

激光增材制造 WC 增强铁基复合材料 组织结构及性能研究

李刚, 熊梓连, 曾永浩, 汪国发, 刘圻

(辽宁工程技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 阜新 123000)

摘 要: **目的** 采用激光增材制造技术制备 WC 增强铁基复合材料, 并对其显微组织结构及性能进行表征测试, 为后续制备大体积激光增材做技术理论及工艺储备。**方法** 加入质量分数为 10% 的 WC 粉末, 利用激光增材制造技术在 40Cr 钢表面制备 WC 增强铁基复合材料层, 采用 X 射线衍射仪(XRD)、金相显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)、硬度计、磨粒磨损机、电化学工作站等, 分析激光增材层逐层组织结构、力学性能及其变化规律。**结果** 激光增材层与基体呈良好冶金结合, 相组成为 α -(Fe,Cr)、 Fe_2C 、 Fe_2W 、 Fe_3B 。表层、亚表层及中层区显微组织为鱼骨状树枝晶, 在其周围存在硬质颗粒, 随着表面距离的增加, 底层区出现胞状晶。亚表层区晶粒最为细小均匀, 硬度最高, 为 1057HV, 是基体的 4.2 倍。中层区磨损率最低 (0.29 mg/mm^2), 耐磨性最好, 自腐蚀电位最高 (-205.86 mV), 耐蚀性能最好。底层区钝化电流密度最小, 为 $0.1865 \text{ } \mu\text{A/cm}^2$, 腐蚀速度最慢。**结论** 加入的 WC 颗粒与铁基粉反应生成的 Fe_2C 与 Fe_2W 形成第二相强化, 提高了基体的硬度、耐磨性及耐蚀性, 且增材层亚表层区硬度最高, 中层区耐磨性、耐蚀性最好。

关键词: 激光增材制造; WC; 第二相强化; 显微组织; 显微硬度; 耐磨性; 耐蚀性

中图分类号: TG174.44 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)04-0271-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.04.031

Microstructure and Properties of WC Reinforced Iron Matrix Composites Manufactured by Laser Additive

LI Gang, XIONG Zi-lian, ZENG Yong-hao, WANG Guo-fa, LIU Jian

(School of Material Science and Engineering, Liaoning Technical University, Fuxin 123000, China)

ABSTRACT: The work aims to prepare WC reinforced iron matrix composite by laser additive manufacturing technology, and characterize and test its microstructure and properties to provide technical theory and technology reserve for subsequent preparation of large volume laser additive. Tungsten carbide powder with a mass fraction of 10% was added to prepare tungsten carbide-reinforced iron matrix composite layer on the surface of 40Cr steel by laser additive manufacturing. The microstructure, mechanical properties and variation rules of laser additive manufacturing layers were analyzed by X-ray diffraction (XRD),

收稿日期: 2019-07-20; 修订日期: 2020-02-28

Received: 2019-07-20; Revised: 2020-02-28

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51805235)

Fund: Supported by National Natural Science Foundation of China (51805235)

作者简介: 李刚 (1969—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为载能束材料表面改性及激光引燃制备复合材料。邮箱: stars2387@vip.sina.com。

Biography: LI Gang (1969—), Male, Doctor, Professor, Research focus: surface modification of energy beam material and preparation of composite materials by laser ignition. E-mail: stars2387@vip.sina.com.

引文格式: 李刚, 熊梓连, 曾永浩, 等. 激光增材制造 WC 增强铁基复合材料组织结构及性能研究[J]. 表面技术, 2020, 49(4): 271-277.

LI Gang, XIONG Zi-lian, ZENG Yong-hao, et al. Microstructure and properties of WC reinforced iron matrix composites manufactured by laser additive[J]. Surface technology, 2020, 49(4): 271-277.

metallographic microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), hardness tester, abrasive wear machine and electrochemical workstation. The laser additive layer and matrix had good metallurgical bond. The phase composition of the laser additive manufacturing layer included α -(Fe,Cr), Fe_2C , Fe_2W and Fe_3B . The microstructures of the surface layer, sub-surface and middle layer were fish-like dendrites, and there were hard particles around them. With the increase of surface distance, cellular crystals appeared in the bottom layer. The grain size of sub-surface was the smallest and even and had the highest hardness of 1057HV, 4.2 times as much as that of 40Cr steel matrix. The middle layer had the lowest wear rate of 0.29 mg/mm^2 , the best wear resistance, the highest self-corrosion potential of -205.86 mV and the best corrosion resistance. The corrosion rate in the bottom layer was the slowest, and the passivation current was $0.1865 \text{ }\mu\text{A/cm}^2$. The added tungsten carbide particles react with Fe-based powder to form Fe_2C and Fe_2W , forming the second phase reinforcement, which improves the wear resistance, corrosion resistance and hardness of the matrix. The sub-surface layer of the additive manufacturing layer has the highest hardness, while the middle layer has the best wear resistance and corrosion resistance.

KEY WORDS: laser additive manufacturing; tungsten carbide; second phase reinforcement; microstructure; microhardness; wear resistance; corrosion resistance

增材制造技术是一种以材料累加为特征, 直接制造零件为目标, 将数字化模型转化为实体的快速成形技术。现阶段增材制造所用能量源主要有: 电子束^[1]、静电纺丝^[2]、超声波^[3]、电弧^[4]、激光^[5]等。激光增材制造兼备了快速成形技术和激光熔覆技术的特点, 可用于结构复杂^[6]、难加工^[7]以及薄壁零件^[8]的加工制造, 被广泛应用于航空航天^[9]、医疗^[10-11]等领域。

激光增材制造陶瓷材料是激光增材制造领域内的一个重要部分^[12], 其硬度高、耐磨性好, 近年来越来越多的学者对陶瓷材料的增材制造展开了研究^[13]。Wilkes 等^[14]将 $\text{ZrO}_2/\text{Al}_2\text{O}_3$ 粉末利用选择性激光烧结制备出了高强度氧化陶瓷元件。Gureev 等^[15]将 PbO 、 ZrO_2 和 TiO_2 粉末通过选择性激光烧结直接获得了 PZT 陶瓷材料, 并研究了这种材料的微观结构和物相组成。WC 也是复合材料中常用的陶瓷相, 能与铁复合得到性能优异的陶瓷材料^[16-17], 但激光增材制备 WC 陶瓷材料的研究尚少, 有待进一步深入。

Cramer 等^[18]采用碳化钨粉末粘结剂喷射增材制造, 制备出了钨钴复合材料, 这种方法可制备高密度的零部件。Kolan 等^[19]以丙酸乙酯为粘结剂, 制备了有机玻璃生物陶瓷支架。Davydova 等^[20]用钴基粘结剂包覆 B_4C 粉末后, 采用激光增材技术制得了碳化硼增强 Co 基复合材料。增材制造中使用粘结剂或包覆材料能增加试样致密度, 保护添加材料的结构不易被破坏, 但其增加了成本, 且不可避免地引入少量的杂质元素, 不添加粘结剂、不使用包覆材料而直接制造出性能优异的复合材料有很大的潜力。

陈希章等^[21]利用激光熔覆原位合成技术在 Q235 基体上制备了 WC 增强铁基复合材料, 熔覆层内硬质相主要为 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 、 W_2C 和 WC, 且生成少量碳化钨时, 硬度高。宁爽等^[22]采用同步送粉激光熔覆, 制备 WC 添加量为 2.5%~5% 的 WC 增强铁基复合材料, 发

现 WC 完全溶于铁基熔体, 熔覆层物相组成为 α -Fe、Fe-Cr 和 M_7C_3 碳化物。周圣丰等^[23]利用激光感应复合快速熔覆的方法, 在 Q235 钢表面制备 WC 增强铁基复合材料, 发现熔覆层没有 WC 残余, 物相主要为 $\text{Fe}_3\text{W}_3\text{C}$ 、 M_{23}C_6 与残余奥氏体组成。宁爽、周圣丰等人研究下的 WC 均在一定的工艺条件下全熔, 形成了新相, 可减少磨粒磨损, 但都没有对熔覆层进行剥层处理, 分析不同深度熔覆层的组织结构及力学性能的变化规律。研究增材层不同深度的变化规律, 可将性能最优异处增材层运用于零部件上, 对生产实际应用有着重大意义。

本文将 WC 和铁基粉混合后, 采用激光增材技术直接制备 WC 增强铁基复合材料, 并对复合材料增材层各层的显微组织形貌、物相结构及力学性能进行分析表征, 为后续制备大体积增材零部件做技术理论及工艺储备。

1 实验

1.1 实验材料

基体材料为 40Cr 钢, 尺寸为 $30 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 10 \text{ mm}$, 经金相试样制备、抛光、清洗、干燥后, 备用。粉末材料为 WC 粉末及 Fe30A 自熔性合金粉末, 质量比为 10:90, WC 粉末选用粒度 300 目的单晶 WC, Fe30A 粉末粒度为 200 目, 其成分含量见表 1。

表 1 Fe30A 粉末成分及其元素含量
Tab.1 Fe30A powder composition and its content wt. %

Ni	Cr	B	Si	C	Fe
32.0~39.0	12.0~14.0	2.0~3.0	1.2~2.0	0.5~0.7	Bal.

1.2 实验设备及方法

在 40Cr 钢基体上运用 RofinDC050 型激光器进行激光增材实验, 采用预置粉末法, 用宽带矩形光斑扫描, 工艺参数设置为: 激光功率 2900 W, 扫描速度 300 mm/min, 粉末厚度层 1 mm, 光斑尺寸 10 mm×2 mm, Z 轴高度 220 mm, 焦点距离 352 mm, 离焦量 -132 mm。

增材制造层的物相结构分析选用 Cu 靶为 X 射线源的 XRD-6100 型 X 射线衍射仪, 扫描角度为 20°~100°, 扫描速度 10 (°)/min。对增材制造层进行逐层分析, 其中表层区、亚表层区、中层区、底层区至增材层表面的距离分别为 0.1、0.4、0.7、0.9 mm (考虑到表层区和底层区分别接触空气和基体, 有明显不同的冷却速率, 但影响的深度不会太大, 故表层区范围取 0.1 mm, 底层区范围取 0.2 mm, 其余两个区域应为增材层主体, 不会有明显突变的组织结构, 故各取 0.3 mm 范围)。利用 Axiovert 40 MAT 型金相显微镜对增材制造层进行显微组织观察表征。增材制造层截面组织形貌观察及微区成分分析采用带能谱仪 (EDS) 功能的 JSM-7500F 型扫描电子显微镜 (SEM)。采用 DUH-211S 型动态超显微硬度计测试

增材制造层截面显微硬度分布, 其中载荷为 150 mN, 保荷时间 10 s, 测试间距为 0.1 mm, 每处沿对角线各测试 3 点, 该处硬度值为其平均值。在 ML-100 型磨粒磨损机上进行增材制造层不同深度处剥层的磨损实验, 选用 360 目砂纸, 载荷为 70 N, 磨损有效时间 5 min。测试单位面积失重并表征耐磨性, 根据公式(1)计算增材层剥层表面磨损率。

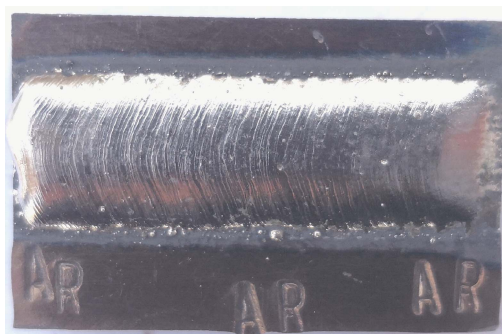
$$\omega = \frac{m_1 - m_2}{S} \quad (1)$$

式中: ω 为磨损率 (mg/mm²); m_2 为磨损后质量 (mg); m_1 为磨损前质量 (mg); S 为磨损面积 (mm²)。

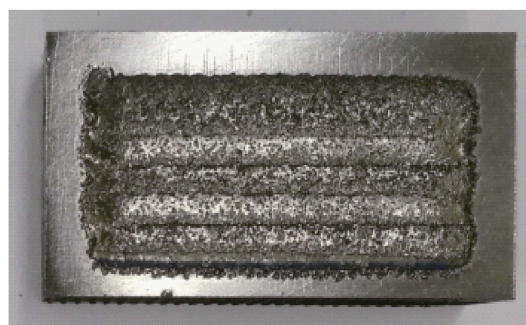
利用 PAR2273 电化学工作站进行腐蚀性能测试, 选用质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液作为腐蚀介质, 阳极为铂片, 参比电极 Ag-AgCl。

1.3 试样宏观形貌

图 1a 为预置式单道增材试样, 增材层光滑均匀, 用于剥层实验研究增材层不同深度组织及性能变化规律。图 1b 为送粉式多道搭接增材试样, 搭接处结合良好, 无明显分层, 证实了此方法用于制作大体积增材试样的可行性。



a 单道增材试样



b 多道搭接增材试样

图 1 试样宏观形貌

Fig.1 Macrostructure of the samples: a) single additive sample; b) multi pass lap additive sample

2 结果与分析

2.1 XRD 衍射分析

图 2 为增材制造层不同深度处的 X 射线衍射图谱。由图 2 可知, 增材制造层中物相主要由 α -(Fe,Cr)、Fe₂C、Fe₂W 以及 Fe₃B 组成, 且不同深度增材层物相没有明显变化。加入的碳化钨粉末在激光高功率作用下完全分解, 反应生成 Fe₂C、Fe₂W, 部分碳固溶于 α -(Fe,Cr)。表层区 5 个衍射峰 2θ 分别为 37.319°、44.280°、62.965°、64.45°和 81.596°, 而纯 α -Fe 的三个衍射峰位 2θ 值分别为 44.672°、65.021°和 82.232°, 图 2 中 α -Fe 对应的衍射峰较纯 α -Fe 的衍射峰位置均向左出现偏移, 由布拉格公式 $2d\sin\theta=n\lambda$ 可知, $n\lambda$ 固

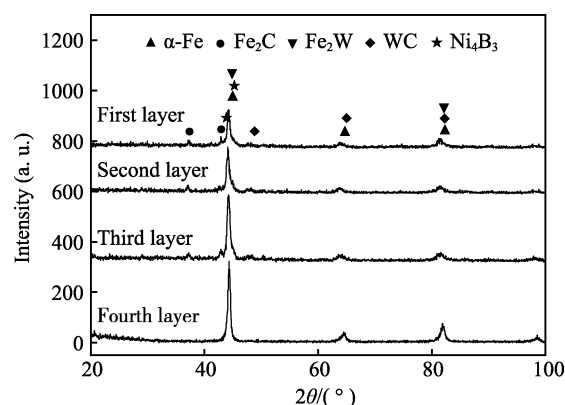


图 2 增材制造层各层的 X 射线衍射图

Fig.2 XRD patterns of different additive manufacturing layers

定, θ 变小, 故 d 增大, 即晶面间距增大。这是由于比 Fe、Cr 元素原子半径大的 W 元素固溶到 α -(Fe,Cr) 中, 使其发生晶格畸变, 增大了晶面间距 d , 从而起到固溶强化作用。增材层底层区靠近基体, W 元素的浓度被稀释, 四个衍射峰 2θ 分别为 44.439° 、 64.524° 、 81.918° 和 98.362° , 较表层区向左偏移小。这是由于 W 元素的浓度降低, 因固溶产生的晶格畸变作用小, 导致衍射峰偏移小, 且密度较小的 Fe_2C 、 Fe_3B 在熔池中上浮, 底层区分布极少, 故 Fe_2C 、 Fe_3B 衍射峰消失。

2.2 显微组织形貌

图 3 是增材制造层全貌图。图中 a、b、c、d 区域分别对应增材制造层表层区、亚表层区、中层区和底层区。由图可知, 结合区与热影响区有明显分界线, 增材层与基体材料之间呈现良好的冶金结合, 没有气孔缺陷, 靠近基体处的增材层有胞状晶生成。

图 4 为各增材制造层的截面显微组织形貌, 分别对应图 3 中 a、b、c、d 四区域。由图 4 可知, 增材层显微组织形貌为典型的鱼骨状树枝晶, 各层均未出现颗粒状 WC, 增材层组织主要由初生奥氏体树枝晶的转变物 (马氏体+残余奥氏体) 和莱氏体构成, 且树枝晶逆热流方向生长明显。根据凝固理论, 温度梯

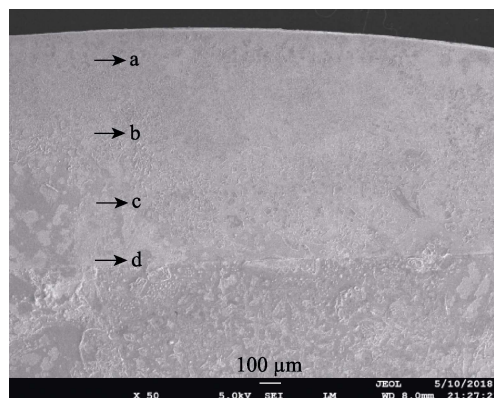


图 3 增材制造层截面全貌

Fig.3 Macro-morphology of the additive manufacturing layer

度大处形成的晶粒越细小, 表层区与空气直接接触, 温度梯度最大, 然而图 4 中亚表层区晶粒最细。究其原因 WC 熔点高, 铁基粉先熔化形成熔池, 此时 WC 密度大于铁基熔池密度, WC 发生沉降, 持续加热至 WC 熔解后, 熔池仍存在一段时间, 在此期间内, 熔解反应生成的 Fe_2W 继续沉降, 而 Fe_2C 因较低的密度上浮, 最终致使亚表层 Fe_2C 含量高, 而析出的碳化物对增材层枝晶有细晶强化作用, 故亚表层起到的细晶强化作用强。结合凝固理论, 受到这两个因素的综合影响, 亚表层区树枝晶最为细小。底层区组织为

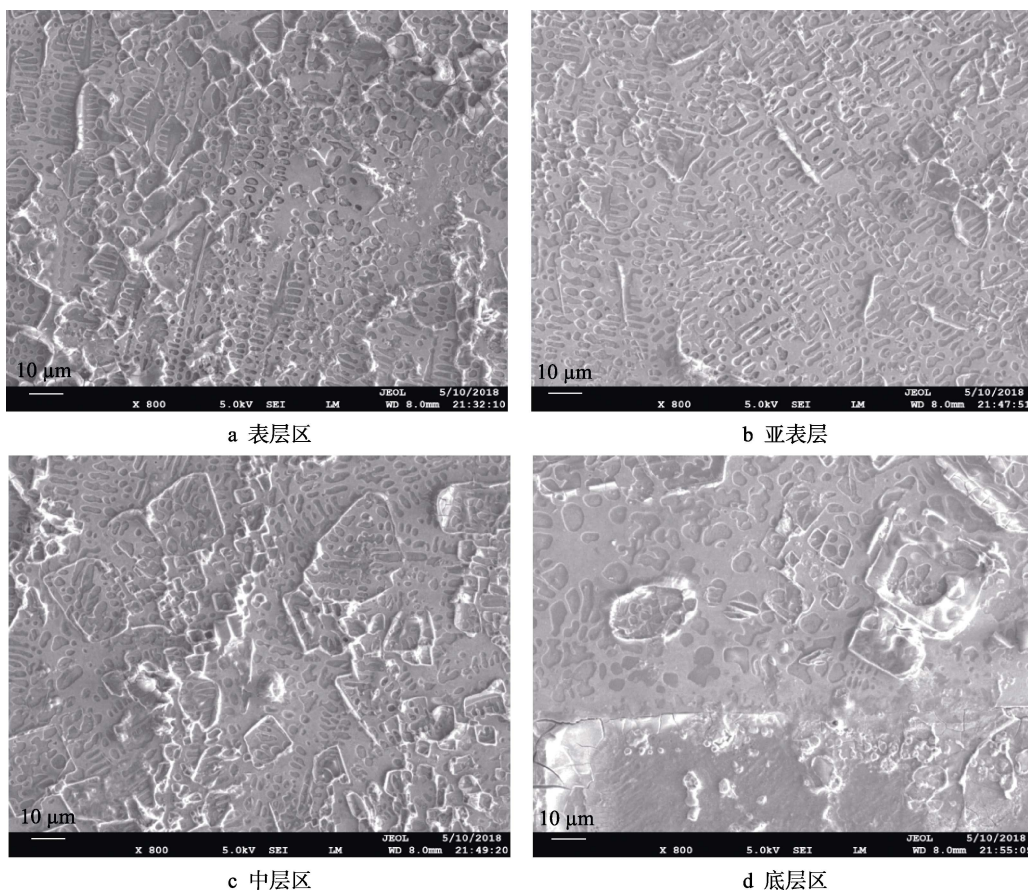


图 4 增材层各层截面微观形貌

Fig.4 Macro-morphology of different additive manufacturing layers: a) surface layer; b) sub-surface; c) middle layer; d) bottom layer

胞状晶，在凝固过程中，固液界面处靠近基体有许多微观粒子，非自发形核易发生于此处，且此处温度梯度大，凝固速率小，因此容易形成胞状晶。

图 5 是亚表层区横截面的 SEM 图，分析测试此区域不同组织形貌的 EDS，结果如表 2 所示。结合图表易得，激光增材层中有较小程度的成分偏析，a、b 两点的元素含量基本相似，且 a、b 是此区域的主要组成部分。分析认为，a、b 两点为 α -Fe、 Fe_2C 、 Fe_2W 混合构成；c 点检测到 a、b 点未检测到的 B 元素，且含量较多，此外 c 点相出现频率极少，判断为 Fe_3B 。在快速凝固过程中，W 在各相的固溶度增加，所以在各相中均检测到少量的 W 元素存在。

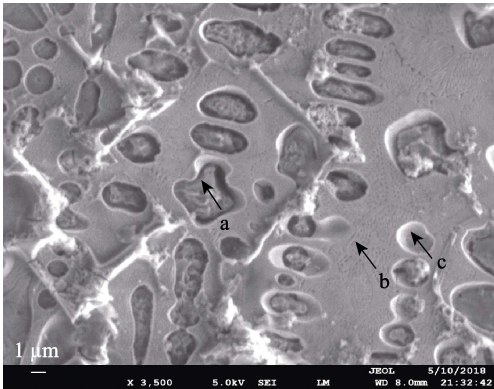


图 5 亚表层区高倍形貌
Fig.5 High magnification image of sub-surface

表 2 EDS 能谱分析结果
Tab.2 EDS analysis results

Location	wt. %					
	Fe	Cr	C	Si	W	B
A	66.78	3.02	23.10	1.92	5.18	0
B	67.24	4.58	21.51	1.59	5.08	0
C	53.49	3.05	20.75	1.37	4.04	17.30

2.3 材料硬度测试

图 6 是激光增材制造 WC 增强铁基复合材料增材层截面的显微硬度分布曲线。由图 6 可知，增材层截面显微硬度呈阶梯分布，增材区硬度明显高于基体区硬度，增材层截面硬度最大值为 1057HV，是基体硬度（252HV）的 4.2 倍。增材层硬度高主要因为：加入的 WC 熔解后与 Fe 生成 Fe_2C 、 Fe_2W 等硬质相，显著提高硬度；此外，基于弥散硬质强化的机理，WC 熔解后的硬质质点与位错间的交互作用阻碍了位错运动，提高了涂层变形抗力，形成第二相强化，提高增材层硬度；再者，增材层中的小原子 C、B 等和大原子 W 形成较大的晶格畸变，阻碍位错运动，增强固溶强化程度，提高了其硬度；最后，激光加热产生极大的温度梯度，存在极大的过冷度，造成细晶

强化，从而使增材层的硬度增加。增材试样自底层区，硬度曲线呈下降趋势，在热影响区组织为细小针状马氏体，具有较高硬度，故此区域显微硬度值仅略低于激光增材层区；随着层深增加，回火索氏体组织逐步替代马氏体组织，硬度逐渐降低。

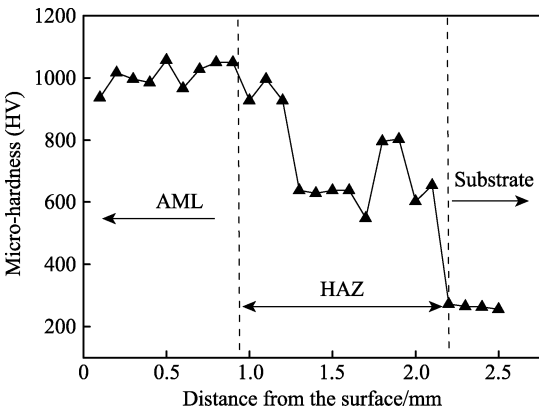


图 6 增材制造层截面显微硬度分布曲线
Fig.6 Distribution curve of microhardness in section of additive manufacturing layer

2.4 耐磨性测试

图 7 是激光增材制造 WC 增强铁基复合材料增材层不同层的磨损率柱状图，由图 7 可知，磨损率最低处出现于中层区，为 0.29 mg/mm^2 ，最高出现于基体，为 0.73 mg/mm^2 。增材层磨损率均低于基体磨损率，究其原因在于掺杂的 WC 颗粒形成固溶强化，固溶体包裹着细小质点，形成第二相强化，在磨损过程中起承载作用，不易被磨粒犁削，从而减少基体磨损，显著提高增材层耐磨性能，且析出的碳化物硬质相粗化，降低了摩擦系数，增加了硬度，故耐磨性优于基体。在增材层中，外力一定时，晶粒越小，晶界面积越大，故晶界单位面积受到的外部压力越小，从而提高涂层的磨损性能。亚表层区晶粒虽较中层区晶粒

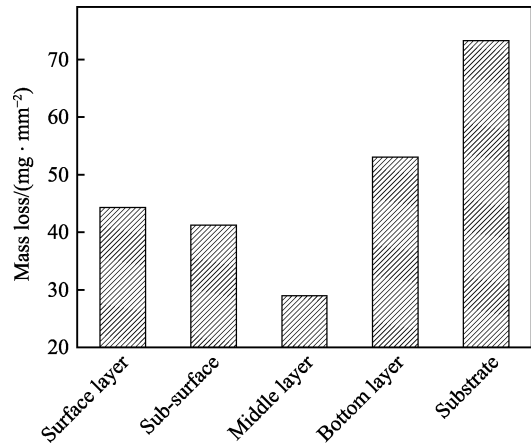


图 7 增材层各层磨损率
Fig.7 Wear loss of different additive manufacturing layers

细,但由图5的表面形貌图可看出,距中层区表面附着一些较大的凸起硬质颗粒,起到支撑骨架的作用,减少了表面磨损,故中层区最耐磨。

2.5 耐蚀性测试

图8为激光增材层不同层的Tafel极化曲线。表3为增材层各层自腐蚀电位和腐蚀电流密度。由图可知,在电化学作用下,有钝化现象产生,这是因为电解出的W离子和Fe离子与NaCl水溶液发生氧化还原反应,生成的 WO_3 、 Fe_3O_4 致密氧化膜会阻止电化学反应的进行^[24-25]。结合图8和表3可得,增材层具有优良的耐蚀性能,增材层各层的耐蚀性有较大区别。这主要由W元素在各区域的分布量决定,从表层区到中层区,自腐蚀电位绝对值逐渐减小,耐腐蚀性升高。在激光加热过程中,熔池存在一定时间,W原子因较大密度下沉,致使从表层区到中层区,W元素逐渐增多。W元素会促进铁的钝化,在电化学作用下钝化产生的 WO_3 、 Fe_3O_4 阻止电化学反应的程度大,故由表层区到中层区,耐蚀性逐渐升高。而底层区在熔池阶段与基体发生元素扩散,W元素含量略微下降,故底层区耐蚀性差于中层区。腐蚀电流密度从表层区到中层区,与自腐蚀电位绝对值有相同的变化趋势,腐蚀速率逐渐降低。而底层区腐蚀电流密度继续降低,这是由于底层区与基体相连,40Cr基体在电化学反应中提供Cr、Fe单质,根据电解液的离子活性公式(式(2)),可得出在溶液中离子活性与离子浓度呈正比,单质电离产生的离子少于化合物,因此离

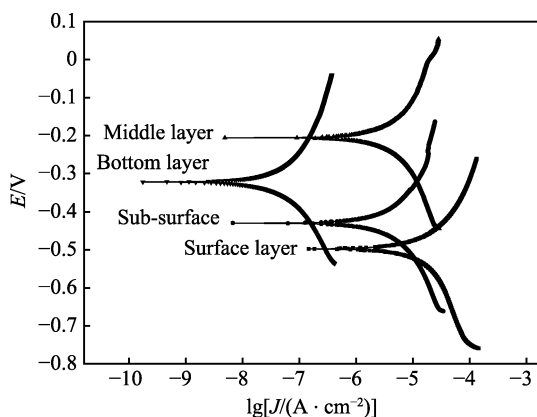


图8 增材制造各层极化曲线

Fig.8 Polarization curves of different additive manufacturing layers

表3 增材层各层自腐蚀电位和腐蚀电流密度
Tab.3 Self corrosion potentials and corrosion current densities of different additive manufacturing layers

Different layers of the alloy	$E(I=0)/\text{mV}$	$J_{\text{corr}}/(\mu\text{A}\cdot\text{cm}^{-2})$
Surface layer	-497.777	89.73
Sub-surface	-430.049	11.48
Middle layer	-205.860	5.912
Bottom layer	-322.011	0.1865

子活性弱,导致腐蚀速率降低。

$$a = rm \quad (2)$$

式中: a 为电解液离子活性, r 为离子活性系数, m 为电解液离子浓度。

3 结论

采用激光增材制造技术制备WC增强铁基复合材料,利用X射线衍射仪、金相显微镜、扫描电子显微镜、硬度计、磨粒磨损机、电化学工作站等试验仪器,研究增材制造层不同层的物相组成、显微组织、硬度值、耐磨性及耐蚀性,得出如下结论:

1) 激光增材制造层相组成为 α -(Fe,Cr)、 Fe_2C 、 Fe_2W 、 Fe_3B ,组织致密无气孔,与基体呈良好的冶金结合。表层、亚表层及中层区显微组织为鱼骨状树枝晶,在其周围存在硬质颗粒,随着表面距离的增加,底层区出现胞状晶,增材层存在一定程度的元素偏析,从而引起显微组织形貌的变化,亚表层区晶粒最为细小均匀。

2) 激光增材层显微硬度均高于基体显微硬度。亚表层区硬度最高,为1057HV,是基体的4.2倍。磨损率均低于基体磨损率。中层区磨损率最低(0.29 mg/mm^2),耐磨性能最好,且中层区自腐蚀电位为-205.86 mV,耐蚀性能最好。底层区钝化电流密度为 $0.1865 \mu\text{A/cm}^2$,腐蚀速度最慢。

参考文献:

- [1] GONG Xi-bing, LYDON James, COOPER Kenneth, et al. Beam speed effects on Ti-6Al-4V microstructures in electron beam additive manufacturing[J]. Journal of materials research, 2014, 29(17): 1951-1959.
- [2] FEI Chen, GERNOT Hochleitner, TIM Woodfield, et al. Additive manufacturing of a photo-cross-linkable polymer via direct melt electrospinning writing for producing high strength structures[J]. Biomacromolecules, 2016, 17(1): 208-214.
- [3] DEHOFF R R, BABU S S. Characterization of interfacial microstructures in 3003 aluminum alloy blocks fabricated by ultrasonic additive manufacturing[J]. Acta materialia, 2010, 58(13): 4305-4315.
- [4] SHEN Chen, PAN Zeng-xi, CUIURI Dominic, et al. Fabrication of Fe-FeAl functionally graded material using the wire-arc additive manufacturing process[J]. Metallurgical and materials transactions B, 2016, 47(1): 763-772.
- [5] SHAHZAD K, DECKERS J, ZHANG Z, et al. Additive manufacturing of zirconia parts by indirect selective laser sintering[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2014, 34(1): 81-89.
- [6] 张讯, 葛建彪. 激光增材制造技术在民机复杂结构上的应用及研究[J]. 应用激光, 2018, 38(6): 1022-1027.

- ZHANG Xun, GE Jian-biao. Application and research of laser additive manufacturing technology in complex structure of civil aircraft[J]. *Applied laser*, 2018, 38(6): 1022-1027.
- [7] 王华明, 张述泉, 王韬, 等. 激光增材制造高性能大型钛合金构件凝固晶粒形态及显微组织控制研究进展[J]. *西华大学学报(自然科学版)*, 2018, 37(4): 9-14.
- WANG Hua-ming, ZHANG Shu-quan, WANG Tao, et al. Progress on solidification grain morphology and microstructure control of laser additively manufactured large titanium components[J]. *Journal of Xihua University (natural science edition)*, 2018, 37(4): 9-14.
- [8] 陈汉宾, 李忠盛, 代野, 等. 激光直接沉积 A-100 钢薄壁环形件的组织和应力[J]. *金属热处理*, 2018, 43(8): 220-223.
- CHEN Han-bin, LI Zhong-sheng, DAI Ye, et al. Microstructure and residual stress of A-100 steel thin well rings prepared by laser melting deposition[J]. *Heat treatment of metals*, 2018, 43(8): 220-223.
- [9] LIU Ren-wei, WANG Zhi-yuan, SPARKS Todd, et al. 13-Aerospace applications of laser additive manufacturing[J]. *Laser additive manufacturing*, 2017: 351-371.
- [10] 段沐森, 吴凡, 刘瑞雪. 激光增材制造技术在眼科中的应用[J]. *激光与光电子学进展*, 2018, 55(1): 67-75.
- DUAN Mu-sen, WU Fan, LIU Rui-xue. Application of laser additive manufacturing technology in ophthalmology[J]. *Laser & optoelectronics progress*, 2018, 55(1): 67-75.
- [11] GEBHARDT Andreas, SCHMIDT Frank-michael, HÖTTER Jan-steffen, et al. Additive manufacturing by selective laser melting the realizer desktop machine and its application for the dental industry[J]. *Physics procedia*, 2010, 5: 543-549.
- [12] HAGEDORN Y. 6-Laser additive manufacturing of ceramic components: Materials, processes, and mechanisms[J]. *Laser additive manufacturing*, 2017: 163-180.
- [13] TRAVITZKY N, BONET A, DERMEIK B, et al. Additive manufacturing of ceramic-based materials[J]. *Advanced engineering materials*, 2014, 16(6): 729-754.
- [14] WILKES J, HAGEDORN Y C, MEINERS W, et al. Additive manufacturing of $ZrO_2-Al_2O_3$ ceramic components by selective laser melting[J]. *Rapid prototyping journal*, 2013, 19(1): 51-57.
- [15] GUREEV D M, RUZHECHKO R V, SHISHKOVSKII I V. Selective laser sintering of PZT ceramic powders[J]. *Technical physics letters*, 2000, 26(3): 262-264.
- [16] 张晓东, 揭晓华, 罗松, 等. WC/Co-Cr 复合涂层激光熔覆工艺优化与表征[J]. *表面技术*, 2015, 44(6): 11-16.
- ZHANG Xiao-dong, JIE Xiao-hua, LUO Song, et al. Process optimization for laser cladding operation of WC/Co-Cr and its characterization[J]. *Surface technology*, 2015, 44(6): 11-16.
- [17] 赵运才, 上官绪超, 张继武, 等. 激光重熔改性 WC/Fe 等离子喷涂涂层组织及其耐磨性能[J]. *表面技术*, 2018, 47(3): 20-27.
- ZHAO Yun-cai, SHANGGUAN Xu-chao, ZHANG Ji-wu, et al. Microstructure and wear resistance of WC/Fe plasma sprayed coatings modified by laser remelting[J]. *Surface technology*, 2018, 47(3): 20-27.
- [18] CRAMER C L, WIEBER N R, AGUIRRE T G, et al. Shape retention and infiltration height in complex WC-Co parts made via binder jet of WC with subsequent Co melt infiltration[J]. *Additive manufacturing*, 2019, 29: 100828.
- [19] KOLAN K C R, LEU M C, HILMAS G E, et al. Fabrication of 13-93 bioactive glass scaffolds for bone tissue engineering using indirect selective laser sintering[J]. *Biofabrication*, 2011, 3(2): 025004.
- [20] DAVYDOVA A, DOMASHENKOV A, SOVA A, et al. Selective laser melting of boron carbide particles coated by a cobalt-based metal layer[J]. *Journal of materials processing technology*, 2016, 229: 361-366.
- [21] 陈希章, 胡科, 袁其兵. 激光熔敷原位合成 WC 增强铁基复合涂层的组织和性能[J]. *中国表面工程*, 2016, 29(4): 118-124.
- CHEN Xi-zhang, HU Ke, YUAN Qi-bing. Microstructure and performance of WC reinforced Fe-based composite coating synthesized in-situ produced by laser cladding[J]. *China surface engineering*, 2016, 29(4): 118-124.
- [22] 宁爽, 边秀房, 田永生, 等. WC 对铁基激光熔覆层微观组织与磨损性能的影响[J]. *特种铸造及有色合金*, 2008(6): 422-424.
- NING Shuang, BIAN Xiu-fang, TIAN Yong-sheng, et al. Effects of WC on the microstructure and wear resistance of Fe-based laser-cladding coating[J]. *Special-cast and non-ferrous alloys*, 2008(6): 422-424.
- [23] 周圣丰, 曾晓雁. 激光感应复合快速熔覆 Fe 基 WC 涂层的显微组织特征[J]. *中国激光*, 2010, 37(4): 1143-1146.
- ZHOU Sheng-feng, ZENG Xiao-yan. Microstructure characteristics of Fe-based WC composite coatings prepared by laser induction hybrid rapid cladding[J]. *Chinese journal of lasers*, 2010, 37(4): 1143-1146.
- [24] 郝龙, 李锐, 江莉, 等. 钨铜合金化学镀镍磷镀层在 NaCl 溶液中的腐蚀行为[J]. *中国腐蚀与防护学报*, 2008(5): 307-310.
- HAO Long, LI Rui, JIANG Li, et al. Corrosion behavior of Ni-P deposit on W-Cu alloy in NaCl solution[J]. *Journal of Chinese society for corrosion and protection*, 2008(5): 307-310.
- [25] 田继强. 钨铝合金在 NaCl 溶液中的电化学腐蚀行为研究[D]. 青岛: 中国海洋大学, 2013: 42-45.
- TIAN Ji-qiang. The electrochemical corrosion behavior of tungsten aluminum (W-Al) alloy in NaCl solution[D]. Qingdao: Ocean University of China, 2013: 42-45.