

doi: 10.11933/j.issn.1007-9289.20170106002

# 脉冲能量对电火花沉积 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ 基金属陶瓷涂层组织与性能的影响

黄奇胜<sup>1</sup>, 陈志国<sup>1,2,3</sup>, 魏祥<sup>3</sup>, 汪力<sup>2</sup>, 侯志伟<sup>2</sup>, 杨威<sup>1</sup>

(1. 中南大学材料科学与工程学院, 长沙 410083; 2. 湖南人文科技学院材料工程系, 湖南娄底 417000; 3. 中南大学轻合金研究院, 长沙 410083)

**摘要:** 为研究脉冲能量对电火花沉积制备 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ 基金属陶瓷涂层组织及性能的影响, 在3种脉冲能量(1.35, 6.41和17.81 J)下分别制备了沉积涂层。采用扫描电镜(SEM)、X射线衍射仪(XRD)、电子探针(EPMA)、显微硬度计及摩擦磨损实验机对涂层的组织与性能进行研究和表征。结果表明: 3种脉冲能量所制备的涂层物相组成均由非晶相、马氏体和 $\text{Fe}_3\text{B}$ 相组成, 脉冲能量17.81 J时涂层的非晶相含量最低; 单个沉积点的溅射范围和涂层表面裂纹数随着脉冲能量的增大而增大, 涂层厚度随脉冲能量增加到一定厚度后变化不显著; 涂层与基体间形成良好的冶金结合。脉冲能量6.41 J时, 涂层截面具有最高的峰值显微硬度1 349  $\text{HV}_{0.05}$ ; 同时, 该涂层稳定阶段的摩擦因数(0.313)和1 h磨损量(0.7 mg)均为3种涂层中最低, 耐磨性最佳。

**关键词:** 电火花沉积; 脉冲能量; 物相组成; 微观形貌

中图分类号: TG174.44

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2017)03-0089-08

## Effects of Pulse Energy on Microstructure and Properties of $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -based Cermet Coatings Prepared by Electro-spark Deposition

HUANG Qi-sheng<sup>1</sup>, CHEN Zhi-guo<sup>1,2,3</sup>, WEI Xiang<sup>3</sup>, WANG Li<sup>2</sup>, HOU Zhi-wei<sup>2</sup>, YANG Wei<sup>1</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083; 2. Department of Materials Engineering, Hunan University of Humanities, Science and Technology, Loudi 417000, Hunan; 3. Light Alloy Research Institute, Central South University, Changsha 410083)

**Abstract:** In order to investigate the effects of pulse energy on microstructure and properties of  $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -based cermet coatings, three kinds of coatings were prepared under different pulse energy (1.35, 6.41 and 17.81 J) by electro-spark deposition. The microstructure and phase composition of the coatings were analyzed by XRD and SEM. Microhardness test, friction and wear test were conducted for further investigation of their properties. The results show that all the coatings are consisted of amorphous, martensite and  $\text{Fe}_3\text{B}$ . The content of amorphous phase is the lowest when the pulse energy is 17.81 J. The splash area of single spot and the quantity of cracks on the coatings surface increase with the pulse energy increasing, while the thickness variation is limited. Metallurgical bonding to the substrate is formed in all the coatings. The coating deposited at pulse energy of 6.41 J has a maximum peak microhardness of 1 395  $\text{HV}_{0.05}$ , the minimum mean friction coefficient (0.313) in the steady state and the minimum wear mass (0.7 mg) after 1 h of abrasion, indicating its better friction and wear performance.

**Keywords:** electro-spark deposition; pulse energy; phase content; micro morphology

收稿日期: 2017-01-06; 修回日期: 2017-04-18

网络出版日期: 2017-05-05 11:48; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20170505.1148.002.html>

通讯作者: 陈志国(1969—), 男(汉), 教授, 博士; 研究方向: 金属材料表面改性; E-mail: hngary@163.com

基金项目: 湖南省应用基础研究重点项目(2016JC2007); 湖南省自然科学基金(2017JJ31221)

**Fund:** Supported by Key Program of Applied Fundamental Research of Hunan Province (2016JC2007) and Natural Science Foundation of Hunan Province (2017JJ3122)

引文格式: 黄奇胜, 陈志国, 魏祥, 等. 脉冲能量对电火花沉积 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ 基金属陶瓷涂层组织与性能的影响[J]. 中国表面工程, 2017, 30(3): 89-96.

HUANG Q S, CHEN Z G, WEI X, et al. Effects of pulse energy on microstructure and properties of  $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -based cermet coatings prepared by electro-spark deposition[J]. China Surface Engineering, 2017, 30(3): 89-96.

0 引 言

电火花沉积表面强化技术(Electro-spark deposition, ESD)因具有对基体热量输入低,形成的沉积层残余应力小,操作简便等特点而备受关注,已有大量研究通过改变电极材料和调整工艺参数来制备各类高性能涂层<sup>[1-3]</sup>。目前,对电火花沉积工艺参数的研究集中于各项电气参数如电容、电压等对涂层组织与性能的影响。实际上,电容和电压是通过脉冲放电能量来影响涂层质量的(脉冲能量( $E$ )与电容( $C$ )和电压( $V$ )间的关系可用公式 $E=1/2CV^2$ 表示)<sup>[4]</sup>,电火花沉积过程中,电极材料被脉冲放电能量熔化后沉积至基体表面。因此,相比于电容和电压,脉冲能量对强化层质量的影响更直接。

D.W. Heard等<sup>[5]</sup>以Al-Ni合金为电极材料,在不同脉冲能量下分别制备单层电火花沉积涂层,并得出当脉冲能量为0.1 J时,制备的涂层均匀、致密且连续性好,厚度约为30  $\mu\text{m}$ 。Alexander V等<sup>[6]</sup>研究了脉冲能量对电极材料和基体材料的蚀除速率和转移速率的影响,并在此基础上成功制备了电火花沉积涂层。M.FakooriHasanabadi<sup>[7]</sup>等研究了脉冲能量对涂层微观组织的影响,其研究结果显示,随着脉冲能量的增加,基体所受到的热量输入增加,电极材料接触到基体后的冷却速度下降,引起涂层物相由非晶相向超细晶或纳米晶转变。可见,电火花沉积过程中,脉冲能量的变化会显著影响涂层组织与性能。

$\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ 基金属陶瓷的强度大,硬度高,耐磨及耐蚀性好,且与大多数钢铁材料的热膨胀系数相近,是一种极有潜力的钢基涂层材料<sup>[8-9]</sup>。在课题组的前期研究中<sup>[10]</sup>,以 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ 基金属陶瓷为电极材料制备了微观组织均匀致密,与基体冶金结合良好,且硬度高和耐磨性好的电火花沉积涂层,其优良的耐磨性和较高的硬度得益于涂层中含有的非晶相和马氏体相(纳米级)。但是,之前的研究是基于单一脉冲能量下的讨论,仅探讨了以 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ 基金属陶瓷为电极材料时,制备非晶涂层的可行性,对于不同非晶相含量涂层的制备及其组织与性能的变化规律缺乏研究。因此,文中以不同的脉冲能量在当前广泛应用的冷作模具钢Cr12MoV<sup>[11]</sup>表面制备了电火花涂层,系统地研究了脉冲能量对涂层物相、微观形貌、硬度及摩擦磨损性能的影响规律。

1 材料与方法

1.1 试验材料

基体材料为经1 020  $^{\circ}\text{C}$ 淬火,200  $^{\circ}\text{C}$ 回火2 h的Cr12MoV钢,试验前用线切割机将基体材料加工成50 mm $\times$ 35 mm $\times$ 5 mm的长方体试样,并用SiC砂纸对将要沉积的表面逐级打磨、抛光后用酒精超声波清洗干燥保存。电极材料是通过原位反应液相烧结工艺制备的 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ 基金属陶瓷极,材料尺寸为 $\Phi$  7.5 mm $\times$ 45 mm。基体和电极材料的名义化学成分如表1所示。

表 1 基体及电极材料的化学成分

| Table 1 Chemical composition of the substrate and electrode |         |         |         |         |         |         |         | (w%) |
|-------------------------------------------------------------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|---------|------|
| Element                                                     | C       | B       | Mo      | Cr      | V       | Ni      | Si      | Fe   |
| Cr12MoV                                                     | 0.5-0.9 | 1.2-2.0 | 1.0-4.0 | 3.0-5.0 | 2.0-3.0 | 0.5-1.5 | 0.5-0.9 | Bal. |
| $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$                                   | 0.5     | 6       | 48      | 2.5     |         | 2.9     |         | Bal. |

1.2 试验过程

采用DL-4000D型电火花沉积/堆焊机进行沉积层的制备,电极旋转速率2 600 r/min,沉积过程中试样与电极均在5 L/min的氩气保护气氛下工作。比沉积时间为1 min/ $\text{cm}^2$ 。沉积过程选用3个不同的脉冲能量,具体工艺参数如表2所示。

将制备的涂层清洗后进行性能表征。采用D/Max 2500型X射线衍射仪(XRD)对电极材料和电火花沉积层进行物相分析,扫描速度为8 $^{\circ}$ /min,衍射角范围20 $^{\circ}$ ~90 $^{\circ}$ ;采用HMV-2T岛津显微硬度计

测量电火花沉积层截面的硬度分布,加载压力50 g,加载时间10 s。采用HSR-2M摩擦试验机对电火花沉积层进行室温干滑动摩擦试验,载荷50 N,摩擦时间60 min,摩擦副为SiC球( $\Phi$  6 mm,

表 2 电火花沉积过程工艺参数

| Table 2 Parameters of ESD process |             |                          |                |                  |
|-----------------------------------|-------------|--------------------------|----------------|------------------|
| Factor                            | Voltage / V | Capacity / $\mu\text{F}$ | Frequency / Hz | Pulse energy / J |
| S1                                | 150         | 120                      | 4 500          | 1.35             |
| S2                                | 150         | 570                      | 4 500          | 6.41             |
| S3                                | 250         | 570                      | 4 500          | 17.81            |

洛氏硬度80 HRC), 摩擦因数由外带的计算机自动采集, 磨损质量用BSA224S-CW型电子天平测量。利用Quantan-200型扫描电镜对沉积层的表面、截面和磨损形貌进行观察, 沉积层界面元素分布用JXA-8230型电子探针表征。

2 结果与讨论

2.1 涂层的微观组织

图1为3种脉冲能量下制备的单个沉积点和涂层的表面微观形貌。可以明显看出, 3种脉冲能量下制备的单个沉积点均为液滴飞溅沉积形貌, 且随着脉冲能量的增大, 单个沉积点的边界范围逐渐增大。这种形貌特点与电火花沉积过程中的材料过渡机制相关<sup>[11-12]</sup>。在脉冲放电的瞬间(通常短于100  $\mu\text{s}$ ), 会在电极与基体间形成高温高压的通电微区, 此时电极材料和基体被脉冲放电能量熔化, 分别形成细小的熔滴和熔池, 这些熔滴在离子化的氩气流中以极快的速度撞击基体表面并向四周飞溅, 同时, 基体上的熔池也在放电微区的高压下发生翻溅。此后, 放电结束, 熔滴与熔池以极快的冷却速度凝固, 形成具有飞溅形貌的沉

积点。不难推断, 在放电过程中, 脉冲能量越大, 脉冲放电所形成的熔滴和熔池的体积越大, 因此, 单个沉积点的边界范围也随之扩大。

3种涂层形貌都表现出电火花沉积层典型的溅射, 堆叠特征<sup>[13]</sup>, 且涂层表面较为平整, 没有明显的缺陷。但是, 随着脉冲能量增加, 涂层表面的溅射小液滴凝固形貌逐渐增多, 涂层表面粗糙度增大。此外, S2、S3由于残余热应力释放在涂层表面形成大量裂纹, 而在S1中几乎观察不到应力释放所产生的裂纹, 这是因为脉冲能量小时, 涂层厚度小, 所以其中的残余热应力小, 故未使涂层开裂。

3种沉积涂层的截面微观形貌如图2所示。涂层截面由表及里分别为沉积层、过渡区及基体。涂层基本无孔洞, 存在少量垂直于基体的裂纹, 裂纹产生的原因是: 由于涂层与基体间的热膨胀系数不同, 涂层由高温冷却至室温时其内部会存在较大的残余应力, 在残余应力的作用下, 涂层会沿着内部缺陷或应力集中处发生断裂, 形成裂纹<sup>[14]</sup>。

沉积层结构致密内部无分层且与基体冶金结合情况良好。值得注意的是, 脉冲能量1.35 J涂层

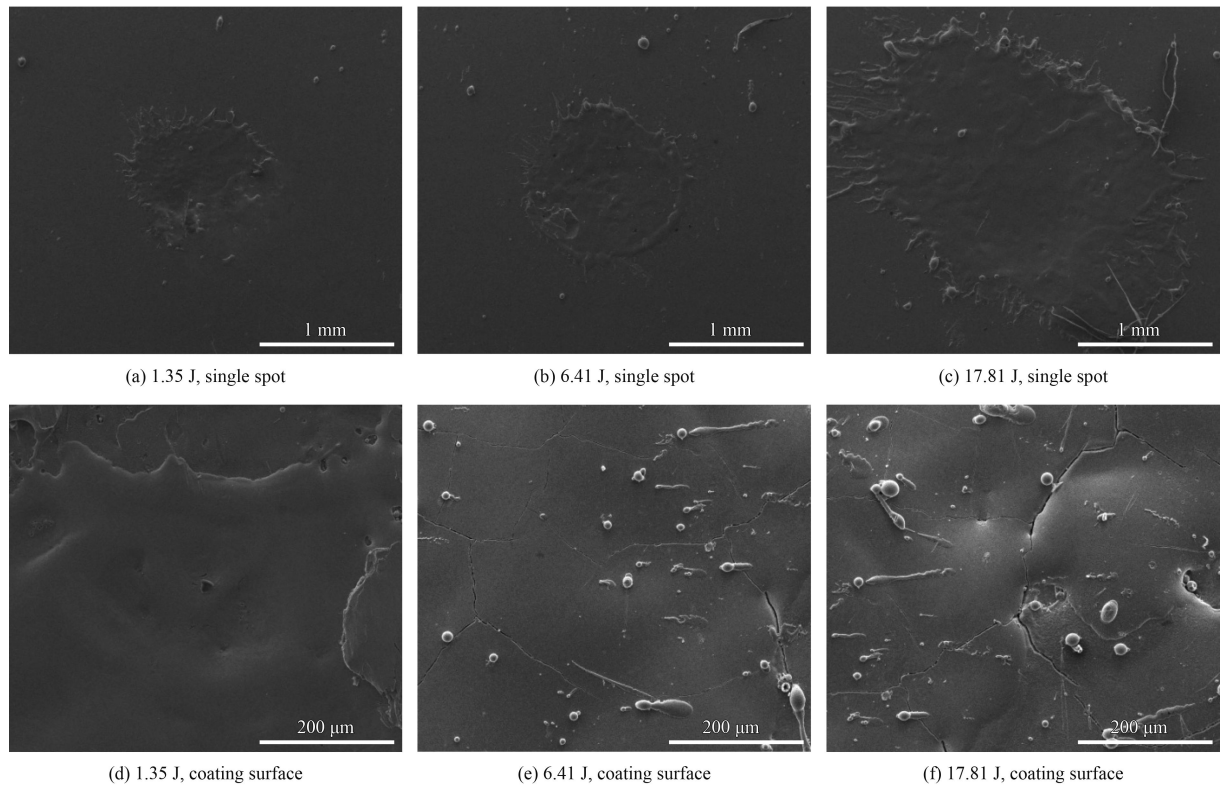


图1 不同脉冲能量下的沉积单点及涂层表面形貌

Fig.1 Surface morphologies of the single spot and coatings under different pulse energy

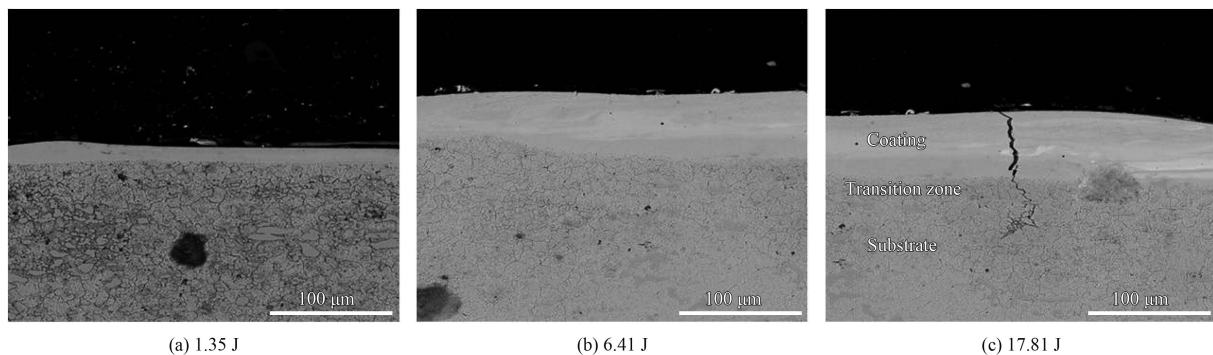


图2 3种涂层的截面微观形貌

Fig.2 Cross section morphologies of the three kinds of coatings

平均厚度约为 $20\text{ }\mu\text{m}$ ,其他两种涂层的平均厚度达到 $40\sim 60\text{ }\mu\text{m}$ ,约为前者厚度的2倍,出现这种现象是因为电火花涂层厚度与能量密切相关,能量大小是形成厚度的关键因素。在相同比沉积时间条件下,脉冲能量越大,电极材料转移量越大,所形成的涂层厚度越大。

此外,脉冲能量分别为 $6.41\text{ J}$ 和 $17.81\text{ J}$ 时,2种涂层的平均厚度差别不大( $40\sim 60\text{ }\mu\text{m}$ ),这说明随着脉冲能量的增大,涂层厚度存在一个极大值,在此基础上增大脉冲能量,涂层的厚度不会明显增加。这是因为,随着脉冲能量的增大,沉积过程中因残余热应力释放产生的裂纹数量增多,阻碍了涂层增厚<sup>[15]</sup>。

为了进一步研究涂层中元素分布的特点,采用EPMA对3种涂层截面进行元素面扫描分析,图3为脉冲能量为 $1.35\text{ J}$ 时沉积涂层中Mo元素的面扫描结果。可以看出,沉积层与基体间存在着一个宽度约为 $5\sim 8\text{ }\mu\text{m}$ 的成分过渡区域,这种由于元素扩散而形成的成分过渡区进一步证明基体与沉积层之间发生了冶金反应,得到了冶金结合界面。类似的过渡区也存在于其他2种涂层与基体间。这种结合方式使涂层与基体间结合紧密,有利于提高涂层的各方面性能。

图4为电极材料的XRD图谱。由图可知, $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ 基金属陶瓷电极主要由铁基粘结相和 $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ 硬质相组成。

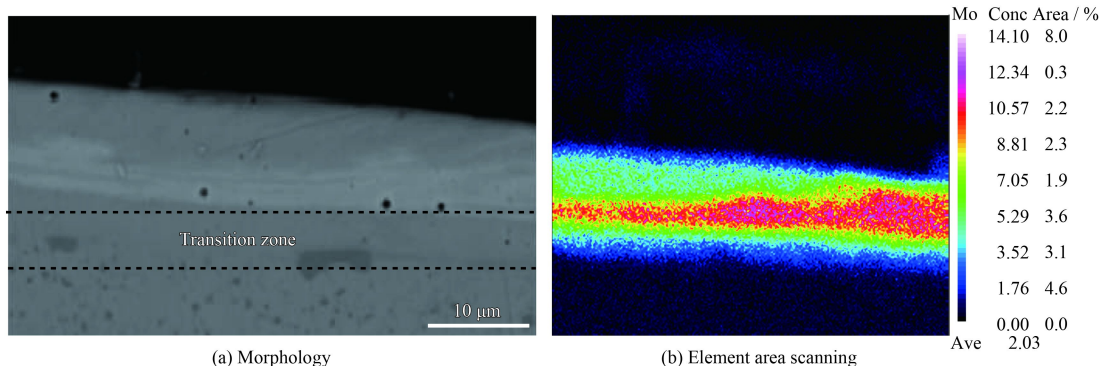


图3 S1涂层过渡区形貌及Mo元素面扫描(EPMA)

Fig.3 Morphology of transition zone and Mo elementary area scanning (EPMA) of S1 coating

3种涂层的XRD图谱如图5(a)所示,通过对比标准PDF卡片可以推断涂层晶化相主要由马氏体和 $\text{Fe}_3\text{B}$ 组成。马氏体和 $\text{Fe}_3\text{B}$ 相均为亚稳相,在平衡凝固中难以得到,但是电火花沉积过程中电极熔体极快的冷却速度(可达 $10^6\text{ K/s}$ )恰好为其提供了必要条件,极其有限的凝固时间使得合金元素来不及发生扩散形核等步骤而倾向于形成亚稳态的

马氏体和 $\text{Fe}_3\text{B}$ 相<sup>[16]</sup>。此外,3种涂层的XRD图谱显示,在 $2\theta=45^\circ$ 附近位置峰型发生宽化,这说明电火花沉积过程中已经生成了部分非晶相。从合金成分上来说, $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ 基金属陶瓷具有较强的非晶形成能力。在电火花沉积过程中,沉积到基体表面的电极材料以极快的冷却速度凝固下来时,将不再发生结晶而直接形成非晶,导致涂层中不

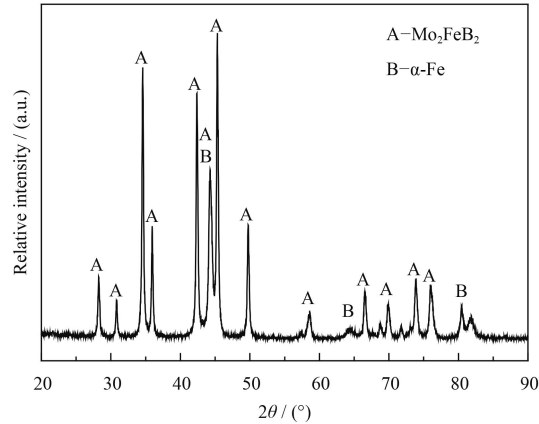


图4 Mo<sub>2</sub>FeB<sub>2</sub>基金属陶瓷电极的XRD图谱

Fig.4 XRD patterns of Mo<sub>2</sub>FeB<sub>2</sub>-based cermet electrode

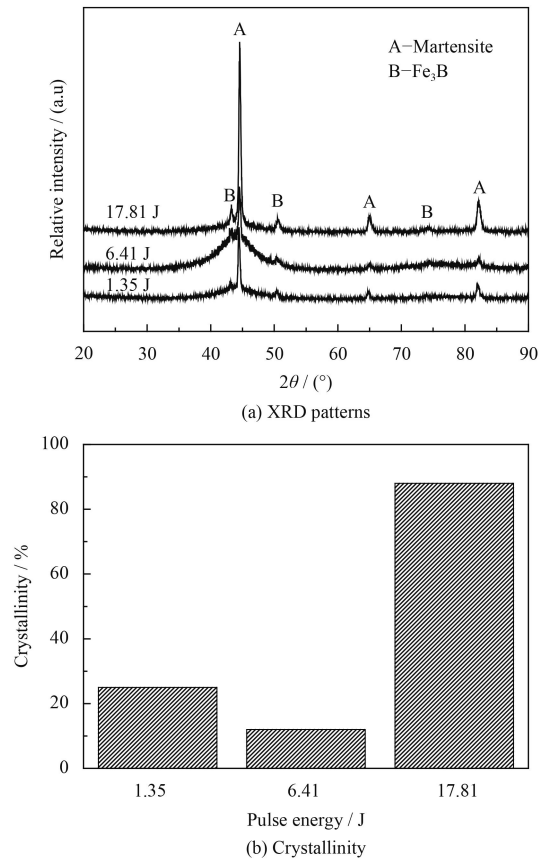


图5 不同脉冲能量下涂层的XRD图谱及其晶化程度

Fig.5 XRD patterns and crystallinity of the coatings under different pulse energy

存在原电极中含有的Mo<sub>2</sub>FeB<sub>2</sub>相。但是由于电火花沉积过程的脉冲能量不同,造成涂层非晶相含量差异较大。通过Verdon方法对XRD衍射图进行Pseudo-Voigt函数拟合,计算出3种电火花沉积涂层的晶化程度<sup>[17]</sup>,拟合结果晶化程度越高则其非晶相含量越低。3种脉冲能量下制备的涂层晶化程

度如图5(b)所示,可以明显看出,3种涂层的晶化程度随着脉冲能量的增大,先降低后升高,表明涂层中非晶相含量具有一定的差异。

由图5还可知:脉冲能量为17.81 J(S3)时涂层的晶化程高达88%,明显高于脉冲能量为1.35 J(S1)和6.41 J(S2)时涂层的晶化程度(晶化程度分别为25%和12%)。造成这种现象的原因与非晶形成所需的条件密切相关<sup>[18]</sup>。电火花沉积过程中,只有当熔融合金的冷却速度大于其临界冷却速度时才有可能得到非晶涂层。表3为3种涂层表面的EDS分析结果,可以看出涂层表面元素组成差别不大,因此可知熔滴的冷却速度差异是造成各涂层非晶相含量不同的主要原因。

| 表 3 涂层中各元素的含量 |                                         |       |       |
|---------------|-----------------------------------------|-------|-------|
| Table 3       | Content of each element in the coatings |       |       |
| Element       | Pulse energy / J                        |       |       |
|               | 1.35                                    | 6.41  | 17.81 |
| B             | 26.98                                   | 20.11 | 28.69 |
| O             | 1.01                                    | 1.53  | 1.80  |
| Mo            | 2.73                                    | 2.43  | 3.16  |
| Cr            | 6.37                                    | 7.58  | 7.06  |
| Mn            | 0.63                                    | 0.72  |       |
| Fe            | 62.29                                   | 67.63 | 59.29 |

单个沉积点的冷却速度可以近似的由Gould公式<sup>[7]</sup>描述, Gould公式表达式如下:

$$\frac{dT}{dt} = \frac{2\alpha C_p(T_m - T_0)^2}{\pi X_{sp}^2 H_m}$$

(1)

其中,  $X_{sp}$ 是熔滴厚度,  $T_m$ 和 $T_0$ 分别是熔滴的熔化温度和初始温度,  $H_m$ 是熔化焓,  $\alpha$ 是与电极材料相关的常用系数。脉冲能量越大对应的熔滴体积越大,单个熔滴形成的沉积点厚度越大,根据Gould公式可知,单个熔滴的冷却速度也就越慢。电火花沉积过程中,随着脉冲能量的增大,熔滴的冷却速度逐渐降低,当熔滴的冷却速度低于Mo-Fe-B系合金的临界冷却速度时,涂层中将很难出现非晶相。S3样品由于脉冲能量较大(17.81 J)导致其熔滴冷却速度下降,最终,所形成的涂层中非晶相含量远低于另2种涂层。此外, Pseudo-Voigt函数拟合结果显示,脉冲能量1.35 J涂层的晶化程度略高于脉冲能量6.41 J涂层。二者拟合结果如图6所示。造成这种现象的原因可能是由于S1涂

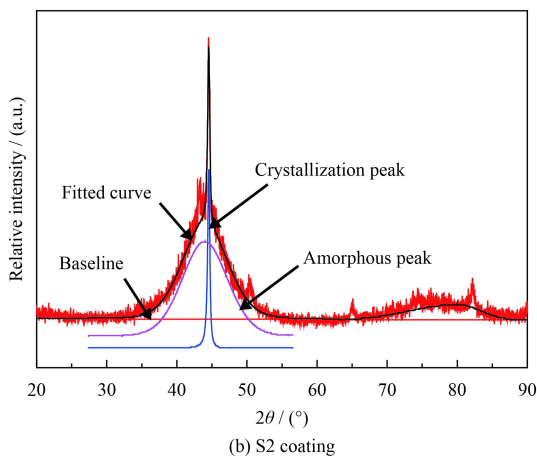
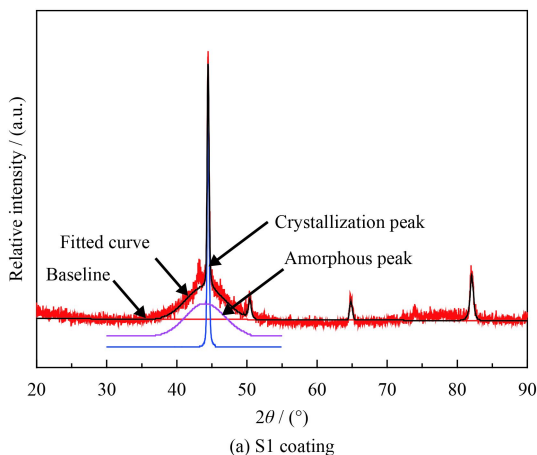


图6 S1、S2涂层的XRD拟合曲线

Fig.6 XRD fitting curves of S1 and S2 coatings

层的平均厚度仅为20  $\mu\text{m}$ ，小于XRD的扫描深度<sup>[19]</sup>，XRD图谱中显示出部分晶态的基体材料，影响了二者晶化程度的对比。

## 2.2 涂层的性能

图7为不同脉冲能量电火花沉积涂层截面显微硬度。3者都具有电火花沉积涂层典型的硬度分布特征，即从涂层高硬度的外表面平缓过渡至较低硬度的基体。基体材料对涂层成分的稀释作用和涂层微观结构变化是涂层出现硬度过渡区的主要原因<sup>[9]</sup>。涂层硬度相比与基体硬度(550  $\text{HV}_{0.05}$ )均有大幅提升，这主要是因为涂层中含有的非晶相和 $\text{Fe}_3\text{B}$ 相均为硬质相，且熔体快速凝固过程中发生的晶粒细化和晶格畸变也能显著提高涂层的硬度<sup>[20]</sup>。随着脉冲能量的增大，涂层最大显微硬度呈先增大后减小的趋势。其中，脉冲能量6.41 J涂层最大显微硬度1 349  $\text{HV}_{0.05}$ ，而当脉冲能量为17.81 J时涂层最大显微硬度仅为1 102  $\text{HV}_{0.05}$ ，二者相差约247  $\text{HV}_{0.05}$ 。结合两者的XRD图谱可知，由于脉冲

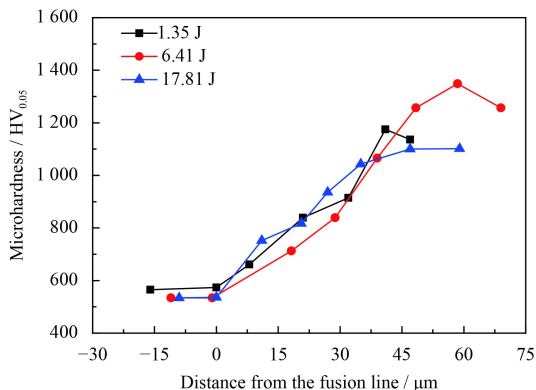


图7 不同脉冲能量下涂层截面显微硬度分布

Fig.7 Cross section microhardness distribution of coatings deposited under different pulse energy

能量17.81 J涂层晶化程度高达88%，造成其高硬度非晶相含量较低，因此涂层最大显微硬度相较于6.41 J涂层显著降低。

不同脉冲能量条件下制备的涂层摩擦因数如图8所示。由图可见，涂层均由起始阶段较低的摩擦因数逐渐升高至稳定阶段后小幅波动。其中，脉冲能量17.81 J涂层进入稳定阶段所需的过渡时间明显高于另外两者，造成这种现象的原因可能是，在摩擦磨损过程中脉冲能量17.81 J涂层的表面粗糙度更大，涂层表面的下凹处会储存较多的磨屑，因此需要更多的过渡时间来使磨屑的产生和排出达到动态平衡<sup>[21]</sup>。随着脉冲能量的增大，3种涂层在稳定阶段的平均摩擦因数先减小后增加，脉冲能量6.41 J涂层具有最低的平均摩擦因数0.313，而脉冲能量为1.35 J和17.81 J时涂层的平均摩擦因数分别为0.385和0.423，这说明脉冲能量6.41 J涂层的减磨效果最好。与摩擦因数结果相类

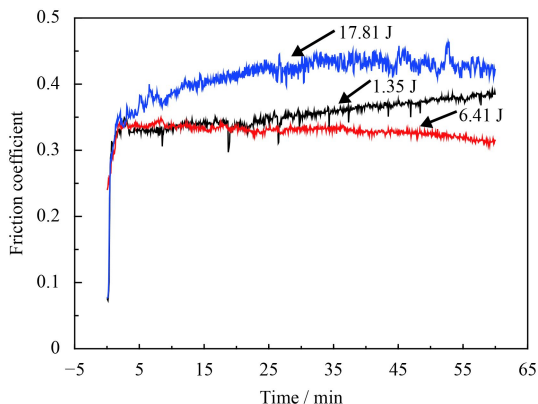


图8 不同脉冲能量下涂层的摩擦因数曲线

Fig.8 Friction coefficient curves of the ESD coatings under different pulse energy

似,3种涂层1 h的磨损质量也是随着脉冲能量的增大,先减小后增大,3者的磨损质量分别为1.0 (1.35 J), 0.7 (6.41 J)和1.5 mg(17.81 J),脉冲能量6.41 J涂层表现出最好的耐磨性。一般而言,涂层硬度与其耐磨性成正相关<sup>[22]</sup>,以此可以推断,脉冲能量6.41 J涂层更高的峰值硬度和平均硬度是其表现出更好地耐磨性的原因。

### 3 结 论

(1) 采用不同脉冲能量制备了电火花沉积涂层,得到的3种涂层厚度均匀、组织致密,且3种涂层均与基体间实现了良好的冶金结合。单个沉积点的溅射范围随脉冲能量的增大而增加。随着脉冲能量的增大,涂层中由于残余应力释放形成的裂纹数量逐渐增多,涂层厚度增加至一定程度后不再增长,其中脉冲能量1.35 J涂层平均厚度20  $\mu\text{m}$ ,仅为其他涂层厚度的1/2。

(2) 3种脉冲能量电火花沉积涂层物相都由非晶相、马氏体相和 $\text{Fe}_3\text{B}$ 相组成。其中脉冲能量17.41 J涂层由于热量输入较高,导致其非晶相含量远低于其他两种涂层。

(3) 随着脉冲能量的增加,涂层峰值显微硬度先升高后下降。脉冲能量6.41 J和17.81 J涂层最大显微硬度分别为1 349  $\text{HV}_{0.05}$ 和1 102  $\text{HV}_{0.05}$ 。两种涂层较大的硬度差异主要是因为涂层中高硬度非晶相含量差别较大。

(4) 随着脉冲能量的增加,涂层稳定阶段的摩擦因数和1 h磨损质量先增大后减小,脉冲能量6.41 J涂层具有最低摩擦因数(0.313)和最少的磨损质量(0.7 mg),表现出最优的耐磨性。

### 参考文献

[1] PARKANSKY N, BOXMAN R L, GOLDSMITH S. Development and application of pulsed-air-arc deposition[J]. Surface & Coatings Technology, 1993, 61(93): 268-273.

[2] LIU D Y, GAO W, LI Z W, et al. Electro-spark deposition of Fe-based amorphous alloy coatings[J]. Materials Letters, 2007, 61(1): 165-167.

[3] XIE Y J, WANG M C. Microstructural morphology of electro spark deposition layer of a high gamma prime superalloy[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201(3/4): 691-698.

[4] MILLIGAN J, HEARD D W, BROCHU M. Formation of nanostructured weldments in the Al-Si system using electros-

park welding[J]. Applied Surface Science, 2010, 256(12): 4009-4016.

[5] HEARD D W, BROCHU M. Development of a nanostructure microstructure in the Al-Ni system using the electros-park deposition process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2010, 210(6/7): 892-898.

[6] ALEXANDER V, RIBALKO, ORHAN S. The use of bipolar current pulses in electros-park alloying of metal surface[J]. Surface & Coatings Technology, 2003, 168(2/3): 129-135.

[7] FAKOORI HASANABADI M, MALEK GHAINI F, EB-RAHIMNIA M, et al. Production of amorphous nanocrystalline iron based coatings by electro-spark deposition process[J]. Surface & Coatings Technology, 2015, 270: 95-101.

[8] TAKAGI K I. Development and application of high strength ternary boride base cermets[J]. Cheminform, 2006, 179(9): 2809-2818.

[9] TAKAGI K I, KOMAI M, MATAUO S. Powder metallurgy proceeding of proceeding of world congress, PM'94[C]. Paris: European Powder Metallurgy Association, 1994, 1: 227.

[10] WEI X, CHEN Z G, ZHONG J, et al. Feasibility of preparing  $\text{Mo}_2\text{FeB}_2$ -based cermet coating by electros-park deposition on high speed steel[J]. Surface & Coatings Technology, 2016, 296: 58-64.

[11] 陈燕妮. 提高Cr12MoV冷作模具寿命的措施[J]. 热处理, 2009, 21: 38-39.

CHEN Y N. Process of improving the service life of Cr12MoV cold working die[J]. Heat Treatment, 2009, 21: 38-39 (in Chinese).

[12] GALINOV I V, LUBAN R B. Mass transfer trends during electros-park alloying[J]. Surface & Coatings Technology, 1996, 79(1): 9-18.

[13] JOHNSON R N, SHELDON G L. Advances in the electros-park deposition coating process[J]. Journal of Vacuum Science & Technology A, 1986, 4(6): 2740-2746.

[14] ZHANG X C, WU Y X, XU B S, et al. Residual stresses in coating-based systems. Part 1: Mechanisms and analytical modeling[J]. Frontiers of Mechanical Engineering, 2007, 2(1): 1-12.

[15] 陈钟燮,等. 电火花表面强化工艺[M]. 北京: 机械工业出版社, 1987: 40-72.

CHEN Z X, et al. Electro-spark surface hardening process[M]. Beijing: Machinery Industry Press, 1987: 40-72 (in Chinese).

[16] HIROSAWA S, SHIGEMOTO Y, MIYOSHI T, et al. Direct formation of  $\text{Fe}_3\text{B}/\text{Nd}_2\text{Fe}_{14}\text{B}$  nanocomposite permanent magnets in rapid solidification[J]. Scripta Materialia, 2003,

- 48(7): 839-844.
- [17] VERDON C, KARIMI A, MARTIN J L. A study of high velocity oxy-fuel thermally sprayed tungsten carbide based coatings. Part 1: Microstructures[J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 246(1/2): 11-24.
- [18] INOUE A, SHIBATA T, ZHANG T. Effect of additional elements on glass transition behavior and glass formation tendency of Zr-Al-Cu-Ni alloys[J]. Materials Transactions, 1995, 36(12): 1420-1426.
- [19] CADNEY S, BROCHU M. Formation of amorphous  $Zr_{41.2}Ti_{13.8}Ni_{10}Cu_{12.5}Be_{22.5}$  coatings via the electro spark deposition process[J]. Intermetallics, 2008, 16(4): 518-523.
- [20] 王明伟, 潘仁, 李姝, 等. BT20钛合金表面电火花沉积 WC 涂层微观组织研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(2): 361-363.
- WANG M W, PAN R, LI S, et al. Microstructure of electro-spark deposition wc coating on BT20 titanium alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(2): 361-363 (in Chinese).
- [21] 何爱奖, 王玉玮. 材料磨损与耐磨材料[M]. 沈阳: 东北大学出版社, 2001: 75.
- HE A J, WANG Y W. Materials wear and wear-resistant materials[M]. Shenyang: Northeastern University Press, 2001: 75 (in Chinese).
- [22] 许中林, 康嘉杰, 王海斗, 等. 超音速等离子喷涂的  $NiCr-Cr_3C_2$  粒子特性对涂层性能的影响[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2015, 20(2): 230-236.
- XU Z L, KANG J J, WANG H D, et al. Effect of particle character of supersonic plasma sprayed  $NiCr-Cr_3C_2$  on coating property[J]. Material Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2015, 20(2): 230-236 (in Chinese).

(责任编辑: 黄艳斐)

• 本刊讯 •

## 面向2030的中国机械工程技术路线图系列丛书之 ——《再制造技术路线图》出版发行

为适应技术革新带来的发展变化, 中国机械工程学会组织修订、编写了《中国机械工程技术路线图》(第二版), 同时组织编写若干分技术领域路线图, 形成1 + X系列路线图研究计划, 即《中国机械工程技术路线图》(第二版) + 若干分技术领域路线图, 并以此向中国机械工程学会成立80周年献礼。

2016年11月, 中国机械工程学会再制造工程分会编著的《再制造技术路线图》由中国科学技术出版社出版发行。《再制造技术路线图》是在中国机械工程学会统一组织下编写出版的, 是面向2030年的中国机械工程技术路线图系列丛书之一。

《再制造技术路线图》是再制造领域集体智慧的结晶, 目的是为政府部门制定相关政策提供依据, 为科研人员开展创新研究提供参考, 为企业开展技术创新提供引导, 为院校培养人才提供指导。编写过程中, 再制造工程分会邀请了数十位再制造领域专家研讨交流, 广泛征询了专家意见建议。《再制造技术路线图》的出版发行, 得到了学会的有力指导, 得到了行业专家学者和企业的热心支持; 编写过程中, 参考了大量国内外专家学者的论著, 引用了众多企业的案例, 为此, 再制造工程分会表示衷心的感谢与诚挚的敬意!

《再制造技术路线图》面向2030年, 系统阐述了我国再制造技术的需求环境、发展现状及面临的机会与挑战, 指出了再制造技术的未来发展趋势, 提出了关键再制造技术的发展目标和实现路径。全书共分八章, 第一章、第二章主要分析了经济社会快速发展新形势下再制造面临的机遇与挑战, 论述了再制造技术“绿色、优质、高效、智能、服务”的未来五大发展趋势; 第三章至第八章提出了可预见的未来再制造设计、再制造系统规划、再制造拆解与清洗、再制造损伤评价与寿命评估、再制造成形加工以及再制造标准等领域关键技术的关键发展方向, 论述了各项关键再制造技术的发展路线图。

(刘宏伟 供稿)