

# La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 对激光熔覆铁基 JG-8 合金组织与性能的影响

王 强<sup>1,2</sup>, 杨 驹<sup>1</sup>, 牛文娟<sup>1</sup>, 李洋洋<sup>1</sup>, 张 康<sup>1</sup>, 毛 轩<sup>1</sup>, 王永刚<sup>1</sup>

(1. 西安建筑科技大学 冶金工程学院, 陕西 西安 710055)

(2. 西安建筑科技大学 陕西省冶金工程技术研究中心, 陕西 西安 710055)

**摘 要:** 采用激光熔覆技术在 27SiMn 钢基体表面成功制备了不同 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的铁基 JG-8 合金复合涂层, 系统地研究了添加 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 对铁基 JG-8 合金复合涂层组织及性能的影响。利用 X 射线衍射仪 (XRD) 和配有能谱仪 (EDS) 的扫描电子显微镜 (SEM) 对铁基 JG-8 合金复合涂层的物相结构和显微组织进行分析测试, 通过显微硬度仪和摩擦磨损试验机对铁基 JG-8 合金复合涂层的硬度以及摩擦学性能进行分析评估。结果表明, La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的添加可有效细化组织, 使晶粒由原本的柱状晶转变为细小的胞状结构。铁基 JG-8 合金复合涂层的硬度随着 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的增加呈现先增大后减小的趋势, 其中 0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (质量分数) 铁基 JG-8 合金复合涂层的硬度 (HV<sub>0.3</sub>) (5327 MPa) 最高, 与未添加 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的铁基 JG-8 涂层相比, 0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基 JG-8 合金复合涂层的硬度提升了 19.4%。在摩擦磨损过程中未添加 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的铁基 JG-8 涂层主要磨损机制为粘着磨损和疲劳磨损, 0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基 JG-8 合金复合涂层的主要磨损机制为磨粒磨损, 0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基 JG-8 合金复合涂层的体积磨损量最低, 为 27SiMn 钢基体的 22.9%。

**关键词:** 激光熔覆; 铁基 JG-8 合金; La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; 显微组织; 摩擦学性能

**中图分类号:** TG174.44

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2021)06-2125-09

由于钢材具有良好的综合性能、低廉的价格等特点, 广泛应用于机械制造、冶金、石油、煤炭等行业<sup>[1-3]</sup>。但由于恶劣的工作环境, 磨损成为钢材产品主要的失效模式之一, 钢材表面作为最先磨损的一部分材料, 其损坏最为严重<sup>[4,5]</sup>。因此, 通过表面改性技术提高钢材的耐磨损性能得到了广大学者的关注。常见的表面改性技术包括: 热喷涂<sup>[6]</sup>、丝材电弧喷涂<sup>[7]</sup>、电镀<sup>[8]</sup>、包覆渗铝<sup>[9]</sup>、冷喷涂<sup>[10]</sup>等技术, 由于电镀、包覆渗铝、热喷涂这 3 项技术成本较高, 操作过程复杂, 制备的涂层厚度较薄, 在恶劣的工作环境下, 不能有效地保护基体材料; 由于冷喷涂技术本身完全依赖粒子动能的特点, 涂层的脆性较大, 韧性较差, 无法满足结构件的要求<sup>[11]</sup>; 由于丝材电弧喷涂以丝材本身的性能为主, 且操作过程中的灵活性较差, 不能满足复杂结构零件的修复与再制造。

激光熔覆作为一项新型的激光表面改性技术, 在涂层的制备过程中不会产生噪音, 不会对外界环境造成污染<sup>[12]</sup>。由于激光熔覆技术制备的涂层具有稀释率低、结合强度高、热变形小等特点, 可以显著改善涂层的耐蚀性、耐磨性、抗氧化性等, 已经广泛应用于机械制造、石油煤炭、航空航天等领域<sup>[12-17]</sup>。因此,

该技术已经成为近年来表面改性领域的研究热点。用于激光熔覆的粉末主要有铁基、钴基、钛基、镍基合金, 其中, 铁基合金粉末具有较高的性价比以及成分易于调控, 广泛使用在工业领域<sup>[18,19]</sup>。但是, 由于工作环境较为苛刻, 且长时间工作, 涂层仍然会遭受到较为严重的磨损。

由于稀土氧化物具有良好的物理化学性能, 可用于细化晶粒, 提高微观结构的均匀性, 改善涂层或复合材料的力学性能<sup>[20]</sup>。为了进一步提高涂层的耐磨损性能, 众多学者利用激光熔覆技术制备了金属基稀土氧化物复合涂层。研究表明, 通过添加 Y<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、CeO<sub>2</sub> 和 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 等稀土氧化物颗粒, 可以有效改善镍基、钴基和钛基等合金涂层的显微组织, 提升涂层的硬度、耐腐蚀性和耐磨性等力学性能<sup>[21-25]</sup>。由于 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒中的 La 是典型的晶界偏析元素和表面活性元素, 具有钉扎效应, 可抑制晶粒的生长, 达到细化晶粒的效果, 同时提高涂层或复合材料的显微组织均匀性和表面硬度, 改善其摩擦学性能。因此, 本研究利用激光熔覆技术, 在 27SiMn 钢基体表面制备了不同 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的铁基 JG-8 合金复合涂层, 研究 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的添加对铁基 JG-8 合金复合涂层组织结构以及摩擦学性能的影响机理。

收稿日期: 2020-06-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51801143); 陕西省自然科学基金 (2017JZ012); 陕西省教育厅专项 (18JK0445)

作者简介: 王 强, 男, 1984 年生, 博士, 教授, 西安建筑科技大学冶金工程学院, 陕西 西安 710055, E-mail: qiang.wang@xauat.edu.cn

# 1 实 验

选用 27SiMn 钢作为基体材料，利用线切割技术将 27SiMn 钢制成 100 mm×50 mm×10 mm 的薄板。然后，将 27SiMn 钢薄板抛光至镜面，并采用乙醇对 27SiMn 钢基板表面进行超声波清洗。

选用通过雾化法制备的铁基 JG-8 合金粉末作为激光熔覆的原材料，化学成分由表 1 所示。图 1a 中铁基 JG-8 合金粉末以光泽的球形粉末为主。图 1b 所示为使用 Bettersize2600 激光粒度分布仪(湿法)对粉末的粒径进行测量，粉末的中粒径为 126.6 μm。图 1c 为氧化镧粉末的形貌。氧化镧粉末的添加量分别为 0.4%、0.8%与 1.2%。图 1d 为氧化镧的添加量为 0.8%的铁基复合粉末形貌。

在熔覆前，首先将铁基 JG-8 合金粉末和氧化镧粉末静置于 709-2GS 电热鼓风干燥箱中进行干燥处理，干燥温度为 70 °C，干燥时间为 6 h。再使用 DFX-200 型滚筒混合机将氧化镧粉末与铁基合金粉末进行混合，筒体转速 10 r/min，混合时间为 60 min。

使用激光熔覆设备 LC4000 制备复合涂层，采用高纯 N<sub>2</sub> 为工作气体，Ar 为保护气体，表 2 列出了 LC 的工艺参数。图 2 为激光熔覆的示意图，在激光熔覆作业中，基体材料固定于夹持装具，机器人 MOTOMAN-AR1440 控制激光熔覆头和光路系统进行移动作业。

使用配有能谱(EDS)分析仪的 Gemini SEM 500 型场发射扫描电子显微镜分析铁基 JG-8 合金复合涂层的微观组织及摩擦磨损形貌。利用 D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪分析铁基 JG-8 合金复合涂层的物相组成，具体参数如下：铜靶(Cu Kα, λ=0.154 056 nm)，工作电压 40 kV，电流 40 mA，扫描速度为 6°/min，衍射范围为 10°~80°。使用 HVS-1000 硬度计进行显微硬度测试，载荷设置为 300 g，保载时间为 30 s，从涂层开始自上而下进行测试，压痕间隔为 100 μm。

使用 MS-T3001 型球-盘式摩擦磨损仪对基体、铁基 JG-8 合金复合涂层在室温条件下进行摩擦磨损实验。进行实验前先将涂层的摩擦面抛光至镜面状态，然后将试样放入无水乙醇中利用超声波清洗机清洗 30 min。具体参数如下：选用直径为 6 mm 的 GCr15

表 1 铁基合金粉末的化学成分

Fe	Cr	Si	Ni	C	Mo	Mn
76.14	17.59	0.55	4.57	0.31	0.51	0.33

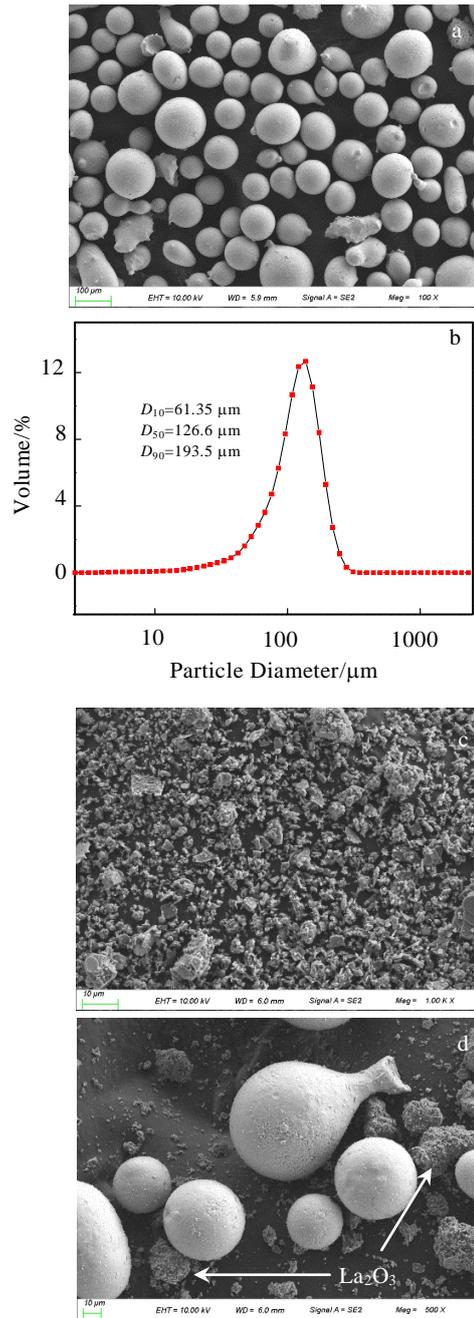


图 1 铁基 JG-8 合金粉末形貌及粒度分布和 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒形貌  
Fig.1 Morphology (a) and particle size distribution (b) of Fe-based JG-8 alloy powder; Morphologies of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles (c) and 0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Fe-based composite powder (d)

表 2 激光熔覆工艺参数

Feeding rate/g min <sup>-1</sup>	Scanning velocity/mm s <sup>-1</sup>	Overlap rate/%	Laser power/kW	Laser spot diameter/mm
20	5	50	2.0	5

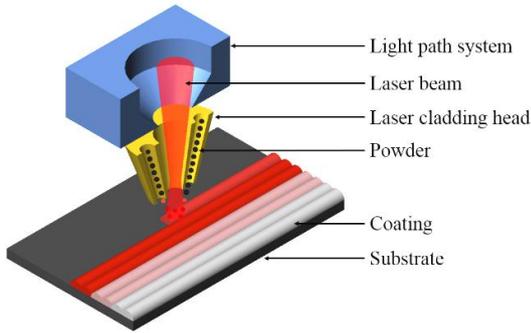


图 2 激光熔覆过程示意图

Fig.2 Schematic diagram of laser cladding process

作为对磨球，磨痕半径为 4 mm，法向载荷为 15 N，盘的转速为 280 r/min，时间为 30 min。铁基 JG-8 合金复合涂层与基体均测试 3 个试样，使用光学仪器（RTEC UP-Lambda）测量体积磨损量，使用 3 个试样的平均体积磨损量代表对应铁基 JG-8 合金复合涂层或基体在该实验条件下的最终体积磨损量。

## 2 结果与讨论

### 2.1 铁基复合涂层微观组织分析

图 3 为铁基复合涂层显微组织。从图 3 可以看出，不同 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的涂层显微组织有所差别。如图

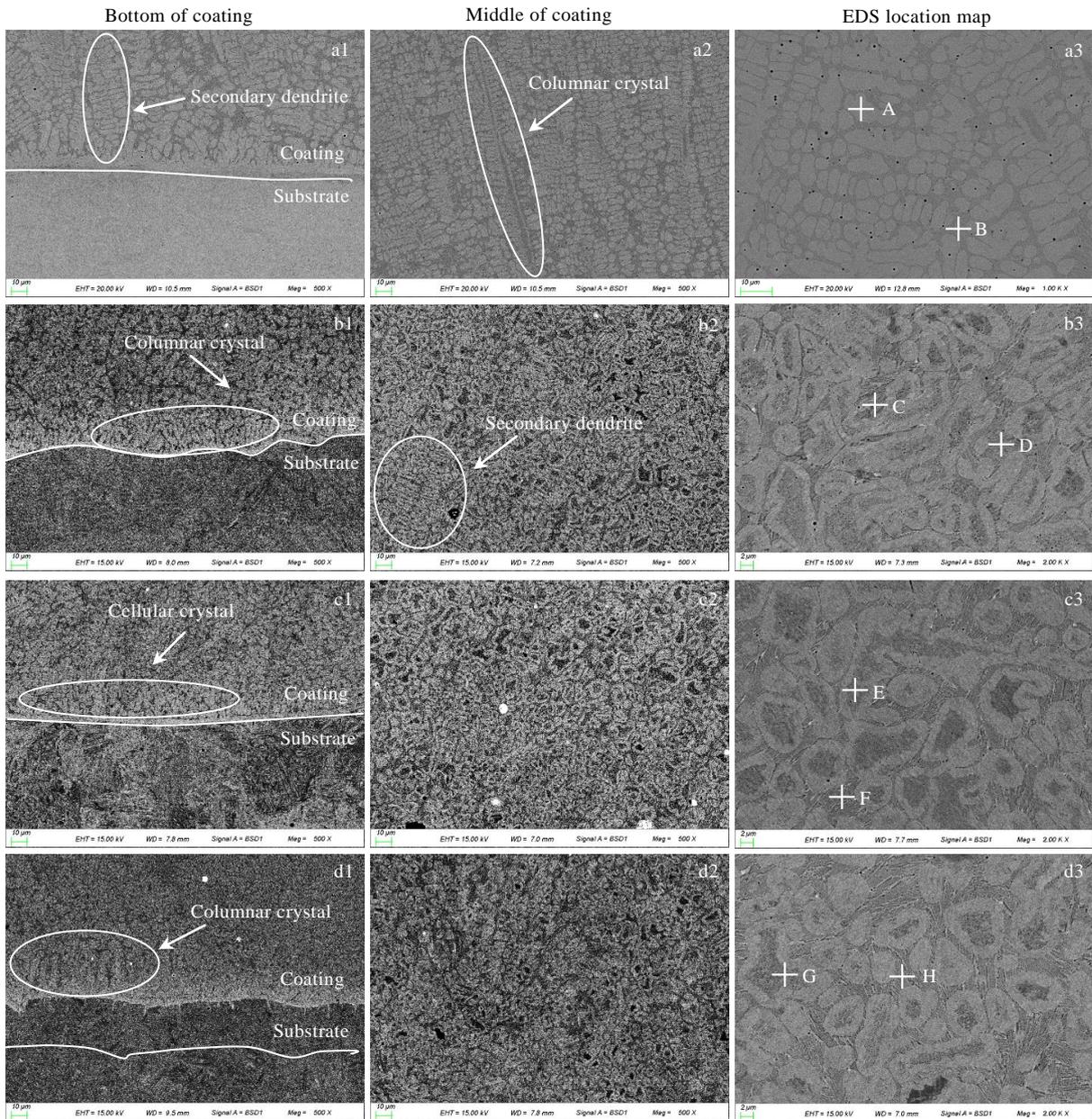


图 3 不同 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的铁基复合涂层显微组织

Fig.3 Microstructures of Fe-based composite coating with different La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> contents: (a1~a3) 0%, (b1~b3) 0.4%, (c1~c3) 0.8%, and (d1~d3) 1.2%

3a1~3a3 所示, 当不添加  $\text{La}_2\text{O}_3$  时, 铁基合金涂层为激光熔覆的典型组织, 底部组织与中部组织都以粗大的柱状晶和二次枝晶为主, 柱状晶沿界面生长, 宽度为  $10\sim 20\ \mu\text{m}$ , 长度较长<sup>[26]</sup>。这是因为在单项热流的作用下, 熔池内部的晶粒以等轴晶优先向上生长, 同时抑制相邻枝晶的生长, 导致最终形成了粗大的柱状晶<sup>[27]</sup>。

如图 3b1~3b3 所示, 当添加的  $\text{La}_2\text{O}_3$  含量为 0.4% 时, 涂层底部组织出现晶粒细化。紧挨界面处的晶粒为长条形状, 宽度约为  $5\ \mu\text{m}$ , 长度为  $10\sim 20\ \mu\text{m}$ 。涂层中部组织也由原来的柱状晶转变为胞状结构, 其中包括部分二次枝晶。如图 3c1~3c3 所示, 当添加的  $\text{La}_2\text{O}_3$  含量为 0.8% 时, 涂层底部组织的细化进一步增强, 紧挨界面处的晶粒为胞状结构, 尺寸大多集中在  $5\sim 10\ \mu\text{m}$ , 其中包括大量的等轴晶。涂层中部组织与 0.4%  $\text{La}_2\text{O}_3$  涂层的中部组织相似, 但未发现明显的二次枝晶, 中部组织也呈现进一步细化。分析如下: 首先, 由于激光熔覆具有快速冷却的特点, 在这一过程中  $\text{La}_2\text{O}_3$  的添加会增加固液界面的溶质密度与初生相的过冷度, 这会造成枝晶不同程度的断裂, 因此, 等轴晶和短柱状晶的数量开始增大。而且, 在快速加热状态下的部分  $\text{La}_2\text{O}_3$  颗粒会发生溶解, 稀土元素 La 可以通过钉扎和吸附作用成为晶界中晶体生长的活性点, 这会降低整个过程中的吉布斯自由能和晶粒生长所需的驱动力。因此, 有效地增加了成核数, 进一步细化了涂层的组织。除此之外, 稀土元素 La 可以与 Fe、Cr 和 Ni 元素形成具有高熔点的金属间化合物, 作为非自发形核的中心促进晶粒的细化<sup>[28-30]</sup>。

如图 3d1~3d3 所示, 当添加的  $\text{La}_2\text{O}_3$  含量为 1.2% 时, 涂层底部组织细化效果减弱, 出现部分柱状晶, 宽度约为  $10\ \mu\text{m}$ , 长度约为  $30\ \mu\text{m}$ 。涂层中部组织细化效果与 0.8%  $\text{La}_2\text{O}_3$  涂层的中部组织相似, 未发现明显的二次枝晶与柱状晶。这是因为过量的  $\text{La}_2\text{O}_3$  会在晶界出现偏析, 削弱了晶粒的细化效果, 导致晶粒变大<sup>[31]</sup>。结果表明, 随着  $\text{La}_2\text{O}_3$  的含量增大到 0.8% 的过程中, 涂层的细化效果逐渐增强。因此, 适量的  $\text{La}_2\text{O}_3$  可以显著改善涂层的显微组织。当  $\text{La}_2\text{O}_3$  的含量增大到 1.2% 时,  $\text{La}_2\text{O}_3$  对涂层仍然有细化效果, 但此含量下的细化效果逐渐降低。因此, 过量的  $\text{La}_2\text{O}_3$  会削弱对涂层的细化效果。

为研究  $\text{La}_2\text{O}_3$  的添加对相结构的影响, 对不同  $\text{La}_2\text{O}_3$  含量的铁基复合涂层进行 XRD 物相和 EDS 能谱分析。图 4 为不同氧化镧含量涂层的 XRD 图谱。可以看出, 涂层包括 Fe-Cr、(Fe, Ni)、Ni-Cr-Fe 等物相,  $\text{La}_2\text{O}_3$  的添加没有产生新的物相。未能在图中标示出氧化镧的峰, 是因为氧化镧的含量过小, 超过了 XRD

的检测范围。

图 3a3、3b3、3c3、3d3 展示了 0%、0.4%、0.8% 和 1.2%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层的高倍 SEM 照片, 并做 EDS 分析, 结果如表 3 所示。对于未添加  $\text{La}_2\text{O}_3$  的铁基涂层(A 点), 共晶组织(B 点)中的 Fe 元素含量降低 27%, Cr 元素含量增长 106%, C 元素含量增长 37%, Ni 元素含量基本稳定不变。

对于 0.4%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层, 共晶组织(D 点)中的 Fe 元素含量降低 8%, Cr 元素含量增长 28%, C 元素含量增长 14%, Ni 元素含量基本稳定不变, 并在共晶组织中检测到含量较低的 La 元素。对于 0.8%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层, 共晶组织(F 点)中的 Fe 元素含量降低 20%, Cr 元素含量增长 75%, C 与 Ni 元素含量基本稳定不变。在晶粒内部(E 点)检测到含量较低的 La 元素, 在共晶组织中检测到含量较高的 La 元素。对于 1.2%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层, 共晶组织(H 点)

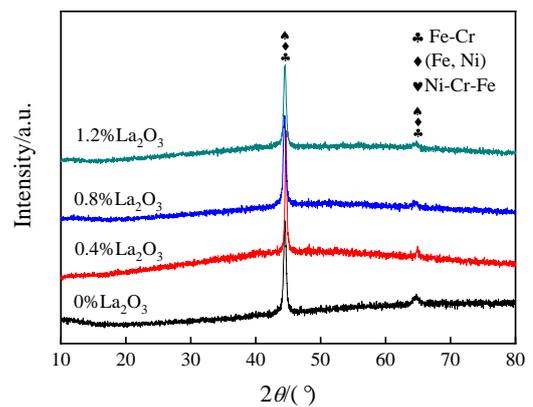


图 4 不同  $\text{La}_2\text{O}_3$  含量的涂层 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of the coating with different  $\text{La}_2\text{O}_3$  contents

表 3 图 3a3~3d3 标记区域的 EDS 分析结果

Table 3 EDS analysis results of points marked in Fig.3a3~3d3 ( $\omega/\%$ )

Point	Fe	Cr	C	Ni	O	Si	La
A	68.6	12.1	16.1	2.1	0.1	0.9	-
B	50.2	25.0	22.1	2.3	0.1	-	-
C	73.6	17.1	5.4	2.3	0.7	0.7	-
D	67.6	22.0	6.2	2.5	0.3	0.6	0.1
E	61.8	14.2	21.3	2.5	0.1	-	0.1
F	49.0	24.9	21.3	3.8	0.2	-	0.5
G	69.4	16.2	9.1	3.6	0.6	0.9	0.2
H	61.3	27.2	7.5	2.7	0.4	-	0.7

中的 Fe 元素含量降低 8%，Cr 元素含量增长 32%，C 元素含量增长 12%，Ni 元素含量基本稳定不变，在晶粒内部(G 点)检测到含量较低的 La 元素，在共晶组织中检测到含量更高的 La 元素。分析如下：晶粒内部主要为奥氏体，Fe 元素含量较高。由于 Fe、Ni 和 Cr 元素原子质量接近，共晶组织中的 Ni、Cr 元素可填充其空位形成 Fe-Cr、Ni-Cr-Fe、(Fe, Ni)固溶体，Fe 元素含量减少。由于 La 是典型的表面活性元素，La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 是具有高熔点(2315 ℃)的稳定化合物，这会使涂层中存在 La 元素的化合物和未熔化的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒，这些化合物与 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒会成为异形形核点，有助于细化涂层的组织。除此之外，由于 La 是典型的晶界偏析元素，未熔化的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒和包含 La 元素的化合物倾向于在晶界析出，具有钉扎和拖动作用，这也会限制晶粒的运动和抑制晶粒的进一步生长<sup>[29]</sup>。

在 EDS 测试结果中 C 含量较高，一方面因为富集的 C 元素可能与 Cr 元素形成 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub>，这一碳化物的形成有助于提升涂层的硬度<sup>[25]</sup>；另一方面，EDS 测试难以对 C、O、N 等轻元素做出精准的分析，最终导致 C 元素的测试结果可能偏高。

### 2.2 涂层显微硬度分析

图 5 为 0%、0.4%、0.8% 和 1.2%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层沿层深方向的显微硬度分布曲线。结果表明，涂层的显微硬度明显高于基体(1700 MPa)，且添加 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 可显著提升涂层的硬度。0%、0.4%、0.8% 和 1.2%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层的平均硬度(HV<sub>0.3</sub>)分别为 4458、4749、5327 和 4926 MPa。其中 0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层的平均硬度最高，为基体材料的 3.1 倍，相比于未添加 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的涂层，0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层的平均硬度提升了 19.4%。

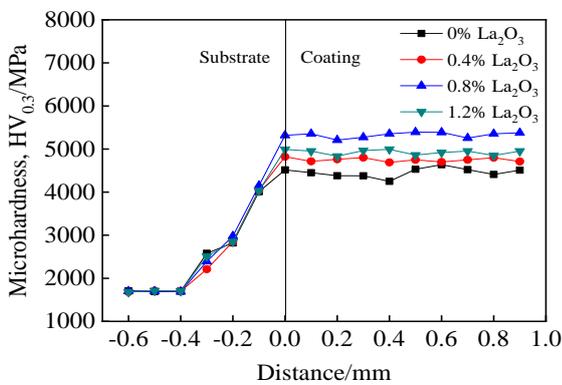


图 5 不同 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的复合涂层与基体的显微硬度

Fig.5 Microhardness of substrate and composite coatings with different La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> contents

随着 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的增加，涂层硬度呈现先增大后减小的趋势。涂层硬度增加的主要原因分析如下：

- (1) La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒分散分布在凝固组织中，这有利于增加凝固组织中的成核中心，阻碍晶粒的生长，达到细化晶粒的目的，起到强化作用来提高涂层的显微硬度。
- (2) 由于本身就具有高强度与高硬度的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒，通过分散强化效果提高涂层的硬度。
- (3) La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 颗粒可以引起凝固组织发生晶格畸变，增大微观应力，阻碍位错滑移，进一步提高涂层的硬度<sup>[32]</sup>。1.2%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层硬度有所下降，硬度分布介于 0.4%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层之间。这表明过量的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 会发生附聚，对涂层组织的细化效果降低，导致涂层硬度降低<sup>[33]</sup>。

### 2.3 涂层摩擦性能分析

图 6 为不同含量的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层和 27SiMn 钢基体的摩擦系数(COF)测试结果。可以看出，27SiMn 钢基体和不同含量的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层的摩擦系数曲线分为初始跑和阶段和稳定磨损阶段。对于 27SiMn 钢基体，初始跑和阶段的摩擦系数高于稳定磨损阶段的摩擦系数。分析如下：与 27SiMn 钢基体相比，GCr15 磨球的硬度较大，在 GCr15 磨球作用于 27SiMn 钢基体的初始阶段中，两者的接触面积较小，所产生的局部应力高于 27SiMn 钢基体的屈服极限，导致磨球会压入 27SiMn 钢基体一定的深度。

图 7 为磨球与基体作用时的示意图，因为 GCr15 磨球在载荷加载过程时，球盘静止不动，当 27SiMn 钢基体对磨球的抵抗力和载荷力达到平衡时，压入才会停止，导致在初始跑和阶段 GCr15 磨球对 27SiMn 钢基体的压入深度 *h* 和阻力 *f* 较大。当摩擦副处于加载阶段，27SiMn 钢基体与 GCr15 磨球保持静止不动，加载结束后，两者的局部接触区域处于粘着状态，由

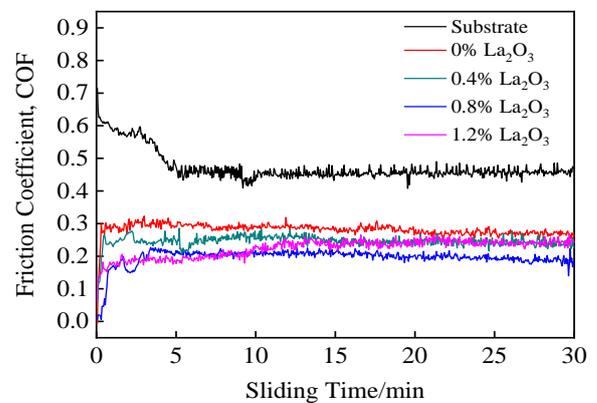


图 6 不同 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的复合涂层与基体的摩擦系数曲线

Fig.6 Friction coefficient curves of substrate and composite coatings with different La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> contents

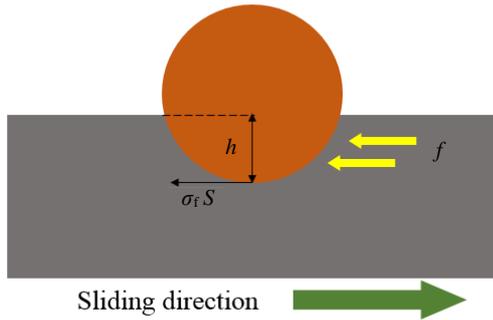


图 7 摩擦磨损实验过程 GCr15 磨球、基体受力示意图

Fig.7 Forces on the GCr15 ball and substrate during the friction and wear experiment

于摩擦副运动过程中需要克服粘着力  $\sigma_f S$  ( $\sigma_f$  为 27SiMn 钢基体的剪切应力,  $S$  为粘结区域的面积), 所以在初始跑和阶段 27SiMn 钢基体的摩擦系数较大。在 GCr15 磨球对 27SiMn 钢基体的循环运动下, 摩擦副作用区域的材料逐渐发生硬化, GCr15 磨球的压入深度与粘结区域的面积逐渐减小。因此, 27SiMn 钢基体的摩擦系数减小, 逐渐进入稳定磨损阶段, 27SiMn 钢基体的摩擦系数最终稳定在 0.45 附近。

对于 0%、0.4%、0.8%、1.2%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层, 初始磨损阶段的摩擦系数低于稳定磨损阶段的摩擦系数。分析如下: 在初始摩擦磨损阶段, 由于涂层的硬度较高, GCr15 磨球与涂层表面作用时, 二者接触区域的面积较小, 所产生的局部应力低于涂层的屈服极限, 所以 GCr15 磨球压入涂层的深度较浅, 受到的阻力  $f$  较小。但是, 经过 GCr15 磨球对涂层的循环摩擦后, 接触区域逐渐平滑, 摩擦过程中的有效接触面积逐渐增加, 摩擦系数有所升高, 逐渐进入稳定磨损阶段。最终 0%、0.4%、0.8%、1.2%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层的摩擦系数分别稳定在 0.28、0.24、0.20、0.24 附近。结果表明, 0.8%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层的摩擦系数最低, 0%  $\text{La}_2\text{O}_3$  涂层的摩擦系数最高, 0.4% 和 1.2%  $\text{La}_2\text{O}_3$  涂层的摩擦系数介于两者之间。分析如下: 随着  $\text{La}_2\text{O}_3$  含量的增加, 摩擦系数呈现先减小后增大的趋势。当  $\text{La}_2\text{O}_3$  的添加量在 0%~0.8% 之间时, 能显著提高成核率, 细化组织, 增强涂层的强度与韧度。当  $\text{La}_2\text{O}_3$  的添加量为 1.2% 时, 由于铁基复合涂层中硬质相的聚集和不均匀分布, 导致铁基复合涂层的耐磨性降低。因此, 适量的  $\text{La}_2\text{O}_3$  可以有效地提高铁基复合涂层的耐磨性, 而添加过量的  $\text{La}_2\text{O}_3$  则会削弱  $\text{La}_2\text{O}_3$  对铁基复合涂层耐磨性的提升效果。

图 8 为 0%、0.4%、0.8%、1.2%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层和 27SiMn 钢基体的磨损体积结果。结果表明, 在 27SiMn 钢基体上制备涂层可有效提升 27SiMn 钢基体的耐磨性, 0%、0.4%、0.8%、1.2%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层的体积磨损量分别为 27SiMn 钢基体的 36.4%、30.5%、22.9%、28.2%。其中 0.8%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层的体积损失最小, 为 27SiMn 钢基体的 22.9%, 0%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层的体积损失最大, 0.4%、1.2%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层的体积磨损介于两者之间。为进一步阐明摩擦磨损实验过程中铁基复合涂层的磨损机理, 分别对 0%、0.4%、0.8%、1.2%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层和 27SiMn 钢基体的磨损形貌和机制进行研究。

图 9a1~9a2 为 27SiMn 钢基体的磨损形貌。可以看出, 在 27SiMn 钢基体表面存在犁沟和明显的粘着剥落, 主要磨损机制为疲劳磨损和粘着磨损。分析如下: 相比于 27SiMn 钢基体, GCr15 磨球的硬度较高, 在摩擦过程中会压入 27SiMn 钢基体中, 并形成局部粘着。27SiMn 钢基体亚表层的部分材料会在剪切力的作用下发生塑性变形, 位于粘着区域的部分材料会转移到 GCr15 磨球的表面, 这部分材料会导致摩擦磨损过程中对 27SiMn 钢基体产生犁削作用, 在 27SiMn 钢基体表面形成犁沟。而且, 由于 GCr15 磨球对 27SiMn 钢基体进行的循环运动, 会导致部分材料发生层状剥落, 剥落的材料会在 GCr15 磨球的作用下转移到磨损轨迹的两侧。因为剥落的材料不能保护磨损表面, 所以造成 27SiMn 钢基体的体积损失较大。

图 9b1~9b2 为 0%  $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基涂层的磨损形貌。可以看出, 在 0%  $\text{La}_2\text{O}_3$  涂层表面存在明显的粘着剥落和犁沟, 主要磨损机制为粘着磨损与疲劳磨损。相比于 27SiMn 钢基体, 0%  $\text{La}_2\text{O}_3$  涂层的磨损程度较轻, 塑性变形主要集中在磨损轨迹的两侧。分析如下: 由于

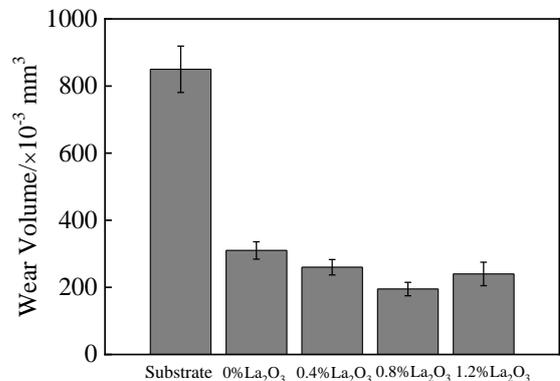


图 8 不同  $\text{La}_2\text{O}_3$  含量的复合涂层与基体的体积损失  
Fig.8 Volume loss of substrate and composite coatings with different  $\text{La}_2\text{O}_3$  contents

0% $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基涂层的硬度较高, GCr15 磨球对 0% $\text{La}_2\text{O}_3$  涂层表面的压入深度较浅, 0% $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基涂层表面发生的塑性变形较轻。因此, 在 GCr15 磨球对 0% $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基涂层的循环摩擦过程中, 0% $\text{La}_2\text{O}_3$  涂层的两侧出

现了明显的剥落。

图 9c1~9e2 分别为 0.4%、0.8%、1.2% $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层的磨损形貌。可以看出, 在 0.4% $\text{La}_2\text{O}_3$  铁基复合涂层表面存在明显的犁沟, 主要的磨损机制为磨

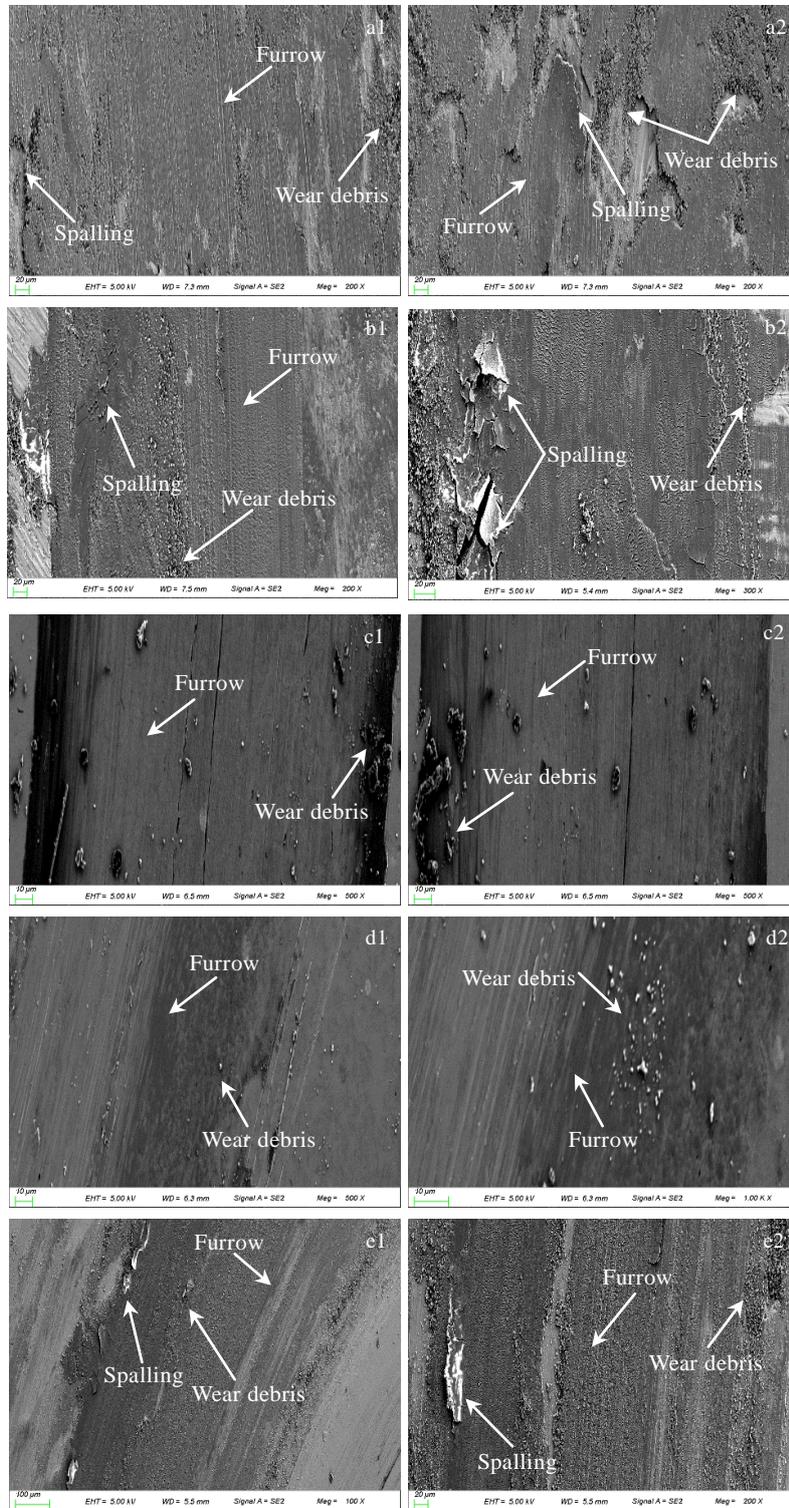


图 9 基体及涂层的磨损形貌

Fig.9 Wear trajectory topography: (a1, a2) substrate; (b1, b2) 0%  $\text{La}_2\text{O}_3$  coating; (c1, c2) 0.4%  $\text{La}_2\text{O}_3$  coating; (d1, d2) 0.8%  $\text{La}_2\text{O}_3$  coating; (e1, e2) 1.2%  $\text{La}_2\text{O}_3$  coating

粒磨损；0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层表面存在较轻的犁沟以及少量的磨屑，主要的磨损机制为磨粒磨损；1.2%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层表面存在大量的磨屑，并在磨损轨迹的两侧出现轻微的粘着剥落，主要的磨损机制为磨粒磨损和粘着磨损。结果表明，0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层表面的磨损程度较轻，1.2%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层表面的磨损程度较重，0.4%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基复合涂层表面的磨损程度介于两者之间。分析如下：随着 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的增加，铁基复合涂层表面的磨损程度呈现先轻微后严重的趋势。当 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的添加量为 0%~0.8% 时，La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的添加会使铁基复合涂层中的硬质相分布均匀，有利于提升铁基复合涂层的耐磨性。当 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的添加量为 1.2% 时，过量的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 会导致硬质相分布不均匀，削弱 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 对铁基复合涂层的耐磨性的提升效果。

### 3 结 论

1) 采用激光熔覆技术在 27SiMn 钢基体表面制备了不同 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的铁基 JG-8 合金复合涂层，均与基体形成了良好的冶金结合。添加适量的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 可以作为异质形核中心，增加形核率，起到细化晶粒，均匀组织的作用，使组织由粗大的柱状晶转化为尺寸较小的胞状结构，0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基 JG-8 合金复合涂层的细化效果最为显著，过量的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 会削弱细化效果。

2) 随着 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 含量的增加，铁基 JG-8 合金复合涂层的硬度呈现先增大后减小的趋势。添加适量的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 可以作为硬质相均匀分散在涂层组织中，显著提升铁基复合涂层的硬度。0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基 JG-8 合金复合涂层的平均硬度 (HV<sub>0.3</sub>) 5327 MPa 最高，是 27SiMn 钢基体的 3.1 倍。相比于未添加 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 的涂层，0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层的平均硬度提升了 19.4%。

3) 27SiMn 钢基体和 0%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基 JG-8 合金涂层的磨损机制为疲劳磨损和粘着磨损，0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基 JG-8 合金复合涂层的磨损机制为磨粒磨损。添加适量的 La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 可以有效抑制摩擦磨损过程中 GCr15 磨球的切削作用，其中 0.8%La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铁基 JG-8 合金复合涂层的体积磨损量最低，为 27SiMn 钢基体的 22.9%。

#### 参考文献 References

[1] Lv Z, Fu H, Xing J *et al. Journal of Alloys & Compounds*[J], 2016, 662: 54  
 [2] Findik F. *Materials & Design*[J], 2014, 57: 218  
 [3] Ju J, Fu H G, Fu D M *et al. Ironmaking & Steelmaking*[J], 2018, 45(2): 176  
 [4] Yang Y W, Fu H G, Ju J *et al. Metallurgical Research &*

*Technology*[J], 2017, 114(3): 314  
 [5] Gong J, Zhang D, Liu C *et al. Automation in Construction*[J], 2019, 98: 132  
 [6] Gago A, Ansar A, Wagner N *et al. Expositions Mathematicae*[J], 2013, 24(4): 337  
 [7] Pokhmurska H, Dovhunyk V, Student M *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2002, 151: 490  
 [8] Adabi M, Amadeh A A. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2015, 25(12): 3959  
 [9] Yu Z, Hass D D, Wadley H N G. *Materials Science and Engineering A*[J], 2005, 394(1-2): 43  
 [10] Wang Q, Birbilis N, Huang H *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2013, 232: 216  
 [11] Ko K H, Choi J O, Lee H *et al. Materials Letters*[J], 2015, 149: 40  
 [12] Riveiro A, Mejías A, Lusquiños F *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 253: 214  
 [13] Telasang G, Dutta Majumdar J, Padmanabham G *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 258: 1108  
 [14] Wang D, Tian Z, Wang S *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2014, 254: 195  
 [15] Abioye T E, Mccartney D G, Clare A T. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2015, 217: 232  
 [16] Zhang H, Zou Y, Zou Z *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 622: 62  
 [17] Guo Y X, Liu Q B, Zhou F. *Surface Engineering*[J], 2016, 34(4): 283  
 [18] Lai Q, Abrahams R, Yan W *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 712: 548  
 [19] Zhang Z, Yu T, Kovacevic R. *Applied Surface Science*[J], 2017, 410: 225  
 [20] Hu C, Hou S. *Coatings*[J], 2017, 7(2): 30  
 [21] Xu P, Tang X, Yao S *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 208(1-3): 549  
 [22] Ding L, Hu S. *Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 276: 565  
 [23] Ning Z, Li T, Hui G *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(8): 2092  
 [24] Wang Y, Zhang Y, Liang G *et al. Vacuum*[J], 2020, 173: 109148  
 [25] Ren T, Zhang J, Wang D *et al. Ceramics International*[J], 2018, 44(12): 14660  
 [26] Lei J, Shi C, Zhou S *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2018, 334: 274  
 [27] Wang K, Du D, Liu G *et al. Journal of Alloys and Com-*

- pounds*[J], 2019, 802: 373
- [28] Yanan L, Ronglu S, Wei N *et al. Optics and Lasers in Engineering*[J], 2019, 120: 84
- [29] Fang Y, Cui X, Cai Z *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2018, 36(8): 873
- [30] Quazi M M, Fazal M A, Haseeb A S M A *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2016, 34(6): 549
- [31] Zhang T G, Zhuang H F, Zhang Q *et al. Ceramics International*[J], 2020, 46(9): 137 11
- [32] Yang L, Li Z, Zhang Y *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 383: 125 249
- [33] Li M, Han B, Wang Y *et al. Optik*[J], 2017, 130: 1032

## Effect of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on the Microstructure and Properties of Laser Cladding Fe-based JG-8 Alloy

Wang Qiang<sup>1,2</sup>, Yang Ju<sup>1</sup>, Niu Wenjuan<sup>1</sup>, Li Yangyang<sup>1</sup>, Zhang Kang<sup>1</sup>, Mao Xuan<sup>1</sup>, Wang Yonggang<sup>1</sup>

(1. School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

(2. Shaanxi Research Center of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, China)

**Abstract:** Fe-based JG-8 alloy composite coatings were prepared by the laser cladding technology with different La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> contents on the surface of 27SiMn steel substrate, and the effect of adding La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> on the structure and properties of Fe-based JG-8 alloy composite coatings were systematically studied. The phase structure and microstructure of Fe-based JG-8 alloy composite coating were tested by X-ray diffractometer (XRD) and scanning electron microscope (SEM) equipped with energy spectrometer (EDS) The hardness and tribological properties of the Fe-based JG-8 alloy composite coating were analyzed and evaluated by a microhardness tester and a friction and wear tester at RT. The results show that the addition of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> can effectively refine the structure and make the crystal grains transform from the original columnar crystals to fine cellular crystals. The hardness of the Fe-based JG-8 alloy composite coating shows a trend of first increasing and then decreasing with the increase of La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> content. Among them, the hardness(HV<sub>0.3</sub>) (5327 MPa) of the 0.8wt% La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Fe-based JG-8 alloy composite coating is the highest. Compared with the Fe-based JG-8 coating without La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> adding, the hardness of the 0.8wt% La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Fe-based JG-8 alloy composite coating increases by 19.4%. In the friction and wear process, the main wear mechanism of the Fe-based JG-8 coating without La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> is adhesive wear and fatigue wear, while the main wear mechanism of the 0.8wt% La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Fe-based JG-8 alloy composite coating is abrasive wear. The 0.8wt% La<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Fe-based JG-8 alloy composite coating has the lowest volume wear, which is 22.9% of 27SiMn steel substrate.

**Key words:** laser cladding; Fe-based JG-8 alloy; La<sub>2</sub>O<sub>3</sub>; microstructure; tribological properties

---

Corresponding author: Wang Qiang, Ph. D., Professor, School of Metallurgical Engineering, Xi'an University of Architecture and Technology, Xi'an 710055, P. R. China, E-mail: qiang.wang@xauat.edu.cn