

同步送粉激光熔注 WC-W₂C_p/4Cr5MoSiV1 复合材料层微观组织及摩擦磨损性能

王涛¹, 徐冲², 路媛媛³, 张航¹, 曹聪帅⁴, 林守刚¹, 刘德健¹

(1. 华中科技大学 材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074)

(2. 黑河象山水电厂, 黑龙江 黑河 164300)

(3. 湖北工业大学, 湖北 武汉 430074)

(4. 哈尔滨恒普激光应用技术有限公司, 黑龙江 哈尔滨 150010)

摘要: 以铸造 WC (WC/W₂C 共晶) 作为增强颗粒, 4Cr5MoSiV1 作为熔注层金属基体, 采用激光熔注技术在 Q235 表面制备 WC_p/4Cr5MoSiV1 金属基复合材料层。采用 XRD、OM、SEM 和 EDS 对涂层的物相、宏观形貌和微观组织进行了表征分析, 测试了涂层沿深度方向上的显微硬度, 室温条件下进行销盘式面接触干滑动摩擦磨损试验, 利用 SEM 对磨损表面进行微观组织分析。结果表明, 复合材料层的相组成主要有 γ -Fe、WC、M₂C、M₆C、M₂₃C₆、(Fe,W)₃C (M=Fe, Cr, W, Mo), 碳化物在复合材料层中呈现不同的形态。复合材料层的 HV_{0.2} 硬度 7237.4 MPa, 是基材 Q235 硬度的 4.6 倍, 较传统淬火态 4Cr5MoSiV1 高出 50%。复合材料层的平均摩擦系数为 0.283, 仅为硬质合金的 87.1%, 4Cr5MoSiV1 的 61.1%; 相对磨损率 43.45, 是硬质合金的 1.7 倍, 4Cr5MoSiV1 的 43 倍。

关键词: 激光熔注; WC 颗粒; 微观组织; 磨损性能

中图分类号: TG174.45

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)05-1544-07

面对日益拥堵的交通, 城市地下多层隧道交通系统理念应运而生, 这对隧道的掘进提出了更高的要求。现阶段因磨损导致的刀具、轴承寿命短暂是制约掘进效率的重要因素^[1-3]。因此, 制备耐磨表面层, 提高掘进构件的耐磨性能具有重要的工程价值和广阔的应用背景。

目前, 在金属基体上制备耐磨材料层的主要工艺有表面堆焊、离子注入、喷涂、激光熔覆等, 较于传统的堆焊、喷涂等工艺, 激光熔覆技术具有能量高, 稀释率低, 热影响区小的特点, 受到广泛认可^[4]。作为与激光熔覆技术同源的激光熔注 (laser melt injection) 技术, 其工艺过程中金属基体熔化而陶瓷颗粒基本不熔化, 增强颗粒以固态形式进入熔池, 在液态金属快速冷却的条件下, 颗粒被“冻结”在熔池中, 形成颗粒增强复合材料层 (metal matrix composite) ^[5-7]。激光熔注技术在控制开裂和颗粒熔化方面具有独到优势, 是制备颗粒增强耐磨复合材料层的理想方法。国内外学者对金属基颗粒增强耐磨复合材料层进行了研究。刘喜明^[8]、臧春城^[9]、李福泉^[10]等和 D. Deschuyteneer^[11]均利用 Ni 基合金+WC 成功制备了颗

粒增强表面复合材料层, 他们的研究指出复合材料层耐磨性较基板以及纯金属熔覆层有所提高, 复合材料层整体耐磨性与金属基体耐磨性密切相关。学术界对利用 Ni 基合金做为复合材料层金属基体研究相对较多, 而对 Fe 基合金则少有涉及。作为传统热作模具钢材料的 4Cr5MoSiV1, 具有高强度、高韧性、高耐磨的特点, 是做复合材料层金属基体的理想材料。

本研究以 WC-W₂C_p (WC-W₂C particle - WC-W₂C_p) 作为增强颗粒, 4Cr5MoSiV1 作为金属基体, 采用激光熔注技术, 在 Q235 钢表面制备 WC-W₂C_p/4Cr5MoSiV1 金属基颗粒增强复合材料层。在复合材料层进行显微组织分析和硬度测试的基础上, 对涂层进行干滑动摩擦磨损实验, 分析涂层的耐磨性和平面干滑动磨损行为。

1 实验

本实验采用的熔注材料为球形铸造 WC 陶瓷粉末和球形 4Cr5MoSiV1 合金粉末, 粒径均为 45~105 μm , 4Cr5MoSiV1 钢粉末成分见表 1。基板材料为低碳钢 (Q235) 板, 尺寸为 5 mm×50 mm×100 mm, 基体表

收稿日期: 2018-05-07

作者简介: 王涛, 男, 1993 年生, 硕士, 华中科技大学材料科学与工程学院, 材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074, E-mail: wt_hust1@163.com

表 1 4Cr5MoSiV1 的化学成分

Table 1 Chemical composition of 4Cr5MoSiV1 steel powder ($\omega/\%$)

C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	V	Fe
0.374	1.1	0.333	0.025	0.022	4.98	1.14	0.323	Bal.

面用砂纸打磨,并用丙酮清洗。

实验系统主要包含以下部分:IPG YSL-4000 型光纤激光器, KUKA 六轴联动机器人, DPSF-2 双筒送粉器和实验室自制三维随动保护送粉头。实验采用激光束光斑直径 3 mm, 保护气和载气均为 Ar 气, 以同步送粉方式进行激光熔注实验。熔注实验最佳工艺窗口为:激光功率密度 $P=212.3\sim 283.1$ W/mm², 扫描速度 $v=0.4\sim 1.2$ m/min, 预热温度 250 °C。

试验后利用线切割将熔注试样沿横截面和纵截面切开,制成金相试样,磨平,抛光。抛光后的试样用 3%硝酸乙醇腐蚀 5~10 s。采用 XRD-7000S X 射线衍射仪(X-ray diffraction)分析复合材料层的物相组成。利用光学显微镜(OM)、Sirion 200 扫描电子显微镜(SEM)观察复合材料层的微观组织形貌,并利用能谱仪(EDS)分析微区化学成分。

利用 430SVD 维氏硬度计测量硬度,载荷为 9.81 N, 加载时间为 15 s。复合材料层以 200 μ m 为间隔,进行显微硬度的测量。利用 UMT-II 摩擦磨损试验机进行销-盘式摩擦磨损试验。销试样由待测试材料制成,直径 6 mm;盘试样采用淬火态 GCr15(硬度为 60HRC)。试验气氛为空气,温度为室温,试验载荷为 30 N,下试样转速为 276 r/min(线速度 $v=0.5$ m/s),试验时间为 20 min(磨损行程 $l=600$ m)。

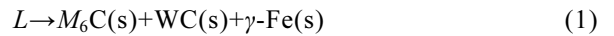
2 结果与分析

2.1 复合材料层形成过程

激光熔注过程中,由于高能量密度激光束的照射,基板表面形成熔池,WC 以颗粒状态进入熔池。激光束扫描之后,金属熔池快速冷却凝固,WC 颗粒来不及熔化被“冻结”在熔池中,形成颗粒增强复合材料层^[12-14]。为了进一步探究激光熔注复合材料层形成过程,利用高速摄像拍摄了工艺全过程。图 1 为激光熔注过程高速摄像结果。图中部分粉末收到激光作用,发生熔化,形成明亮的液滴。由于 4Cr5MoSiV1 熔点(约 1500 °C)远低于 WC 的熔点(2525 °C),比热容(460 J/(kg·°C))高于 WC 比热容(270 J/(kg·°C)),结合复合材料层中 WC 颗粒基本不熔化的事实和高速摄像结果,判断在粉末飞行过程中,金属粉末发生部分熔化,在基板表面形成熔池,WC 则保持颗粒状态进入熔池。

2.2 复合材料层物相分析

图 2 为复合材料层的 X 射线衍射图谱。实验结果表明复合材料层的相组成主要有 γ -Fe、WC、 M_2C 、 M_6C 、 $M_{23}C_6$ 、 $(Fe,W)_3C$ ($M=Fe, Cr, W, Mo$) 等。基于以往的研究,在 Fe-Cr-W-C 四元凝固过程中可能发生复杂的相变过程^[15],即(s: 固体):



在激光熔注高速冷却的条件下, M_6C 、 $M_{23}C_6$ 得以保留。由图 2 可以看出,XRD 谱中的衍射峰发生了一定程度的宽化。激光熔注形成的小尺寸晶粒以及快速凝固过程中产生的内应力(热应力和组织应力)均会导致衍射峰的宽化及偏移^[16]。

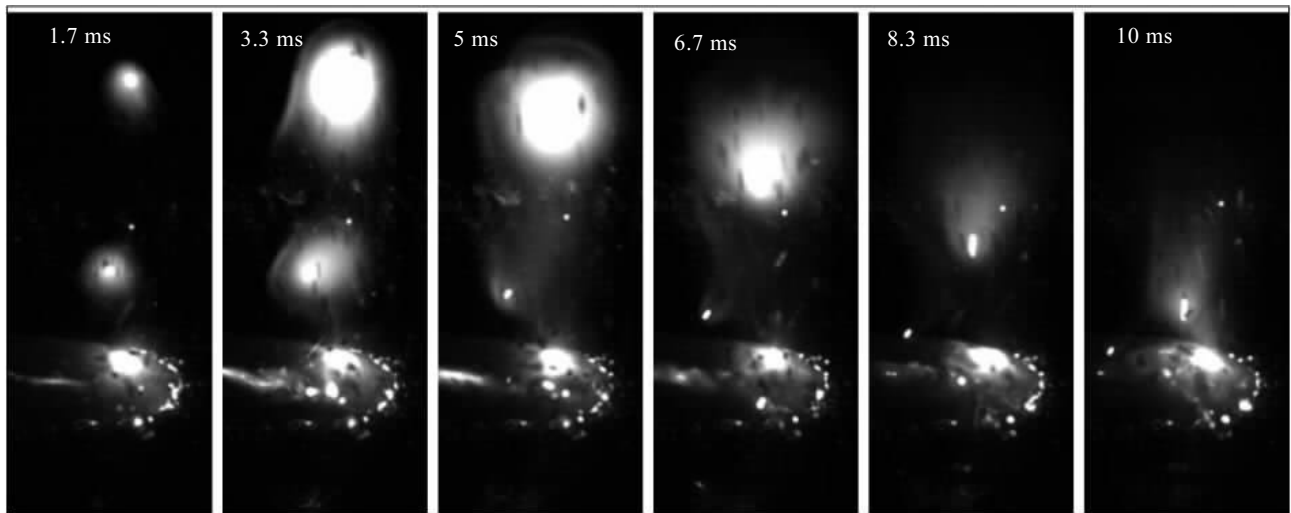


图 1 激光熔注过程高速摄像结果

Fig.1 High speed camera results of LMI procedure

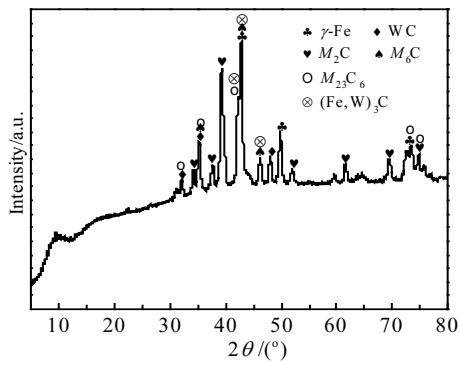


图 2 复合材料层的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of the compound layer

2.3 复合材料层形貌及微观组织特征

图 3 为在 $P=212.3 \text{ W/mm}^2$, 扫描速度 $v=0.6 \text{ m/min}$ 预热温度 $250 \text{ }^\circ\text{C}$ 条件下制备的复合材料层横截面宏观形貌。复合材料层的熔高为 0.84 mm , 熔宽为 2.21 mm , 与基体冶金结合良好, 无裂纹和气孔。根据稀释率计算公式 $\eta = \text{基材熔化面积} / \text{复合材料层横截面积}$, 利用 Image Tool 软件计算出熔注层稀释率 $\eta=18.4\%$, 实际复合材料层 WC 体积分数 $\alpha_1=18.8\%$ (选取 5 处不同位置横截面计算稀释率和 WC 体积分数并求取平均值)。根据送粉时, WC 和 $4\text{Cr}5\text{MoSiV}1$ 粉末配比, 可以求出 WC 的理论体积分数: $\alpha_0=20.5\%$ 。比较 α_1 和 α_0 , $\alpha_1/\alpha_0=87.4\%$, 表明 WC 发生一定程度的熔化, 但绝大部分 WC 的初始形态得以保留, 以颗粒增强相的形式存在于熔注层中。

图 4 为复合材料层不同区域的扫描电镜形貌。图 4a 为 WC 颗粒形貌, 图 4b 为 WC/Fe 界面形貌, 是图 4a 的局部放大图。WC 颗粒基本维持球形, 边界出现 $1.3\sim 1.7 \mu\text{m}$ 的反应层, 边界周围呈放射状分布有大量棒状组织或颗粒状组织 B, EDS 结果显示主要由 W 和 Fe 元素组成。图 4c、4d 是基体中分布的碳化物的典

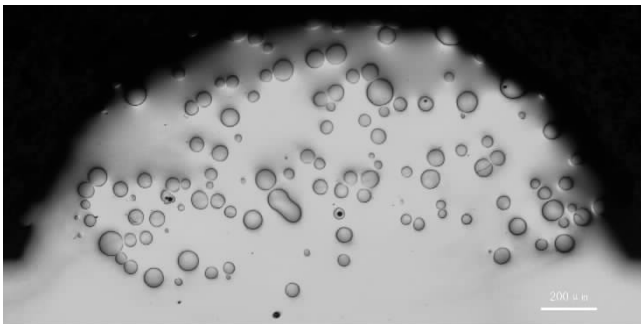


图 3 复合材料层横截面形貌

Fig.3 Cross-section morphology of compound layers

型形貌图。一种为短棒状或颗粒状组织 C, 另一种为鱼骨状组织 D。EDS 结果 (表 2) 显示 C 组织成分与 A、B 接近, D 中 W, Fe 原子比近似 1:2。对比 J. Yang^[17], D. Liu^[18] 和李闯^[19] 相关 Fe 基合金激光熔注/熔覆研究, A、B、C 及 D 组织与他们所标定 M_6C 型碳化物形态相似, 成分组成与 M_6C 相符, 判断为 M_6C 型碳化物。WC 熔点远高于液态金属, 仍以颗粒形态存在于熔池中。在液态金属冷却的过程中, WC 颗粒可能发生如下的分解反应^[20]:



分解产生的 W、C 原子向液态熔池扩散, 在颗粒附近形成富钨富碳区, 当满足能量起伏和成分起伏时, M_6C 依附颗粒外延或者直接以初晶形式从液态金属中析出。由于吸光率的原因, 颗粒温度高于液态金属, 热流方向指向液态金属, 附壁生长不是 M_6C 的主要析出方式, 因此颗粒外围反应层厚度较小, 颗粒附近液态金属出现较多棒状或颗粒状碳化物。由于各原子扩散速度不同, 液态金属中原子分布存在一定的不均匀性, 成分存在差异。W 原子的半径很大, 其扩散激活能很高, 扩散的能力远不如 C 原子, 因此存在着大量的 W 原子的富集区。在 W 原子的富集区, W 原子的浓度将远大于 C 的浓度, 在成分上为 M_6C 的析出创造了条件; 另外从液相中析出 WC 的生成自由能较高, 而形成 M_6C 的生成自由能较低, 为 M_6C 的形成提供有利的能量条件。凝固过程中, 根据区域成分差异, 形成块状和鱼骨状碳化物 M_6C 。图 4e 为基体形貌图, 图 4f 为图 4e 的局部放大图。E 为基体组织, 是典型的板条状马氏体组织。晶界处分布有网状组织 F, EDS 结果表明, F 处主要元素为 Cr, 符合 $M_{23}C_6$ 型碳化物原子比, 结合陶庆^[21] 相关研究结果以及 XRD 结果, 判断 F 处组织为 $M_{23}C_6$ 型碳化物, 是冷却过程中富集于晶界处的 Cr、C 元素所致。

根据 Hoadley 热输入理论公式 $R = V_s \cdot \cos\theta$ (V_s 为扫描速度, R 为固液界面沿其法线方向的推进速度, 即凝固速率, θ 为 V_s 与 R 之间的夹角), 在熔池凝固过程中, 基板与熔注层界面温度梯度 G 最大, G/R 最大, 基板与熔注层界面为平面晶层。随着熔池凝固的继续进行, G 减小, G/R 值减小, 平面晶区前方由于出现界面扰动而形成柱状晶, 继续推进, G/R 值进一步减小, 加上胞状晶前沿由于溶质富集而出现成分过冷, 导致树枝晶的形成。同时枝晶间存在成分起伏, 形成二次晶。当生长至熔覆层顶部时, 固液界面前沿的温度梯度 G 更小, 从而形成细小枝晶组织。

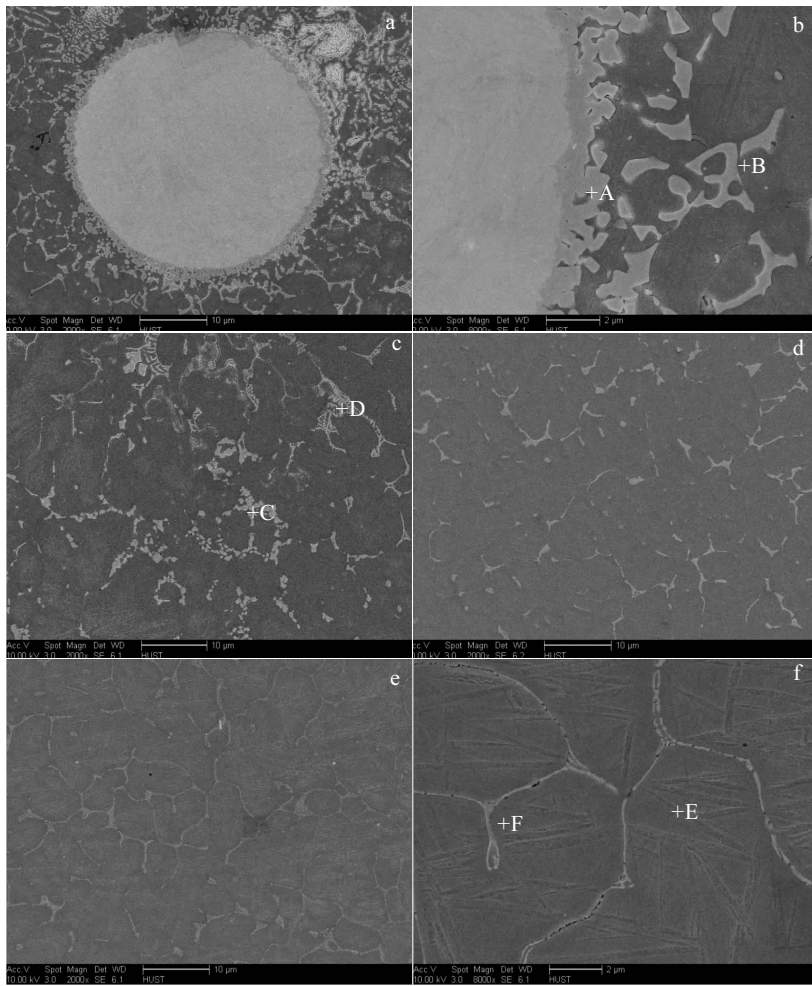


图 4 复合材料层不同区域 SEM 照片

Fig.4 SEM images of different areas of MMC layer produced by LC: (a) WC particles, (b) WC/Fe interface, (c) carbide 1, (d) carbide 2, (e) matrix (low magnification), and (f) matrix (high magnification)

表 2 图 4 中熔注层不同点的组织成分

Table 2 Chemical composition of the cladding layer at different positions in Fig.4 (at%)

Position	C	Cr	Mo	Si	W	Fe
A	12.78	2.96	0.98	0.84	48.73	33.60
B	13.01	3.12	0.88	0.92	45.69	36.48
C	14.32	3.08	0.82	0.76	43.18	37.84
D	24.77	3.55	0.62	0.80	24.18	45.76
E	8.28	4.06	0.79	0.81	8.36	77.67
F	26.31	62.82	1.52	0.21	2.53	6.61

2.4 复合材料层硬度分析

图 5 是复合材料层截面自熔注层表面到基材方向的硬度分布 (所取样点均避开碳化物, 测得为金属基体部分硬度; 同一熔注层深度取 5 个点测量, 求取平

均值)。复合材料层的平均显微硬度为 7237.4 MPa, 高于传统淬火态 4Cr5MoSiV1 的 4800~5200 MPa。相较于传统 4Cr5MoSiV1, 熔注过程中 WC 分解产生 C 元素扩散进基体中, 提高了基体中马氏体的碳含量, 使复合材料层基体获得高的硬度。另外, W、Cr、Mo、V 均为强碳化物形成元素, 易形成碳化物, 固溶于金属基体中, 起到固溶强化作用, 也将一定程度提高熔注层基体部分硬度。复合材料层的硬度呈比较明显的梯度分布, 靠近熔注层表面的区域硬度高, 越接近基材, 硬度越低。一方面, MMCs 形成过程中, 复合材料层靠近基板部分散热条件好, 散热快, 液态熔池存在时间短, 进入熔池 WC 颗粒少, 靠近复合材料层顶部, 熔池散热条件变差, 熔池存在时间增加, 进入 WC 颗粒增加, WC 颗粒体积分数沿深度方向呈现梯度分布。另一方面, WC 颗粒的溶解程度与熔池存在

时间密切相关，熔池存在时间越长，WC 颗粒与液态熔池反应时间越长，溶解程度越高，熔池中 W、C 含量越高，相应复合材料层基体硬度越高。另外，越靠近 Q235 基板，复合材料层的稀释程度越高，复合材料层基体合金化程度越低，硬度越低。熔注层表层硬度略低于近表层硬度，推测是本实验采用同步式送粉，熔注层在冷却后期未处于氩气保护氛围中，并且实验在 250 °C 预热状态中进行，表层存在一定程度的脱碳所致。需要指出的是，在激光熔注快速冷却的条件下，熔注层的元素分布和组织组成存在一定的不均匀性，有区域偏析的存在，因而熔注层的硬度分布存在一定的波动性。

2.5 复合材料层磨损形貌及磨损性能分析

复合材料层、硬质合金和 4Cr5MoSiV1 摩擦系数随时间变化曲线如图 6 所示。计算求出稳定后复合材料层的平均摩擦系数为 0.283，硬质合金为 0.325，4Cr5MoSiV1 为 0.463，复合材料层的摩擦系数小于硬质合金以及 4Cr5MoSiV1。图 7 为销盘平面磨损试验中复合材料层、硬质合金以及 4Cr5MoSiV1 体积损失图及据此计算得出的相对磨损率，其中，相对磨损率=对磨盘磨损体积/销磨损体积。复合材料层的相对磨损率为 43.45，体积损失为硬质合金的 1.73 倍，4Cr5MoSiV1 的 28.7%；复合材料层对磨盘的体积损失最高，为硬质合金对磨盘的 2.9 倍，4Cr5MoSiV1 对磨盘的 6.8 倍；复合材料层的相对磨损率是硬质合金的 1.7 倍，4Cr5MoSiV1 的 43 倍。对比磨损过程中的体积损失和相对磨损率，复合材料层具有优异的耐磨性。

图 8 为销盘平面磨损试验中复合材料层磨损过程示意图。复合材料层的磨损可以分为 3 个阶段。在磨损初期，金属基体与颗粒基体位于同一平面（阶段 I），由于基体的硬度低于 WC 颗粒，将先行被磨损。相比于传

统耐磨材料，基体的高硬度和弥散分布的碳化物将极大的增加熔注层的耐磨性。随着磨损的进行，金属基体不断被消耗，WC 颗粒凸露出来（阶段 II），WC 成为主要的承载相。在此阶段，一方面，凸露的 WC 颗粒起到了支撑作用，产生的“阴影”效应对金属基体起到了很好的保护作用^[22]，降低了基体的磨损；另一方面，在磨损过程中，凸露的 WC 颗粒使整个复合材料层类似“犁耙”结构，极大的增加了对磨金属的体积损失，使复合材料

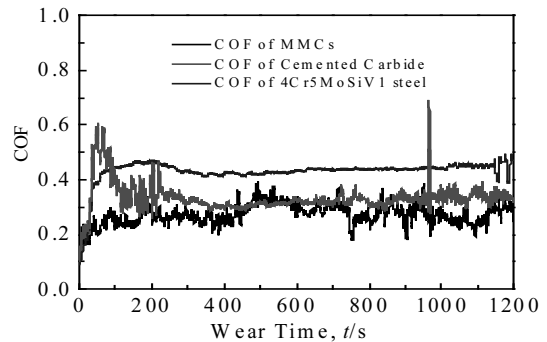


图 6 复合材料层、硬质合金及 4Cr5MoSiV1 摩擦系数曲线
Fig.6 Friction coefficients of compound layer, cemented carbide and H13 steel

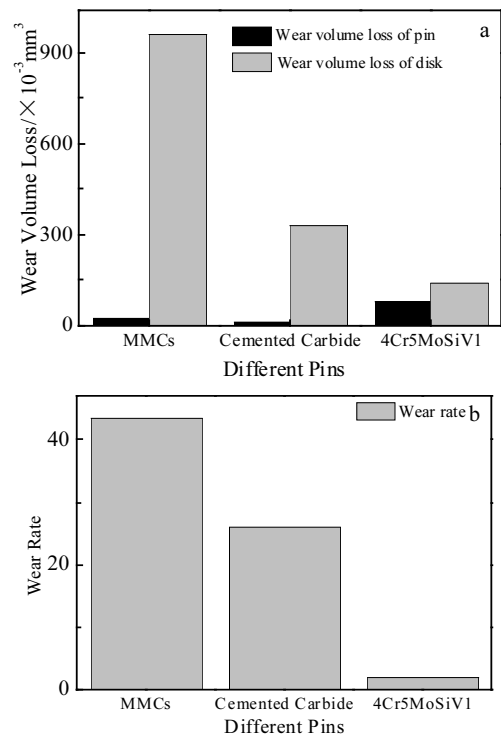


图 7 MMCs、硬质合金和 4Cr5MoSiV1 磨损体积损失及相对磨损率
Fig.7 Wear volume loss (a) and relative wear rate (b) of cemented carbide, H13 steel and MMCs

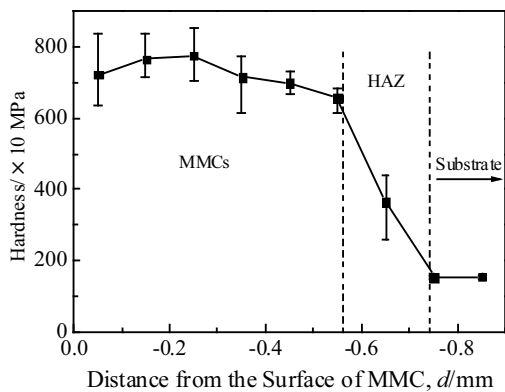


图 5 复合材料层的显微硬度分布
Fig.5 Vick-hardness distributions of MMC

层对磨盘的体积损失远高于其他对磨盘，增加了熔注层的相对磨损率，提高了熔注层的耐磨性。随着凸露的 WC 颗粒的增多，复合材料层与对磨盘的接触面积下降，压强增加，WC 颗粒将逐渐发生破碎，脱落（阶段 III）。由于金属基体具备一定的塑性变形能力，在 WC 受压的过程中，颗粒周围的金属会发生一定的塑性变形，吸收了部分能量，减缓 WC 的破碎，脱落，提高了耐磨性。接着 WC 颗粒和金属基体基本处于同一平面，磨损又进

入前一阶段，如此往复。由于金属基体和 WC 颗粒的摩擦系数存在差异，据此可以推测复合材料层的摩擦系数将发生阶段性的增加和降低，这与图 6 中复合材料层的 COF 曲线相吻合。

图 9 为复合材料层磨损形貌图。从图 9 中显示的 MMCs 不同区域的磨损形貌可以看出，MMCs 的磨损方式为轻微的磨粒磨损、金属基体的粘着磨损以及 WC 颗粒的破碎失效。

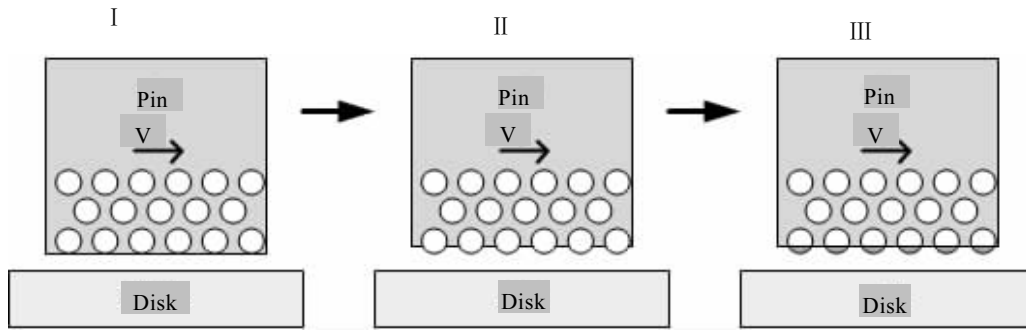


图 8 磨损过程示意图

Fig.8 Schematic diagram of wear process

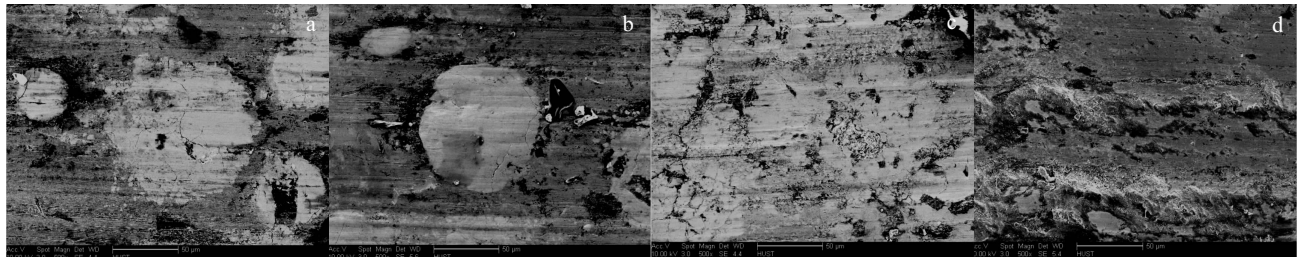


图 9 复合材料层磨损形貌

Fig.9 Morphologies of worn surfaces of MMCs: (a) “Plane” particle, (b) “Embossment” particle, (c) broken particle, and (d) substrate

3 结论

1) 利用激光熔注技术，在激光功率密度 $P=212.3\sim 283.1\text{ W/mm}^2$ ，预热温度 250°C 条件下获得了与基体冶金结合良好的复合材料层。

2) WC 颗粒在复合材料层中分布均匀，且与基体发生冶金结合。复合材料层中呈现了复杂的相组成，包括： $\gamma\text{-Fe}$ 、WC、 $M_2\text{C}$ 、 $M_6\text{C}$ 、 $M_{23}\text{C}_6$ 、 $(\text{Fe}, \text{W})_3\text{C}$ ($M=\text{Fe}, \text{Cr}, \text{W}, \text{Mo}$)。碳化物组成多样且以不同形态分布于铁基体中，铁基体以马氏体组织为主。

3) 复合材料层的硬度 7237.4 MPa ，远高于基材，高于传统淬火态 4Cr5MoSiV1 。复合材料层的平均摩擦系数为 0.283 ，低于硬质合金和 4Cr5MoSiV1 ；相对磨损率 43.45 ，高于硬质合金和 4Cr5MoSiV1 。复合材料层具有优异的耐磨性。

参考文献 References

[1] Liu Ran(刘 然). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2013

[2] Wu Qixing(吴起星), An Guanfeng(安关峰), Zhou Xiaowen(周小文) *et al. China Civil Engineering Journal*(土木工程学报)[J], 2015(S2): 321

[3] Liu Jie(刘 杰), Qing Qixiang(卿启湘), Wen Guilin(文桂林) *et al. Acta Mechanica Solida Sinica*(固体力学学报)[J], 2014, 35(2): 182

[4] Li Fuquan(李福泉), Gao Zhenzeng(高振增), Li Liqun(李俐群) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(1): 177

[5] Liu Dejian(刘德健), Chen Yanbin(陈彦宾), Li Fuquan(李福泉) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2008, 35(7):

- 1083
- [6] Liu Dejian(刘德健), Li Fuquan(李福泉), Chen Yanbin(陈彦宾) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(10): 1790
- [7] Vreeling J A, Ocelik V, Pei Y T *et al. Acta Mater*[J], 2000, 48: 4225
- [8] Liu Ximing(刘喜明), Xie Jijiang(谢冀江), Chen Hua(陈华). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(S2): 247
- [9] Zang Chuncheng(臧春城), Wang Yanzhong(王延忠), Zhang Yidu(张以都) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2015(5): 385
- [10] Li Fuquan(李福泉), Feng Xinyou(冯鑫友), Chen Yanbin(陈彦宾). *Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2016(4): 111
- [11] Deschuyteneer D, Petit F, Gonon M *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2017, 311: 365
- [12] Zhang Song(张松), Zhang Chunhua(张春华), Wu Wei(吴维) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2001, 37(3): 315
- [13] Liu Jiandi(刘建弟), Zhang Shuquan(张述泉), Wang Huaming(王华明). *Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(9): 2600
- [14] Li Fuquan(李福泉), Chen Yanbin(陈彦宾), Li Liquan(李俐群). *Transactions of The China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2010, 31(4): 28
- [15] Gustafson P. *Metallurgical Transactions A*[J], 1988, 19(10): 2547
- [16] Liu Shuo(刘硕), Zhang Weiping(张维平). *Transactions of The China Welding Institution*(焊接学报)[J], 2005, 26(2): 13
- [17] Yang J, Miao X, Wang X *et al. International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*[J], 2014, 46(9): 58
- [18] Liu D, Li L, Li F *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2008, 202(9): 1771
- [19] Li Chuang(李闯), Liu Ximing(刘洪喜), Zhang Xiaowei(张晓伟) *et al. Chinese Journal of Lasers*(中国激光)[J], 2015(11): 45
- [20] Ji Shouchang(姬寿长), Li Zhenxian(李争显), Du Jihong(杜继红) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2008, 37(S4): 606
- [21] Tao Qing(陶庆), Wang Cong(王聪), Shen Chengjin(沈承金) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(9): 2245
- [22] Zhou Shengfeng(周圣丰), Dai Xiaoqin(戴晓琴), Zheng Haizhong(郑海忠). *Chinese Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2012, 48(7): 113

Microstructure and Wear Resistance of WC-W₂C_p/4Cr5MoSiV1 Metal Matrix Composite Layer Fabricated by Simultaneous Powder-delivery Laser Melt Injection

Wang Tao¹, Xu Chong², Lu Yuanyuan³, Zhang Hang¹, Cao Congshuai⁴, Lin Shougang¹, Liu Dejian¹

(1. State Key Laboratory of Material Processing and Die Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

(2. Heihe Xiangshan Hydropower Plant, Heihe 164300, China)

(3. Hubei University of Technology, Wuhan 430074, China)

(4. Harbin Heng Pu Laser Technology Co. Ltd, Harbin 150010, China)

Abstract: WC_p/4Cr5MoSiV1 metal matrix composite (MMC) on Q235 steel was produced by laser melt injection (LMI) using casting WC particles (WC_p) as reinforced particles and 4Cr5MoSiV1 steel particles as metal matrix. Microstructure of MMC layer was analyzed by X-ray diffraction (XRD), optical microscopy (OM) and scanning electron microscopy (SEM), microhardness was tested along the depth direction of the coatings, the pin-on-disk wear test was conducted at room temperature, and morphologies of worn surfaces was analyzed by SEM. Results show that the compound layer mainly comprises γ -Fe, WC, M₂C, M₆C, M₂₃C₆, and (Fe,W)₃C (M=Fe, Cr, W, Mo), and carbides exhibit different forms in the composite layer. The hardness of the compound layer is 723.74 MPa, which is 4.6 times as large as that of the substrate and 50% higher than that of traditional hardened 4Cr5MoSiV1 steel. The average friction coefficient of MMC layer is 0.283, which is only 87.1% of that of the cemented carbide and 61.1% of that of the 4Cr5MoSiV1 steel. The relative wear rate is 43.45, which is 1.7 times as large as that of the cemented carbide and 43 times that of the 4Cr5MoSiV1 steel.

Key words: laser melt injection; WC particle; microstructure; wear resistance

Corresponding author: Liu Dejian, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory of Material Processing and Die Mould Technology, School of Material Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, P. R. China, E-mail: djliu@mail.hust.edu.cn