

DOI: 10.11973/jxgccl201610006

反应等离子熔覆原位合成 WC 增强铁基合金涂层的工艺优化

周泽华^{1,2}, 丁莹^{2,3}, 王泽华², 易于², 江少群²

(1.南通河海大学海洋与近海工程研究院,南通 226300;2.河海大学力学与材料学院,南京 211100;
3.江苏常发农业装备股份有限公司,常州 213176)

摘要:采用四元二次回归旋转正交设计方法设计了反应等离子熔覆试验方案,采用此方案在 Q235 钢表面原位合成了 WC 增强铁基合金涂层,得到了优化工艺并研究了优化工艺制备涂层的组织和性能。结果表明:该涂层的优化工艺参数为碳钨原子比为 1.4,钨质量分数为 20%,熔覆电流 130 A,熔覆速度 100 mm·min⁻¹;优化工艺制备的涂层与基体呈良好冶金结合,其显微组织主要由平面晶、胞状晶、树枝晶、等轴晶组成,物相主要为 α -Fe、M₂₃C₆ 和 WC;涂层的截面硬度最高为 1 120 HV,表面平均硬度为 68 HRC。

关键词:等离子熔覆;反应合成;正交回归设计;工艺优化

中图分类号: TG174.442

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2016)10-0024-06

Process Optimization for In-situ Synthesized WC Reinforced Fe-based Alloy Coating by Reactive Plasma Cladding

ZHOU Ze-hua^{1,2}, DING Ying^{2,3}, WANG Ze-hua², YI Yu², JIANG Shao-qun²

(1.Nantong Ocean and Coastal Engineering Research Institute, Hohai University, Nantong 226300, China;
2.College of Mechanics and Materials, Hohai University, Nanjing 211100, China;
3.Jiangsu Changfa Agriculture Equipment Co., Ltd., Changzhou 213176, China)

Abstract: The plasma cladding schemes were designed by the four-factor quadric orthogonal rotating regression design method. Based on these schemes, the WC reinforced Fe-based alloy coating were in-situ synthesized on the surface of Q235 steel and the optimum process was obtained. The microstructure and properties of the coating prepared under the optimum process were also studied. The results show that the optimum process parameters of the coating were listed as follows: C/W atomic ratio of 1.4, tungsten content of 20wt%, cladding current of 130 A and cladding rate of 100 mm·min⁻¹. The coating prepared with the optimum process showed a good metallurgical bonding with the substrate; the microstructure of the coating mainly consisted of planar crystal, cellular crystal, dendrite crystal and equiaxed crystal and the phase composition was composed of α -Fe, M₂₃C₆ and WC; the sectional hardness of the coating was up to 1 120 HV and the surface average hardness was 68 HRC.

Key words: plasma cladding; reaction synthesis; orthogonal regression design; process optimization

0 引言

等离子熔覆技术是金属表面强化的一种有效方

法,具有熔覆材料范围广、熔覆组织细小均匀、熔覆层与基体冶金结合、成本低、效率高等特点,在矿山、冶金、水利、机械等领域有着广阔的应用前景^[1-5]。其中,结合前驱体碳化和原位合成的等离子熔覆技术是当前研究的热点,该技术能原位合成碳化物强化相,具有无污染、强化层与基体润湿性好等优点,可以改善传统熔覆过程中粉体易分离、涂层成分不均匀导致强化效果差的不足,从而制得高耐磨性的

收稿日期:2015-06-08;修订日期:2016-08-27

基金项目:2013 南通应用研究计划项目(BK2013003);国家自然科学基金资助项目(51379070)

作者简介:周泽华(1969—),男,上海人,教授,博士。

涂层,有效提高工件的服役寿命^[6-10]。

目前,结合前驱体碳化和原位合成的等离子熔覆技术的研究主要集中在以铁-铬-碳系、铁-钛-碳系等合金粉为原料的涂层制备上,而未来的研究方向将集中在应用该技术制备不同材料组成的复合涂层上^[6-9]。铁基合金具有成本低、耐磨性能好等优点;而 WC 硬度高、耐磨性能和耐腐蚀性能好,且与铁基合金润湿性良好,等离子熔覆原位合成 WC 强化铁基合金涂层有望在磨损、腐蚀等恶劣工况环境下发挥更大作用。然而,以有机物为碳的前驱体等离子熔覆原位合成 WC 涂层的研究尚未见报道。这主要是因为多技术复合导致熔覆工艺各参数间的相关性复杂,工艺优化较困难而难以获得高质量的涂层。

为了以较少的试验量得到较精确的优化参数,引入最优设计方法是有效途径之一,其中,回归旋转正交设计方法不仅保留了回归正交方法试验次数少、计算简便、消除回归系数间相关性的优点,而且克服了回归正交方法中预测值的方差依赖于试验点在因子空间中位置的缺点^[11]。

因此,作者采用四元二次回归旋转正交设计方法设计了 36 组试验方案,采用该方案,以铁基合金粉、钨粉、蔗糖(作为碳的前驱体)为原料在 Q235 钢表面等离子熔覆合成了 WC 增强铁基合金涂层,得到了优化工艺,并对优化工艺下涂层的组织和性能进行了研究,拟为原位合成 WC 增强铁基合金涂层的应用拓展提供一种新的思路和研究基础。

1 试样制备与试验方法

试验原料为无色颗粒状结晶的蔗糖,分析纯;钨粉,纯度 99.5%,粒径 2.6 μm ,北京有色金属研究总院生产;Fe901 合金粉,粒径为 15~45 μm ,北京矿冶研究总院生产,其化学成分(质量分数/%)为 13Cr,1.2Si,1.6B,0.8Mo,余 Fe。基体材料为工程构件常用的 Q235 钢。

将蔗糖磨细至 125 μm 后与 Fe901 合金粉、钨粉混合并置于 LZJ-6-10 型晶化炉中,在氩气氛下于 600 $^{\circ}\text{C}$ 保温 2 h 使蔗糖碳化,所得块状物按熔覆粉末的粒径要求破碎、筛分,待用。采用预涂覆法,用合成胶水将筛分后的粉体调成糊状,均匀涂覆在 Q235 钢基体表面并在 100 $^{\circ}\text{C}$ 烘干,预涂层宽 7~9 mm,厚 2~3 mm。

用 LHD-300 型等离子熔覆机进行平面单道直线熔覆试验。根据前期研究,确定氩气与电离气(两者体积比为 3:2)的总流量为 3 $\text{L}\cdot\text{min}^{-1}$,喷嘴距基体表面 8~10 mm。为获得最优化的工艺配方,根据文献和前期研究,以碳和钨的原子比、钨粉含量、熔覆电流、熔覆速度为因素,每个因素考虑 5 个水平,采用四元二次回归旋转正交设计法设计 36 组试验;熔覆完成后,用 HR-150DT 型洛氏硬度计测涂层表面硬度,载荷 1 471 N,保载时间 15 s,测表面 10 个点取平均值,以此作为评价指标进行工艺优化。

采用优化工艺制备 WC 增强铁基合金涂层,利用 HXD-1000TC 型显微硬度测试仪测涂层截面的显微硬度,载荷 0.98 N,从涂层表面向基体每隔 0.3 mm 取点测试,测 3 点取平均值;用 Olympus BX51M 光学显微镜(OM)、Hitachi-S3400N 型扫描电镜(SEM)观察涂层的截面形貌;用 Horiba-EX250 型能谱分析仪(EDS)对涂层截面进行微区成分分析;用 BRUKER D8 ADVANCE 型 X 射线衍射仪(XRD)测定涂层的物相组成。

2 试验结果与讨论

2.1 四元二次回归旋转正交试验结果

表 1 为四元二次回归旋转正交试验设计表^[11],其中 1, -1 代表一次设计的变量变化区间, γ , $-\gamma$ 代表二次设计增加的试验区间,0 代表变化区间的中心试验点。变量数为 4,星号臂值 γ 为 2.00。

根据初期试验确定了各因素较理想的水平范围:碳钨原子比 r 为 0.8~1.6,钨含量(质量分数/%,下同) $w(\text{W})$ 为 0~40 [$B=100w(\text{W})$],熔覆电流 I 为 110~150 A,熔覆速度 v 为 100~140 $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$ 。根据式(1)对各因素的各个水平进行编码。

$$Z_j = Z_{0j} + x_j \Delta_j \quad (1)$$

式中: Z_j 为不同因素的水平值; Z_{0j} 为各因素零水平值; Δ_j 为各因素水平值的变化间距; x_j 为对应的变量值。

r, B, I, v 的零水平分别为 1.2, 20, 130 A, 120 $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$,变化间距分别为 0.2, 10, 10 A, 10 $\text{mm}\cdot\text{min}^{-1}$,代入式(1)即可得到式(2)。

$$\begin{cases} r = 1.2 + 0.2x_1 \\ B = 20 + 10x_2 \\ I = 130 + 10x_3 \\ v = 120 + 10x_4 \end{cases} \quad (2)$$

表 1 四元二次回归旋转正交试验设计表

Tab.1 Four-factor quadratic orthogonal rotation regression design table

试验 编号	x_0	碳钨原子比 x_1	钨含量 x_2	熔覆电流 x_3	熔覆速度 x_4
1	1	-1	-1	-1	-1
2	1	1	-1	-1	-1
3	1	-1	1	-1	-1
4	1	1	1	-1	-1
5	1	-1	-1	1	-1
6	1	1	-1	1	-1
7	1	-1	1	1	-1
8	1	1	1	1	-1
9	1	-1	-1	-1	1
10	1	1	-1	-1	1
11	1	-1	1	-1	1
12	1	1	1	-1	1
13	1	-1	-1	1	1
14	1	1	-1	1	1
15	1	-1	1	1	1
16	1	1	1	1	1
17	1	$-\gamma$	0	0	0
18	1	γ	0	0	0
19	1	0	$-\gamma$	0	0
20	1	0	γ	0	0
21	1	0	0	$-\gamma$	0
22	1	0	0	γ	0
23	1	0	0	0	$-\gamma$
24	1	0	0	0	γ
25	1	0	0	0	0
26	1	0	0	0	0
27	1	0	0	0	0
28	1	0	0	0	0
29	1	0	0	0	0
30	1	0	0	0	0
31	1	0	0	0	0
32	1	0	0	0	0
33	1	0	0	0	0
34	1	0	0	0	0
35	1	0	0	0	0
36	1	0	0	0	0

根据表 1 和式(2)确定 36 组试验方案,制备得到涂层的表面硬度见表 2。

采用二次回归方程描述四个变量与指标之间的关系,即:

$$Y = b_0 x_0 + \sum_{i=1}^4 b_i x_i + \sum_{i < j} b_{ij} x_i x_j + \sum_{i=1}^4 b_{ii} x_i^2 \quad (3)$$

$$b_0 = 0.083\ 33 \sum_{a=1}^{36} y_a - 0.020\ 83 \sum_{i=1}^4 \left(\sum_{a=1}^{36} x_{ai}^2 y_a \right) \quad (4)$$

表 2 四元二次回归旋转正交试验方案及结果

Tab.2 Test schemes and results of four-factor quadratic orthogonal rotation regression design

编号	碳钨 原子比	钨含 量/%	熔覆 电流/A	熔覆速度/ (mm·min ⁻¹)	硬度/ HRC
1	1.0	10	120	110	64
2	1.4	10	120	110	64
3	1.0	30	120	110	65
4	1.4	30	120	110	66
5	1.0	10	140	110	64
6	1.4	10	140	110	64
7	1.0	30	140	110	64
8	1.4	30	140	110	65
9	1.0	10	120	130	64
10	1.4	10	120	130	63
11	1.0	30	120	130	65
12	1.4	30	120	130	66
13	1.0	10	140	130	63
14	1.4	10	140	130	64
15	1.0	30	140	130	64
16	1.4	30	140	130	65
17	0.8	20	130	120	62
18	1.6	20	130	120	66
19	1.2	0	130	120	60
20	1.2	40	130	120	62
21	1.2	20	110	120	63
22	1.2	20	150	120	65
23	1.2	20	130	100	66
24	1.2	20	130	140	64
25	1.2	20	130	120	66
26	1.2	20	130	120	66
27	1.2	20	130	120	66
28	1.2	20	130	120	65
29	1.2	20	130	120	65
30	1.2	20	130	120	66
31	1.2	20	130	120	65
32	1.2	20	130	120	65
33	1.2	20	130	120	65
34	1.2	20	130	120	65
35	1.2	20	130	120	66
36	1.2	20	130	120	66

$$b_i = 0.041\ 67 \sum_{a=1}^{36} x_{ai} y_a \quad (5)$$

$$b_{ii} = 0.031\ 25 \sum_{a=1}^{36} x_{ai}^2 y_a - 0.020\ 83 \sum_{a=1}^{36} y_a \quad (6)$$

$$b_{ij} = 0.062\ 50 \sum_{a=1}^{36} x_{ai} x_{aj} y_a \quad (7)$$

式中:Y为目标函数,即表面硬度; x_i 为对应各因素水平值;y为对应水平下的硬度; α 为试验方案编号。

由此可得回归方程为:

$$Y = 65.411\ 67 + 0.394\ 58x_1 + 0.604\ 58x_2 + 0.074\ 58x_3 - 0.208\ 75x_4 - 0.102\ 19x_1^2 - 0.944\ 69x_2^2 - 0.248\ 44x_3^2 + 0.026\ 56x_4^2 + 0.216\ 88x_1x_2 + 0.178\ 13x_1x_3 - 0.036\ 88x_1x_4 - 0.264\ 38x_2x_3 + 0.030\ 63x_2x_4 + 0.056\ 88x_3x_4 \quad (8)$$

为判断每个变量 x_j 对 Y 的影响大小,建立更为简洁的回归方程,可以对回归方程和回归系数进

行显著性检验,即进行方差分析,如表 3 所示。

在 $p=0.10$ 显著水平剔除不显著项,得到简化后的回归方程:

$$Y = 65.41167 + 0.39458x_1 + 0.60458x_2 - 0.94469x_2^2 - 0.24844x_3^2 \quad (9)$$

由式(9)可知,当 $x_1=2.00, x_2=0, x_3=0, x_4=-2.00$ 时, Y 值最大,为 66.20,即优化工艺为碳钨原子比为 1.4,钨质量分数为 20%,熔覆电流为 130 A,熔覆速度为 $100\text{ mm}\cdot\text{min}^{-1}$ 。

表 3 回归设计方差分析

Tab.3 Variance analysis of regression design

变异来源	平方和	自由度	均方	偏相关	比值 F	p 值
x_1	3.736 7	1	3.736 7	0.465 1	5.796 6	0.025 3
x_2	8.772 5	1	8.772 5	0.627 1	13.608 4	0.001 4
x_3	0.133 5	1	0.133 5	0.098 8	0.207 1	0.653 7
x_4	1.045 8	1	1.045 8	-0.267 8	1.622 4	0.216 7
x_{12}	0.334 2	1	0.334 2	-0.155 2	0.518 4	0.479 5
x_{22}	28.557 9	1	28.557 9	-0.823 7	44.300 8	0.000 1
x_{32}	1.975 1	1	1.975 1	-0.356 8	3.063 9	0.094 6
x_{42}	0.022 6	1	0.022 6	0.040 8	0.035 0	0.853 3
x_1x_2	0.752 6	1	0.752 6	0.229 5	1.167 4	0.292 2
x_1x_3	0.507 7	1	0.507 7	0.190 1	0.787 5	0.384 9
x_1x_4	0.021 8	1	0.021 8	-0.040 1	0.033 7	0.856 0
x_2x_3	1.118 3	1	1.118 3	-0.276 2	1.734 8	0.202 0
x_2x_4	0.015 0	1	0.015 0	0.033 3	0.023 3	0.880 2
x_3x_4	0.051 8	1	0.051 8	0.061 7	0.080 3	0.779 7
回归	47.045 3	14	3.360 4	$F_2=5.212\ 82$		0.001 3
剩余	13.537 4	21	0.644 6			
失拟	12.177 6	10	1.217 8	$F_1=9.851\ 23$		0.000 1
误差	1.359 8	11	0.123 6			
总和	60.582 7	35				

2.2 优化工艺制备涂层的组织与性能

2.2.1 显微组织

由图 1 可以看出,涂层主要由灰色的树枝晶和白亮色枝晶间组织构成,放大后可发现存在平面晶区、胞状晶区、树枝状晶区和等轴晶区。

在熔覆层凝固过程中,熔池与基体间形成非常大的正温度梯度,熔池底部热量主要通过基体散出,晶体以接近平面状向前生长,与热流反向平行。当结合界面上偶尔有局部突出且伸入温度较高的液体中时,晶体的生长立刻减缓甚至停止,而周围界面因过冷度比突出部分的大而继续生长,使突出部分消失,固/液界面以稳定的平面状生长^[12]形成平面晶。晶体长大除受热扩散影响外,还受溶质扩散的影响,液相中溶质分布的变化将改变凝固温度,从而产生成分过冷。当固/液界面

前沿出现较小的成分过冷区时,平面生长被破坏,某些突出部分伸入过冷区,过冷度的增加促使它们以更快的速度向前生长,但因成分过冷区较小导致突出部分不可能有较大生长,最后形成胞状晶^[12-13]。当固/液界面前沿的成分过冷区足够大时,界面突出部分不断伸入过冷液相中并生长,随着凝固速率的增加,胞状晶的生长方向开始转向优先的结晶生长方向,并出现二次枝晶臂,即胞状树枝晶。当晶体凝固速率足够大时,在二次枝晶臂上长出三次枝晶臂,即柱状树枝晶。当固/液界面前沿液体中出现大范围的成分过冷时,将发生自由形核生长形成等轴晶,等轴晶将阻碍柱状树枝晶的单向延伸。在等轴晶的长大过程中,热流沿各个方向散出,因此,晶体的长大可以按最优长大方向进行^[13]。

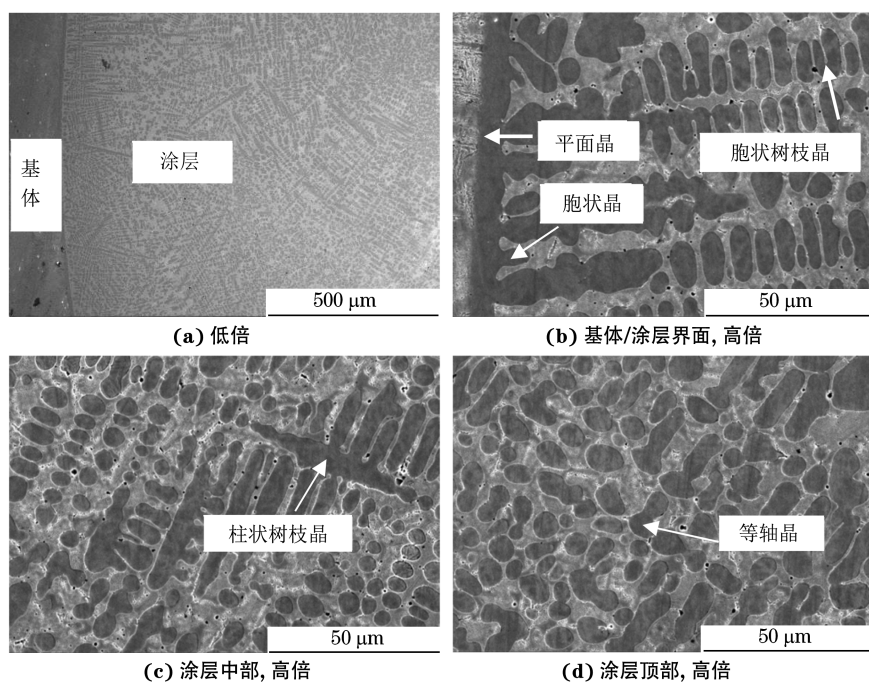


图 1 在优化工艺下制备涂层的显微组织

Fig.1 Microstructures of coating prepared with optimum process: (a) at low magnification and (b-c) substrate/coating interface, central of coating and top of coating at high magnification

熔池底部的热量主要通过基体金属散出,所以熔池底部胞状晶、树枝晶的生长一般垂直于固/液界面;在远离界面处,熔池受到表面张力、气体动力、等离子束吹力等的混合作用,热流方向不稳定,晶体生长方向比较杂乱,且强对流的存在易冲断枝晶臂,减少柱状树枝晶,促进等轴晶的形成^[12-13],这对熔覆层质量及性能是有益的。

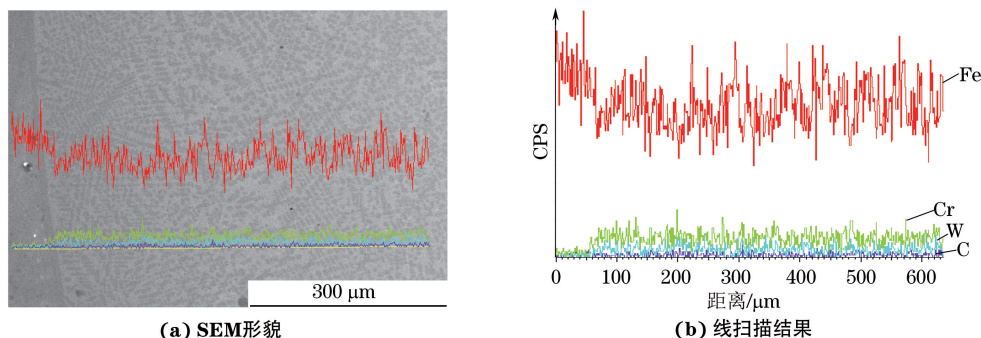
2.2.2 物相组成

由图 2 可以看出,从基体往涂层方向,铁元素含量小幅下降后趋于规律性波动,钨、铬、碳等元素含量小幅增加后也趋于规律性波动,说明涂层与基体表面有一个很窄的互溶区,基体金属与涂层发生了冶金结合。

由图 3 和表 4 可以看出,先结晶的树枝晶枝干

(A 处)和后结晶的枝晶间(B 处)的元素含量不同,树枝晶枝干以铁元素为主,固溶了大量的碳及少量的铬、钨等元素;枝晶间组织较枝干含有更多的碳、铬和钨元素,铁元素含量降低。这种枝晶偏析是由涂层的非平衡凝固而导致的。

由图 4 可以看出,涂层由 WC、 α -Fe 和 $M_{23}C_6$ 等相组成,其中 $M_{23}C_6$ 中的 M 主要是铁元素,含有少量铬和钨元素。结合表 4 和图 4,可以推断出树枝晶枝干为 α -Fe,枝晶间为 α -Fe 和 $M_{23}C_6$ 的共晶组织。它们的形成过程如下:随涂层的冷却凝固,固溶了大量碳元素的 α -Fe 先析出,呈平面晶、胞状晶或树枝晶,液相中铬、碳、钨等元素偏聚;当涂层继续冷却至共晶转变温度时,枝晶间开始形成共晶组织,共晶铁素体先凝固,与初生的铁素体连接,从而将后



(a) SEM形貌

(b) 线扫描结果

图 2 优化工艺熔覆后基体与涂层界面处的 SEM 形貌和线扫描结果

Fig.2 SEM morphology (a) and linear scanning results (b) at substrate and coating interface after cladding by optimum process

表 4 图 3 中 A 和 B 处 EDS 结果
Tab.4 EDS results at spots A and B in Fig.3

位置	C		Cr		Fe		W	
	质量分数	原子分数	质量分数	原子分数	质量分数	原子分数	质量分数	原子分数
A 处	2.81	12.45	3.80	3.88	85.54	81.40	7.84	2.27
B 处	4.27	20.15	5.66	6.18	64.84	65.88	25.23	7.79

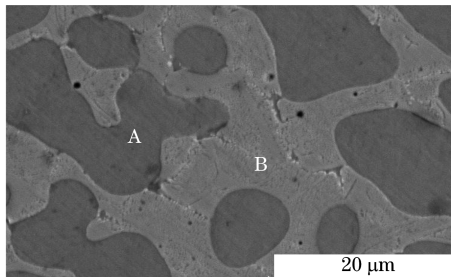


图 3 优化工艺制备涂层中树枝晶的 SEM 形貌

Fig.3 SEM micrograph of dendrites in coating prepared by optimum process

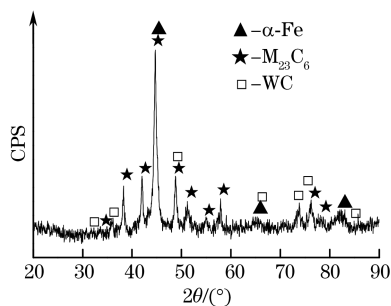


图 4 优化工艺制备涂层的 XRD 谱

Fig.4 XRD pattern of coating prepared by optimum process

凝固的共晶碳化物分隔成网状,起到抗磨骨架的作用,而固溶了碳、铬和钨等元素的 α -Fe 对碳化物起着支撑与保护作用。

2.2.3 显微硬度

由图 5 可知,优化工艺制备的涂层截面显微硬度在 1 000 HV 左右,整体均匀且远高于基体硬度,最高可达到 1 120 HV。结合涂层的物相分析可知,这是因为涂层中含有分布均匀的高硬度碳化物

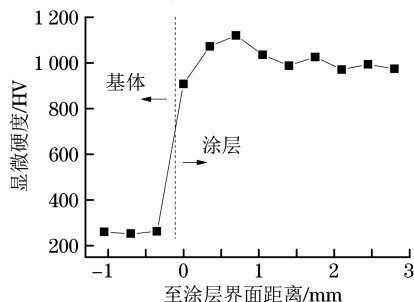


图 5 优化工艺制备涂层截面的显微硬度分布

Fig.5 Microhardness distribution at cross section of coating prepared by optimum process

$M_{23}C_6$ 和 WC;同时,等离子熔覆是快速凝固过程,涂层组织均匀细小,具有优异的强韧性。涂层高且均匀的硬度为其大幅度提高基体耐磨性奠定了基础。

优化工艺制备的涂层表面硬度为 68 HRC,远高于基体的 11 HRC,也高于 36 组试验方案中的涂层表面硬度。

等离子熔覆涂层材料和基体材料确定后,基体/涂层界面处显微硬度的分布主要受稀释率的影响。为使涂层与基体达到充分的冶金结合,需要较大的稀释率;而为了最大限度发挥涂层材料的优异性能,又要求涂层的稀释率较小。因此,需要一个合适的稀释率以提高涂层的硬度。由图 5 可看出,基体/涂层界面处显微硬度增长迅速,同时涂层与基体形成冶金结合,说明涂层稀释率适当。综上所述,该优化工艺合理。

3 结 论

(1) 采用四元二次回归旋转正交设计法,以涂层表面洛氏硬度为评价指标,对等离子熔覆原位合成 WC 增强铁基合金涂层的工艺进行了优化,得到的优化工艺为:碳钨原子比为 1.4,钨质量分数为 20%,熔覆电流为 130 A,熔覆速度为 100 mm·min⁻¹。

(2) 采用优化工艺等离子熔覆原位合成的 WC 增强铁基合金涂层与钢基体呈良好冶金结合,其显微组织主要由平面晶、胞状晶、树枝晶、等轴晶等组成,物相主要为 α -Fe、 $M_{23}C_6$ 和 WC;涂层截面的显微硬度为 1 000 HV 左右,最高可达到 1 120 HV,其表面平均硬度为 68 HRC,高于其他工艺条件下的。

参考文献:

- [1] 向永华,徐滨士,吕耀辉,等. 微束等离子粉末熔覆金属零件直接快速成形研究[J]. 中国表面工程,2009, 22(4):44-48.
- [2] 霍文斌,时海芳,张竞元. 氩弧熔覆 TiCrCuFeNi 高熵合金涂层的组织与性能[J]. 机械工程材料,2014, 38(8): 61-64.
- [3] ZHANG L M,SUN D B,YU H Y,*et al.* Characteristics of Fe-based alloy coating produced by plasma cladding process[J]. Materials Science and Engineering A,2007,457: 319-324.

(下转第 84 页)

κ_{N} 相,其强度更高,但塑性明显降低。

(2) 铸态试样的疲劳裂纹扩展速率最快,正火态试样的最慢,而退火态试样的居于两者之间。

(3) 铸态和退火态试样中 κ 相含量高,疲劳裂纹从 κ 相相界处扩展,断裂方式主要为脆性解理断裂;正火态试样的裂纹主要是穿过 α 相扩展,断口出现了疲劳辉纹;残余 β 相和 κ 相的存在加速了铸态试样的疲劳断裂,二次裂纹延缓了退火态和正火态试样中疲劳裂纹的扩展,并且正火态试样中的疲劳裂纹扩展路径最为曲折。

参考文献:

- [1] 宋德军, 胡光远, 卢海, 等. 镍铝青铜合金的应用与研究现状[J]. 材料导报, 2007, 21(s3): 450-452.
- [2] 张化龙. 国内外镍铝青铜螺旋桨材料在舰船上的应用[J]. 机械工程材料, 1996, 20(1): 33-35.
- [3] CZYRYCA E J. Corrosion fatigue crack growth thresholds for cast nickel-aluminum bronze and welds[J]. ASTM Special Technical Publication, 2000, 1372: 319-340.
- [4] WHARTON J A, BARIK R C, KEAR G, *et al.* The corrosion of nickel-aluminium bronze in seawater [J]. Corrosion Science, 2005, 47(12): 3336-3367.
- [5] AL-HASHEM A, RIAD W. The role of microstructure of nickel-aluminium-bronze alloy on its cavitation corrosion behavior in natural seawater[J]. Materials Characterization, 2002, 48(1): 37-41.
- [6] ANANTAPONG J, UTHAISANGSUK V, SURANUNTCHAI S, *et al.* Effect of hot working on microstructure evolution of as-cast nickel aluminum bronze alloy[J]. Materials & Design, 2014, 60: 233-243.
- [7] CHOPRA O K, RAO A S. A review of irradiation effects on LWR core internal materials-IASCC susceptibility and crack growth rates of austenitic stainless steels [J]. Journal of Nuclear Materials, 2011, 409(3): 235-256.
- [8] CULPAN E A, ROSE G. Microstructural characterization of cast nickelaluminium bronze[J]. Journal of Materials Science, 1978, 13(8): 1647-1657.
- [9] PARIS P C, ERDOGAN F. A critical analysis of crack propagation laws[J]. Journal of Basic Engineering, 1963, 85(4): 528-533.
- [10] WANG Y L, PAN Q L, WEI LL, *et al.* Effect of retrogression and reaging treatment on the microstructure and fatigue crack growth behavior of 7050 aluminum alloy thick plate[J]. Materials & Design, 2014, 55: 857-863.
- [11] SINHA V, SOBOYEJO W O. An investigation of the effects of colony microstructure on fatigue crack growth in Ti-6Al-4V[J]. Materials Science and Engineering A, 2001, 319: 607-612.
- [12] SURESH S. Fatigue crack deflection and fracture surface contact: micromechanical models [J]. Metallurgical Transactions A, 1985, 16(1): 249-260.
- [13] YODER G R, COOLEY L A, CROOKER T W. Fatigue crack propagation resistance of beta-annealed Ti-6Al-4V alloys of differing interstitial oxygen contents [J]. Metallurgical Transactions A, 1978, 9(10): 1413-1420.
- [14] PILCHAK A L. Fatigue crack growth rates in alpha titanium; faceted vs. striation growth[J]. Scripta Materialia, 2013, 68(5): 277-280.

(上接第 29 页)

- [4] 卢金斌, 弓金霞, 梁存, 等. Q235 钢表面等离子熔覆碳化钨增强铁基金层的组织和硬度[J]. 机械工程材料, 2010, 34(9): 31-33.
- [5] BHARATH R R, RAMANATHAN R, SUNDARARAJAN B, *et al.* Optimization of process parameters for deposition of Stellite on X45CrSi93 steel by plasma transferred arc technique [J]. Materials and Design, 2008, 29(9): 1725-1731.
- [6] LIU J B, WANG L M, LI H Q. Reactive plasma cladding of TiC/Fe cermet coating using asphalt as a carbonaceous precursor[J]. Applied Surface Science, 2009, 255(9): 4921-4925.
- [7] 刘均波, 刘爱萍. 以蔗糖为前驱体制备反应等离子熔覆高铬铁基复合涂层[J]. 焊接学报, 2008, 29(8): 21-24.
- [8] 吴玉萍, 林萍华, 王泽华. 等离子熔覆原位合成 TiC 陶瓷颗粒增强复合涂层的组织与性能[J]. 中国有色金属学报, 2004, 14(8): 1335-1339.
- [9] WU Y P, WANG Z H, LIN P H. Microstructure of a Ni matrix composite coating reinforced by in-situ TiC particles using plasma cladding[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2004, 25(5II): 1041-1044.
- [10] 任莹, 路学成, 赵蓉, 等. 原位合成碳化钨涂层的基础研究[J]. 陶瓷, 2010(4): 37-40.
- [11] 朱伟勇. 最优设计理论与应用[M]. 沈阳: 辽宁人民出版社, 1981.
- [12] 胡庚祥, 蔡珣, 戎咏华, 等. 材料科学基础[M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2006.
- [13] 马幼平, 许云华. 金属凝固原理及技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2008.