

激光与光电子学进展

45 钢轴面激光熔覆 Ni60AA 涂层工艺参数优化及摩擦磨损性能研究

吴军^{1,2*}, 朱冬冬^{1,2}, 杨日初¹, 吴思宇¹, 黄燕¹, 张玉良^{1,2}

¹衢州学院机械工程学院, 浙江 衢州 324000;

²衢州学院浙江省空气动力装备技术重点实验室, 浙江 衢州 324000

摘要 为提升 45 钢轴类零件的使用寿命, 本文开展了 Ni60AA 涂层激光熔覆工艺参数优化研究。采用多道螺旋搭接工艺路径开展轴面熔覆工艺试验, 即在 45 钢轴面上制备 Ni60AA 合金熔覆层。基于单一变量法分别对激光功率、送粉速率、轴转速这 3 个工艺参数开展多道单因素熔覆试验, 并以熔覆层厚度、稀释率、显微硬度为涂层质量评价指标初选工艺参数。基于单因素试验进一步开展三因素三水平正交试验, 利用权矩阵分析法对熔覆工艺参数进行多目标综合优化, 并对优化后熔覆层的显微组织和硬度进行分析。同时, 在不同温度下对熔覆层进行摩擦磨损试验, 分析了熔覆层的摩擦因数、磨损率及磨痕形貌, 验证了工艺优化方案的可行性。送粉速率对考察指标的综合影响最大, 激光功率的综合影响次之, 轴转速的综合影响最小; 最优工艺参数为激光功率 1400 W, 送粉速率 16.3 g/min, 轴转速 2.3 r/min。熔覆层厚度及显微硬度较工艺优化前分别提升了 3.49% 和 2.8%。当试验温度为 35, 80, 125 °C 时, 熔覆层的平均摩擦因数比基体 45 钢分别低 28.5%、21.1%、11.8%, 磨损率比基体 45 钢分别低 87.6%、86.6%、80.9%。对激光熔覆工艺参数进行优化可以获得成型质量较好、硬度和耐磨性显著提升的 Ni60AA 熔覆层。

关键词 激光技术; 激光熔覆; Ni60AA 熔覆层; 正交试验; 权矩阵分析法; 摩擦因数

中图分类号 TG174.4

文献标志码

doi: 10.3788/LOP202158.1114008

Parameters Optimization and Friction and Wear Properties for Laser Cladding Ni60AA Coating on 45 Steel Shaft Surface

Wu Jun^{1,2*}, Zhu Dongdong^{1,2}, Yang Richu¹, Wu Siyu¹, Huang Yan¹, Zhang Yuliang^{1,2}

¹College of Mechanical Engineering, Quzhou University, Quzhou, Zhejiang 324000, China;

²Key Laboratory of Air-Driven Equipment Technology of Zhejiang Province, Quzhou University, Quzhou, Zhejiang 324000, China

Abstract To improve the service life of 45 steel shaft parts, we aim to study optimum process parameters of laser cladding Ni60AA coating on 45 steel shaft surface. The cladding process test of shaft surface was carried out with multi-pass spiral lap technology, namely, a Ni60AA alloy cladding layer was prepared on a 45 steel substrate. Based on the single variable method, the single factor cladding experiments were carried out on three process parameters, namely laser power, powder feeding rate and shaft speed. The thickness of cladding layer, dilution ratio and microhardness were selected as the evaluation indexes of coating quality. Based on the single factor experiment, the orthogonal experiment of three-factor and three-level was completed. The multi-objective comprehensive optimization of the process parameters was finished by the weight matrix method, and the microstructure and micro-

收稿日期: 2020-10-20; 修回日期: 2020-11-24; 录用日期: 2020-12-03

基金项目: 国家自然科学基金(51501100, 51801112)、浙江省自然科学基金(Y18E010003)

*E-mail: wujun4182@126.com

hardness of the optimized cladding coating were analyzed. At the same time, friction and wear experiments were carried out at different working temperatures, and the friction coefficient, wear rate and wear scar morphology were analyzed and the feasibility of process optimization is verified. Powder feeding rate has the largest comprehensive influence ability, followed by laser power and shaft speed. The optimal parameters are laser power of 1400 W, powder feeding rate of 16.3 g/min, and shaft speed of 2.3 r/min. The thickness and micro-hardness of the cladding coating were increased by 3.49% and 2.8% respectively compared with those before optimization. When the test temperature is 35, 80 and 125 °C, the average friction coefficient of the cladding coating is 28.5%, 21.1% and 11.8% lower than that of 45 steel and the wear rate of the cladding coating is 87.6%, 86.6% and 80.9% less than that of the substrate. Ni60AA cladding coating with high forming quality and significantly improved hardness and wear resistance can be obtained by optimizing the laser cladding process parameters.

Key words laser technique; laser cladding; Ni60AA cladding coating; orthogonal experiment; weight matrix method; friction coefficient

OCIS codes 140.3460; 140.3390; 160.3380

1 引言

轴类零件作为机械装备中承受载荷、传递扭矩的关键元件之一,已被广泛应用于军事、工业、医疗、航空航天、电力、船舶、建筑等领域。轴类零件材料多选用力学性能较好的 45 钢。受复杂服役工况及 45 钢自身特性(硬度低,耐磨性能差)等因素的影响,轴面磨损已成为轴类零件失效的主要形式^[1]。为有效延长轴类零件的使用寿命,需对其表面进行改性修复,以改善基体材料的耐磨、耐蚀和抗氧化性能。相较于其他表面修复技术,激光熔覆凭借其高凝结速度、高冶金结合强度、低热输入等工艺特性,可以获得均匀细密的熔覆层组织,从而提高了零件表面的硬度和耐磨性,是目前轴面修复的主要工艺之一^[2-3]。

当前,激光熔覆材料主要以 Fe 基、Ni 基、Co 基合金为主^[4]。相对于 Fe 基和 Co 基两种熔覆材料而言,Ni 基合金粉末可以获得综合性能更优的改性涂层,是熔覆材料中被重点研究的对象之一^[5]。曾大文等^[6]探究了扫描速度对激光熔覆 Ni60 合金组织、性能的影响,结果发现,随着扫描速度增加,熔覆层组织细化,硬度提高,熔覆层主要由枝晶和碳化物共晶组织组成。何力佳等^[7]通过分析激光功率和扫描速度对高 Mo 型 Ni 基合金熔覆层形貌、组织和力学性能的影响,明确了高功率激光引起的过热会促使晶粒粗大,而扫描速度的增加可以起到细化晶粒的作用;他们还发现,高 Mo 型 Ni 基合金熔覆层组织主要以 γ -Ni 固溶体为主,Fe 与 Ni 之间的固溶强化作用提高了涂层的硬度和耐磨性。Zhang 等^[8]在 45 钢表面熔覆了 Ni60A 粉末合金,详细研究了涂层的显微组织、相组成及相分布,并系

统评估了涂层和基材在不同载荷作用下的摩擦磨损性能。Hemmati 等^[9]分析了 3 种 Cr 成分不同的镍基合金堆焊粉末,结果发现,激光沉积 Ni-Cr-B-Si 涂层的相组成主要取决于 Cr 含量以及 Si 与 B 的含量比,富 Cr 析出物和共晶组织的形成对涂层的硬度有重要影响。徐子法等^[10]通过控制激光功率、扫描速度、离焦量等工艺参数获得了组织性能良好且无明显缺陷的 Inconel718 镍基高温合金熔覆层。

Ni60AA 合金主要由 Ni、Cr、Si、B、Fe、C 等元素组成,相较于其他 Ni 基合金而言,其 Cr 元素含量高(质量分数 $\geq 20\%$),Fe 元素含量低(质量分数 $\leq 5\%$)。Ni60AA 合金中的 Cr 元素和 C 元素极易生成细小的铬碳化合物,并均匀分布于基体表面,从而显著提升了涂层的表面硬度和耐磨性能^[9];Fe 与 Ni 之间的高浸润性使得两者之间的冶金结合更加充分;适量添加 B 元素和 Si 元素可以有效降低合金的熔点,改善合金熔体的流动性能;高 Cr 低 Fe 的成分配置增强了合金的耐蚀性^[1]。目前,关于 Ni60 系列合金的研究已有一些报道,但针对 45 钢轴面激光熔覆 Ni60AA 合金涂层的工艺参数优化及其在工作温度下的摩擦磨损性能研究却鲜有报道。鉴于此,本课题组采用多道螺旋搭接熔覆成型工艺制备了轴面回转涂层,利用单一变量法初选工艺参数,进一步使用正交试验法和权矩阵分析法确定最优工艺参数,并依据 HG25103-91《设备维护检修规程》选定摩擦磨损试验温度,对涂层的摩擦磨损性能进行分析,以期拓展 Ni 基合金粉末修复轴类零件的应用范围,为今后实际生产提供理论和实践依据。

2 试验材料及设备

2.1 试验材料

选用综合性能良好的 45 钢作为试验基材,将其精车至尺寸为 $\varnothing 59 \text{ mm} \times 200 \text{ mm}$ 的圆棒,然后用丙酮除油,再用无水乙醇清洗,最后吹干备用。熔覆粉末选用天津铸金科技开发股份有限公司生产的 Ni60AA 改性粉末,粉末粒度为 $53 \sim 150 \mu\text{m}$ 。粉末在 $110 \text{ }^\circ\text{C}$ 真空干燥后备用,其化学成分如表 1 所示。

表 1 Ni60AA 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of Ni60AA powder

Element	C	B	Cr	Fe	Si	O	Ni
Mass fraction /%	1.11	2.56	20.43	4.15	5.65	0.03	Bal.

2.2 试验设备

轴面熔覆试验由北京隆源自动成型系统有限公司生产的 ASF 同轴送粉激光成型系统完成,该装置由 KUKA 六轴工业机器人、IPG-YLS-6000 光纤激光器(最大功率 6000 W,波长 $1070 \sim 1080 \text{ nm}$,光斑直径 3 mm)、ASF-PF 送粉器、MCWL 水冷设备、惰性气体输送装置(粉末载气和保护气均为氩气,纯度 $\geq 99.9\%$)、回转工装台等组成,如图 1 所示。试件熔覆完成后沿径向进行线切割,再经打磨、抛光、腐蚀等工序完成样品的制备,然后采用大平台显微镜、SU8010 场发射扫描电镜及其附带的能谱仪(EDS)、显微硬度计、高温摩擦磨损试验机、超景深形貌仪等对试样的形貌、组织成分和形态、硬度以及耐磨性等进行表征分析。

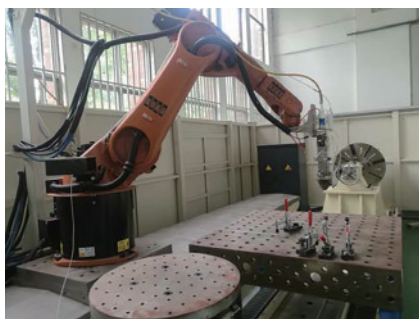


图 1 同轴送粉激光成型系统

Fig. 1 Coaxial powder feeding laser forming system

3 试验方法及结果分析

3.1 轴面熔覆工艺路径分析

一般轴类零件的表面熔覆多以螺旋搭接工艺为主,如图 2 所示。熔覆过程必须满足以下条件:

- 1) 熔覆头与轴面法向距离保持不变;
- 2) 熔覆头和轴面相对速度恒定;
- 3) 轴转速与激光扫描速度之间必须满足

$$P = \frac{V_f}{V_n}, \quad (1)$$

式中: V_n 为轴转速; V_f 为激光扫描速度; P 为螺距。为保证轴面完整熔覆,相邻两道螺旋熔覆轨迹之间的距离(螺距 P)必须小于光斑直径(决定单道熔覆宽度 W),否则会出现熔覆未搭接现象,造成轴面漏修的结果。为保证熔覆质量,本文在螺距 $P=2 \text{ mm}$ 和熔覆搭接率为 33% 的条件下开展试验。

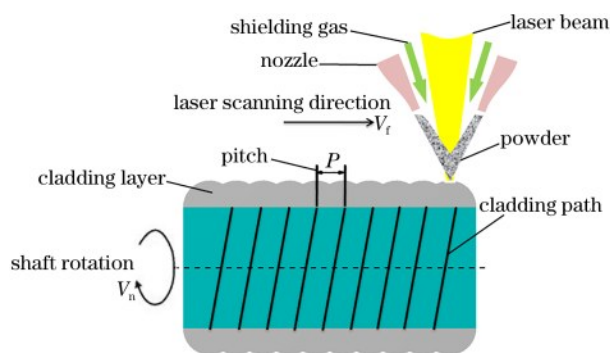


图 2 轴类零件的熔覆原理

Fig. 2 Laser cladding principle of shaft parts

3.2 稀释率的计算

稀释率是指在激光熔覆过程中,由熔融基材的混入而引起的熔覆合金成分的变化程度。采用大平台显微镜对熔覆区域的形貌进行观察,同时利用配套的 Artcam Measure 软件对熔覆层厚 H 和基材熔深 h 进行标定,然后按(2)式计算求得稀释率 η 。

$$\eta = \frac{h}{H + h}. \quad (2)$$

3.3 多道单因素试验

诸多试验表明,工艺参数对熔覆层形貌及性能有着至关重要的影响^[11],是决定熔覆质量优劣的关键。本文采用单一变量法针对激光功率、送粉速率、轴转速[扫描速率可由耦合公式(1)计算得到]进行多道单因素熔覆试验,轴向熔覆距离为 15 mm ,载粉气流量为 18 L/min ,具体试验参数如表 2 所示。

分析图 3(a)可知,当激光功率为 600 W 时,熔覆粉末未完全熔化,搭接间隙明显,熔覆层表面粗糙。随着激光功率增大,粉末熔化充分,搭接形貌较好。由图 3(b)可知:随着激光功率增大,单位时间内粉末熔化数量增加,熔覆层厚度增大(由 0.69 mm 增大至 1.55 mm),而稀释率则出现了先增后降的

表 2 单因素试验参数

Table 2 Parameter for single-factor test

Group	Serial number	Power /W	Powder feeding rate / $(g \cdot \min^{-1})$	Shaft speed / $(r \cdot \min^{-1})$
1	1-1	600	14.2	2.5
	1-2	750	14.2	2.5
	1-3	950	14.2	2.5
	1-4	1200	14.2	2.5
	1-5	1500	14.2	2.5
	1-6	1800	14.2	2.5
	1-7	2200	14.2	2.5
	1-8	3700	14.2	2.5
	1-9	3400	14.2	2.5
2	2-1	2200	6.3	2.5
	2-2	2200	7.5	2.5
	2-3	2200	9.7	2.5
	2-4	2200	11.7	2.5
	2-5	2200	14.2	2.5
	2-6	2200	16.3	2.5
	2-7	2200	19.5	2.5
	2-8	2200	22.9	2.5
	2-9	2200	25.5	2.5
3	3-1	2200	14.2	1.0
	3-2	2200	14.2	1.5
	3-3	2200	14.2	2.0
	3-4	2200	14.2	2.5
	3-5	2200	14.2	3.0
	3-6	2200	14.2	3.5
	3-7	2200	14.2	4.0
	3-8	2200	14.2	4.5
	3-9	2200	14.2	5.0

现象,由 8.06% 增至 21.4% 继而降至 17.52%。熔覆前期激光能量较低时,粉末可熔量少,涂层厚度 H 小,而基材熔深 h 则持续增加,故稀释率持续增大;随着激光能量的加大,合金粉末的熔化量增大,涂层厚度 H 增大,而基体熔深 h 受离焦量、能量吸收辐射等因素的影响^[12-13],增速减缓,激光对基体持续熔化的能力减弱,致使基体熔深 h 的增速低于熔覆层厚度 H 的增速,故稀释率由增变减。此外,激光热能的增加促使熔覆层晶粒粗化^[14],因此显微硬度随功率增大而降低,由 1051 HV 降至 786 HV。

送粉速率是影响熔覆层形貌及性能的又一关键因素。本文采用平均值法测得送粉速率随粉盘转速的增大而升高,由 6.3 g/min 增至 25.5 g/min,如表 3 所示。

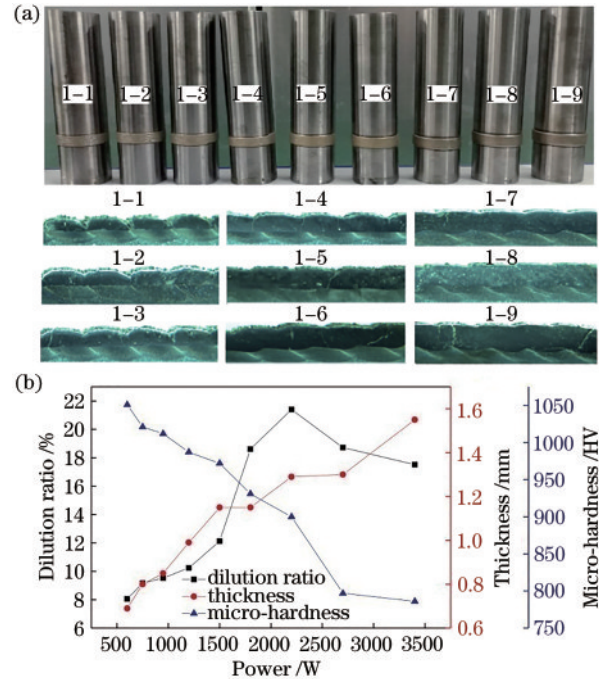


图 3 激光功率对熔覆层形貌和性能的影响。(a)熔覆层形貌; (b)厚度、稀释率和显微硬度随激光功率的变化

Fig. 3 Effects of laser power on morphologies and properties of cladding coating. (a) Morphologies of cladding coating; (b) variation of thickness, dilution ratio and micro-hardness with laser power

表 3 不同粉盘转速对应的送粉速率

Table 3 Powder feeding rate corresponding to different powder disc speeds

No.	Disc speed / $(r \cdot \min^{-1})$	Powder feeding rate / $(g \cdot \min^{-1})$
1	0.6	6.3
2	0.8	7.5
3	1.0	9.7
4	1.2	11.7
5	1.4	14.2
6	1.6	16.3
7	1.8	19.5
8	2.0	22.9
9	2.2	25.5

分析图 4 可知,在较高的激光功率(2200 W)下,熔覆层厚度随送粉速率的增大而增大,由 0.6 mm 增大至 1.8 mm,但表面平整度随之降低^[15-16]。同时,由于遮光效应的作用,激光能量的衰减率与送粉速率近似成线性正比关系^[17],送粉速率越高,能量衰减越大,这也会导致基体熔深 h 逐渐减小,稀释率逐步降低^[17],由 33% 降至 6.4%。同时,熔覆粉末引起的遮光效应致使基体吸收的激光能量减小,熔

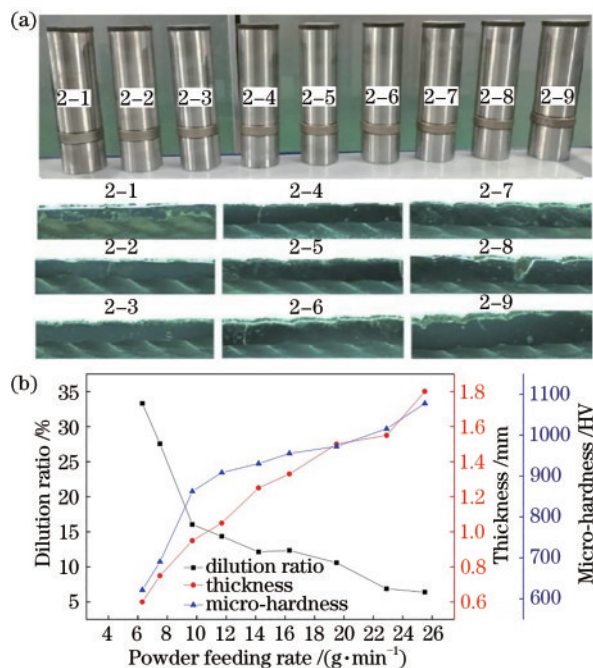


图 4 送粉速率对熔覆层形貌和性能的影响。(a)熔覆层形貌；(b)厚度、稀释率、显微硬度随送粉速率的变化

Fig. 4 Effects of powder feeding rate on morphologies and properties of cladding coating. (a) Morphologies of cladding coating; (b) variation of thickness, dilution ratio and micro-hardness with powder feeding rate

覆层的温度降低,冷却速率增加,从而导致组织细化,硬度逐渐升高^[18],由 622 HV 升至 1078 HV。此外,送粉速率增大导致遮光效应增强,在一定程度上抑制了基体元素的扩散,缓解了基体元素对涂层的稀释作用,从而使得熔覆层的硬度有所提高。

由图 5(a)可知,随着轴转速 V_n 不断提升,激光作用于轴面的线能量降低,熔覆层厚度随之减小,且表面形状由波浪形逐渐变得平坦,基体熔深 h 减小,但表面积聚的未熔粉末颗粒逐步增多。观察图 5(b)可以看出,随着轴转速提升,熔覆层厚度由 3.51 mm 减小至 0.45 mm,稀释先由 5.65% 增至 9.26%,后降至 3.11%。这主要是因为转速提高导致单位时间内熔化粉末数量急剧减少,随着转速的进一步提升,这一减少趋势变缓,与熔覆层厚度的变化趋势一致。基材熔深的下降趋势随着转速的提高由缓变急,与图 5(a)中形貌的变化一致。在熔覆层厚度与基材熔深变化的共同影响下,稀释率出现了先升后降的现象。根据快速凝固理论,随着扫描速度增加,熔池冷却速度加快,熔覆层粗大的晶体明显变小^[14],显微硬度逐步增大,由 831 HV 增至 1132 HV。

为获得表面平整度好、开裂倾向小、元素扩散稀

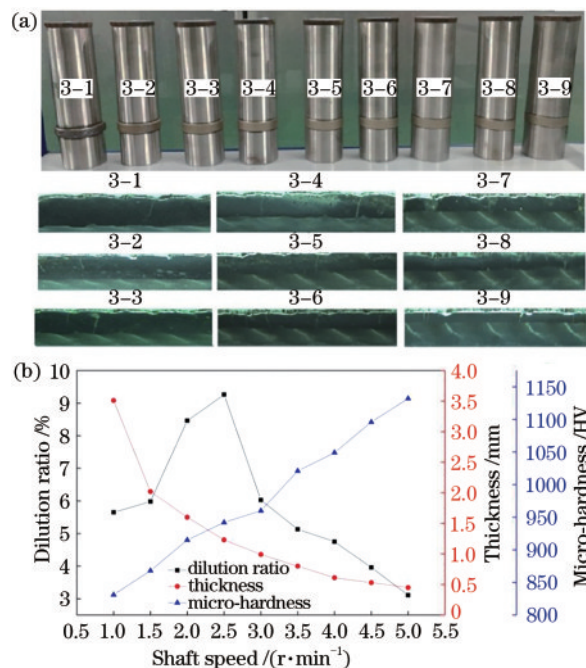


图 5 轴转速对熔覆层形貌和性能的影响。(a)熔覆层形貌；(b)厚度、稀释率、显微硬度随轴转速的变化

Fig. 5 Effects of shaft speed on morphologies and properties of cladding coating. (a) Morphologies of cladding coating; (b) variation of thickness, dilution ratio and micro-hardness with shaft speed

释作用小且与基体呈良好冶金结合的熔覆层,稀释率应控制在 8%~15% 之间^[14]。同时,熔覆层应具备较高的硬度,以保证其耐磨性,故硬度不宜低于 900 HV。根据图 3~5 初选熔覆工艺参数为:功率 1500 W,送粉速率 14.2 g/min,轴转速 2.5 r/min。

3.4 正交优化试验

为进一步提升熔覆层的各项性能,本文在单因素修复试验的基础上,进一步对激光功率(因素 A)、送粉速率(因素 B)、轴转速(因素 C)进行三因素三水平正交试验,以熔覆层厚度、稀释率以及硬度为考察指标,通过权矩阵法进行多目标综合优化,明确各参数的最优值。试验选取的因素、水平如表 4 所示,试验方案及结果分别如表 5 和表 6 所示。

表 4 试验因素和水平

Table 4 Experimental factors and levels

Level	Factor		
	Power /W	Powder feeding rate / (g·min ⁻¹)	Shaft speed / (r·min ⁻¹)
Level 1	1400	11.7	2.3
Level 2	1500	14.2	2.5
Level 3	1600	16.3	2.7

表 5 正交试验方案

Table 5 Orthogonal experiment scheme

No.	Factor A	Factor B	Factor C
1	1	1	1
2	1	2	2
3	1	3	3
4	2	1	2
5	2	2	3
6	2	3	1
7	3	1	3
8	3	2	1
9	3	3	2

表 6 正交试验结果

Table 6 Orthogonal experiment result

No.	Thickness /mm	Dilution ratio /%	Micro-hardness /HV
1	1.11	11.4	939
2	1.23	8.34	1034
3	1.32	4.90	1084
4	1.03	16.2	913
5	1.12	11.9	1019
6	1.54	9.46	983
7	1.03	18.1	965
8	1.35	13.6	954
9	1.42	11.2	1044

采用极差法对熔覆层的质量进行分析。极差值 R 反映该因素对相关考察指标的影响,其值越大表明该因素的影响越大。由表 7 可知: B 因素(送粉速率)对熔覆层厚度的影响最大, C 因素(轴转速)的影响次之, A 因素(激光功率)的影响最小; B 因素

表 7 极差分析

Table 7 Range analysis

Index	Factor A	Factor B	Factor C	
Thickness /mm	K_1	1.22	1.06	1.33
	K_2	1.23	1.23	1.23
	K_3	1.27	1.43	1.16
	R	0.05	0.37	0.17
Dilution rate /%	K_1	8.21	15.23	11.49
	K_2	12.52	11.28	11.91
	K_3	14.30	8.52	11.63
	R	6.09	6.71	0.42
Micro-hardness /HV	K_1	1019	939	959
	K_2	972	1002	997
	K_3	988	1037	1023
	R	47	98	64

(送粉速率)对稀释率的影响最大, A 因素(激光功率)的影响次之, C 因素(轴转速)的影响最小; B 因素对硬度的影响最大, C 因素(轴转速)的影响次之, A 因素(激光功率)的影响最小。由于极差法主要用于单指标分析,无法满足对多考察指标的综合优化分析;因此,本文基于多层制造工艺标准以及熔覆层冶金结合强度、表面耐磨性的需求,采用高熔覆厚度、低稀释率(由表 7 可知低稀释率为 8%)、高硬度优化准则,利用权矩阵分析法,用(3)式计算各因素各水平对考察指标影响的权重^[19-20],然后依据计算结果获得多目标因素综合优化方案。计算结果如表 8 所示(Z_1 、 Z_2 、 Z_3 为考察指标厚度、稀释率、硬度的权矩阵, Z_{ave} 为三个考察指标权矩阵的平均值)。

表 8 各因素水平矩阵分析

Table 8 Matrix analysis of various factors and levels

Factor level	Z_1	Z_2	Z_3	Z_{ave}
A ₁	0.0278	0.2066	0.0769	0.1037
A ₂	0.0280	0.1355	0.0734	0.0789
A ₃	0.0289	0.1186	0.0746	0.0741
B ₁	0.1787	0.1227	0.1478	0.1497
B ₂	0.2074	0.1656	0.1578	0.1769
B ₃	0.2411	0.2192	0.1633	0.2078
C ₁	0.1030	0.0108	0.0986	0.0708
C ₂	0.0953	0.0104	0.1025	0.0694
C ₃	0.0898	0.0106	0.1052	0.0685

$$Z = MTS, \quad (3)$$

式中: Z 为影响考察指标值的权矩阵; M 为考察指标层矩阵; T 为因素层矩阵; S 为水平层矩阵。各矩阵的计算公式为

$$M = \begin{bmatrix} K_{11} & 0 & 0 & 0 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ K_{1l} & 0 & 0 & 0 \\ 0 & K_{21} & 0 & 0 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ 0 & K_{2l} & 0 & 0 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ 0 & 0 & 0 & K_{i1} \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ 0 & 0 & 0 & K_{il} \end{bmatrix}, \quad (3)$$

$$T = \begin{bmatrix} T_1 & 0 & 0 & 0 \\ 0 & T_2 & 0 & 0 \\ \vdots & \vdots & \vdots & \vdots \\ 0 & 0 & 0 & T_i \end{bmatrix}, \quad (4)$$

$$S = \begin{bmatrix} S_1 \\ S_2 \\ \vdots \\ S_l \end{bmatrix}, \quad (5)$$

式中: i 为因素数; l 为水平数; k_{il} 为因素 A_i 在第 l 水平上的考察指标均值, 若考察指标值越大越好, 则令 $K_{il} = k_{il}$, 反之则令 $K_{il} = 1/k_{il}$; $T_i = 1/\sum_{l=1}^l K_{il}$; $S_i = c_i/\sum_{i=1}^i c_i$, S_i 为因素 A_i 的极差 c_i 占全部因素极差总和的比值^[21]。

由表 8 分析最大权重值可知, B 因素(送粉速率)对考察指标的综合影响最大, A 因素(激光功率)的综合影响次之, C 因素(轴转速)的综合影响最小, 最优工艺方案为 $A_1B_3C_1$, 即激光功率 1400 W, 送粉速率 16.3 g/min, 轴转速 2.3 r/min。

3.5 熔覆层的组织、成分和硬度

用最优工艺参数制备 Ni60AA 轴面熔覆层。由图 6(a)可知, 熔覆层与基体层之间的过渡平稳, 未出现明显的起伏, 稀释率控制在较低状态。进一步对图 6(a)~(c)各区域进行元素成分分析, 分析结果如表 9 所示, 可见: 熔覆层底部 A 区域 Fe 元素的质量分数高达 69.48%。这主要是因为基体元素在熔池对流传质作用下进行了充分的扩散, 在极窄的区域内, 熔覆层与基体实现了良好的冶金结合。采用均值法测得熔覆层厚度和稀释率分别为 1.48 mm 和 8.23%, 与表 7 中各因素考察指标均值对比后发现: 优化后的熔覆层厚度略大于最高均值 1.43 mm, 硬度提升 3.49%, 稀释率基本持平。

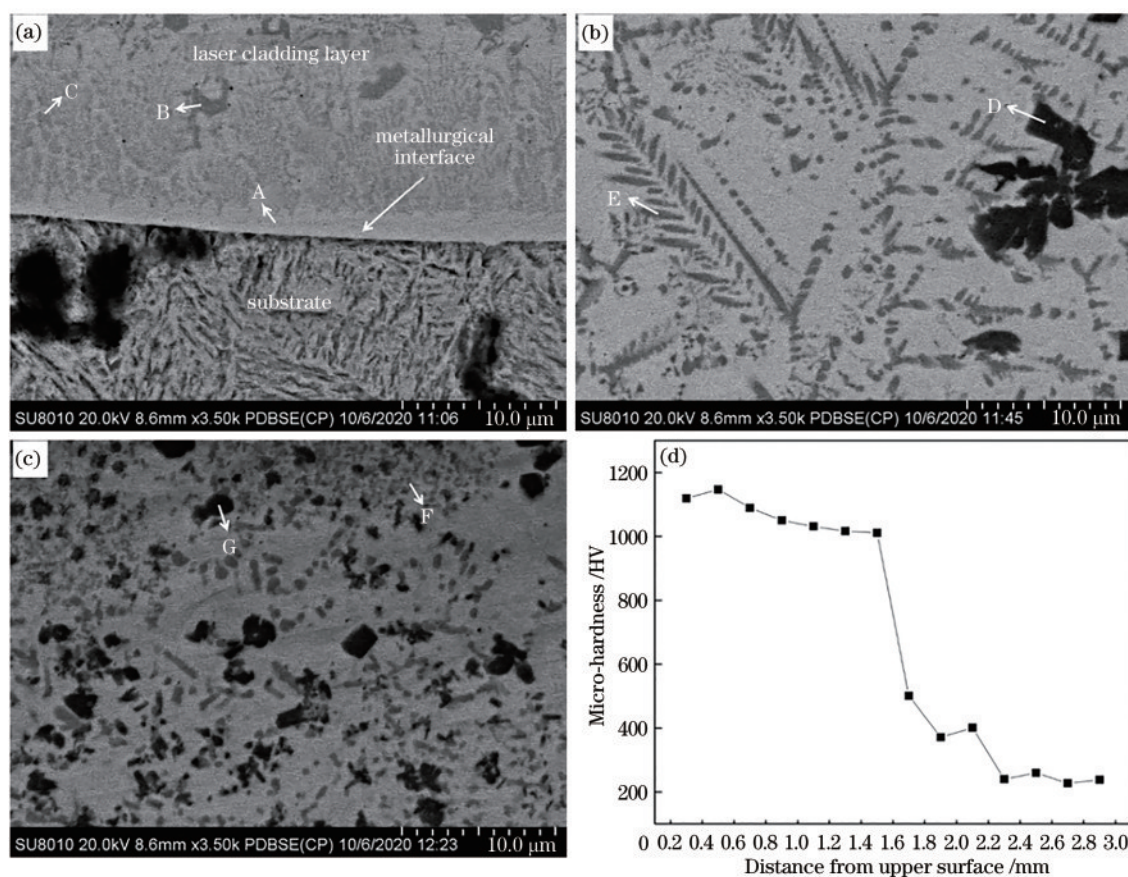


图 6 熔覆层的微观组织和显微硬度。(a)底层;(b)中部;(c)顶层;(d)沿深度方向的显微硬度分布曲线

Fig. 6 Microstructures and micro-hardness of cladding coating. (a) Bottom region; (b) middle region; (c) top region; (d) micro-hardness distribution along depth direction

由 EDS 分析结果并结合 Zhang 等^[8]的研究结论可知: 熔覆层基体主要由 γ -Ni 固溶体组成, 其上离散分布着形态各异的碳化物(块状、条状、树枝状、粒状), 主要成分为 $M_{23}C_6$ ($M=Fe, Ni, Cr$) 和 Cr_7C_3 。化学成分不同的碳化物的形态和衬度不同, 富 Cr 区

的衬度与其他位置明显不同, 形态也呈不规则的块状分布, 如 D 区域所示; 而 Cr、Ni 含量均较多的区域则多以条状和粒状分布, 如 E、G 区域所示。随着结晶过程的持续, 除基体散热外, 顶部对流、表面传导等多种散热方式使得熔池温度梯度快速下降, 成分

表9 图6中不同位置处的EDS扫描结果

Table 9 EDS scanning at different positions in Fig. 6

Area	Mass fraction / %					
	Ni	Fe	Cr	Si	C	B
A	23.56	69.48	4.03	1.85	1.08	—
B	15.30	47.22	29.68	1.08	6.71	—
C	28.13	56.59	11.03	0.78	3.48	—
D	5.05	4.79	84.56	0.68	2.59	2.32
E	38.99	7.73	40.40	3.12	9.77	—
F	34.94	3.98	26.02	4.20	29.88	0.98
G	22.17	3.80	50.59	2.81	20.63	—

过冷增大,熔覆层顶部的晶粒得以细化并弥散分布于基体中,如图6(c)所示,这些细小的碳化物晶粒可以较好地提升涂层的硬度和耐磨性。用显微硬度仪对熔覆层组织进行硬度测试,从表面开始每隔

0.2 mm测一次显微硬度,测量结果如图6(d)所示。由图6(d)可知,熔覆层顶部硬度较高,最高可达1147 HV。熔覆层硬度的平均值可达1066 HV,比表7中最大平均硬度高29 HV(约提升了2.8%),且较基体硬度而言,熔覆层为其硬度的4.4倍,这与Ni60AA改性粉末涂层的组织性能特征相吻合。

3.6 熔覆层的摩擦磨损特性

制作厚度为2 mm的摩擦磨损试验板,打磨抛光后置于无水乙醇中进行超声波清洗。依据HG25103-91轴承温升标准选定试验温度分别为35, 80, 125 °C,利用回转式高温摩擦磨损仪对涂层和基体开展耐磨性试验。对磨头选用直径为6 mm的氮化硅陶瓷球,电机转速为600 r/min,试验载荷为20 N,对磨时间为20 min。各温度下测得的熔覆层和基体的摩擦因数如图7、8所示。

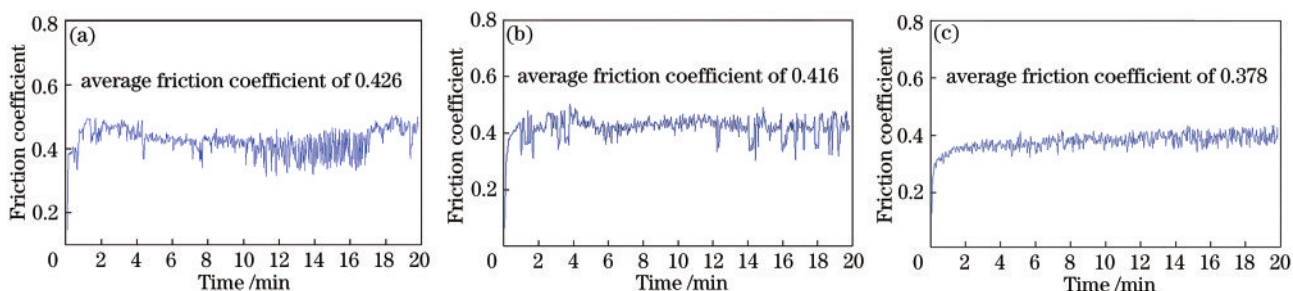


图7 不同温度下熔覆层的摩擦因数。(a) 35 °C;(b) 80 °C;(c) 125 °C

Fig. 7 Friction coefficient of cladding coating at different temperatures. (a) 35 °C; (b) 80 °C; (c) 125 °C

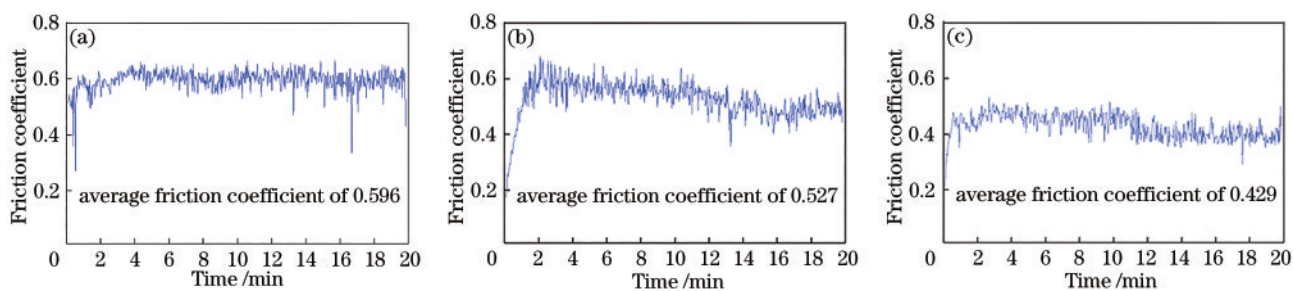


图8 不同温度下45钢的摩擦因数。(a) 35 °C;(b) 80 °C;(c) 125 °C

Fig. 8 Friction coefficient of 45 steel at different temperatures. (a) 35 °C; (b) 80 °C; (c) 125 °C

由图7、8所示摩擦因数曲线可知,摩擦磨损试验均经历了跑合阶段和稳定磨损阶段。随着试件表面磨损的进行,对磨头和试件之间的接触面积逐渐增大,摩擦副之间的接触状态已由初始时的点接触转变为面接触,试件表面硬化,表层形成了牢固的氧化层,磨损速度不断减小;120 s后各摩擦因数曲线显示磨损已进入稳定阶段,摩擦因数趋于稳定。本文对摩擦120 s后熔覆层的平均摩擦因数进行了计算,结果如下:当试验温度为35, 80,

125 °C时,稳定磨损阶段熔覆层的平均摩擦因数分别为0.426、0.416、0.378,而基体材料45钢的摩擦因数分别为0.596、0.527、0.429。由此可知,随着温度升高,熔覆层和基体材料的摩擦因数均有所降低,尤其是试验温度从80 °C升至125 °C时摩擦因数下降较快。这主要是高温致使氧化层变软甚至脱落,起到了润滑作用^[5];同时,在对磨过程中,表层和亚表层材料往复挤压形成的加工硬化也促使对磨偶件间的黏合作用减弱,从而降低了摩擦

因数^[22-23]。试验温度为 35, 80, 125 °C 时, 熔覆层的平均摩擦因数分别比基体 45 钢低 28.5%、21.1%、11.8%, 减磨效果较基体材料更优。

磨损率 ω 是衡量材料耐磨性能的重要参考指标之一, 其计算公式为

$$\omega = M/F \times S, \quad (6)$$

式中: M 为磨损前后试件的质量损耗; F 为试验载荷; S 为总滑动行程。如图 9 所示, 在 35, 80, 125 °C 的测试温度下, 熔覆层的磨损率依次为 10.86×10^{-8} , 10.34×10^{-8} , $9.83 \times 10^{-8} \text{ g} \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$,

基体的磨损率依次为 87.94×10^{-8} , 77.6×10^{-8} , $51.73 \times 10^{-8} \text{ g} \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。试验结果显示: 随着温度升高, 基体层的磨损率变化趋势与摩擦因数的变化趋势相似, 当温度达到 125 °C 时, 磨损率降至 $51.73 \times 10^{-8} \text{ g} \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$; 熔覆层因含有大量的 Ni 元素, 耐高温性能较好, 磨损率基本维持在 $10 \times 10^{-8} \text{ g} \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 左右, 对温度的升高不敏感, 在较高的工作温度下依旧能保持良好的耐磨性能。

图 10 为工艺参数优化后的 Ni 基合金涂层及基体 45 钢在温度为 35 °C、载荷为 20 N 试验条件下的磨痕形貌图。由图 10(a) 可知, 基体表面磨痕上存在大量不规则凹坑和少量附着的磨屑以及部分平行于磨削方向的犁沟, 这是典型的以黏着磨损为主并伴有磨粒磨损特征的磨损形貌。分析认为: 在试件与对磨球的高速摩擦过程中, 接触点温度不断升高, 在较高的接触应力作用下, 试件接触区域发生塑性变形并与对磨头黏合; 随着相对切向运动的持续进行, 黏着点被迫撕裂, 产生大量的凹坑和磨屑, 而新生成的磨屑又作为磨粒磨损试件表面。在整个摩擦过程中, 黏着磨损和磨粒磨损相互促进^[9,23]。对于熔覆层, 除细晶强化、固溶强化作用外, 多种金属碳化物的生成进一步强化并提高了熔

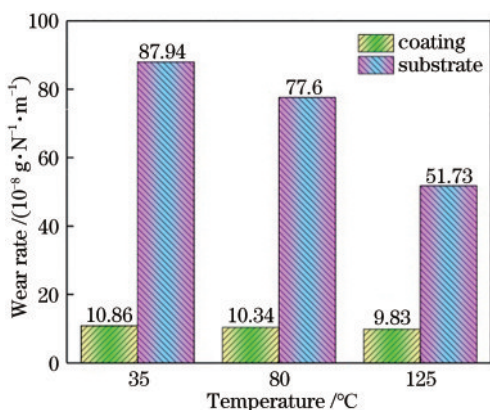


图 9 不同温度下激光熔覆层与 45 钢表面的磨损率
Fig. 9 Wear rate of laser cladding coating and 45 steel at different temperatures

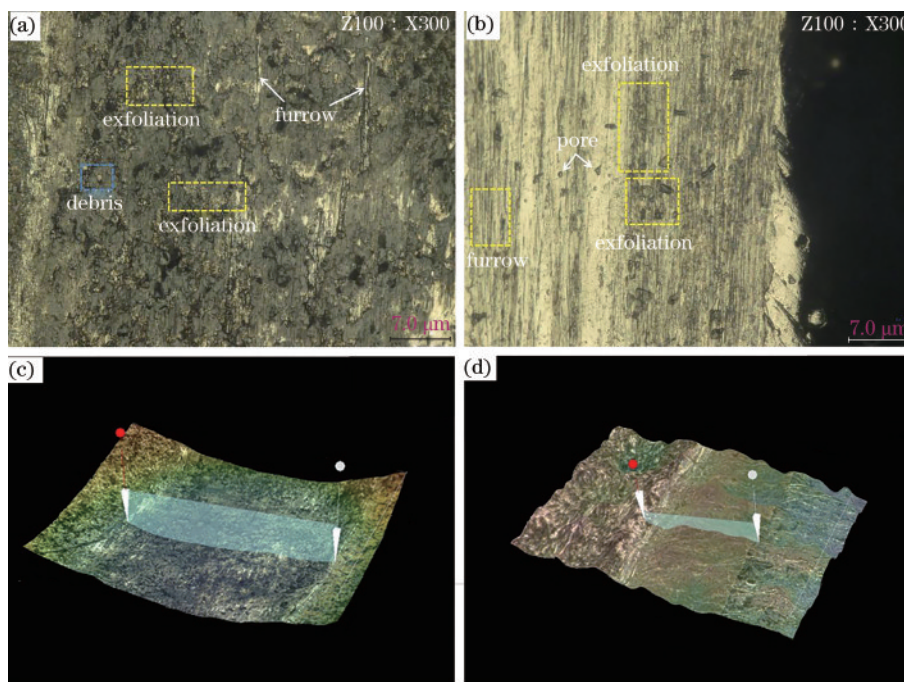


图 10 基体和熔覆层表面的磨痕形貌。(a) 基体磨损表面; (b) 熔覆层磨损表面; (c) 基体磨痕的三维轮廓形貌; (d) 熔覆层磨痕的三维轮廓形貌

Fig. 10 Wear scar morphologies of substrate and cladding coating. (a) Wear surface of substrate; (b) wear surface of cladding coating; (c) three-dimensional profile of wear scar of matrix; (d) three-dimensional profile of wear scar of cladding layer

覆层的显微硬度,从而提升了它的耐磨性能^[1]。与基体材料相比,熔覆层表面有较多的颗粒脱落后形成的孔洞,摩擦过程中形成的犁沟较细且较浅,黏着区面积相对较小,磨损形式主要以磨粒磨损为主,如图 10(b)所示。对基体及熔覆层磨痕的三维

轮廓形貌进行分析,并将多次测量后的磨痕宽度数据列于表 10 中,可以看出:轴面熔覆层的平均磨痕宽度为 584 μm ,基体层的平均磨痕宽度为 1167 μm ,熔覆层的磨痕宽度明显低于基体层,说明其耐磨性能较基体层更优。

表 10 基体和熔覆层的磨痕宽度

No.	1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	Mean
Substrate	1142	1210	1255	1130	1178	1098	1055	1168	1289	1154	1167
Cladding layer	673	614	508	651	495	597	681	588	533	507	584

4 结 论

由多道单因素试验可知,当激光功率、送粉速率、轴转速分别为 1500 W、14.2 g/min、2.5 r/min 时,可获得形貌较好、稀释率适中、硬度较高的熔覆层。

在单因素试验的基础上进一步开展多道正交试验,极差分析表明:送粉速率对熔覆层厚度的影响最大,轴转速的影响次之,激光功率的影响最小;送粉速率对稀释率的影响最大,激光功率的影响次之,轴转速的影响最小;送粉速率对硬度的影响最大,轴转速的影响次之,激光功率的影响最小。利用权矩阵分析法进行多目标因素综合优化,优化后发现,送粉速率对考察指标的综合影响最大,激光功率的综合影响次之,轴转速的综合影响最小。最优工艺方案为:激光功率 1400 W,送粉速率 16.3 g/min,轴转速 2.3 r/min。

优化后的熔覆层厚度为 1.48 mm,显微硬度为 1066 HV,稀释率为 8.23%,其中,厚度及显微硬度性能较工艺优化前分别提升了 3.49% 和 2.8%。当环境温度为 35, 80, 125 $^{\circ}\text{C}$ 时,熔覆层的平均摩擦因数比基体 45 钢分别低 28.5%、21.1%、11.8%,磨损率比基体分别低 87.6%、86.6%、80.9%,耐磨性能较基体显著提升。

参 考 文 献

- [1] Chen J F, Li X P, Xue Y P, et al. Friction and wear properties of laser cladding Fe901 alloy coating on 45 steel surface[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(5): 0502001.
陈菊芳, 李小平, 薛亚平, 等. 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): 0502001.
- [2] Liu A L, Sui C Y, Li F Z, et al. Correlation

between plasma characteristics and forming defects during laser additive manufacturing of ceramics[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(6): 0602005.

刘安丽, 隋长有, 李发智, 等. 陶瓷激光增材制造等离子体特征与成形缺陷的相关性研究[J]. 中国激光, 2020, 47(6): 0602005.

- [3] He S Y, Liu X D, Zhao S Z, et al. Microstructure and wear resistance of carbon fibers reinforced 316L stainless steel prepared using laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2020, 47(5): 0502010.

何松亚, 刘晓东, 赵淑珍, 等. 激光熔覆碳纤维增强 316L 不锈钢的显微组织和耐磨性[J]. 中国激光, 2020, 47(5): 0502010.

- [4] Lee J S, Kitagawa Y, Nakanishi T, et al. Passivation behavior of type-316L stainless steel in the presence of hydrogen sulfide ions generated from a local anion generating system[J]. Electrochimica Acta, 2016, 220: 304-311.

- [5] del Río T G, Garrido M A, Fernández J E, et al. Influence of the deposition techniques on the mechanical properties and microstructure of NiCrBSi coatings[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2008, 204(1/2/3): 304-312.

- [6] Zeng D W, Xia H, Xie C S, et al. Microstructure and solidification process of the laser clad Ni alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2000, 29(2): 109-113.

曾大文, 夏辉, 谢长生, 等. Ni 基合金激光熔覆层组织特征及凝固过程的研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2000, 29(2): 109-113.

- [7] He L J, Zhao X J, Wang H, et al. Microstructure and properties of nickel-based alloy powder laser cladding on 45 steel substrate[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2015, 35(9): 909-912.

何力佳, 赵晓杰, 王函, 等. 45 号钢基体光纤激光熔覆镍基合金的组织与性能[J]. 特种铸造及有色合金, 2015, 35(9): 909-912.

- [8] Zhang J, Hu Y, Tan X J, et al. Microstructure and high temperature tribological behavior of laser cladding Ni60A alloys coatings on 45 steel substrate [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2015, 25(5): 1525-1532.
- [9] Hemmati I, Ocelik V, de Hosson J T M, et al. Effects of the alloy composition on phase constitution and properties of laser deposited Ni-Cr-B-Si coatings [J]. Physics Procedia, 2013, 41: 302-311.
- [10] Xu Z F, Jiao J K, Zhang Z, et al. Research on laser repair process of Ni-based superalloy[J]. Materials Reports, 2019, 33(19): 3196-3202.
徐子法, 焦俊科, 张正, 等. 镍基高温合金激光修复工艺研究[J]. 材料导报, 2019, 33(19): 3196-3202.
- [11] Erfanmanesh M, Pour H A, Semnani H M, et al. An empirical-statistical model for laser cladding of WC-12Co powder on AISI 321 stainless steel[J]. Optics & Laser Technology, 2017, 97: 180-186.
- [12] Xiao B, Zhang Y W. Marangoni and buoyancy effects on direct metal laser sintering with a moving laser beam[J]. Numerical Heat Transfer A, 2007, 51(8): 715-733.
- [13] Lin X P, Peng X F, Wang B X, et al. Analysis of the flow and heat transfer in the melting process[J]. Journal of Engineering Thermophysics, 1998, 19(1): 62-65.
林雪萍, 彭晓峰, 王补宣, 等. 固体熔化过程中不同流动与传热机理分析[J]. 工程热物理学报, 1998, 19(1): 62-65.
- [14] Huang F X. An investigation on microstructure and properties of Ni-based alloy by laser cladding and laser cladding forming[D]. Changchun: Jilin University, 2011: 36-61.
黄凤晓. 激光熔覆和熔覆成形镍基合金的组织与性能研究[D]. 长春: 吉林大学, 2011: 36-61.
- [15] 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.
- [16] Zhu G X, Zhang A F, Li D C, et al. Effect of process parameters on surface smoothness in laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(1): 296-301.
朱刚贤, 张安峰, 李涤尘, 等. 激光熔覆工艺参数对熔覆层表面平整度的影响[J]. 中国激光, 2010, 37(1): 296-301.
- [17] Jin S W, He X L, Wu Y, et al. Laser power attenuation by powder flow in coaxial laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2011, 38(9): 0903005.
靳绍巍, 何秀丽, 武扬, 等. 同轴送粉激光熔覆中粉末流对光束能量的衰减作用[J]. 中国激光, 2011, 38(9): 0903005.
- [18] Paul C P, Mishra S K, Tiwari P, et al. Solid-particle erosion behaviour of WC/Ni composite clad layers with different contents of WC particles[J]. Optics & Laser Technology, 2013, 50: 155-162.
- [19] Sharma S P, Dwivedi D K, Jain P K, et al. Effect of La₂O₃ addition on the microstructure, hardness and abrasive wear behavior of flame sprayed Ni based coatings[J]. Wear, 2009, 267(5/6/7/8): 853-859.
- [20] Zhang M F, Zhang Y C, Zhang F Y, et al. Numerical analysis on blowing-suction cleaning flow field between subway rails[J]. Journal of Harbin Institute of Technology, 2020, 52(9): 137-143.
张鸣凤, 章易程, 张方圆, 等. 吹吸式地铁轨间区域清扫流场的数值分析[J]. 哈尔滨工业大学学报, 2020, 52(9): 137-143.
- [21] Zhou Y Z. A matrix analysis of orthogonal design[J]. Mathematics in Practice and Theory, 2009, 39(2): 202-207.
周玉珠. 正交试验设计的矩阵分析方法[J]. 数学的实践与认识, 2009, 39(2): 202-207.
- [22] Guo C, Zhou J S, Chen J M, et al. High temperature wear resistance of laser cladding NiCrBSi and NiCrBSi/WC-Ni composite coatings[J]. Wear, 2011, 270(7/8): 492-498.
- [23] Wang W, Cui H Z, Wang Z N, et al. Microstructure and wear mechanism of induction quenching 50CrMo4 steel[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2015, 36(7): 62-68.
王伟, 崔洪芝, 王泽宁, 等. 50CrMo4 钢感应淬火微观组织和磨损机制[J]. 材料热处理学报, 2015, 36(7): 62-68.