

金属基复合材料 WC/SS316L 超音速激光沉积行为及电化学失效机理

金琰^{1,2}, 李波^{1,2}, 张欣^{1,2}, 吴丽娟^{1,2}, 张群莉^{1,2}, 姚建华^{1,2*}, 刘蓉^{1,3}

¹浙江工业大学激光先进制造研究院, 浙江 杭州 310014;

²浙江省高端激光制造装备协同创新中心, 浙江 杭州 310014;

³卡尔顿大学机械和航空工程系, 渥太华 KIS 5B6, 加拿大

摘要 利用超音速激光沉积技术在 316L 基体上制备了 WC/SS316L 复合沉积层, 并分析了该复合沉积层中颗粒的沉积行为、界面结合、组织结构特征以及其在电化学环境下的失效机理。研究表明, 由于激光辐照的软化作用, SS316L 颗粒在高速撞击过程中表现出较好的塑性变形能力, 能够实现有效沉积; 在激光辐照和高速粒子塑性变形的双重作用下, 超音速激光沉积层较单一冷喷 (CS) 沉积层具有更好的界面结合行为。由于高速粒子塑性变形产生了加工硬化现象, 沉积层中 SS316L 的显微硬度较原始粉末的明显增大。在电化学腐蚀环境下, WC/SS316L 界面较易发生腐蚀行为。

关键词 激光技术; 超音速激光沉积; WC/SS316L 复合沉积层; 沉积行为; 电化学失效机理

中图分类号 TN249; TG146.1

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201845.0102001

Deposition Behavior and Electrochemical Failure Mechanism of WC/SS316L Metal Matrix Composites Prepared by Supersonic Laser Deposition

Jin Yan^{1,2}, Li Bo^{1,2}, Zhang Xin^{1,2}, Wu Lijuan^{1,2}, Zhang Qunli^{1,2},
Yao Jianhua^{1,2}, Liu Rong^{1,3}

¹Institute of Laser Advanced Manufacturing, Zhejiang University of Technology, Hangzhou, Zhejiang 310014, China;

²Zhejiang Provincial Collaborative Innovation Center of High-end Laser Manufacturing Equipment,
Hangzhou, Zhejiang 310014, China;

³Department of Mechanical and Aerospace Engineering, Carleton University, Ottawa KIS 5B6, Canada

Abstract WC/SS316L composite deposition layer was successfully prepared on the 316L substrates by the supersonic laser deposition (SLD) technique. The deposition behavior, interfacial bonding, microstructural characteristics and electrochemical failure mechanism of the particles in these prepared composite deposition layers are analyzed. The results show that, due to the softening effect of laser irradiation, the SS316L particles show an excellent plasticity deformation ability in the high-speed impact process and can be effectively deposited. Under the combined actions of laser irradiation and plasticity deformation of high-speed particles, the SLD layer has a better interfacial bonding behavior than the deposition layer prepared by the cold spray (CS) technique. The microhardness of SS316L particles in deposition layers is obviously higher than that of the original powder, which is attributed to the working-hardening produced within plasticity deformation of high-speed particles. Moreover, the WC/SS316L interface is prone to electrochemical failure.

收稿日期: 2017-07-07; 收到修改稿日期: 2017-09-06

基金项目: NSFC-浙江两化融合联合基金(U1509201)、浙江省自然科学基金(LQ17E050009)、浙江省公益技术应用研究项目(2017C31048)、高等学校学科创新引智计划(110000213920168001)

作者简介: 金琰(1991—), 男, 硕士研究生, 主要从事激光复合表面改性技术方面的研究。

E-mail: 15968192866@163.com

导师简介: 姚建华(1965—), 男, 博士, 教授, 主要从事激光复合表面改性技术方面的研究。

E-mail: laser@zjut.edu.cn(通信联系人)

Key words laser technique; supersonic laser deposition; WC/SS316L composite deposition layer; deposition behavior; electrochemical failure mechanism

OCIS codes 140.3390; 160.3900; 350.3850

1 引 言

金属基复合材料(MMC)通常由硬质增强相颗粒(一般为陶瓷颗粒)和纯金属(或者合金)两种组元组成,并且结合了陶瓷相的耐磨、耐蚀等性能以及金属相的强韧性,比单一组元(陶瓷或金属)具有更优异的综合性能,因此 MMC 在材料的表面改性以及高性能结构件制备等领域得到了广泛应用。

目前,MMC 的沉积主要通过激光技术(激光熔覆、激光熔注、激光合金化等)和热喷涂技术(超音速火焰喷涂、爆炸喷涂、等离子喷涂等)实现。这种高能量输入的热加工工程难以避免涂层材料的氧化、相变、热致残余应力、开裂、高稀释率等不良影响,特别是相变敏感陶瓷相(如金刚石、WC 等),很难在复合涂层的制备过程中保持原有化学成分和显微结构组织,涂层性能因而受到影响^[1-4]。针对这些问题,冷喷涂技术因其加工温度低于材料熔点,能从根本上避免上述热致不良影响,引起了研究者的广泛关注。冷喷涂涂层的制备完全依靠颗粒和基体的塑形变形,仅适合喷涂塑形好的材料,难以实现硬质材料的有效沉积,可喷涂材料范围窄。

超音速激光沉积(SLD)是一种将高速飞行颗粒的动能与激光辐照的热能相结合的新型材料沉积技术。该复合技术是一种基于材料塑性变形实现有效结合的固态沉积方法,可有效避免激光技术、热喷涂等高热输入技术中存在的热致不良影响,同时由于激光能对沉积材料和基体材料进行有效软化,其可改善单一冷喷涂固态沉积过程中存在的结合强度

低、致密性差以及材料范围受限等缺点。近年来,国内外学者在 SLD 领域开展了大量的研究工作,不仅制备了 Stellite 6、Ni60、Ti、W 等单一高强度金属沉积层^[5-8],而且获得了 WC/Stellite 6、金刚石/Ni60、WC/SS316L 等高性能金属基复合材料沉积层^[9-11]。

目前,SLD 单一材料和复合材料的研究焦点主要集中在工艺优化、微观结构表征以及性能评估等方面,在材料沉积行为方面涉及较少,尤其是 MMC 中的粘结相和陶瓷相相互作用实现有效沉积的具体机制尚未明晰。本文以 WC/SS316L 金属基复合沉积层为对象,研究了 WC 陶瓷相和奥氏体不锈钢(SS316L)粘结相粒子在 SLD 过程中的沉积行为及结合机理。此外,由于前期已针对 SLD WC/SS316L 的耐磨性能进行了研究^[12],本文将通过电化学腐蚀的方法研究沉积层耐腐蚀性能并阐明其失效机制。

2 实验材料和方法

2.1 实验材料

沉积粉末材料为 SS316L 粉末和破碎 WC 粉末,其扫描电子显微镜(SEM)显微形貌如图 1 所示。SS316L 粉末呈球形,颗粒直径为 5~20 μm ,WC 粉末呈不规则形状。实验前,将粘结相 SS316L 与强化相 WC 按体积比 7:3 配比后,在南京大学仪器厂的 QM-3SP4J 行星式球磨机上低速球磨混合。球磨混粉参数为:磨球与粉料的质量比 2:1,转速 200 r/min,球磨混粉时间 1 h。基体材料选用 316L 不锈钢,尺寸为 100 mm \times 50 mm \times 10 mm。SLD 前对基体材料进行喷砂预处理。

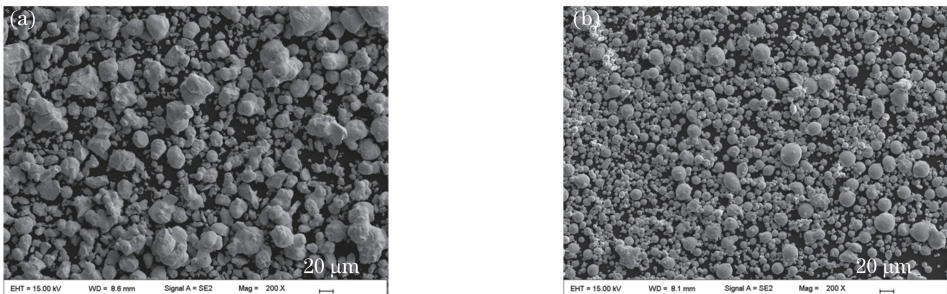


图 1 粉末材料的 SEM 图像。(a) WC;(b) SS316L

Fig. 1 SEM images of powder. (a) WC; (b) SS316L

2.2 实验系统与沉积层制备

实验所用的 SLD 系统参见文献^[12-14],该系统主要包括激光系统、冷喷涂系统、气源供应系统和

温度反馈系统。激光器为半导体激光器,额定功率为 4 kW,冷喷涂系统为自主研制,工作载气选用氮气。在 SLD 过程中,激光光斑与喷涂粉斑保持重

合,并通过机械手臂控制同步运动。沉积温度(即激光加热温度)通过红外高温仪实时监测,并通过闭环

调控激光功率来保持温度恒定。优化后的 SLD WC/SS316L 粉末的工艺参数见表 1。

表 1 WC/SS316L 粉末 SLD 的工艺参数

Table 1 Process parameters of SLD with WC/SS316L powder

Parameter	N ₂ pressure /MPa	Spray distance /mm	Gas temperature /°C	Deposition temperature /°C	Scanning speed /(mm·s ⁻¹)	Powder feeding rate /(g·min ⁻¹)
Value	3	30	450	900	10	40

2.3 沉积层结构和性能表征

利用德国 Carl Zeiss 公司的 SIGMA HV-01-043 型 SEM 观察原始粉末、沉积层截面及腐蚀形貌,采用德国 BRUKER 公司的 D8 Advance X 射线仪(XRD)分析粉末及沉积层的相结构。采用上海基恩士(中国)有限公司的 HMV-2TADWXY 型自动式维氏硬度计测沉积层硬度,载荷为 2.942 N,加载时间为 10 s。为了评价沉积层和基体界面的结合质量,在界面结合处进行硬度压痕测试。使用上海辰华公司的 CHI660E 化学工作站对沉积层进行腐蚀测试,室温下在质量分数为 3.5% 的 NaCl 溶液中测试 WC/SS316L 复合沉积层的极化曲线。参比电极为饱和甘汞电极,辅助电极为铂电极,工作电极为试样,扫描速率为 0.1 mV/s,沉积层浸入溶液恒温放置 2 h 后测试。

3 实验结果与分析

3.1 沉积层内部颗粒沉积行为分析

图 2 所示为 SLD WC/SS316L 复合沉积层横截面 SEM 图,其中白色颗粒为 WC 增强相。由图 2 可知,WC/SS316L 复合沉积层整体较致密,无明显的孔隙或裂纹。WC 增强相颗粒弥散分布在 SS316L 粘结相中,增强相与粘结相之间结合良好。采用 Image Pro 软件测得复合沉积层中 WC 颗粒的面积占比约为 29%,与原始粉末中 WC 颗粒的体积分数(30%)非常接近。这说明 SLD 过程基本保持了原始复合粉末中增强相与粘结相的配比。

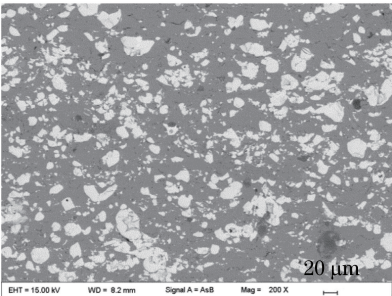


图 2 SLD WC/SS316L 复合沉积层横截面 SEM 图
Fig. 2 SEM image of cross-section of WC/SS316L composite deposition layer prepared by SLD

为了进一步观察复合沉积层中 SS316L 粘结相颗粒以及 WC 增强相颗粒的沉积行为,利用 SEM 在高的放大倍数下对冷喷涂(CS)和 SLD 沉积层的横截面进行了分析,结果如图 3 所示。由图 3 可知,CS 沉积层中,SS316L 颗粒的变形程度比 SLD 沉积层的小,且 SS316L 颗粒之间存在明显的缝隙,表明颗粒之间的结合较差,而 SLD 沉积层中 SS316L 颗粒变形较充分,颗粒之间的相互结合良好,无明显缝隙,且颗粒严重变形,形成纤维流状,如图 3(a)中椭圆区域所示。复合沉积层中 WC 增强相颗粒是硬脆相,主要依靠嵌入塑性变形的 SS316L 粘结相实现有效沉积。在 CS 或 SLD 沉积过程中,硬脆的 WC 颗粒受到周围高速飞行颗粒的碰撞而破碎。在 CS 沉积层中,破碎的 WC 颗粒由于与周围粘结相结合不良而从沉积层中脱落,从而在沉积层中留下孔隙,如图 3(b)中方框区域所示;而在 SLD 沉积层中,由于颗粒之间结合良好,破碎的 WC 颗粒依然保留在沉积层中未发生脱落现象,如图 3(a)中方框区域所示。

在 CS 过程中,颗粒的撞击速度(v_p)和临界沉积速度(v_{cr})决定了材料能否实现有效沉积^[15],具体判据为

$$\begin{cases} \eta = \frac{v_p}{v_{cr}}, \\ \eta \geq 1 \end{cases} \quad (1)$$

式中 η 为标准化的粒子撞击速度。颗粒的撞击速度由 CS 工艺参数(如喷涂载气压力、载气预热温度、喷涂距离、喷嘴结构等)决定,而临界沉积速度可由以下的经验公式获得:

$$v_{cr} = \sqrt{a\sigma/\rho + bc_p(T_m - T_p)}, \quad (2)$$

$$\sigma = \sigma_{UTS} \left(1 - \frac{T_p - T_{ref}}{T_m - T_{ref}} \right), \quad (3)$$

式中 σ 为与温度相关的屈服强度, σ_{UTS} 为颗粒的极限抗拉强度, ρ 为颗粒密度, c_p 为颗粒比热容, T_m 为颗粒熔点, T_p 为颗粒碰撞时的初始温度, T_{ref} 为参考温度(通常取室温), a 、 b 为常数。结合(2)、(3)式可知,颗粒碰撞温度的提高可以降低临界沉

积速度。SLD是在保持CS工艺参数不变的情况下引入了激光辐照,对颗粒和基材进行了加热软化。因此,SLD和CS过程中的颗粒撞击速度相同,但由于激光加热提高了颗粒碰撞温度,降低了

临界沉积速度。根据(1)式可知,SLD的 η 值大于CS的 η 值,有利于材料的有效沉积。这就是造成上述SLD和CS沉积层中颗粒沉积行为差异的根本原因。

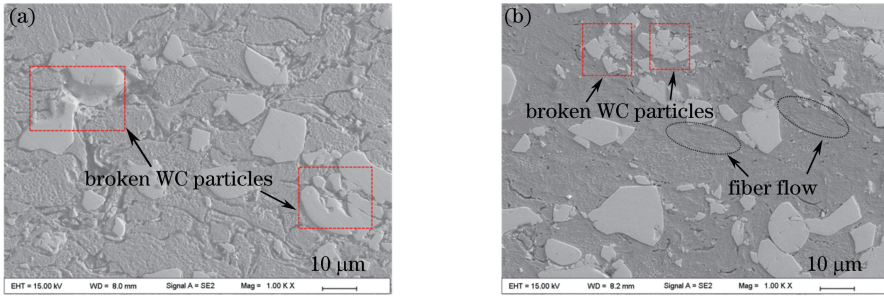


图3 WC/SS316L颗粒沉积层的横截面。(a) SLD;(b) CS

Fig. 3 Cross sections of WC/SS316L composite deposition layers. (a) SLD; (b) CS

3.2 沉积层界面结合行为分析

复合沉积层中的界面结合包括沉积层/基体以及粘结相/增强相之间的结合。图4所示为CS与SLD沉积层界面结合的对比。由图4(a)、(b)可知,CS沉积层与基体之间由于结合不良而存在明显的缝隙,SLD沉积层与基体之间呈现出良好的界面结合能力。此外,由图4(c)可知,CS沉积层中SS316L粘结相和WC增强相之间也有缝隙的存在,表明二者结合不良。在SLD沉积层中,SS316L粘结相和WC增强相结合良好,无明显缝隙存在,如图4(d)所示。

(或已沉积的材料层)时的总能量(E)由颗粒的动能(E_k)和热能(E_{th})组成:

$$E = E_k + E_{th}, \quad (4)$$

$$E_k = \frac{1}{2} v_p^2, \quad (5)$$

$$E_{th} = c_p (T_p - T_{ref}). \quad (6)$$

E 越大,越有利于颗粒的有效结合。由上述分析可知,SLD的 v_p 与CS的一致;由(5)式可知,两种方法下的颗粒动能(E_k)相等,而SLD的 T_p 更高;由(6)式可知,SLD中的 E_{th} 大于CS的。由(4)式可以推出,SLD中颗粒撞击基体(或已沉积的材料层)时的总能量 E 大于CS的,故有更好的界面结合表现。

根据相关文献报道^[15]可知,颗粒高速撞击基体

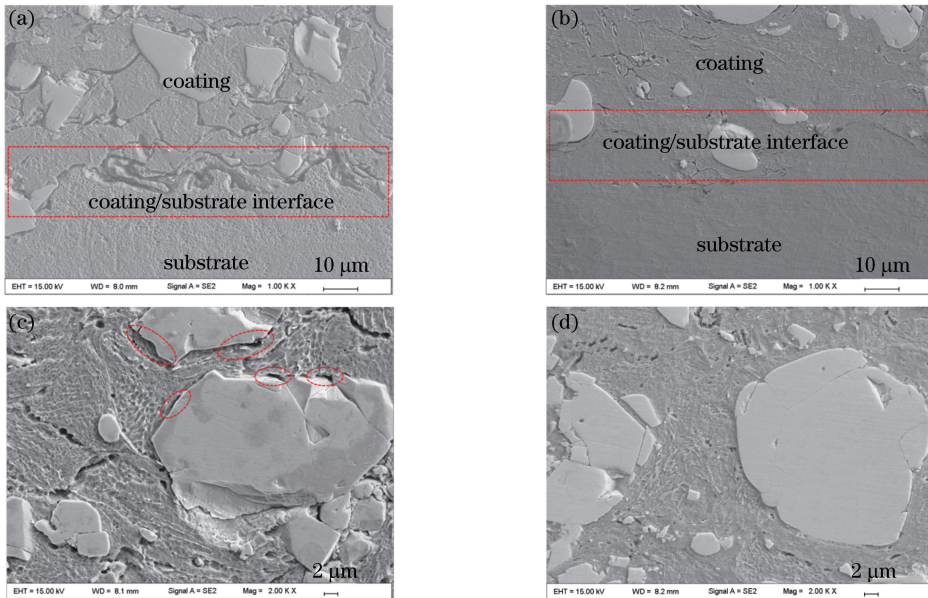


图4 (a) CS和(b) SLD沉积层与基体界面的结合;(c) CS和(d) SLD沉积层中SS316L粘结相和WC增强相结合
Fig. 4 Interfacial bonding between substrate and deposition layer prepared by (a) CS or (b) SLD; bonding between SS316L adhesive phase and WC reinforced phase in deposition layer prepared by (c) CS or (d) SLD

3.3 沉积层显微硬度分析

图 5 所示为 SLD WC/SS316L 沉积层中粘结相的显微硬度曲线,其中 BZ 为结合区。从沉积层开始自上而下测试,压痕间隔为 100 μm 。由图 5 可知,沉积层中 SS316L 粘结相的平均硬度为 516 HV,而 SS316L 基体的硬度为 220 HV,沉积层的硬度较基体硬度增大了 2.35 倍。这是由于 CS 过程是依靠粉末/基体材料剧烈的塑性变形实现有效沉积,强烈塑性变形会使材料出现加工硬化现象,导致硬度增大。虽然 SLD 在 CS 过程中引入激光对颗粒和基体进行了加热,但该加热时间较短,不足以使材料发生回复和再结晶现象,因此 SLD 沉积层中的 SS316L 粘结相依然保持较大的显微硬度。从 XRD 图谱(图 6)可以看出,沉积层中 SS316L 的衍射峰与原始粉末相比出现了展宽。XRD 衍射峰的展宽往往与晶粒细化以及微应变等因素有关^[16-17],这也是 SLD 沉积层中颗粒塑性变形导致晶格畸变强化的一个佐证。

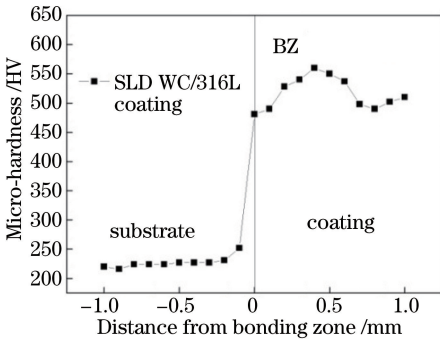


图 5 SLD WC/SS316L 沉积层的显微硬度
Fig. 5 Micro-hardness of WC/SS316L deposition layer prepared by SLD

在激光熔覆层中,高热输入会产生明显的热影响区以及元素稀释,显微硬度在沉积层/基体界面处会出现一个过渡区。而 SLD 过程中引入的激光只是用于加热软化而非熔化,几乎不会产生明显的热

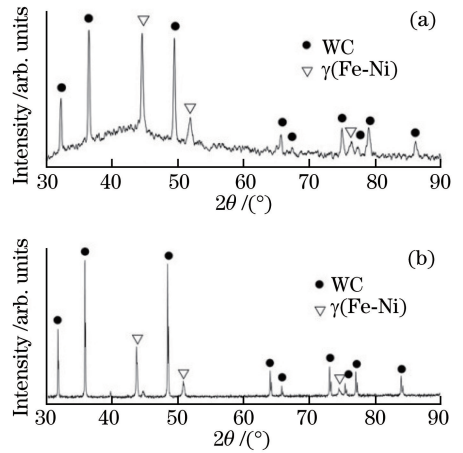


图 6 (a) SLD WC/SS316L 沉积层与
(b)原始粉末的 XRD 图谱

Fig. 6 XRD patterns of (a) WC/SS316L deposition layer prepared by SLD and (b) original powder

影响区和元素稀释,因此沉积层/基体界面处显微硬度呈现骤减而非逐渐过渡,如图 5 所示。

3.4 沉积层电化学性能分析

图 7 所示为 SLD WC/SS316L 复合沉积层经过电化学性能测试后的显微形貌。由图 7 可知,沉积层中发生了不均匀腐蚀现象,并在其表面出现了一些严重的凹坑,如图 7(a)中 1 处以及图 7(c)中 6 处所示。在沉积层腐蚀较为严重的部位都分布着 WC 颗粒,如图 7(a)中 2 处以及图 7(b)中 3、4 处所示。在这些严重腐蚀的部位,裸露出了沉积层内部的 WC 颗粒,如图 7(c)中 5 处所示。而在 WC 周围,粘结相 SS316L 腐蚀程度较轻,几乎没有腐蚀,如图 7(c)中红圈区域所示。

粘结相 SS316L 颗粒在激光辐照以及后续撞击颗粒的作用下,其结合较为致密,而且在沉积过程中,粘结相颗粒发生剧烈的塑性变形,颗粒内部位错密度增大,击穿电位随位错密度的增大而发生正移,从而增加粘结相 SS316L 的耐腐蚀性。另一方面,

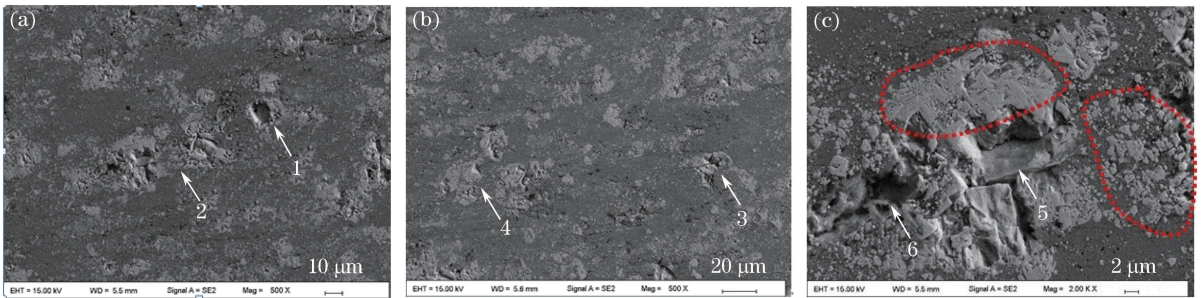


图 7 SLD WC/SS316L 复合沉积层的电化学腐蚀形貌。(a)沉积层边缘;(b)沉积层中间部位;(c)图 7(a)的局部放大

Fig. 7 Morphologies of WC/SS316L composite deposition layers prepared by SLD.

(a) Edge of deposition layers; (b) middle part of deposition layers; (c) local amplification of Fig. 7(a)

该局部区域的组织成分也较为均匀,故被腐蚀的程度也较轻微。在分布着 WC 颗粒的局部区域,由于 WC 颗粒未能与 SS316L 颗粒形成完全致密的结合,腐蚀溶液通过这些结合部位间的孔隙直接进入沉积层内部;另一方面,由于 WC 颗粒与 SS316L 粘结相的电位不同,在此处可形成原电池,而 WC 的化学稳定性优于 SS316L 的,故此处的粘结相会被优先腐蚀。WC 颗粒失去了粘结相的粘结作用,不仅会从沉积层上直接脱落形成凹坑,而且会从沉积层内部裸露出来。同时,由于粘结相的腐蚀,WC 颗粒周围的压应力得到释放,撞击形成的贯穿裂纹成为腐蚀的新通道,腐蚀液沿着 WC 颗粒的界面以及其内部裂纹渗入到沉积层内部,从而加速了沉积层的失效。

4 结 论

以 WC/SS316L 金属基复合沉积层为对象,研究了 WC 陶瓷相和奥氏体不锈钢(SS316L)粘结相粒子在 SLD 过程中的沉积行为及结合机理,得出以下结论:

1) 激光辐照软化效应降低了 SS316L 沉积材料的临界沉积速度,并增加了 SS316 颗粒的塑形变形能力,从而增大了复合沉积层内部的致密程度;

2) 在保持粒子撞击动能不变的条件下,激光辐照增大了粒子撞击时的热量,使粒子撞击时的总能量增大,SLD 沉积层较 CS 沉积层表现出更好的界面结合行为;

3) SLD 沉积层中 SS316L 颗粒的平均硬度为 516 HV,较原始粉末增大了 2.35 倍,这是由于沉积过程中颗粒发生了加工硬化;

4) 电化学腐蚀过程中 WC/SS316L 沉积层发生了不均匀腐蚀,在 WC 颗粒与 SS316L 颗粒界面结合处出现了较严重的腐蚀失效。

参 考 文 献

- [1] Yuan Q L, Feng X D, Cao J J, *et al.* Research on microstructure of Ni-based alloy coating by laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2010, 37(8): 2116-2120.
袁庆龙, 冯旭东, 曹晶晶, 等. 激光熔覆镍基金属涂层微观组织研究[J]. 中国激光, 2010, 37(8): 2116-2120.
- [2] Wu D J, Chu Y, Niu F Y, *et al.* Influence of temperature distribution of ceramic coating using top-hat assistant laser beam in dual-beam laser cladding

[J]. Chinese Journal of Lasers, 2014, 41(7): 0703012.

吴东江, 褚洋, 牛方勇, 等. 双激光束熔覆过程平顶辅助光束对陶瓷涂层温度场的影响[J]. 中国激光, 2014, 41(7): 0703012.

- [3] Shan X H, Wang C S, Yu Q. Microstructure and property of Nb-Al-Ti high temperature alloy coatings by laser cladding on Ti alloy surface [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(8): 0802015.
单晓浩, 王存山, 于群. 钛合金表面激光熔覆 Nb-Al-Ti 高温合金涂层组织与性能[J]. 中国激光, 2016, 43(8): 0802015.
- [4] Duan X X, Gao S Y, Gu Y F, *et al.* Study on reinforcement mechanism and frictional wear properties of 316L-SiC mixed layer deposited by laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(1): 0103004.
段晓溪, 高士友, 顾勇飞, 等. 激光熔覆 316L+SiC 强化机制和摩擦磨损性能研究[J]. 中国激光, 2016, 43(1): 0103004.
- [5] Lupoi R, Sparkes M, Cockburn A, *et al.* High speed titanium coatings by supersonic laser deposition [J]. Materials Letters, 2011, 65(21/22): 3205-3207.
- [6] Jones M, Cockburn A, Lupoi R, *et al.* Solid-state manufacturing of tungsten deposits onto molybdenum substrates with supersonic laser deposition [J]. Materials Letters, 2014, 134: 295-297.
- [7] Yao J, Li Z, Li B, *et al.* Characteristics and bonding behavior of Stellite 6 alloy coating processed with supersonic laser deposition [J]. Journal of Alloys & Compounds, 2016, 661: 526-534.
- [8] Yang L J, Li Z H, Li B, *et al.* Microstructure and deposition mechanism of Ni60 coatings prepared by supersonic laser deposition [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(3): 0306005.
杨理京, 李祉宏, 李波, 等. 超音速激光沉积制备 Ni60 涂层的显微组织及沉积机理[J]. 中国激光, 2015, 42(3): 0306005.
- [9] Yang L, Li B, Yao J, *et al.* Effects of diamond size on the deposition characteristic and tribological behavior of diamond/Ni60 composite coating prepared by supersonic laser deposition [J]. Diamond and Related Materials, 2015, 58: 139-148.
- [10] Li B, Yao J, Zhang Q, *et al.* Microstructure and tribological performance of tungsten carbide reinforced stainless steel composite coatings by supersonic laser deposition [J]. Surface & Coatings Technology, 2015, 275: 58-68.
- [11] Li Z H, Yang L J, Li B, *et al.* Microstructural characteristics of WC/Stellite 6 composite coating

- prepared by supersonic laser deposition[J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(11): 1106002.
- 李祉宏, 杨理京, 李波, 等. 超音速激光沉积 WC/Stellite 6 复合涂层显微组织特征的研究[J]. 中国激光, 2015, 42(11): 1106002.
- [12] Li P H, Li B, Zhang Q L, *et al.* Comparative study on microstructure and performance of WC/SS316L composite coating prepared by supersonic laser deposition and laser cladding[J]. Chinese Journal of Lasers, 2016, 43(11): 1102002.
- 李鹏辉, 李波, 张群莉, 等. 超音速激光沉积与激光熔覆 WC/SS316L 复合沉积层显微组织与性能的对比较研究[J]. 中国激光, 2016, 43(11): 1102002.
- [13] Li Z H, Yang L J, Zhang Q L, *et al.* Comparative research of Stellite 6 coatings prepared by supersonic laser deposition and laser cladding [J]. Chinese Journal of Lasers, 2015, 42(5): 0503008.
- 李祉宏, 杨理京, 张群莉, 等. 超音速激光沉积与激光熔覆 Stellite 6 涂层的对比研究[J]. 中国激光, 2015, 42(5): 0503008.
- [14] Li B, Yang L, Li Z, *et al.* Beneficial effects of synchronous laser irradiation on the characteristics of cold-sprayed copper coatings[J]. Journal of Thermal Spray Technology, 2015, 24(5): 836-847.
- [15] Assadi H, Kreye H, Gärtner F, *et al.* Cold spraying—A materials perspective[J]. Acta Materialia, 2016, 116: 382-407.
- [16] Borchers C, Gärtner F, Stoltenhoff T, *et al.* Microstructural and macroscopic properties of cold sprayed copper coatings[J]. Journal of Applied Physics, 2003, 93(12): 10064-10070.
- [17] Xiong Y, Kang K, Bae G, *et al.* Dynamic amorphization and recrystallization of metals in kinetic spray process[J]. Applied Physics Letters, 2008, 92(19): 857-875.