

激光功率对 JG-11 铁基合金熔覆层组织和性能的影响

肖海桃, 谢先荣, 吴 硕, 刘博章, 曾宪洋, 王 戈

(佳木斯大学 材料科学与工程学院, 黑龙江佳木斯 154007)

摘要: 为改善Q355钢耐磨性与耐蚀性不足的问题, 采用激光熔覆技术在其表面制备JG-11铁基合金熔覆层, 固定送粉速度与扫描速度, 设置1 020 W、1 200 W、1 380 W、1 560 W四组激光功率, 探究功率对熔覆层物相、显微组织、显微硬度、耐磨性及耐蚀性的影响规律。结果表明: 熔覆层主要物相为 α -Fe基体相及多元固溶体相, 激光功率仅调控晶粒尺寸与结晶状态, 不产生新相; 1 380 W时热输入与凝固速率匹配最优, 组织致密均匀, 平均显微硬度达HV464.46, 平均摩擦因数0.32, 磨损率最低, 耐磨性能最佳; 1 020 W时合金元素分布均匀, 钝化膜完整, 自腐蚀电流密度最小, 耐蚀性最优。研究明确了激光功率对熔覆层组织性能的调控机制, 为Q355钢激光熔覆表面强化提供工艺与理论依据。

关键词: 激光熔覆; JG-11 铁基合金; Q355 钢; 显微组织; 显微硬度; 耐磨性; 耐蚀性; 表面强化

中图分类号: TG174.4; TG143.5; TQ153 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4977 (2026) 07-0753-09

DOI: 10.27014/j.cnki.zhuzao.2026.0096

Effects of Laser Power on the Microstructure and Properties of JG-11 Iron-Based Alloy Cladding Layers

XIAO Hai-tao, XIE Xian-rong, WU Shuo, LIU Bo-zhang, ZENG Xian-yang, WANG Ge

(School of Materials Science and Engineering, Jiamusi University, Jiamusi 154007, Heilongjiang, China)

Abstract: To improve the insufficient wear resistance and corrosion resistance of Q355 steel, JG-11 iron-based alloy cladding layers were prepared on its surface by laser cladding technology. With constant powder feeding rate and scanning speed, four laser power levels (1 020 W, 1 200 W, 1 380 W, 1 560 W) were set to investigate the influence of power on the phase composition, microstructure, microhardness, wear resistance and corrosion resistance of the cladding layers. The results show that the main phases of the cladding layers are α -Fe matrix phase and multicomponent solid solution phases. Laser power only regulates grain size and crystallization state without forming new phases. At 1 380 W, the heat input and solidification rate are optimally matched, the microstructure is dense and uniform, the microhardness reaches a peak of HV464.46, the average friction coefficient is 0.32, and the wear rate is the lowest, showing the best wear resistance. At 1 020 W, the alloying elements are uniformly distributed, the passive film is intact, the self-corrosion current density is the smallest, and the corrosion resistance is the best. This study clarifies the regulation mechanism of laser power on the microstructure and properties of cladding layers, providing process and theoretical basis for the laser cladding surface strengthening of Q355 steel.

Key words: laser cladding; JG-11 iron-based alloy; Q355 steel; microstructure; microhardness; wear resistance; corrosion resistance; surface strengthening

Q355钢力学性能突出, 塑性与韧性较高, 凭借优良的力学性能, 具备良好的焊接匹配性及机械加工性能, 广泛应用于桥梁建造、汽车制造与海洋工程等关键工业领域^[1]。其服役环境通常存在冲击载荷大、材料磨损剧烈和干湿交替等严苛工况。在交变冲击力、机械接触摩擦及侵蚀介质的耦合作用下, Q355钢

构件易发生严重的磨损失效、侵蚀甚至断裂等问题, 极大缩短其使用寿命^[2-3]。

激光熔覆是用于材料表面改性及强化的方法, 其作用机制为: 在高能激光束作用下, 将预先放置在基材表层的合金粉末快速熔融、凝固, 在基材表面制备高性能涂层^[4]。这项技术优势明显, 熔覆涂层与基

基金项目: 黑龙江省教育厅基本科研业务费基础研究项目 (2023-KYYWF-0564)。

收稿日期: 2026-03-02 收到初稿, 2026-04-13 收到修订稿。

作者简介: 肖海桃 (2005-), 男, 研究方向为金属材料表面改性。E-mail: 15523938708@139.com

通信作者: 王戈, 男, 硕士, 讲师。E-mail: 2914325279@qq.com

引用格式: 肖海桃, 谢先荣, 吴硕, 等. 激光功率对 JG-11 铁基合金熔覆层组织和性能的影响 [J]. 铸造, 2026, 75 (7): 753-761.
Xiao Haitao, Xie Xianrong, Wu Shuo, et al. Effects of laser power on the microstructure and properties of JG-11 iron-based alloy cladding layers [J]. Foundry, 2026, 75 (7): 753-761.

体材料可形成高结合强度的冶金结合界面,具有稀释率低、加工精度高、基材变形小、经济效益显著等特点,能有效解决Q355钢硬度低、耐磨性与耐蚀性差的问题^[5-7]。

龙海洋等人^[8]选用2Cr13钢作基底,采用激光熔覆工艺制备铁基合金涂层。经多组工艺对比试验,确定涂层最佳制备参数为激光输出功率1 800 W、扫描速率4 mm/s、送粉速率22 g/min。在此参数下,物相含有 α -Fe、Fe-Cr和Fe-Ni固溶体。改性试样与基体材料相比,硬度提升2.09倍,摩擦因数降低29.88%;赵高敏等人^[9]以 La_2O_3 为改性剂处理铁基合金粉末,经激光熔覆制成与基材结合良好的熔覆层。通过SEM、显微硬度计和MM-200摩擦磨损试验机检测,结果表明稀土可细化晶粒,提高熔覆层组织均匀性与硬度,改善其摩擦磨损性能;范丽等人^[10]利用激光熔覆在30CrMo钢表面制备铁基耐蚀涂层,结合多种方法研究其在0.5 mol/L HCl溶液中的腐蚀行为。经对比,涂层耐蚀性优于30CrMo钢,与304不锈钢相当,这得益于复合氧化膜的钝化阻隔作用。王聪等人^[11]通过显微组织观察和硬度、延伸等性能测试,研究ZG230-450铸钢表面激光熔覆铁基涂层的组织与性能。结果表明,涂层与基材冶金结合良好、无缺陷,组织为细匀马氏

体,各项性能优于基材,尤其硬度和耐磨性提升明显。

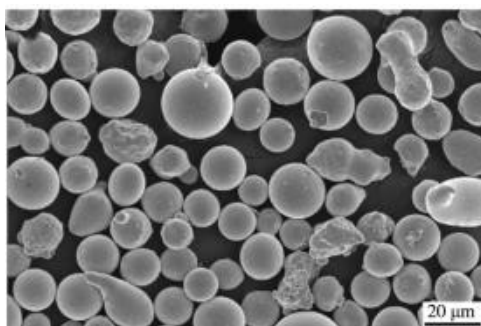
本研究采用激光熔覆技术在Q355结构钢基体上制备JG-11铁基合金熔覆涂层。固定其他激光工艺参数,设定1 020 W、1 200 W、1 380 W、1 560 W四组激光功率,分析工艺参数对熔覆涂层微观组织形貌、显微硬度、耐磨及耐蚀性能的作用规律,为其研发及工程应用提供支撑。

1 试验材料与方法

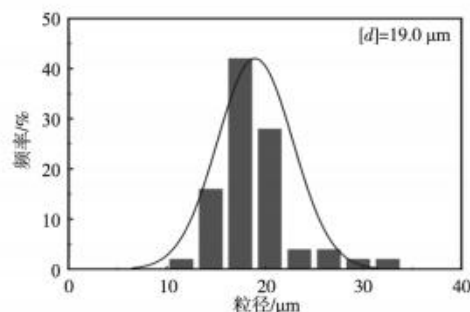
选用Q355钢作为基底材料,激光熔覆时采用JG-11铁基合金粉末,该粉末是铁基合金粉末体系中的特定熔覆材料^[12]。该材料常用于等离子堆焊、激光熔覆、火焰喷涂等表面工程工艺,用于制造耐磨耐蚀涂层,HRC硬度可达55,其化学成分列于表1。JG-11铁基合金粉末的粒径范围在53~150 μm 之间,其扫描电子显微镜(SEM)形貌图及粒径分布图如图1所示。

表1 JG-11铁基合金粉末化学成分
Tab.1 Chemical composition of JG-11 iron-based alloy powder
 $w_B/\%$

C	Cr	Si	Ni	Mn	Mo	Fe
0.200	18.500	0.800	2.500	0.500	1.700	其余



(a) JG-11铁基合金粉末的SEM形貌图



(b) 粉末的粒径分布图

图1 JG-11铁基合金粉末的SEM形貌图及粒径分布图

Fig. 1 SEM morphology and particle size distribution diagrams of JG-11 iron-based alloy powder

本试验用线切割机加工Q355钢板,制作4种不同功率、尺寸为100 mm×100 mm×10 mm的试样。先用80[#]~2 000[#]砂纸打磨、抛光试样,再将其置于丙酮溶液中进行超声波清洗,然后用冷风干燥。熔覆试验前,将JG-11粉末放入100 $^{\circ}\text{C}$ 烘干箱干燥120 min。

激光熔覆试验选用RFL-C4 000型号光纤激光器,以氩气为送粉载气和熔池保护气体,采用统一送粉法,光斑直径设为3 mm,搭接率控制在50%,4种试样熔覆技术具体参数见表2。试样打磨、抛光后,用金相显微镜和配备能谱仪的JSM-6360LV型号扫描电子显微镜(SEM)观测熔覆层微观组织结构,用布鲁克D8

Advance型号X射线衍射仪表征粉体物相组成。测试条件为:选铜靶 $\text{K}\alpha$ 1射线,衍射角扫描范围20 $^{\circ}$ 到120 $^{\circ}$,扫描速率2 ($^{\circ}$)/min,步长0.02 $^{\circ}$,仪器工作电压40 kV、

表2 激光熔覆试验参数
Tab. 2 Experimental parameters for laser cladding test

试样	激光功率/W	送粉速度/(g·min ⁻¹)	扫描速度/(mm·s ⁻¹)
Sa	1 020	10	15
Sb	1 200	10	15
Sc	1 380	10	15
Sd	1 560	10	15

电流强度40 mA。

显微硬度测验用HXD-1 000TMC显微硬度计, 载入负载设为100 g, 保载时间15 s; 测点沿熔覆层截面从表层向基体垂直布设, 间距200 μm 。耐磨损性能用SFT-2M销盘试验机测定, 配对摩擦副选直径6 mm的 ZrO_2 陶瓷球, 试验参数为负载20 N、转速200 r/min、摩擦半径3 mm、测验时长30 min。试验过程中实时记录摩擦因数变化曲线, 基于曲线计算试验全程的平均摩擦因数; 试验结束后, 采用扫描电子显微镜观测试样磨痕截面形貌, 并通过磨痕尺寸与试验参数计算磨损率, 以平均摩擦因数、磨损率作为磨损性能的定量表示指标, 磨痕截面形貌作为定性表征依据。耐腐蚀性能用PARSTAT VersaSTAT3电化学工作站测极化曲线, 采用三电极体系, 即试样为工作电极、饱和甘汞电极为参比电极、铂片为对电极。测试介质是3.5wt.% NaCl溶液, 试样有效测试面积1 cm^2 , 非测试区域用环氧树脂封闭。

2 试验结果与分析

2.1 物相分析

图2为JG-11铁基合金熔覆层的XRD衍射谱图。结合XRD衍射峰特征、合金成分特征及固溶体形成规律, 可判定熔覆层中生成 α -Fe、Fe-Cr、(Fe, Ni)、(Ni-Cr-Fe)多元合金固溶体相。其判定依据为图2中的图谱特征及合金成分配比: Cr、Ni原子与Fe原子存在原子半径差异, 当Cr、Ni以置换原子形式溶入 α -Fe晶格形成置换固溶体时^[13-14], 将引发晶格畸变效应。 α -Fe的特征衍射峰相较于纯 α -Fe的标准衍射峰位置出现明显偏移, 如图2所示。固溶体形成过程中产生的晶格应变, 致使图2中衍射峰出现半高宽展宽的特征, 为固溶体相典型衍射峰的特征结果^[15]。图谱中未出现明显的合金间化合物或陶瓷相衍射峰, 结合JG-11铁基合

金粉末高Cr、Ni的成分特点, 可确定Cr、Ni未与Fe发生化合反应形成化合物相, 而是以固溶形式存在于晶格中, 进而形成Fe-Cr二元固溶体、(Fe, Ni)二元固溶体及(Ni-Cr-Fe)三元固溶体。

在1 020 W、1 200 W、1 380 W、1 560 W四组激光功率工艺参数下, 熔覆层XRD图谱中均检测到 α -Fe基体相及Fe-Cr、(Fe, Ni)、(Ni-Cr-Fe)多元固溶体相的特征衍射峰, 上述物相在所有试验功率梯度下均稳定存在。激光功率仅对物相衍射峰强度、半高宽及晶粒尺寸产生调控作用, 既未诱导新相生成, 也未造成原有固溶体相消失^[16]; 随激光功率升高, 熔覆层热输入量增大, 晶粒发育更趋完善, 而功率过高则会引发部分晶粒轻微粗化, 进而导致衍射峰强度小幅衰减^[17]。

多元固溶体相是熔覆层性能提升的重要物相基础, 其中Fe-Cr固溶体可有效提升熔覆层的显微硬度与耐蚀性, (Fe, Ni)固溶体能够改善熔覆层的强韧性匹配关系, Ni-Cr-Fe三元固溶体则对熔覆层综合力学性能实现协同优化。JG-11熔覆层依托固溶强化机制实现性能提升, 为Q355钢基体的表面性能强化提供了关键的物相支撑。

为探明元素的宏观分布趋势, 对试样横截面进行了EDS线扫描分析。结果如图3所示, 从Q355钢基体到熔覆层主体区, 元素分布呈现出典型的梯度过渡特征。在基体侧, 主要以Fe元素为主; 跨越熔合线进入界面区时, Fe元素含量呈现明显的梯度下降, 而Cr、Ni和Si等合金元素含量陡然上升并趋于平稳。这种合金元素的充分互扩散证实了涂层与基体之间形成了牢固的冶金结合^[18]。

图4为涂层横截面的SEM形貌及对应的EDS分析结果。从SEM形貌可以观察到典型的枝晶组织结构, 这是由于激光熔覆过程中冷却速率较高, 在较大的温度梯度作用下形成的定向凝固组织。这主要是由于在凝固过程中溶质元素在固液界面前沿发生偏析, 并随着凝固推进逐渐富集于枝晶间区域, 从而形成枝晶内与枝晶间成分差异的微观组织结构。图4(b)和图4(c)分别为枝晶内与枝晶间部的元素分布情况。EDS分析结果表明, Fe元素主要分布于枝晶内部, 而Cr、Ni等合金元素在枝晶间区域存在一定程度的富集现象。

2.2 显微组织分析

图5为不同激光功率下JG-11铁基合金熔覆层不同部位的显微组织图。JG-11铁基合金熔覆层截面显微组织均分为熔覆层本体、界面结合过渡区、热作用区和基体四层, 其组织演变由温度梯度 G 与凝固速率 R 的比

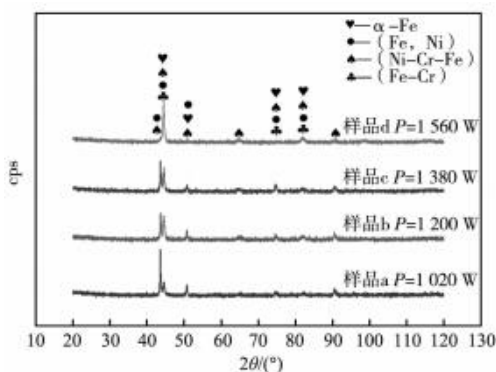
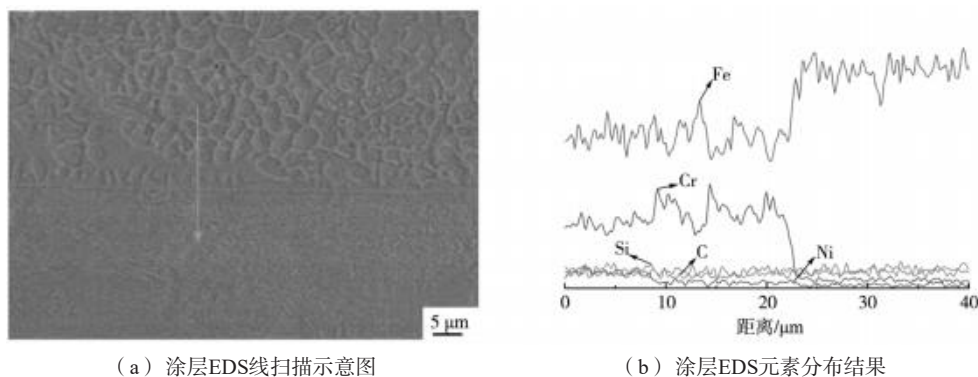


图2 不同激光功率的JG-11铁基合金样品熔覆层的XRD谱图
Fig. 2 XRD patterns of cladding layers on JG-11 Fe-based alloy samples prepared under different laser powers

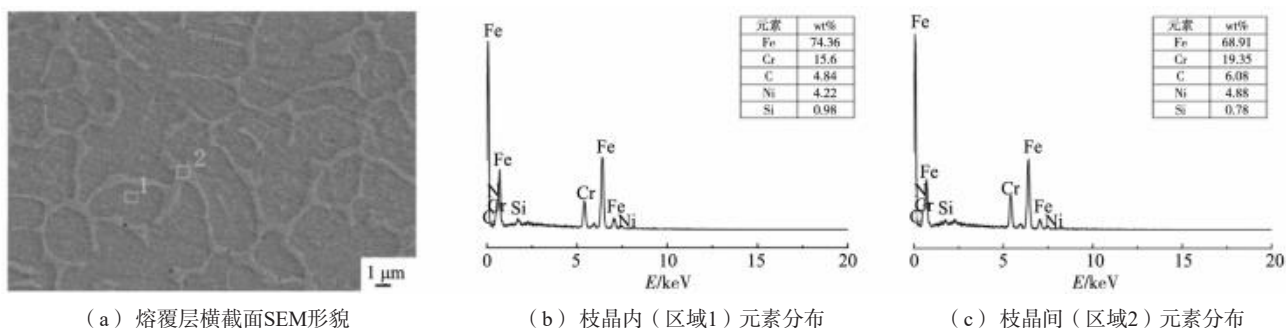


(a) 涂层EDS线扫描示意图

(b) 涂层EDS元素分布结果

图3 涂层与基体截面EDS线扫描分析

Fig. 3 EDS line scan analysis of the coating-substrate cross-section



(a) 熔覆层横截面SEM形貌

(b) 枝晶内(区域1)元素分布

(c) 枝晶间(区域2)元素分布

图4 熔覆层横截面SEM形貌和EDS分析结果

Fig. 4 SEM morphology and EDS analysis results of the cladding layer cross-section

值决定^[19]。且不同激光功率下熔覆层各部位的物相均为 α -Fe基体相及Fe-Cr、(Fe, Ni)、(Ni-Cr-Fe)多元固溶体相,激光功率未诱导新相生成,仅通过改变热输入量调节熔池内部温度梯度与凝固速率,进而影响各相的结晶程度、晶粒形态、尺寸及分布特征,同时改变各相在熔覆层不同部位的占比与形貌表现^[20]。

1 020 W热输入量少,熔池冷速快、 G/R 值高,从图5(a)Sa,1 020 W的显微组织中可观测到过渡区形成以 α -Fe基体相为主的连续致密平面晶薄带,熔覆层核心粗大树枝晶以 α -Fe为结晶骨架,晶间仅少量分布Fe-Cr二元固溶体相,上部细小等轴晶中Fe-Cr、(Fe, Ni)、(Ni-Cr-Fe)多元固溶体相分散不均,因冷速过快导致多元固溶体相结晶不充分;整体来看,该功率下各相晶粒尺寸分布差异大,固溶体相弥散性差,最终造成熔覆层组织致密性较差。

1 200~1 380 W热输入适宜,合金元素充分扩散, G/R 值适中。从图5(b)Sb,1 200 W的显微组织中可观测到:过渡区 α -Fe基体相平面晶薄带稍厚,与中部组织过渡更平缓;中部树枝晶晶界细化,部分向胞状晶过渡形成复合组织,此区域 α -Fe基体相呈细小枝晶状,晶内与晶间均匀分布Fe-Cr、(Fe, Ni)二元固溶体及Ni-Cr-Fe三元固溶体相,且Ni-Cr-Fe三元固溶体相占比略有提升,多元固溶体相结晶充分;上部等轴晶

尺寸均匀,多元固溶体相在 α -Fe基体相中呈弥散分布状态,无明显偏聚现象,熔覆层无缺陷。各相的晶粒细化与均匀分布使组织均匀性达到最佳,其中1 380 W时各相的匹配度最优,固溶体相的弥散分布特征更显著。

1 560 W时热输入过多,熔池温度梯度减小、凝固速率降低, G/R 值变低。从图5(d)Sd,1 560 W的显微组织中可观测到:过渡区 α -Fe基体相平面晶薄带持续增厚, α -Fe相结晶更充分;核心部位柱状晶取代胞状晶与树枝晶并定向择优生长,柱状晶仍以 α -Fe为基体,仅在晶界处出现少量Fe-Cr固溶体相的轻微偏聚,上部等轴晶明显粗化,其中Ni-Cr-Fe三元固溶体相的晶粒尺寸同步增大。该功率下虽未出现新相,也未破坏熔覆层与基体的冶金结合,整体成形质量良好,但因热量输入过高引发部分固溶体相的成分偏析,导致各相的分布均匀性有所下降。

2.3 显微硬度分析

图6展示了JG-11合金粉末熔覆层从表面至基体的显微硬度分布情况。激光功率通过调控热输入量改变熔池凝固状态与溶质原子扩散行为,对JG-11铁基合金熔覆层显微硬度影响显著^[21]。1 020 W时热输入不足,熔池快速凝固导致Cr、Ni等溶质原子扩散不均,晶格

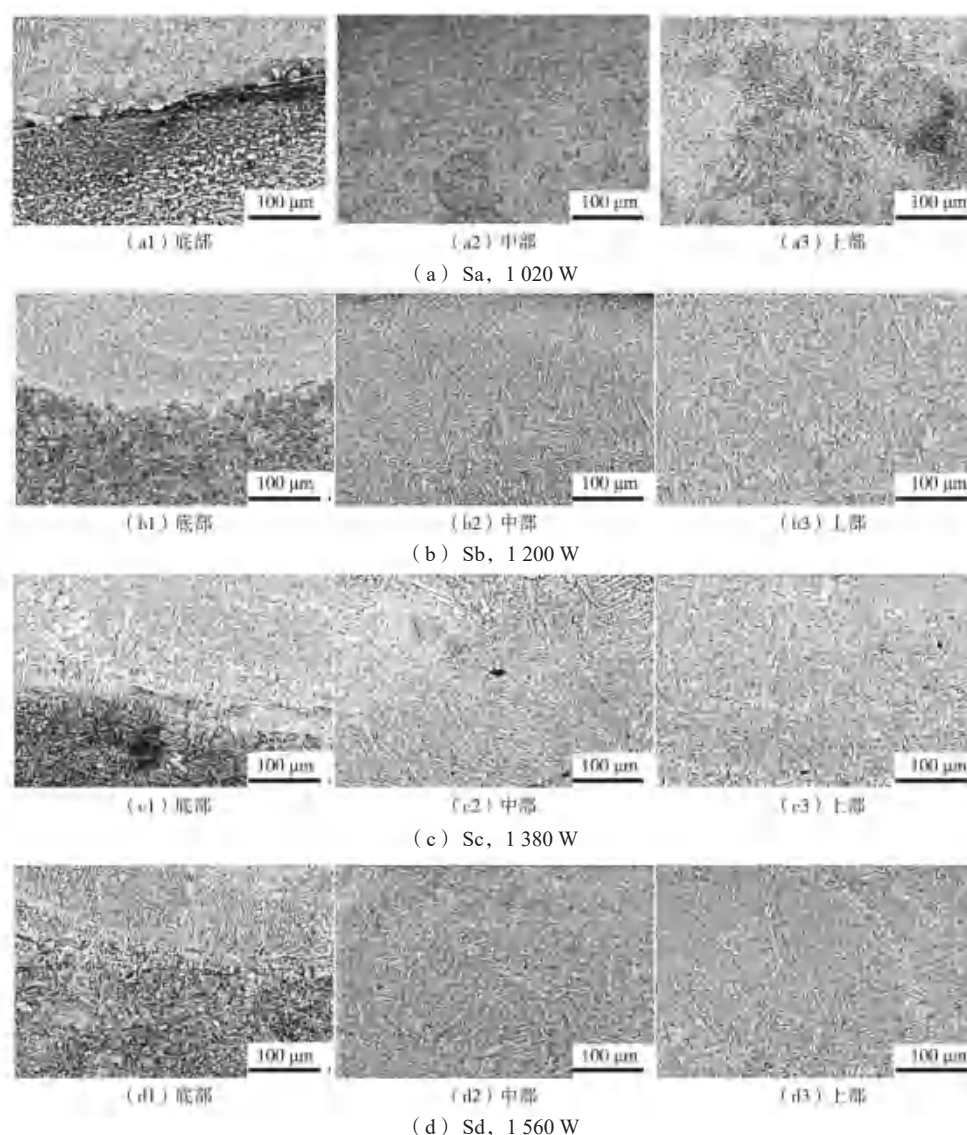


图5 不同激光功率下JG-11铁基合金熔覆层不同部位的显微组织图

Fig. 5 Microstructure images of different regions in JG-11 Fe-based alloy cladding layers under different laser powers

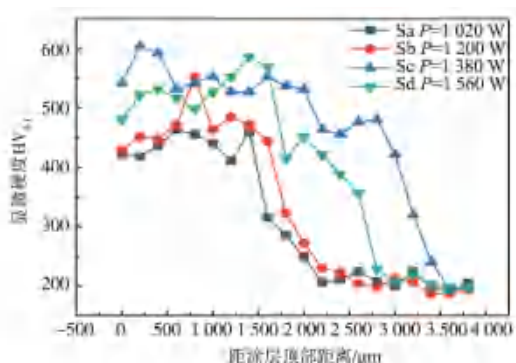


图6 不同激光功率下样品的显微硬度曲线

Fig. 6 Microhardness curves of the samples prepared under different laser powers

畸变程度低, 熔覆层平均显微硬度约HV311.24; 从图6中可看到其截面硬度曲线波动幅度大, 离散度显著高于其他功率试样。1 200 W时整体硬度呈提升趋势;

1 380 W时热输入与凝固速率匹配最佳, 溶质原子充分扩散并嵌入 α -Fe晶格形成稳定置换型固溶体, 细晶强化与固溶强化协同作用达到最大, 平均显微硬度达峰值, 约HV464.46; 1 560 W时热输入过多引发晶粒粗化、溶质偏析, 晶界强化作用削弱, 平均硬度降至约HV403.49。熔覆层截面呈梯度硬度分布, 该特征说明其与基体具有良好的冶金结合。硬度演变与物相、显微组织存在明显的构效耦合关系, Fe-Cr、(Fe, Ni)固溶体为硬度提升提供核心物相支撑, 而1 380 W时熔覆层无缺陷的细化树枝晶与均匀等轴晶组织, 是其达到硬度极值的重要微观机制^[22]。

2.4 耐磨性分析

图7(a)展示了JG-11铁基合金熔覆层摩擦因数的变化情况。通过对摩擦因数演变特性的分析可知, 图

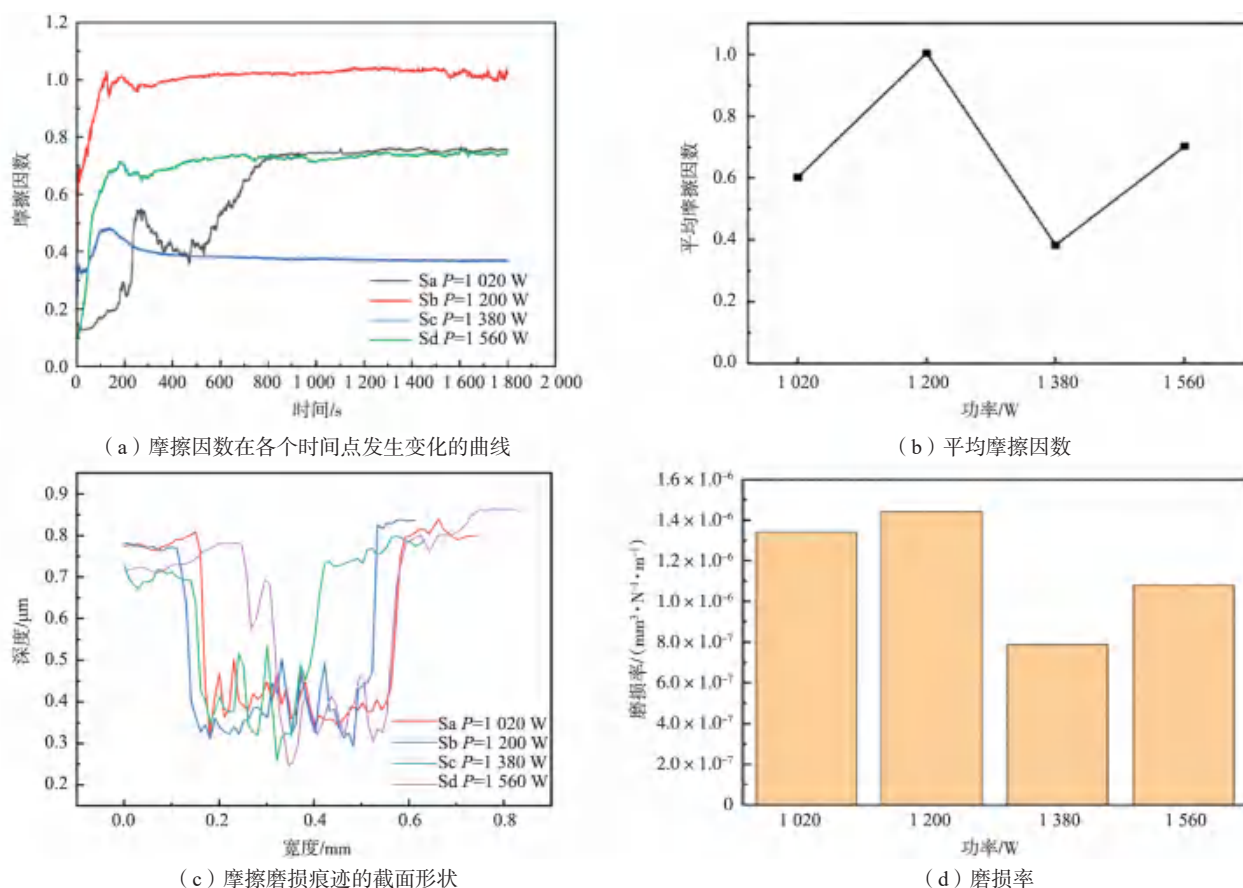


图7 四个不同激光功率下样品的摩擦磨损性能图

Fig. 7 Friction and wear performance diagrams of the samples prepared under four different laser powers

中摩擦因数曲线呈现出“初始波动-稳定磨损”的两阶段特性：启动阶段，因表面微凸体接触及磨屑刚开始形成，摩擦因数会短暂波动；进入稳定阶段后，摩擦因数逐渐稳定^[23]。

图7(b)展示了样品在四种不同功率条件下的平均摩擦因数。结合数据可知，激光功率为1 020 W时，熔覆层平均摩擦因数约为0.65；功率提升到1 380 W时，平均摩擦因数降至最低，约0.32；功率升高到1 560 W时，平均摩擦因数回升至0.58，呈现“先降后升”的趋势^[24]。该趋势与熔覆层显微组织致密程度和晶粒细化程度直接相关，适中功率下形成的均匀细小晶粒结构，能有效减少摩擦时的界面粘附与磨粒犁削作用。

图7(c)展示了四个不同功率样品的磨痕截面外形，测试确认其摩擦磨损性能存在差异。不同功率下，JG-11熔覆层的磨痕宽度明显减小，在1 380 W时最小，仅0.2 mm，截面平坦、深度均匀，主要表现为均匀的微小磨损。1 020 W时，熔覆层中部的粗大树枝晶使磨痕出现部分深壑；1 560 W时，凹陷区轮廓起伏最剧烈，多个低谷交替出现，说明磨痕底部同时存在粘着磨损、磨粒磨损和材料剥落，磨损机制较为复杂，磨痕底部粗糙度显著升高；仅在1 380 W时，细化的树

枝晶与胞状晶混杂组织可有效抵御摩擦过程中的犁削作用，形成浅磨痕。

图7(d)展示了不同功率样品的磨损率，其体现了摩擦磨损性能的最佳范围。1 020 W时，熔覆层磨损率降至 $1.339 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ ；1 380 W时，磨损率最低，约 $7.877 \times 10^{-7} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ ，较基体降低79.3%；1 560 W时，磨损率回升至 $1.081 \times 10^{-6} \text{ mm}^3/(\text{N} \cdot \text{m})$ 。磨损率变化与显微硬度及组织缺陷密切相关，1 380 W时熔覆层显微硬度达到HV464.46极值，细晶强化与固溶强化协同作用使材料耐磨性达到最大；低功率下组织致密性不足、高功率下晶粒粗化，都会使磨损率升高。

图8为不同激光功率下熔覆层的磨损形貌图，不同激光功率下JG-11铁基合金熔覆层的磨损形貌呈现出显著差异。基于磨损机制解释^[25]，磨损机制主要为粘着磨损与磨粒磨损，磨痕存在塑性形变和材料剥落。1 020 W功率下的熔覆层磨损表面存在明显的犁沟纹路，纹路深浅不一且分布不均，表面可见较多磨屑堆积的痕迹，同时伴随局部微小的材料凸起与剥落现象，整体磨损表面粗糙程度较高，这与该功率下熔覆层组织致密性差、粗大树枝晶结构的特性相关。

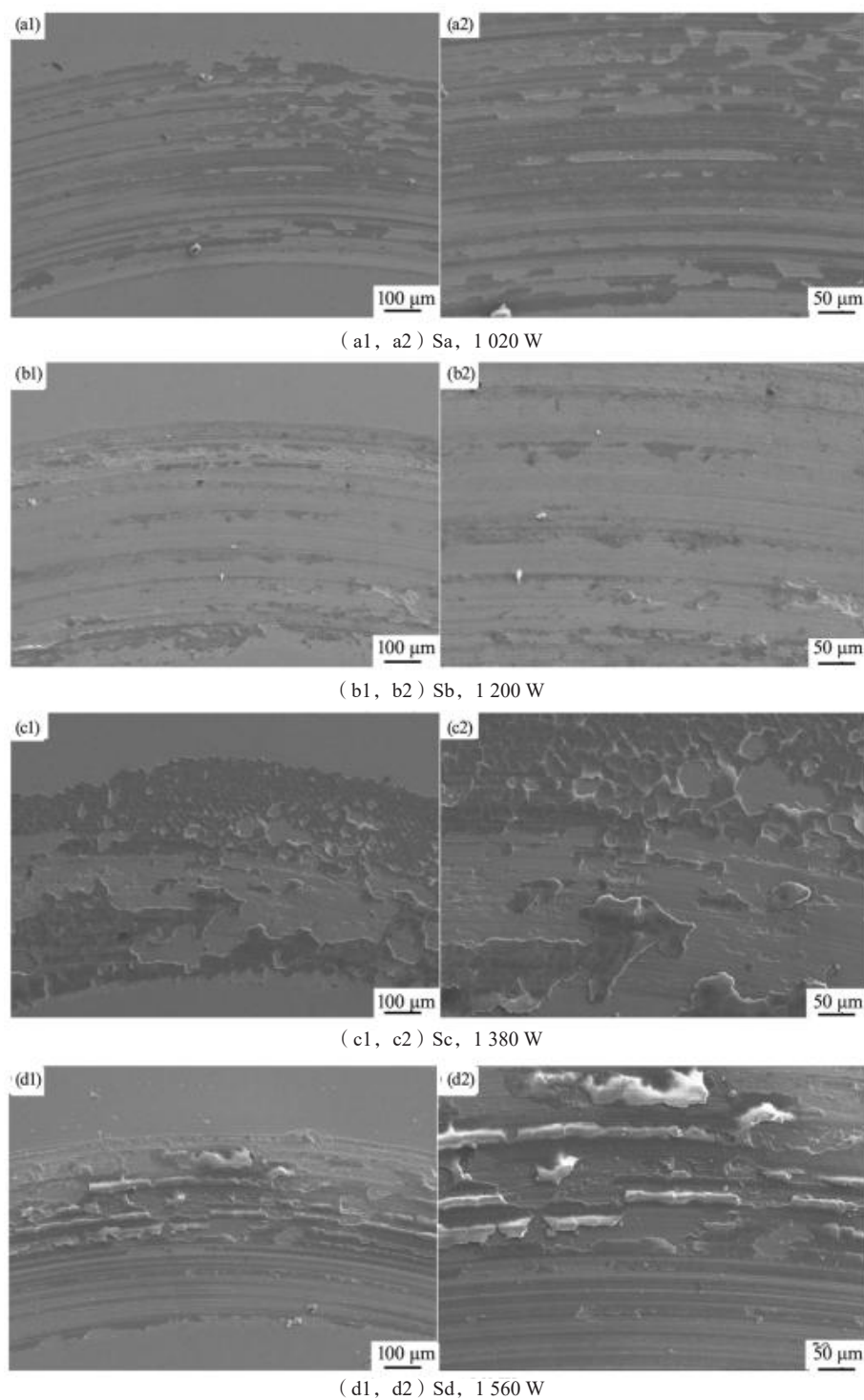


图8 不同激光功率下熔覆层的磨损形貌图

Fig. 8 Wear morphologies of the cladding layers under different laser powers

1 200 W功率下的磨损表面形貌得到明显改善,犁沟数量大幅减少且深度显著变浅,磨屑堆积的现象基本消失,仅在局部区域存在细微的摩擦痕迹,表面平整度有所提升,熔覆层的抗磨损表现随组织均匀性改善而增强。1 380 W功率下的熔覆层磨损表面最为平整,无明显犁沟与材料剥落,仅能观测到极浅的均匀摩擦纹理,磨屑生成量极少,磨损表面整体光洁度最优,细

化树枝晶与胞状晶的复合组织让熔覆层具备优异的抗犁削和抗粘附能力。1 560 W功率下的磨损表面再次出现劣化,可见少量浅犁沟,同时伴随轻微的晶界剥落形成的微小隆起,表面局部区域有少量磨屑附着,晶粒粗化与成分偏析导致的晶界结合力下降,使熔覆层抗磨损性能有所回落,磨损机制转为粘着磨损与微小疲劳剥落的复合形式^[26]。整体来看,JG-11铁基合金熔

覆层磨损性能与显微组织密切相关^[27]。

2.5 耐蚀性分析

动电位极化曲线如图9所示。分析极化曲线的整体分布情况可知,在所有激光功率参数条件下制备的JG-11熔覆层,其极化曲线相比Q355钢基体明显正向偏离,这表明熔覆层的热力学稳定性远强于基体材料。

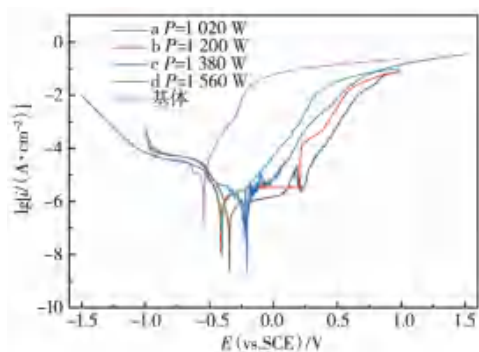


图9 基体Q355钢和四个不同激光功率样品的动电位极化曲线
Fig. 9 Potentiodynamic polarization curves of the Q355 steel substrate and four samples prepared under different laser powers

自腐蚀电位及自腐蚀电流密度数据如表3所示。Q355钢基体自腐蚀电位为 -0.588 V ,自腐蚀电流密度为 $6.944 \times 10^{-6}\text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$;经JG-11铁基合金熔覆处理后,各功率试样自腐蚀电位提升至 -0.353 V 到 -0.422 V 之间,自腐蚀电流密度降至 $1.624 \times 10^{-6}\text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$ 以下。这充分表明,JG-11熔覆层能有效抑制腐蚀介质渗入基体,显著增强Q355钢的耐蚀能力。

表3 基体和不同激光功率试样下的腐蚀电位和自腐蚀电流密度值

Tab. 3 Corrosion potential and self-corrosion current density values of the substrate and specimens prepared under different laser powers

激光功率/W	E_{corr}/V	$J_{\text{corr}}/(\text{A} \cdot \text{cm}^{-2})$
基体	-0.588	6.944×10^{-6}
1 020	-0.353	8.313×10^{-7}
1 200	-0.360	8.828×10^{-7}
1 380	-0.385	1.030×10^{-6}
1 560	-0.422	1.624×10^{-6}

探究激光功率对熔覆层耐蚀性能的调节控制机制。当激光功率从1 020 W提升至1 560 W时,熔覆层自腐蚀电位不断负移,自腐蚀电流密度逐渐增大。在

1 020 W时,自腐蚀电位达最高值 -0.353 V ,自腐蚀电流密度最小,为 $8.313 \times 10^{-7}\text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$,耐蚀性能相对最佳;功率升至1 380 W,自腐蚀电位负移至 -0.385 V ,自腐蚀电流密度增至 $1.030 \times 10^{-6}\text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$,耐蚀性略有下降;功率提升到1 560 W,自腐蚀电位降至 -0.422 V ,自腐蚀电流密度升至 $1.624 \times 10^{-6}\text{ A} \cdot \text{cm}^{-2}$,耐蚀性能显著减弱。通过分析物相组成和显微组织的关联,探讨熔覆层耐蚀性随激光功率的变化规律^[28]。JG-11熔覆层主要物相有 $\alpha\text{-Fe}$ 基体相和多元固溶体相,Cr和Ni是提升耐蚀性的关键成分,可助力表面形成钝化膜,抑制腐蚀^[29]。当激光功率为1 020 W时,熔覆层由树枝晶和等轴晶组成,虽致密性稍低,但冷却速度快,可抑制Cr和Ni在晶界偏聚。从图3的EDS线扫描及图4的EDS面扫描结果中可观测到,该功率下合金元素分布均匀,无明显晶界富集现象,使其表面钝化膜完整,耐蚀性最佳;当功率提升至1 380 W,熔覆层组织致密性好、晶粒细化程度高,但熔池保温时间延长,部分合金元素发生扩散迁移,钝化膜致密性略有降低,耐蚀性略降;当功率增至1 560 W,过多的热量输入使晶粒粗大、合金元素在晶界富集,破坏钝化膜的连续性和均匀性,腐蚀介质易侵入,耐蚀性明显变差^[30]。

3 结论

(1) 熔覆层核心物相为 $\alpha\text{-Fe}$ 基体相及多元固溶体相,激光功率未诱导新相生成,仅调控晶粒形态与分布。1 380 W时热输入与凝固速率匹配最佳,熔覆层形成细化树枝晶与均匀等轴晶的复合组织,致密性与均匀性最优。

(2) 熔覆层显微硬度随激光功率升高先升后降,截面硬度呈梯度分布,证实与基体冶金结合良好。1 380 W时细晶与固溶强化协同作用最大化,平均显微硬度达峰值HV464.46,低、高功率均因组织问题导致硬度偏低。

(3) JG-11熔覆层显著提升Q355钢耐磨性,耐磨性能与激光功率呈先正后负相关。1 380 W时耐磨性能最优,平均摩擦因数0.32,磨损率较基体降79.3%,磨损机制为轻微粘着磨损。

(4) 各功率熔覆层耐蚀性均优于基体,1 020 W时耐蚀性最佳。高冷速抑制Cr、Ni偏聚,合金元素分布均匀,钝化膜完整;随功率升高,元素偏聚、钝化膜受损,熔覆层耐蚀性持续减弱。

参考文献:

- [1] Dou W, Xu Z, Han Y, et al. Characterization of ductile fracture behavior for Q355 steel under complex stress states [J]. Journal of Constructional Steel Research, 2026, 238 (c): 110219.
- [2] Yang Y, Cheng G, Zhang B, et al. Strain aging effect on micro-fracture behavior of Q355 steel and its welds [J]. Journal of Constructional Steel Research, 2024, 223: 109039.
- [3] Zhou H, Li J, Zhang S, et al. Research progress on the microstructure, mechanical properties, and corrosion behavior of TC4 alloy fabricated by selective laser melting [J]. Metals, 2026, 16 (3): 284–284.
- [4] 张森, 王俊杰, 张国良, 等. 采用激光熔覆技术制备合金涂层的研究现状与发展趋势 [J]. 上海金属, 2025, 47 (5): 1–6.
- [5] Zhang B, Zou S, Li W, et al. Design, microstructure, and nano-mechanical properties of a novel type of intermetallic compound alloy laser cladding coating [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2026, 1053: 186316.
- [6] 卫晨军, 王禹同, 李京昊, 等. 超高速激光熔覆的研究现状与展望 [J]. 粉末冶金技术, 2025, 43 (3): 292–300.
- [7] Liu D, Cheng Y, Chen J, et al. Microstructure, tribological properties, and corrosion resistance of multilayer Fe-based coating on hydraulic support columns via high-speed laser cladding [J]. Journal of Materials Science, 2026, 61: 8931–8954.
- [8] 龙海洋, 张宵, 马占山, 等. 2Cr13钢表面激光熔覆Fe基合金涂层工艺参数优化与摩擦磨损性能研究 [J]. 热加工工艺, 2026 (4): 146–115.
- [9] 赵高敏, 王昆林, 李传刚. 稀土对Fe基合金激光熔覆层抗磨性能的影响 [J]. 摩擦学学报, 2004 (4): 318–321.
- [10] 范丽, 陈海龔, 董耀华, 等. 激光熔覆铁基合金涂层在HCl溶液中的腐蚀行为 [J]. 金属学报, 2018, 54 (7): 1019–1030.
- [11] 王聪, 宋付成, 董友斌, 等. ZG230-450铸钢表面激光熔覆铁基涂层的组织与性能 [J]. 金属热处理, 2025, 50 (12): 297–301.
- [12] 李胜, 胡乾午, 曾晓雁. 激光熔覆专用铁基合金粉末的研究进展 [J]. 激光技术, 2004 (6): 591–594.
- [13] 丁紫阳, 马宗彬, 黎文强, 等. 激光熔覆Fe基合金粉末熔覆层的组织及性能研究 [J]. 热加工工艺, 2019, 48 (18): 100–102.
- [14] Zulfikar N, Verma K S, Mridha S, et al. Understanding the effect of solute-solute interactions on diffusion in Ni-based substitutional solid solutions [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2025, 1032: 181149.
- [15] Jagadeesh V G, Srinivasu S G. A Current status of the residual stress characterization by the crystal lattice strain (diffraction) method [J]. Journal of Structural Chemistry, 2020, 61 (2): 247–258.
- [16] Shi Y, Dong H, Kang K, et al. Effect of laser power on the microstructure and corrosion resistance of AlCoCrFeNi high-entropy alloy cladding layers [J]. Surface Science and Technology, 2026, 4 (1): 15–15.
- [17] 黄大文, 李海滨, 刘玉强. 激光熔覆对38CrMoAl钢表面改性 [J]. 辽宁工程技术大学学报 (自然科学版), 2000 (5): 539–542.
- [18] Arciniaga F L, Thome P, Severs K, et al. Understanding of selective grain growth mechanisms in powder metallurgy Ni-based superalloys using advanced quantitative EBSD and EDS analysis [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2025, 56 (11): 1–14.
- [19] 屈佳润, 张建宝, 崔德旭, 等. 快速凝固理论与技术研究进展 [J]. 中国有色金属学报, 2025, 35 (9): 2861–2882.
- [20] 赵坤, 王莹, 马群双, 等. Al合金化对激光熔覆镍基WC复合涂层组织与耐磨性的影响 [J/OL]. 激光与光电子学进展, 1–16[2026-03-18].
- [21] 李礼, 叶宏, 刘越, 等. Cr12MoV钢表面激光熔覆Ni/Ni-WC梯度涂层的组织与耐磨性能 [J]. 金属热处理, 2021, 46 (9): 223–228.
- [22] 齐勇田, 廖宝毅, 陈瀚, 邹增大. 激光熔覆原位生成Ti (C, N) 增强梯度涂层的组织与性能 [J]. 激光技术, 2026, 50 (1): 57–63.
- [23] 毛加成, 冯爱新, 程宝义, 等. 激光熔覆铁基合金涂层的组织及摩擦磨损性能 [J]. 热加工工艺, 2017, 46 (2): 139–142.
- [24] 陈菊芳, 李小平, 薛亚平. 45钢表面激光熔覆Fe901合金的摩擦磨损性能 [J]. 中国激光, 2019, 46 (5): 326–334.
- [25] 高焕明, 陈超英. 激光熔覆TiC-Ni复合涂层的摩擦磨损性能和磨损机制研究 [J]. 光学技术, 2009, 35 (4): 546–548.
- [26] 马斌斌, 胡立威, 刘学, 等. 激光功率对Fe-Si-B激光熔覆涂层微观组织与性能的影响 [J]. 材料热处理学报, 2018, 39 (7): 113–118.
- [27] 董月, 舒林森, 林冉. 激光熔覆Fe-Cr-Mo-Si合金涂层的组织与摩擦磨损性能 [J]. 激光与光电子学进展, 2021, 58 (19): 265–272.
- [28] Jin H T, Luo F Y, Chen Z H, et al. Mechanical properties and corrosion resistance analysis of Fe-based amorphous-2% CNTs coatings with low crack prepared by laser cladding [J]. Diamond & Related Materials, 2025, 155: 112288.
- [29] 王乐钊, 王成, 王伟. 激光熔覆Fe基涂层的耐蚀性能研究 [J]. 特种铸造及有色合金, 2022, 42 (9): 1163–1170.
- [30] 李琦, 刘洪喜, 张晓伟, 等. 铝合金表面激光熔覆NiCrAl/TiC复合涂层的磨损行为和耐蚀性能 [J]. 中国有色金属学报, 2014, 24 (11): 2805–2812.