

WC 对激光熔覆热作模具的组织 and 磨损性能的影响

曹俊, 卢海飞, 鲁金忠*, 罗开玉

江苏大学机械工程学院, 江苏 镇江 212013

摘要 以 WC 为强化相颗粒, 在 AISI H13 热作模具钢表面制备了纯铁基合金熔覆层和 WC 质量分数为 3%、6%、9% 铁基合金熔覆层。在优化工艺参数的基础上, 研究了熔覆层中的 WC 分布以及熔覆层的组织形貌、物相和磨损行为。结果表明, 熔覆层与基体之间形成了良好的冶金结合, 熔覆层组织主要由枝晶和共晶组成; 加入 WC 颗粒后, 其周围区域出现了组织细化现象; 熔覆层因硬质相而获得了更高的硬度, 且其耐磨性能相比于基体有明显提升; 当 WC 质量分数为 3%、6%、9% 时, 熔覆层的硬度和耐磨性能比铁基熔覆层有较大提升; 熔覆层的磨损机制主要为磨粒磨损, 并伴有不同程度的黏着磨损; 随着 WC 质量分数的增大, 熔覆层的氧化磨损程度逐渐加深。

关键词 激光技术; 激光熔覆; WC; 铁基合金; 微观组织; 磨损行为

中图分类号 TN249

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.0702001

Effects of Tungsten Carbide Particles on Microstructure and Wear Resistance of Hot-Working Die Prepared via Laser Cladding

Cao Jun, Lu Haifei, Lu Jinzhong*, Luo Kaiyu

School of Mechanical Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang, Jiangsu 212013, China

Abstract In this study, a pure iron (Fe)-based alloy cladding layer and Fe-based alloy cladding layers containing tungsten carbide (WC) particles with mass fractions of 3%, 6%, and 9% are fabricated on an AISI H13 hot-working die steel surface, and the WC is used as reinforcing phase particle. The WC particle distribution, microstructure, phase, and wear behaviors of the cladding layers are studied based on the optimized parameters of the laser cladding layers. Results reveal the existence of a good metallurgical bond between the substrate and cladding layer. The cladding layer is mainly composed of dendrites and eutectic. Upon adding WC particles, the structure around the WC particles gets refined. The Fe-based cladding layer becomes hard because of the hard-phase formation, and its wear resistance considerably improves compared to the substrate. Hardness and wear resistance of the layer are further improved when the WC mass fraction reaches 3%, 6%, and 9%. The wear mechanism of the cladding layer is mainly abrasive wear, accompanied by different degrees of adhesion wear. The oxidation wear gradually deepens when the WC mass fraction increases.

Key words laser technique; laser cladding, tungsten carbide, Fe-based cladding layers, microstructure, wear behavior

OCIS codes 140.3390; 160.3900

1 引 言

H13 热作模具钢具有优良的耐磨、耐热、抗疲劳和抗热震性能, 常用于铸造、挤压、热成型等加工中。H13 钢模具在长期服役过程中, 会受到冷热循环及金属流动产生的剧烈摩擦的作用, 易产生热疲

劳裂纹和热磨损^[1]。根据统计, 在用于挤压的 H13 钢模具的失效中, 超过 80% 的都是因模具表面的磨损所致^[2]。在工业生产中, 当模具表面出现损坏斑点或微裂纹后, 对其表面进行精确修复可以延长其使用寿命, 降低生成成本。对损坏模具进行修复的方法比更换新模具更具成本效益^[3-4]。

收稿日期: 2018-12-24; 修回日期: 2019-01-28; 录用日期: 2019-03-04

基金项目: 国家重点研发计划 (2017YFB1103603)、国家自然科学基金 (51775250, 51575242)、江苏省科技计划 (BE2016148, BE2017142)

* E-mail: jzlu@ujs.edu.cn

在表面工程技术中,激光熔覆具有非常明显的优点,例如:稀释率低,基材变形小,热影响区窄,熔覆层与基材之间呈冶金结合,具有相对精细的微观组织^[5]。有研究表明,利用激光熔覆技术可以方便地修复金属基材,且能提高其表面性能,同时也具有节省原材料、降低再制造成本等优点。Sun^[6]等以铁基粉末为熔覆粉,采用激光熔覆技术来修复再制造 316L 不锈钢,修复后发现,熔覆层与基体的结合程度较高,获得了硬度较高且抗拉强度更高的熔覆层。目前,采用单一熔覆粉末的激光熔覆层已难以满足机械零件所要求的良好耐磨性和优异的力学性能。WC 颗粒具有熔点和硬度高、延展性好、热膨胀系数小、与金属熔体有良好的润湿性、显著的金属特性等优点,添加 WC 颗粒的复合熔覆层在修复机械构件方面已经展现巨大优势。Song 等^[7]以加入 WC 颗粒的 316L 不锈钢粉末为熔覆粉,在 304 不锈钢基体上制备了熔覆层,与基体相比,熔覆层具有更高的硬度,耐磨性能得到了显著提升。

现阶段提高熔覆层性能的研究主要集中于向铁基合金粉末中添加高含量 WC 颗粒^[8],但这种熔覆粉成形的熔覆层中容易产生裂缝。通常,在金属基体表面形成的功能性熔覆层的厚度为 0.5~2 mm,此时熔覆层中已有较大的裂纹萌生倾向^[9]。为了进一步提升熔覆层的表面性能而添加 WC 颗粒时,需要控制添加 WC 颗粒的含量,以获得无裂纹、无孔洞的高质量熔覆层,并将熔覆层的厚度控制在合理的范围内,满足实际的机械加工需求。

本文以 H13 热作模具钢为基体材料,以含不同质量分数 WC 颗粒的铁基合金为熔覆粉,采用激光熔敷技术制备了铁基合金熔覆层,研究了熔覆层的微观组织及耐磨性能,分析了 WC 含量对熔覆层组织和磨损机制的影响规律。

2 实验材料及实验方法

2.1 实验材料

基体材料为经过淬火的 AISI H13 模具钢,其化学成分(质量分数,%)为 0.32~0.45 C,0.80~1.20 Si,0.20~0.50 Mn,4.75~5.50 Cr,<0.30 P,<0.003 S,1.10~1.75 Mo,0.80~1.10 V,余量为 Fe。试样尺寸为 150 mm×60 mm×12 mm,从同一基体上切下 5 个实验样品,其中 4 个试样用于表面激光熔覆实验,1 个作为摩擦磨损实验中的基体。H13 模具钢热处理工艺为淬火和回火。淬火工艺

为:1050 °C 下保温 0.5 h,油淬;回火工艺为 580 °C 保温 1 h 后空冷,然后在 560 °C 保温 1 h,空冷。热处理后 H13 钢的硬度为 50~53 HRC。

熔覆粉选用铁基合金粉末,粉末颗粒的直径为 100~140 μm,其化学成分(质量分数,%)为 0.24 C,15.3 Cr,1.2 B,0.55 Mn,1.45 Mo,1.9 Ni,1.23 Si,余量为 Fe。选择用于熔覆层增强相的 WC 粉末为纯 WC,其颗粒直径为 60~100 μm。

2.2 实验方法

本实验装置配备有 980 nm 波长的 IPG 光纤系统,利用同轴送粉的方式进行激光多道搭接熔覆实验,实验中采用较优的激光参数:激光功率为 2000 W,光斑直径为 4 mm,扫描速度为 240 mm·min⁻¹,步进距离为 2.4 mm,送粉速率为 15 g·min⁻¹。实验过程中采用氩气保护。实验前分别采用 180#、400# SiC 砂纸逐级打磨试样表面至光滑,并用无水乙醇冲洗干净。制备了 4 种不同的铁基合金熔覆层试样,如图 1 所示,以 WC 质量分数分别为 0%、3%、6%、9%的熔覆粉制备的试样在文中分别记为试样 0、试样 1、试样 2 和试样 3。

采用 XRD-6000 型 X 射线仪(XRD)对熔覆层的物相组成进行分析,采用 CuK_α 靶材,加速电压为 40 kV,电流为 150 mA,衍射范围 10°~90°,衍射速度为 8 (°)·min⁻¹。采用线切割的方法自熔覆层表面沿垂直于激光束扫描方向切取后制成金相试样,金相试样经 SiC 砂纸打磨后抛光,然后用浓盐酸(HCl)和浓硝酸(HNO₃)按体积比为 3:1 组成的混合物腐蚀金相试样表面,腐蚀时间为 30 s。利用 ZESSI 光学显微镜(OM)、HITACHI S-3400 扫描电子显微镜(SEM)及其自带的能谱分析仪(EDS)观察熔覆层的显微组织。采用 HVS-1000 显微硬度仪进行硬度测试,加载载荷为 1.96 N,保载时间为 10 s,测试点间隔为 100 μm。在测试硬度过程中,将熔覆层表面作为零点,基体方向为正值。为获得较为准确的数据,在同一深度处的不同位置测量 5 次,取平均值为该处的硬度值。采用 MG-2000 型摩擦磨损实验机进行磨损实验,对磨环采用硬度为 59~61 HRC 的 GCr15 钢,其直径为 40 mm,宽度为 10 mm,加载载荷为 150 N,摩擦副的转速为 200 r·min⁻¹,磨损时间为 120 min,实验环境为室温(25 °C),相对湿度为 60%。磨损前后,采用精度为 0.1 mg 的电子天平称量试样的质量,称量前用无水乙醇清洗试样并进行干燥处理。

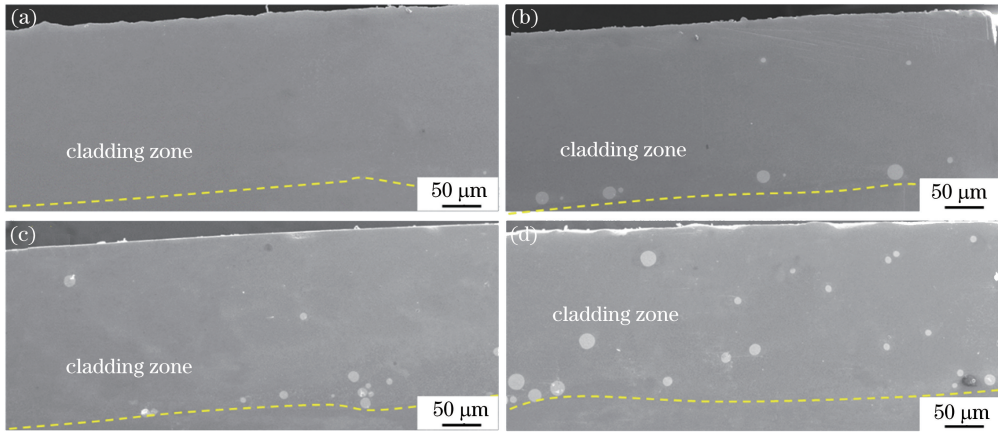


图 1 不同试样熔覆层的截面形貌。(a)试样 0;(b)试样 1;(c)试样 2;(d)试样 3

Fig. 1 Cross-section morphologies of cladding layers of different specimens.

(a) Specimen 0; (b) specimen 1; (c) specimen 2; (d) specimen 3

3 实验结果与分析

3.1 熔覆层的形貌及物相

由图 1 可以看出:熔覆层与基体的结合状态良好,并且没有观察到明显的孔洞、裂纹等缺陷;随着 WC 颗粒含量增加,其在熔覆层内的分布趋向于均匀。

图 2 为不同试样熔覆层的 XRD 衍射谱,可见:铁基熔覆层主要由 α -Fe、 γ -Fe、 M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ (M 为 Cr, Fe) 等物相组成(M_7C_3 和 $M_{23}C_6$ 等碳化物具有较高的硬度);添加了 WC 之后,熔覆层内又逐渐出现了 Fe_3W_3C 和 Fe_6W_6C 等高强度碳化物。 Fe_3W_3C 和 Fe_6W_6C 这些硬质相的存在使得熔覆层的强度、硬度相比基体有了较大提高。

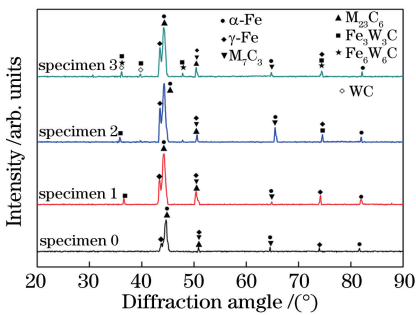


图 2 不同试样的 XRD 衍射谱

Fig. 2 X-ray diffraction patterns of different specimens

3.2 熔覆层的微观组织

图 3 为试样 0 与试样 1 的显微组织。从图 3(a) 可以看出,熔覆层凝固开始于熔覆层与基体的结合处。起初,凝固界面的过冷度(G)极大,凝固速度(R)较慢,使得 G/R 值很大,晶体的形核速度远大

于生长速度,该处液体以界面为形核核心,按平面晶的形态生长;随着液固界面的推移,结晶前沿液相内的实际温度梯度下降,凝固速度相对增大,因此 G/R 值减小,平面晶向柱状晶转变,表现出典型的定向快速凝固特征。熔覆层底部呈现出了明显的外延生长特征,因为受到参数变化以及非均匀形核的影响,熔覆层表面主要为沿基体表面生长的树枝晶。在距离熔覆层与基体交界处稍远的熔覆区域,凝固速度增大, G/R 逐渐减小,晶粒形态主要表现为相对粗大的树枝晶和胞状晶。在之后的凝固过程中,熔覆层上部区域具有温度梯度最小且凝固速率最大的特点,导致晶粒的生长速度小于形核速度,呈现为细小晶粒的生长状态。与图 3(a)相比,图 3(b)在熔覆层微观组织的结构特点上无明显变化,依然呈现出典型的激光熔覆组织生长状态。值得注意的是,在熔覆层内观察到的 WC 颗粒的直径小于其原始的颗粒直径,说明 WC 颗粒在熔覆过程中发生了部分溶解。

图 4 是试样 1 熔覆层的 SEM 形貌,表 1 列出了图 4 中不同点处的 EDS 分析结果。为进一步探究 WC 颗粒在熔覆层内的作用,选取熔覆层中部组织和含有 WC 颗粒的微观组织进行观察。图 4(a)表明,试样 1 熔覆层的微观组织主要由枝晶基体与晶间网状共晶结构组成。在熔覆层熔池冷却过程中,枝晶首先从熔池中形核析出,不断生长成为枝晶基体,晶间的金属溶液冷却至固态发生共晶反应,成为晶间网状共晶结构。图 4(b)为包含 WC 颗粒的熔覆层组织,WC 颗粒在激光熔覆过程中充当了质点的作用,WC 颗粒出现了部分溶解现象,在其边缘处

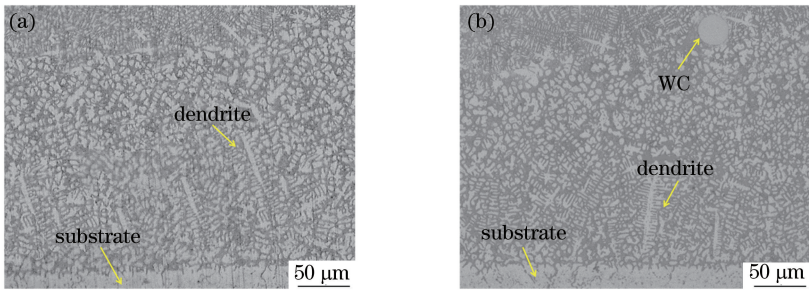


图 3 熔覆层的显微组织。(a)试样 0;(b)试样 1

Fig. 3 Microstructure of cladding layer. (a) Specimen 0; (b) specimen 1

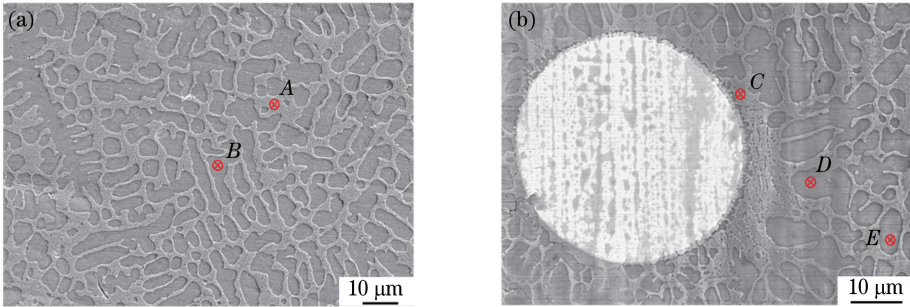


图 4 试样 1 熔覆层的 SEM 形貌。(a)熔覆层中部;(b)含有 WC 颗粒区域的放大图

Fig. 4 SEM images of cladding layer for specimen 1. (a) Middle area of cladding layer; (b) magnified image of area containing WC particles

表 1 试样 1 熔覆层中不同点的 EDS 分析结果

Table 1 EDS analysis results of cladding layer for specimen 1 at different points

Point	Mass fraction of element /%					
	Cr	C	Mo	Si	W	Fe
A	20.55	9.06	2.67	0.93	—	69.51
B	13.15	6.07	0.89	1.09	—	78.01
C	16.14	5.32	2.37	3.10	9.45	59.05
D	17.15	7.58	3.09	2.60	7.18	60.86
E	10.69	5.19	0.92	1.34	—	80.86

出现了呈平面状态生长的晶体。由于液态金属中的 WC 颗粒温度相对较低,WC 颗粒附近的熔体凝固时会沿着 WC 颗粒径向生长^[10]。结合图 5 所示的试样 2 和试样 3 熔覆层内含有 WC 颗粒区域的 SEM 图可

知,由于 WC 颗粒直径较小,与熔覆层其他区域的组织相比,WC 颗粒周围局部区域的组织小而密,产生了晶粒细化的效果。随着 WC 含量增加,WC 颗粒的聚集现象越来越明显,从而可以获得更多的晶粒细化区域,整体上提升了熔覆层的力学性能^[11]。

此外,从 EDS 分析结果可以看出:在靠近 WC 颗粒的点 C、点 D 处都发现了线性富集的 W 元素富集线性,说明 WC 颗粒通过溶解、扩散进入熔覆层中,且 WC 颗粒溶解于基体后会发生再结晶析出,产生更高强度的 Fe-W-C 类化合物,具有固溶强化的作用;但点 E 处的 EDS 结果中并没有出现 W 元素,可知 WC 颗粒的溶解是具有区域性的。综合表 1 的结果可知,Fe 元素在熔覆层内分布均匀,并且

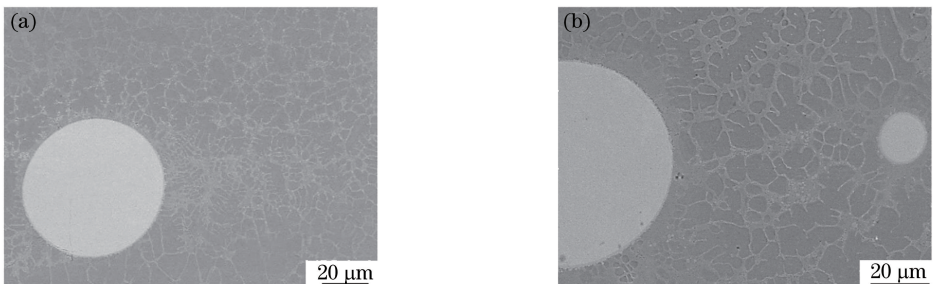


图 5 含有 WC 颗粒熔覆层的 SEM 形貌。(a)试样 2;(b)试样 3

Fig. 5 SEM images of cladding layer containing WC particles. (a) Specimen 2; (b) specimen 3

在枝晶基体内含量更多,而 Cr、Mo、Si 在晶间区域分布得更加密集。因此,晶间网状共晶结构区域主要由 $M_{23}C_6$ 、 M_7C_3 等组成^[12]。由图 4(b)和图 5 可以看出,未溶解部分的 WC 颗粒表面较光滑,无明显裂纹,说明其在熔覆过程中较好地保持了颗粒的完整度,在熔覆层内可以起到较强的弥散强化作用。

3.3 熔覆层的硬度及磨损率

根据实验结果,熔覆层的硬度明显高于基体材料,这主要是因为激光熔覆过程中,熔覆粉与基体发生了冶金结合,且元素之间的相互作用生成了新的具有更高硬度的物相,试样 0、试样 1、试样 2、试样 3 的显微硬度分别约为 644.3, 648.1, 658.9, 685.4 HV,与基体相比分别提高了约 124.9, 126.4, 140.4, 159.6 HV。可以发现,在无 WC 添加的铁基合金熔覆层试样已较大幅度提高表面硬度的情况下,添加质量分数为 3% 和 6% 的 WC 粉末对熔覆层硬度的影响较小,但是当 WC 颗粒的质量分数达到 9% 时,硬度出现了更进一步的提升,说明 WC 颗粒在熔覆过程中产生了更多数量和种类的 Fe-W-C 类化合物,有助于进一步提升熔覆层的硬度。

根据基体与试样 0、试样 1、试样 2、试样 3 的磨损率来研究其表面耐磨损性能,其中磨损率的计算公式为

$$W_r = \frac{\Delta m \times 1000}{\rho \times L \times p}, \quad (1)$$

式中: W_r 为磨损率; Δm 为试样磨损前后的质量差(g); ρ 为熔覆层材料的密度(g/cm^3); L 为摩擦路径的长度(m); p 为施加的载荷(N)。根据添加的 WC 在混合粉末中的质量分数,计算出添加 3% WC、6% WC、9% WC 颗粒的熔覆粉的密度分别为 7.97, 8.09, 8.36 $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$, 而铁基粉末的密度为 7.85 $\text{g} \cdot \text{cm}^{-3}$ 。摩擦路径长度通过摩擦磨损实验机的实际摩擦圈数和对磨环的直径而定。根据(1)式计算可得,基体试样的磨损率为 $9.1214 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$, 试样 0、试样 1、试样 2、试样 3 的磨损率分别为 5.0647×10^{-5} , 5.0465×10^{-5} , 4.0318×10^{-5} , $3.2518 \times 10^{-5} \text{ mm}^3 \cdot \text{N}^{-1} \cdot \text{m}^{-1}$ 。与基体试样相比,铁基熔覆层试样(试样 0)的磨损率减小了 44.47%,耐磨性能大幅提升。此外发现,3% WC 颗粒对熔覆层耐磨性能的提升作用很小,与硬度的结果相仿。同样,当 WC 的质量分数达到 6% 之后,熔覆层的磨损率显著降低,试样 2 和试样 3 的磨损率相比于试样 0 分别减小了 20.39% 和 35.79%,说明 WC 颗粒的添加对熔覆层耐磨性的进

一步提高依然有比较明显的作用。

3.4 熔覆层磨损表面形貌

由图 6 可以看出,各试样表面的磨损形貌与磨损率结果一致。由图 6(a)可以看出,基体试样表面磨损严重,且出现了体积较大的层片状磨损碎片,表面还发生了明显的塑性变形。由于摩擦副的相对运动,基体表面和对磨环表面发生了冷焊而形成黏着点,并在随后的滑动过程中由于应力的变化将基体表面的材料拉起,形成了磨损剥落坑,因此,此时的磨损机制主要为磨粒磨损和剥落磨损。由图 6(b)~(e)可知,在相同的磨损实验条件下,4 种熔覆层试样表面均没有出现大面积层片状的磨损剥落,取而代之的是比较明显的犁沟状磨损表面。由图 6(b)可以看出,试样 0 的磨损表面上分布着大小均匀的犁沟,主要原因是磨损过程中其表面的硬质相会在磨损过程中充当磨粒的作用,在熔覆层表面作犁削运动。但与基体相比,析出的硬质相同时阻碍表面的塑性变形以及大面积的磨损剥落,起到降低磨损的作用。其磨损机制主要是磨粒磨损,并伴随轻微的黏着磨损。由图 6(c)~(d)可以看出,与试样 0 相比,试样 1、试样 2 表面犁沟的密集程度下降,犁沟变得浅而窄,说明 WC 含量的提升有效抑制、减缓了表面的磨损。然而,其磨损表面的剥落坑的数量有所增加,说明发生了更大程度的黏着磨损,因此其磨损机制主要是磨粒磨损,并伴随着一定程度的黏着磨损。从图 6(e)可以看出,试样 3 表面的磨损形貌又发生了明显改变。首先,在犁沟数量大幅减少的同时未发生剧烈磨损的区域增多,整体形貌更加平滑。此外,完整的 WC 颗粒在磨损后的熔覆层表面裸露出来,且依然保持着较高的完整性。与基体、试样 0、试样 1、试样 2 相比,试样 3 表面的磨痕更浅,出现了成片的坑状剥落,可以看出其抗磨性能有了进一步提升。图 6(f)是试样 3 表面 WC 颗粒周围放大区域的磨损形貌图,可以看出,由于 WC 颗粒优异的耐磨性能,即使有部分 WC 颗粒先被磨损,但其剩余部分也会在一定程度上阻碍磨损过程的犁削运动,产生磨削堆积现象。此时的磨损机制主要为磨粒磨损,并伴有相当程度的黏着磨损。

根据表 2 所示的 EDS 分析结果可知,基体试样、试样 0、试样 1、试样 2 和试样 3 表面都含有氧元素,表明各试样都在磨损过程中均发生了氧化磨损,但程度相对较轻。点 A 与点 B、点 C 与点 D、点 E 与点 F、点 G 与点 H,以及点 I 与点 J 的对比结果显示:在磨损面上,氧化磨损并不均匀,而是呈现出

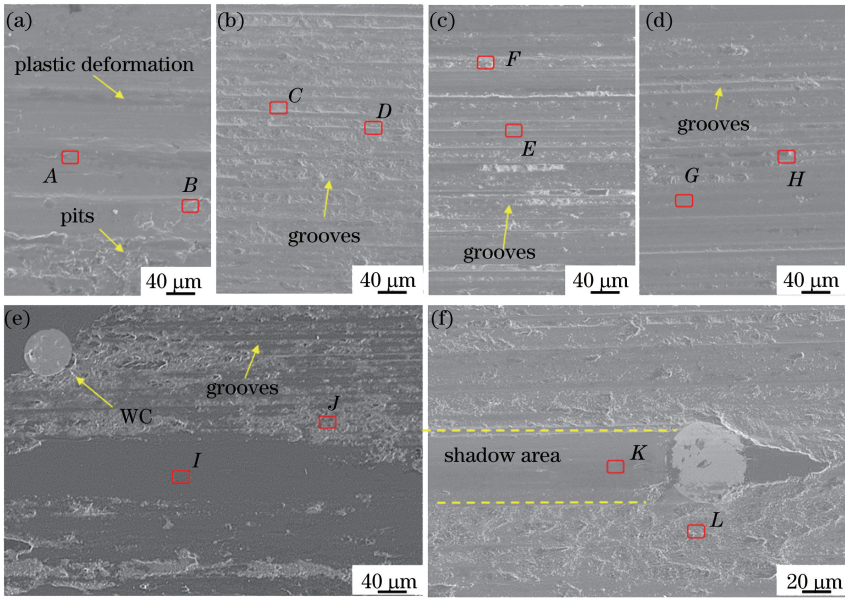


图 6 不同试样熔覆层的磨损形貌。(a)基体;(b)试样 0;(c)试样 1;(d)试样 2;(e)试样 3;(f)含有 WC 颗粒区域的放大图
 Fig. 6 Wear morphologies of cladding layers on different specimens. (a) Substrate; (b) specimen 0; (c) specimen 1; (d) specimen 2; (e) specimen 3; (f) magnified image of area containing WC particle

区域聚集的现象,并且主要发生在表层剥落和磨屑堆积区域;并且,随着 WC 质量分数增加,磨损表面的氧化磨损程度逐渐提高。点 K 中并未出现 O 元素,这是因为 WC 颗粒在有效抑制磨损的同时也阻碍了氧化磨损的发生。然而,点 L 处的 O 元素在测点中是最高的,说明 WC 周围的磨屑出现了严重的氧化磨损。

表 2 图 6 中磨损表面的 EDS 分析结果

Table 2 EDS analysis results of wear surfaces in Fig. 6

Point	Mass fraction of element /%					
	O	Cr	C	Si	W	Fe
A	2.11	5.62	2.03	0.95	—	87.12
B	11.84	5.25	1.89	1.2	—	78.82
C	4.23	17.30	4.83	1.54	—	69.90
D	9.50	13.37	4.83	0.74	—	71.56
E	1.34	21.96	3.52	2.46	—	70.73
F	11.47	11.35	4.29	1.06	—	71.83
G	—	12.79	6.27	1.93	—	78.83
H	24.05	9.62	3.40	0.48	—	62.44
I	—	12.64	3.97	2.23	—	80.24
J	22.88	10.35	5.63	0.49	—	60.66
K	—	9.42	5.30	1.07	—	83.19
L	29.00	23.39	3.94	—	3.53	40.10

4 分析与讨论

根据实验结果可知:未添加 WC 颗粒时,熔覆层微观组织主要由枝晶基体与晶间网状共晶结构

组成;添加 WC 颗粒之后,WC 颗粒在熔覆的过程中发生部分熔化,而分解后的 W、C 元素容易与基体粉末的 Fe、Cr 等元素形成更高硬度的 M_7C_3 、 $M_{23}C_6$ 和 Fe-W-C 类碳化物,W、C 元素固溶到 Fe 基合金中起到了固溶强化的作用。此外,未完全熔化的 WC 颗粒以及保持较高粒度完整性的 WC 颗粒会在熔覆过程中起到形核的作用。细小的枝晶会在 WC 颗粒周围延其径向生长,从而出现如图 5(a)~(b)中区域晶粒细化的现象,起到了细晶强化的作用^[13]。除此之外,在熔覆层内未溶解的 WC 颗粒,对熔覆层来说呈弥散质点状分布,可以起到弥散强化的作用。当熔覆层表面发生剧烈磨损时,随着磨屑的不断产生,WC 颗粒会逐渐露出表面而与对磨环发生直接接触,在对磨环与基体发生剧烈磨损之前会先发生 WC 颗粒破裂,从而为基体的磨损起到缓冲作用。因此,在磨损过程中,弥散分布的 WC 颗粒不但可以充当高硬度的骨架,有效阻止磨粒对基体的磨损或改变磨粒的运动方向,还可以有效阻止磨损中的犁削作用^[14],保护其后方的基体不与对磨环发生直接接触,从而减缓磨损甚至阻断磨损,形成了如图 6(f)中的阴影区^[15],达到提高熔覆层耐磨性能的效果。同时,由于磨屑的堆积会导致其在摩擦副中反复相对运动,从而会加重其表面的氧化磨损,因此随着 WC 含量增加,出现了熔覆层表面的氧化磨损逐渐加剧的现象。

5 结 论

以 WC 颗粒为强化相,采用激光熔覆技术在 H13 热作模具钢表面制备了铁基复合熔覆层。与基体和铁基合金熔覆层的组织和性能,添加了 WC 颗粒的熔覆层的组织和性能得到了较大改善。WC 颗粒起到了细晶强化和弥散强化的作用,提高了基体与熔覆层的硬度、耐磨性能。通过添加 WC 颗粒,扩展了铁基合金粉末的应用范围,对 H13 热作模具钢的制造和再制造具有重要的参考价值。

参 考 文 献

- [1] Telasang G, Dutta Majumdar J, Padmanabham G, *et al.* Effect of laser parameters on microstructure and hardness of laser clad and tempered AISI H13 tool steel[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2014, 258: 1108-1118.
- [2] Liu Q C, Janardhana M, Hinton B, *et al.* Laser cladding as a potential repair technology for damaged aircraft components [J]. *International Journal of Structural Integrity*, 2011, 2(3): 314-331.
- [3] Kattire P, Paul S, Singh R, *et al.* Experimental characterization of laser cladding of CPM 9V on H13 tool steel for die repair applications [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2015, 20: 492-499.
- [4] Mokadem S, Bezençon C, Hauert A, *et al.* Laser repair of superalloy single crystals with varying substrate orientations[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2007, 38(7): 1500-1510.
- [5] Dai X Q, Zhou S F, Wang M F, *et al.* Microstructure evolution of phase separated Fe-Cu-Cr-C composite coatings by laser induction hybrid cladding [J]. *Surface and Coatings Technology*, 2017, 324: 518-525.
- [6] Sun G F, Shen X T, Wang Z D, *et al.* Laser metal deposition as repair technology for 316L stainless steel: influence of feeding powder compositions on microstructure and mechanical properties[J]. *Optics & Laser Technology*, 2019, 109: 71-83.
- [7] Song L J, Zeng G C, Xiao H, *et al.* Repair of 304 stainless steel by laser cladding with 316L stainless steel powders followed by laser surface alloying with WC powders [J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2016, 24: 116-124.
- [8] Kang N, Ma W Y, Li F H, *et al.* Microstructure and wear properties of selective laser melted WC reinforced 18Ni-300 steel matrix composite [J]. *Vacuum*, 2018, 154: 69-74.
- [9] Babout L, Brechet Y, Maire E, *et al.* On the competition between particle fracture and particle decohesion in metal matrix composites [J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(15): 4517-4525.
- [10] Li F Q, Feng X Y, Chen Y B. Influence of WC content on microstructure of WC/Ni60A laser cladding layer[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2016, 43(4): 0403009.
李福泉, 冯鑫友, 陈彦宾. WC 含量对 WC/Ni60A 激光熔覆层微观组织的影响 [J]. *中国激光*, 2016, 43(4): 0403009.
- [11] Liu H X, Dong T, Zhang X W, *et al.* Microstructure and cutting performance of WC/Co50/Al cemented carbide coated tools fabricated by laser cladding process[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(8): 0802002.
刘洪喜, 董涛, 张晓伟, 等. 激光熔覆制备 WC/Co50/Al 硬质合金涂层刀具的微观结构及切削性能 [J]. *中国激光*, 2017, 44(8): 0802002.
- [12] Luo K Y, Xu X, Zhao Z, *et al.* Microstructural evolution and characteristics of bonding zone in multilayer laser cladding of Fe-based coating [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 263: 50-58.
- [13] Tong X, Li F H, Kuang M, *et al.* Effects of WC particle size on the wear resistance of laser surface alloyed medium carbon steel [J]. *Applied Surface Science*, 2012, 258(7): 3214-3220.
- [14] Zhuang Q Q, Zhang P L, Li M C, *et al.* Microstructures and wear resistance properties of Ni-Ti-Si coatings on copper alloy surface by laser cladding [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2017, 44(11): 1102002.
庄乔乔, 张培磊, 李明川, 等. 铜合金表面激光熔覆 Ni-Ti-Si 涂层微观组织及耐磨性能 [J]. *中国激光*, 2017, 44(11): 1102002.
- [15] Yang J X, Zhang J Q, Chang W Q, *et al.* High temperature dry sliding friction and wear performance of laser cladding WC/Ni composite coating [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2016, 44(6): 110-116.
杨胶溪, 张健全, 常万庆, 等. 激光熔覆 WC/Ni 基复合涂层高温滑动干摩擦磨损性能 [J]. *材料工程*, 2016, 44(6): 110-116.