度平均值为194.6,对 应基材为304不锈钢,基材的平均硬度均明显低于熔 覆层硬度。1<sup>\*</sup>-4<sup>\*</sup>样品熔覆层界面的显微硬度HV依次为 295.6、309.0、500.3、203.1,可以看出熔覆原料stellite 6在双相不锈钢和304不锈钢上的熔覆界面处的硬度变 化不大,但熔覆原料stellite 12在两种基材的熔覆界面



图5 样品1<sup>\*</sup>、2<sup>\*</sup>、3<sup>\*</sup>和4<sup>\*</sup>熔覆层顶部组织扫描电镜图 Fig. 5 SEM images of the microstructures at the top parts of the cladding layers of the sample 1<sup>\*</sup>, 2<sup>\*</sup>, 3<sup>\*</sup> and 4<sup>\*</sup>



(a)低倍
 (b)高倍
 图6 样品1<sup>#</sup>的钴基合金熔覆层的显微硬度测试取样,
 Fig. 6 Sampling of the microhardness testing for the cladding layer of the cobalt based alloy of the sample 1<sup>#</sup>



图7 不同钴基合金涂层的显微硬度分布 Fig. 7 Microhardness distributions of different cobalt-based alloy coatings

上的硬度差别较大,分别是基材的1.79倍和1.06倍。在 304不锈钢基材上熔覆钴基合金涂层硬度值波动较大, 从熔覆层顶层的硬度值看,4<sup>\*</sup>样品比2<sup>\*</sup>样品硬度更高, 但4<sup>\*</sup>样品在从熔覆层到基材过渡的过程中,硬度值起伏 较大,原因是stelltie 12原料本身的HV硬度可达500以 上,而原料stellite 6的HV硬度为400。对于4<sup>\*</sup>熔覆层, 原料和基材的硬度相差最大,相应的熔覆后的硬度也 具有最大起伏。另外,熔覆层内部是由不同组织结构 组成,也存在硬度差异,所以即使是同一种熔覆层在 不同的深度位置硬度也会有所不同,尤其是在靠近界 面处的显微硬度值会出现减小的情况。这是因为激光 熔覆时注入了高能量,导致熔覆界面较多的铁元素受 到高温影响而扩散,聚集了较多的铁元素,而基材和 熔覆原料中原本含有近20%的高熔点铬元素在界面处 聚集较少,导致界面处的硬度比熔覆层硬度低。从整 个硬度分布来看,3<sup>#</sup>样品具有较好的提高基材硬度的 性能,即要想获取更高的硬度、较好的耐磨性,选取 stelline 12为熔覆原料、2205双相不锈钢为基材更为合 适,但单纯地提高硬度也会面临熔覆层表面或内部缺 陷增加的风险,所以评价熔覆层质量的好坏应当根据 实际应用情况进行综合考虑<sup>[12-14]</sup>。

#### 2.4 熔覆层的模拟海水电位腐蚀测试

熔覆层腐蚀测试采用模拟海水电位腐蚀试验,采 用饱和甘汞参比电极(SCE),试验溶液为3.5%NaCl 水溶液,用99.999%以上纯氮气0.5 L/min持续通 气除氧,测试温度为30 ℃±1 ℃,电位扫描速率 为20 mV/min,点蚀电位Eb取阳极极化曲线上对应 于电流密度为10  $\mu$ A/cm<sup>2</sup>和100  $\mu$ A/cm<sup>2</sup>的两个最正电 位,记为E'<sub>b10</sub>和E'<sub>b100</sub>。图8是样品对应的极化曲线, 记录的试验数据如表4所示。在1<sup>\*</sup>到4<sup>\*</sup>样品的腐蚀电位 分别是-349 mV、-300 mV、-255 mV、-288 mV,表 明stellite12合金镀层的腐蚀电位比stellite 6合金镀层要 大,腐蚀倾向减小,并且在2205双相不锈钢衬底上的 镀层具有更好的耐腐蚀性。在整个试验过程中,除观 察到几处小蚀坑外,没有发现缝隙腐蚀,说明涂层与 基材的结合力较强,这也体现了激光熔覆工艺中的熔 覆层与基材表面薄层冶金状的结合。



图8 样品1<sup>\*</sup>、2<sup>\*</sup>、3<sup>\*</sup>、4<sup>\*</sup>的极化曲线图 Fig. 8 Polarization curves of the sample 1<sup>\*</sup>, 2<sup>\*</sup>, 3<sup>\*</sup>, 4<sup>\*</sup>

表4 腐蚀试验数据表 Table 4 Corrosion test data table

样品编号	$E_{\rm corr}/{ m mV}$	$E'_{b10}/\mathrm{mV}$	$E'_{\rm b100}/\rm{mV}$	试验观察
1#	-349	666	826	几处小蚀坑,无缝隙腐蚀
2*	-300	655	791	几处小蚀坑,无缝隙腐蚀
3*	-255	634	781	几处小蚀坑,无缝隙腐蚀
4#	-288	626	805	几处小蚀坑,无缝隙腐蚀

## 3 结论

(1)涂层断面的元素分布存在差异,在304不锈

钢基材上熔覆的stellite6钴基合金涂层成分与熔覆原料 成分一致性较好,且顶部组织相似,枝晶区和共晶组 织区密度差别不大。

(2)从硬度分布来看,在双相不锈钢2205上的 stellite12熔覆层具有较高的硬度,且腐蚀的倾向性更小。 (3)此研究工作为增强工件的耐磨性、防腐性提供了采用激光熔覆工艺来制备保护层的技术方法和试验依据。

#### 参考文献:

- [1] 李胜,雷远涛,伍文星,等.激光熔覆镍基高温耐磨合金的组织及性能 [J].中国表面工程,2023,36(5):213-221.
- [2] 缪喆宇,高义民,王怡然,等.激光熔覆工艺参数对铜/钢双金属复合材料组织的影响 [J]. 铸造, 2022, 71 (2): 151-157.
- [3] JIANG Di, CUI Hongzhi, SONG Xiaojie, et al. Wear and corrosion resistance of CoCrNi composite coatings by laser cladding [J]. China Foundry, 2022, 19 (6): 535–543.
- [4] BAREKA Masoud, RAZAVI Reza Shoja, GHASEMI Ali. Nd: YAG laser cladding of Co-Cr-Mo alloy on γ-TiAl [J]. Optics & Laser Technology, 2016, 80: 145–152.
- [5] QI Kang, YANG Yong, SUN Rui, et al. Effect of magnetic field on crack control of Co-based alloy laser cladding [J]. Optics & Laser Technology, 2021, 141: 107129.
- [6] OUYANG Changyao, WANG Rui, BAI Qiaofeng, et al. Aging strengthening treatment of laser cladding Co-based alloy coating [J]. Materials Letters, 2022, 313: 131746.1–1131746.4.
- [7] 于坤,祁文军,李志勤. TA5表面激光熔覆镍基和钴基涂层组织和性能对比研究 [J]. 材料导报,2021,35(6):06135-06139.
- [8] 曹旺萍,李银标,王振宇.45钢表面激光熔覆钴基涂层组织与磨损性能研究 [J].应用激光,2022,42(2):41-47.
- [9] 颜胜科,揭晓华,张艳梅,等.Co-Cr合金激光熔覆的组织与性能研究[J].材料热处理技术,2012,41(8):162-164.
- [10] 高秋实,闫华,秦阳,等. 钛合金表面激光熔覆Ti-Ni+TiN+MoS<sub>2</sub>/TiS自润滑复合涂层 [J]. 材料研究学报,2018,32(12):921-928.
- [11] 范鹏飞,孙文磊,张冠,等.激光熔覆铁基合金梯度涂层的组织性能及应用[J].材料导报(研究篇),2019,33(11):3806-3810.
- [12] 李镭昌,魏昕.激光熔覆复合涂层WC对裂纹产生机理影响研究 [J].激光技术, 2023, 47(1): 52-58.
- [13] 樊自田,杨力,唐世艳. 增材制造技术在铸造中的应用,铸造,2022,71(1):1-16.
- [14] LI Xiaocong, LIANG Hui, ZHAO Yanzhou, et al. Microstructure and wear resistance of AlCrFeNiMo0.5Six high-entropy alloy coatings prepared by laser cladding. China Foundry, 2022, 19 (6): 473–480.

# Comparative Study on the Microstructures of Cobalt-Based Alloy Coatings on Stainless Steel Substrates by Laser Cladding

ZHAO Xin<sup>1</sup>, XU Qiang<sup>1</sup>, HUANG Tian-ming<sup>1</sup>, GAO Bing<sup>2</sup>, XIONG Li<sup>2</sup>, HUANG Yan-wei<sup>3,4</sup>

(1. CSIC Chongqing Hydraulic Mechanical-Electronical Co., Ltd., Chongqing 402160, China; 2. Chongqing Research Institute of East China Normal University, Chongqing 401120, China; 3. Shanghai Institute of Technology, Shanghai 201419, China; 4. Suzhou Changyan Laser Technology Co., Ltd., Kunshan 215314, Jiangsu, China)

#### Abstract:

The laser cladding technology was used to clad stellite 6 and stellite 12 cobalt-based alloy coatings on the surfaces of 304 stainless steel and 2205 stainless steel substrates, respectively. The microhardness analysis, optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM), energy spectrometer (EDS) and simulated seawater potential corrosion test were used to investigate the microhardness, microstructural organization, phase, microtopography, molten pool morphology and corrosion performance of the two alloy cladding layers on different stainless steel substrates. Combined with the laser cladding process, the distributions of crystal phases and Co, Cr components in the bottom, middle and top layers of the cladding layer was analyzed. Through comparative analysis, it was found that the stellite 12 coating on the 2205 duplex stainless steel substrate had higher interfacial hardness of the cladding layer. The corrosion test showed that the stellite 12 coating had better corrosion resistance than the stellite 6 coating.

#### Key words:

laser cladding; cobalt based alloys; hardness; corrosion resistance