

# Mo-W 喷涂层导电性及电弧烧蚀试验

闫涛<sup>1,2</sup>, 刘贵民<sup>2</sup>, 朱硕<sup>2</sup>, 杜林飞<sup>2</sup>

(1. 陆军装甲兵学院 装备再制造技术国防科技重点实验室, 北京 100072)

(2. 陆军装甲兵学院 装备保障与再制造系, 北京 100072)

**摘要:** 采用超音速等离子喷涂技术在 45CrNiMoVA 钢表面制备了 Mo-W 合金涂层, 测试了涂层结合强度。利用电阻仪测试了涂层的导电性, 用高压电弧装置对 Mo-W 涂层进行了大气环境不同放电电流的电弧烧蚀试验。通过场发射扫描电镜 (SEM)、能谱 (EDS) 仪分析了涂层组织, 使用 X 射线衍射 (XRD) 仪测试了涂层相组成。结果表明: Mo-W 涂层与基体结合良好, 但导电率较低, 只有 6.12%IACS。孔隙率是涂层导电性能较低的主要原因。随着放电电流增大, Mo-W 涂层电弧烧蚀面积增大明显, 呈现出 2 种烧蚀形貌; 孔隙率越大、表面粗糙度越小, 涂层耐电弧烧蚀性能越差。Mo-W 喷涂层抗电弧烧蚀性能优于纯 Mo 喷涂层。

**关键词:** Mo-W 涂层; 超音速等离子喷涂; 导电性; 电弧烧蚀

**中图分类号:** TG174.442<sup>+</sup>.1; TG146.41<sup>+</sup>12

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2019)03-0953-07

载流摩擦磨损广泛存在于高铁、电磁轨道发射等领域, 在此工况下由于“失接触”经常引发电弧烧蚀现象。尤其是在电磁轨道炮的发射过程中, 由于电枢-轨道高速相对运动, 摩擦副之间产生局部“失接触”, 从而在强大的接触电流作用下, 电枢-轨表面产生电弧, 使接触性质转变为固体-等离子体-固体电接触, 产生“转捩”现象。“转捩”产生的电弧对电枢-轨表面产生剧烈的烧蚀, 使接触表面质量变差, 电枢运动更加不稳定, 严重影响发射效果<sup>[1-3]</sup>。所以, 载流摩擦副材料既要有较好的耐磨性、导电性, 还需具备抗电弧烧蚀的性能。在表面制备涂层是一种解决载流摩擦磨损和电弧烧蚀问题的较好方法<sup>[4]</sup>。有研究表明, Mo-W 涂层具备良好的力学性能<sup>[5]</sup>, 但对其导电性和耐电弧烧蚀能力的研究鲜有报道。本研究采用超音速等离子喷涂技术制备了 Mo-W 合金涂层, 对其导电性、电弧烧蚀性能进行了测试, 分析了影响电弧烧蚀性能的因素。

## 1 实验

基体材料: 45CrNiMoVA 钢 (860~880 °C 淬火、420~440 °C 回火), 主要成分见表 1。

喷涂粉末: (1) 高密度 Mo 粉: 纯度 ≥ 99.9%、粒径范围 45~96 μm; (2) 高密度 W 粉: 纯度 ≥ 99.9%、粒径范围 45~96 μm。为保证粉体混合的均匀性和粉体流动性, 将质量比为 4:1 的 Mo、W 粉末利用混粉器

进行机械混合。

对基体 45CrNiMoVA 钢分别采用砂纸打磨、超声波清洗、喷砂、预热等前处理工艺, 以去除表面氧化膜、铁锈等杂质, 增加表面粗糙度和表面活化程度, 降低过冷度和残余应力。

采用由装备再制造技术国防科技重点实验室自主研发的 HEP-Jet 超音速等离子喷涂系统; 主气选择氩气, 辅气选择氢气, 以减小粉末氧化。喷涂距离为 100 mm。喷涂工艺参数见表 2。

表 1 45CrNiMoVA 钢主要化学成分

Table 1 Chemical composition of 45CrNiMoVA steel (wt%)

C	Ni	Cr	Mo	Mn	Si	Fe
5.26	1.33	1.04	6.14	1.55	0.66	84.02

表 2 超音速等离子喷涂 Mo-W 涂层工艺参数

Table 2 Supersonic plasma spraying parameters of Mo-W coating

Parameter	Value
Spraying current/A	350
Spraying voltage/V	140
Ar flow/L·min <sup>-1</sup>	110
H <sub>2</sub> flow/L·min <sup>-1</sup>	17
Cooling gas pressure/MPa	0.5
Powder feeding rate/g·min <sup>-1</sup>	45

收稿日期: 2018-03-10

基金项目: 北京市自然科学基金(2152031); 重点实验室基金项目(9140C8502010C85)

作者简介: 闫涛, 男, 1978 年生, 博士, 陆军装甲兵学院装备保障与再制造系, 北京 100072, 电话: 010-66717481, E-mail: bijyantao@163.com

采用 SPS-30 型放电等离子烧结 (Spark Plasma Sintering, SPS) 设备及专用模具制备块状 Mo-W 合金 (Mo、W 粉质量比为 4:1)。圆柱形烧结试样的直径为 30 mm、厚度为 5~8 mm, 烧结初始压力为 1 MPa, 保温过程压力为 30 MPa, 真空度保持在 10 Pa 以下, 升温速率为 100 °C/min, 烧结后的试样随炉冷却到室温。

采用 GBT 8642-2002 中的方法测试涂层结合强度。采用 Nava NanoSEM450 场发射型超高分辨率扫描电镜对涂层表面、截面进行显微形貌分析; 使用 X-Max 80 型 X 射线能谱仪测定涂层各元素分布及质量分数。采用 YT-1 图像处理软件, 基于图像灰度法计算涂层孔隙率。采用 CERSBOX 四探针电阻仪测定涂层电阻率, 再根据国际退火铜标准计算出涂层的导电率。采用 INYERTER PULSE CSM-200 型高压电弧装置对 Mo-W 涂层进行电弧烧蚀试验, 检测涂层耐电弧烧蚀性能。测定参数为: 单点烧蚀, 放电电流大小 20~220 A, 放电脉冲宽度 0.01 s。考虑到涂层应用环境是大气, 因此没有加入保护气体和灭弧气体。阳极由纯钨制成, 半径 0.5 mm, 圆锥形, 顶角为 30°。

## 2 结果与分析

### 2.1 Mo-W 涂层显微组织

图 1 为 Mo-W 喷涂层表面微观形貌。由图 1a 可以看出, 超音速等离子喷涂制备的涂层表面比较均匀。对局部区域放大后发现 (图 1b), 涂层中有熔化产生的扁平状熔融颗粒, 说明 Mo、W 2 种高熔点金属可以在等离子弧的高温下得到比较充分的熔化。

图 2 是经过打磨、抛光后的 Mo-W 涂层的截面形貌。可以看出, 涂层孔隙较少, 致密度较高。截面中呈现深灰(A)和浅灰(B) 2 种组织, 其中浅灰色组织呈扁平状, 均匀分布在深灰色组织中。对涂层截面进行能谱测试, 结果如表 3 所示。浅灰色组织中的 W 含量极高, 深灰色组织则以 Mo 为主, 2 种组织都有少量的氧化现象。对整个截面进行能谱测试 (表 3), 发现

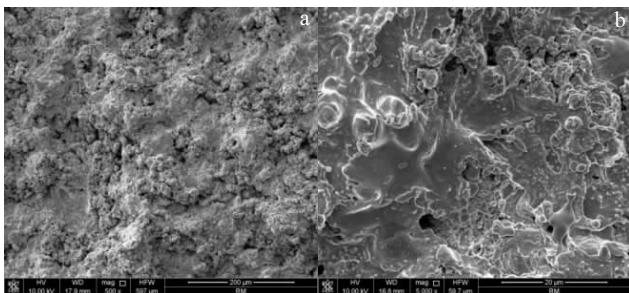


图 1 Mo-W 喷涂层表面微观形貌

Fig.1 Micro morphologies of Mo-W coating surface: (a) low magnification and (b) high magnification

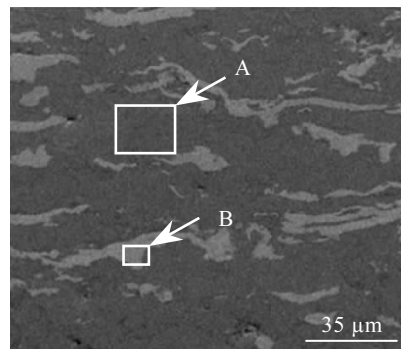


图 2 Mo-W 喷涂层截面显微组织

Fig.2 Microstructure of Mo-W coating cross section

表 3 图 2 微区 EDS 能谱分析结果

Table 3 EDS results of selected regions in Fig.2 (ω/%)

Element	A region	B region	Full region
C	-	5.57	-
O	6.45	1.29	1.67
Mo	93.55	-	75.12
W	-	93.14	23.20

整个 Mo-W 涂层中的 Mo、W 质量比约为 3.23:1, 去除氧化现象造成的影响, 说明喷涂后的 Mo、W 在涂层中分布均匀。

### 2.2 Mo-W 涂层性能

#### 2.2.1 涂层结合强度

为了解涂层与基体的结合方式, 对 Mo-W 涂层与基体截面进行了能谱线扫描分析 (图 3)。由图 3 可知, Mo-W 涂层与基体界面清晰, 元素分布在界面处突变明显, 说明涂层与基体结合方式为机械结合, 测得涂层平均结合强度为 44.8 MPa。虽然如此, 在对界面处使用维氏硬度压头进行压力测试, 没有发现明显的裂纹 (图 4), 说明 Mo-W 涂层与基体结合比较紧密, 对涂层与基体结合部的导电性不会造成太大影响。

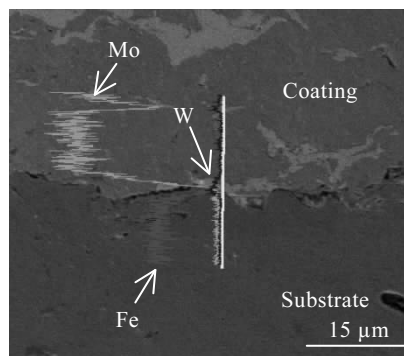


图 3 涂层-基体结合部 EDS 元素线扫描

Fig.3 EDS element line scanning of the combining site between coating and substrate

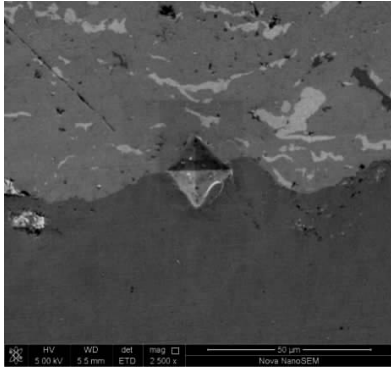


图 4 涂层与基体结合处硬度压痕微观形貌

Fig.4 SEM morphology of impression on the combining site

### 2.2.2 涂层导电性

为了解 W 元素对涂层导电性的影响, 制备了 Mo 涂层, 和 Mo-W 涂层进行了导电率对比测试, 结果如图 5 所示。由图 5 可以看出, Mo 涂层的导电率为 6.25%IACS, Mo-W 涂层的导电率为 6.12%IACS, 比 Mo 涂层略有下降, 但相差不大。

Mo、W 都属于 VIB 族元素, 晶格类型相似, Mo-W 合金在合金类型上属于二元固溶合金。根据马基申 (Matthissen) 定则, 固溶体的电阻主要由两部分组成, 一是金属的基本电阻, 另一部分是残余电阻<sup>[6]</sup>。基本电阻主要与材料本征特性和温度有关。Mo、W 在 0 °C 时电阻率分别是 5.2 和 0.0489 Ω·m, 理论上 2 种涂层的导电性应相差较大, 但实测 2 种涂层导电率只相差 0.13%。这说明材料本征特性不是影响涂层导电性的主要原因。

残余电阻主要取决于合金的物理缺陷和化学缺陷<sup>[7]</sup>。物理缺陷主要指空位、间隙原子、位错等, 化学缺陷主要指合金原子和杂质原子。经典导电理论认为, 导

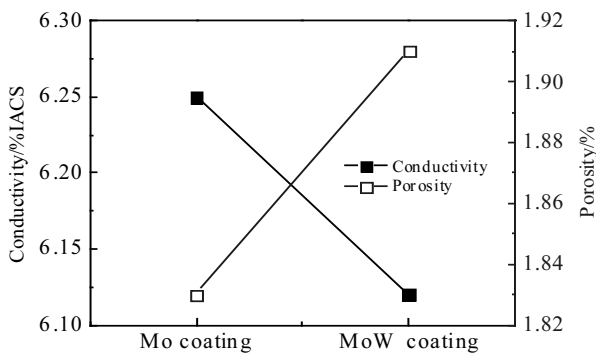


图 5 Mo 和 Mo-W 涂层孔隙率与导电率

Fig.5 Porosity and conductivity of Mo and Mo-W coatings

电率与电子的平均自由程、自由电子平均密度等有关, 而且电阻的产生主要是由电子和晶格碰撞阻碍电子自由移动造成。相对于纯 Mo 涂层而言, W 作为少量合金元素的加入, 提高了涂层化学缺陷比例, 造成 Mo-W 合金涂层电子的自由程缩短, 使导电率有所降低。

孔隙率也是影响涂层导电性的重要因素。图 5 是纯 Mo 涂层和 Mo-W 涂层的孔隙率对比。由图可知, 2 种涂层孔隙率差别并不明显, 但其数值却和导电率呈负相关, 说明涂层孔隙率对其导电性有重要影响。

与涂层相比, 块状合金的孔隙率几乎可以忽略不计。因此, 为了研究孔隙率对涂层导电性的影响, 测试了使用放电等离子烧结 (SPS) 技术制备的块状 Mo-W 合金导电率。与 Mo-W 涂层相比, SPS 制备的 Mo-W 合金导电率为 69.37%IACS。所以, 可以判定孔隙率较大是 Mo-W 涂层导电性能较低的主要原因之一。

另外, 涂层的氧化也可能会对涂层导电率产生影响。由图 6 所示的 Mo-W 涂层 XRD 图谱分析可知, 涂层由 Mo、W 单质相构成, 在测试结果中基本没有氧化物出现。这是因为在超音速等离子喷涂过程中, 飞行粒子速度很快, 粉末被氧化可能性很低, 而且惰性保护气体 (Ar) 和还原气体 (H<sub>2</sub>) 也有效避免了喷涂过程中粉末的氧化。所以, 氧化对 Mo-W 涂层的导电性影响很小。

### 2.3 涂层电弧烧蚀试验

#### 2.3.1 Mo-W 涂层电弧烧蚀表面形貌

图 7 是不同电流下的 Mo-W 涂层电弧烧蚀形貌。由图 7 可以看出, 随着电流的增大, 电弧烧蚀的面积明显增大。

将上述形貌进行放大, 可以从烧蚀特征将烧蚀形貌按电流大小分为 2 种 (图 8): 烧蚀电流 ≤ 100 A 时, 呈现典型的烧蚀形貌<sup>[8]</sup> (图 8a); 烧蚀电流 ≥ 140 A 时, 则呈现出熔化形貌特征 (图 8b)。

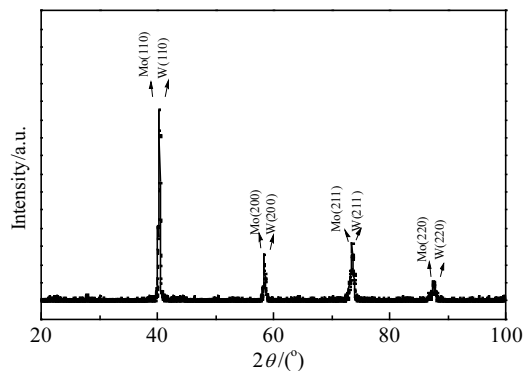


图 6 Mo-W 涂层 XRD 图谱

Fig.6 XRD pattern of Mo-W coating

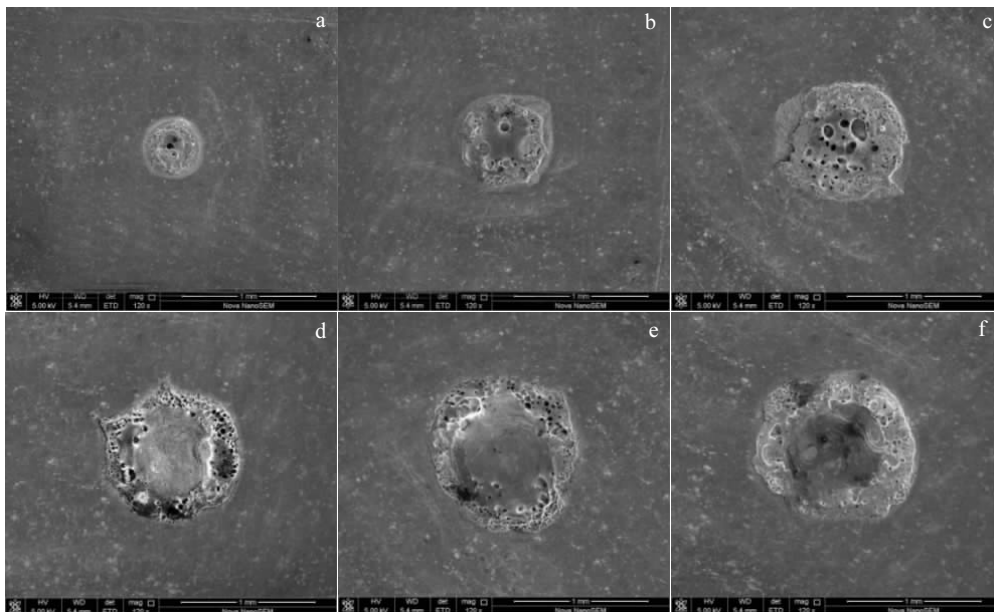


图 7 不同电流下 Mo-W 涂层电弧烧蚀形貌

Fig.7 Arc erosion morphologies of Mo-W coating under different currents: (a) 20 A, (b) 60 A, (c) 100 A, (d) 140 A, (e) 180 A, and (f) 220 A

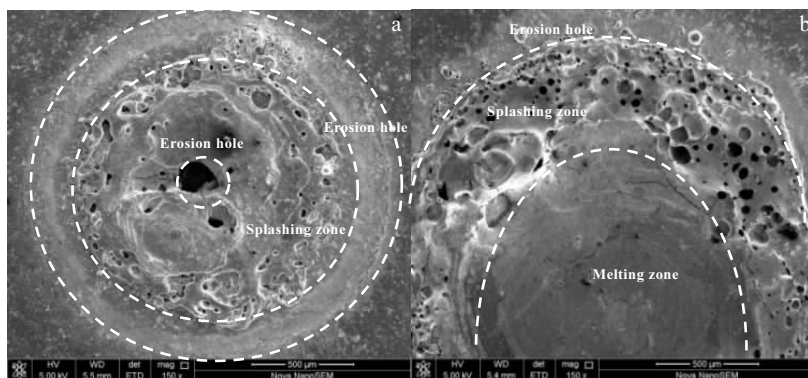


图 8 2 种烧蚀形貌特征

Fig.8 Two kinds of erosion morphologies: (a)  $I \leq 100$  A and (b)  $I \geq 140$  A

在烧蚀形貌特征中，随着电流增加，中央烧蚀孔的数目由一个变为多个，说明随着引弧电流增大，电弧能量显著增加，尖端放电现象在多个凸起点同时发生，电弧热量也分散于各个凸起并迅速将其熔化和气化，形成多个烧蚀孔。同时，溅落区的面积也随之增加，小气孔数量也逐渐变多，形状也逐渐变得不规则。这说明引弧电流增大带来了能量密集效应，更多熔融态的金属在不规则的多点电弧影响下，不规则地向四周扩散。烧蚀晕形状与溅落区外延形状基本保持一致。

在熔化形貌特征中，中心烧蚀孔消失不见，代之的是面积较大的熔化区。究其原因，应该是引弧电流的增大，使触发电弧的凸起点数量增多，涂层熔化的体积远大于气化体积，所以中心烧蚀孔消失。溅落区的气孔明显变大变深，是由于大电弧能量引起的大量熔融态金属

在电磁力的作用下飞溅遇冷快速凝固所致。

### 2.3.2 Mo-W 涂层电弧烧蚀影响因素分析

影响材料电弧烧蚀性能的因素主要有：材料本征物理性能、孔隙率、表面粗糙度等<sup>[9-11]</sup>。

#### (1) Mo、W 材料的本征物理性能分析

Mo 为体心立方晶体结构，具有熔点高、沸点高、热传导率较高，导电性较好、电子逸出功较小等特点。W 在常温常压下，是稳定的  $\alpha$  型体心立方晶体结构，有氧存在时为  $\beta$  型立方晶格。W 是目前熔点最高的金属，热导率比 Mo 略高，比热容比 Mo 略小<sup>[12]</sup>。Mo、W 在涂层中为 Mo-W 二元固溶合金<sup>[13]</sup>，导电性相比于块状合金下降明显，一定程度上会增加放电电阻，产生较大的电阻热效应。

#### (2) 涂层孔隙率对电弧烧蚀性能影响

图9是SPS(等离子烧结)Mo-W块状合金和Mo-W涂层的表面形貌。可以看出,SPS Mo-W合金致密,而超音速等离子喷涂制备的Mo-W合金涂层孔隙较大,采用图像分析软件测试Mo-W涂层孔隙率为1.91%,而SPS Mo-W合金则测不出孔隙率。因此,可以采用两者研究孔隙率对涂层电弧烧蚀性能的影响。

图10为放电电流为60 A时的2种合金的电弧烧蚀形貌。由图可知,SPS制备的Mo-W合金由于孔隙率低,烧蚀区面积远小于同等条件下的Mo-W涂层,而且没有明显的烧蚀孔。采用分析天平测试了烧蚀前后的质量损失。SPS技术制备的Mo-W合金质量损失为26 mg,超音速等离子喷涂层的质量损失为38 mg。涂层的烧蚀质量损失比块状合金的多12 mg,高出约46.2%。

所以,在材料组成一定的情况,孔隙率对Mo-W合金的电弧烧蚀性能影响较大。孔隙率越高,材料的耐电弧烧蚀性能越差。究其原因,由于孔隙率低,SPS Mo-W合金材料内部能够形成连续的电流通路;但在Mo-W涂层中,在每一处孔隙都可能形成新的微小阴极-阳极电弧放电通道,使涂层中的材料在微电弧能量的作用下更容易熔化和气化,增大了烧蚀面积和质量损失。

(3) 表面粗糙度对 Mo-W 涂层电弧烧蚀性能影响

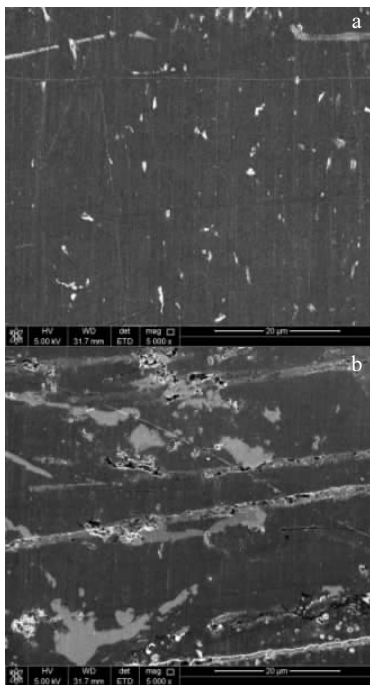


图9 SPS Mo-W合金和Mo-W喷涂层表面形貌对比  
Fig.9 Surface morphology comparison between SPS Mo-W alloy (a) and Mo-W coating (b)

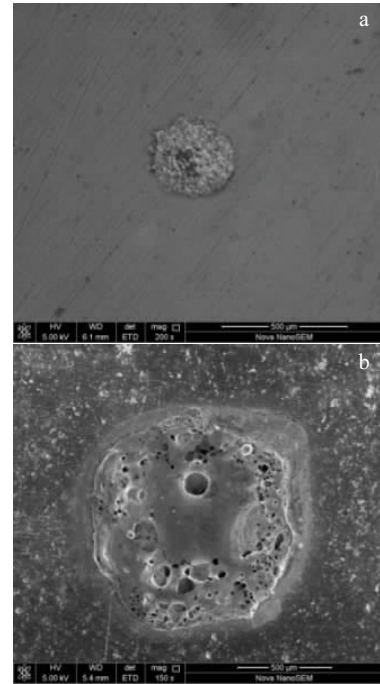


图10 SPS-Mo-W合金和Mo-W喷涂层电弧烧蚀形貌  
Fig.10 Arc ablation morphologies of SPS-Mo-W alloy (a) and Mo-W coating (b) (I=60 A)

考虑到表面质量对电弧的产生有重要影响,分别进行了对喷涂态Mo-W涂层和抛光Mo-W涂层的电弧烧蚀试验。试验前,对涂层进行了表面粗糙度测量。Mo-W涂层喷涂态和抛光后的表面粗糙度 $R_a$ 分别为8.985和0.127  $\mu\text{m}$ 。

图11为放电电流为60 A时,喷涂态Mo-W涂层电弧烧蚀形貌。可以看出,在中心熔化区外形成了许多分散的阴极斑点,没有出现气孔区,飞溅区、烧蚀晕也不明显。而抛光后的Mo-W涂层(图8a、图10b)电弧能量主要集中在中央阴极斑点,中心烧蚀孔、熔化区、气孔区以及烧蚀晕清晰可辨。显然,粗糙的喷涂态涂层表面与阳极间形成了多个放电通道,使涂层电弧能量更加分散,从而使涂层烧蚀深度和气化现象有所减弱。从质量损失情况看,喷涂态涂层质量损失为32 mg,抛光态质量损失为38 mg。喷涂态涂层质量损失较小,但差别不大。

(4) 合金元素对 Mo-W 涂层电弧烧蚀性能影响

图12为Mo涂层在放电电流为60 A时的电弧烧蚀形貌。与Mo-W涂层相比(图10b),Mo涂层电弧烧蚀面积较大,中心烧蚀孔深度和面积明显增加。说明Mo-W涂层耐电弧烧蚀性能较好。分析其原因,Mo-W涂层中除了存在Mo相、W相外,还有Mo-W

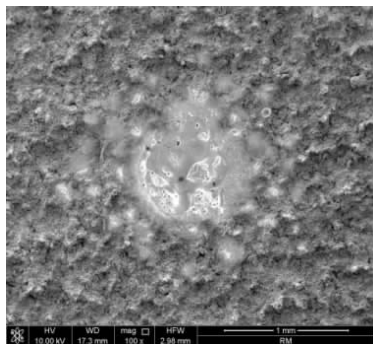


图 11 喷涂态 Mo-W 喷涂层电弧烧蚀形貌

Fig.11 Arc erosion morphology of Mo-W coating as sprayed ( $I=60$  A)

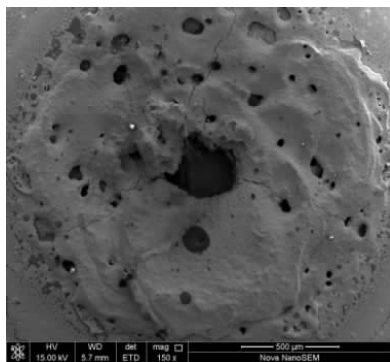


图 12 Mo 喷涂层电弧烧蚀形貌

Fig.12 Arc erosion morphology of Mo spraying coating ( $I=60$  A)

系合金相。由二元合金相图可知<sup>[13]</sup>, 合金相为 Mo-W 固溶体。所以, 相对于 Mo 涂层而言, Mo-W 涂层中存在更多的相界, 相界阻断电弧能量的漫延。所以, Mo-W 涂层电弧烧蚀面积小于 Mo 涂层。

把图 10b 中的局部放大如图 13 所示。可以发现 Mo-W 涂层中由烧蚀孔向外延伸主要有 2 种组织: 一是烧蚀孔附近的粗大晶粒组织, 二是外延的细晶组织。对图 13a 微区能谱分析(表 4)发现, 粗大组织主要为 Mo 含量较高的 Mo-W 固溶体组织, 而外延的细晶组织主要由 W 含量较高的 Mo-W 固溶体组织(图 13b、表 4)。说明在电弧能量作用下, 熔化后发生成份偏析。通过与纯 Mo 涂层烧蚀形貌比较, 可以发现 W 含量较高的 Mo-W 固溶体组织在烧蚀孔外围有阻碍烧蚀面积增大的作用。

表 4 图 13 中微区 EDS 能谱分析结果

Table 4 EDS results of selected regions in Fig.13 ( $\omega/\%$ )

Element	Region A	Region B
O	0.81	1.53
C	-	3.26
Mo	87.64	34.02
W	11.55	61.19

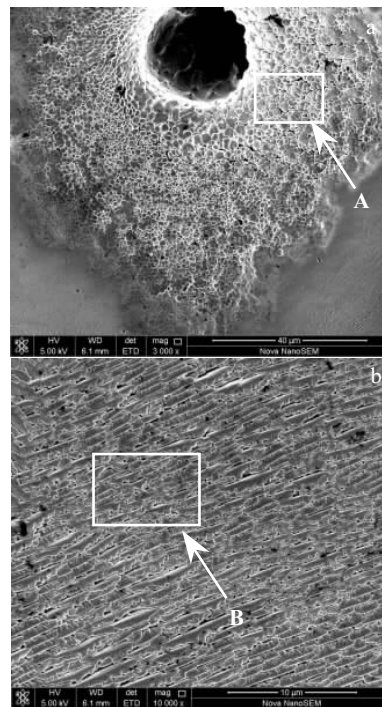


图 13 Mo-W 喷涂层电弧烧蚀形貌局部放大

Fig.13 Local amplification of arc erosion morphologies of Mo-W coatings: (a) large grain structure near the ablated hole and (b) epitaxial fine grain structure

### 3 结 论

1) 超音速等离子喷涂工艺制备的 Mo-W 涂层的导电率为 6.12%IACS, 比 Mo 涂层略有下降, 但相差不大。喷涂层中的孔隙率较大是其导电性能较低的主要原因。氧化对超音速等离子喷涂工艺制备的 Mo-W 涂层的导电性影响较小。

2) 随着电流的增大, Mo-W 涂层电弧烧蚀的面积明显增大。烧蚀电流  $\leq 100$  A 时, 呈现典型的中心烧蚀孔、溅落区和烧蚀晕烧蚀形貌; 烧蚀电流  $\geq 140$  A 时, 烧蚀形貌则呈现为熔化区、溅落区、烧蚀晕。

3) 孔隙率高使 Mo-W 涂层耐电弧烧蚀性能变差, 粗糙的喷涂态 Mo-W 涂层比抛光态烧蚀深度和气化现象减轻。因此, 可以通过降低涂层孔隙率和适当增加涂层表面粗糙度的方法增强 Mo-W 涂层的抗电弧烧蚀性能。

4) Mo-W 喷涂层抗电弧烧蚀性能优于 Mo 喷涂层。Mo-W 涂层在电弧能量作用下, 熔化后发生成份偏析, W 含量较高的 Mo-W 固溶体组织在烧蚀孔外围阻碍烧蚀面积增大。



## 参考文献 References

- [1] Chen Yun(陈允), Xu Weidong(徐伟东), Yuan Weiqun(袁伟群) et al. *High Voltage Engineering*(高电压技术)[J], 2013, 39(4): 937
- [2] Gong Fei(巩飞), Weng Chunsheng(翁春生). *Chinese Journal of High Pressure Physics*(高压物理学报)[J], 2014, 28(1): 91
- [3] Zielinski A, Watt T, Motes D. *IEEE Transactions on Plasma Science*[J], 2011, 39(3): 941
- [4] Siopis M J, Neu R W. *IEEE Transactions on Magnetics*[J], 2013, 48(8): 4831
- [5] Yan Tao(闫涛), Liu Guimin(刘贵民), Wu Hang(吴行) et al. *China Surface Engineering*(中国表面工程)[J], 2017, 30(1): 107
- [6] Li Wensheng(李文生), Li Yaming(李亚明), Wang Dafeng(王大锋) et al. *Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2012, 30(3): 187
- [7] Wu Yihong(吴艺红), Hou Guobin(侯国斌), Deng Xiaofeng(邓晓峰) et al. *Electrical & Energy Management Technology* (电器与能效管理技术)[J], 2017, 7: 1
- [8] Zhu Yancai(朱艳彩), Wang Jingqin(王景芹), Wang Haitao(王海涛). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(1): 149
- [9] Wang Xingang(王新刚), Zhang Huailong(张怀龙), Shi Bin(时斌) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2014, 38(3): 371
- [10] Wang Lijian(王利剑), Chen Wenge(陈文革). *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy* (粉末冶金材料科学与工程)[J], 2016, 21(5): 802
- [11] Wang Xingang(王新刚), Zhang Huailong(张怀龙), Li Wenjing(李文静) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(1): 140
- [12] Wang Yanlong(王彦龙), Liang Shuhua(梁淑华), Yang Xiaohong(杨晓红) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(2): 266
- [13] Nagasaki Makotomi(长崎诚三), Tags Makoto(平林真). Translated by Liu Ansheng(刘安生). *Binary Alloy Phase-Diagrams*(二元合金状态图集)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2004: 219

## Conductivity and Arc Erosion Test of Mo-W Coating

Yan Tao<sup>1,2</sup>, Liu Guimin<sup>2</sup>, Zhu Shuo<sup>2</sup>, Du Linfei<sup>2</sup>

(1. Key Laboratory on Remanufacturing, Army Academy of Armored Forces, Beijing 100072, China)

(2. Department of Equipment Support and Remanufacturing, Army Academy of Armored Forces, Beijing 100072, China)

**Abstract:** Mo-W coating was prepared by supersonic plasma spraying technology on the surface of 45CrNiMoVA steel. The bonding strength of the coating was tested. The electrical conductivity of the coating was tested by a resistance tester. The arc erosion test of the Mo-W coating with different discharge currents in atmosphere was carried out by a high voltage arc device. The coating structure was analyzed by field emission scanning microscope (SEM) and electron spectrometer (EDS), and the phase composition of the coating was tested by X-ray diffractometer. The results show that the Mo-W coating prepared by the supersonic plasma spraying process has good adhesion with the substrate, and the conductivity is only 6.12%IACS. Porosity is the main reason for the lower conductivity of the coating. The oxidation has little influence on the conductivity of Mo-W coating. As the discharge current increases, the Mo-W coating arc erosion area increases significantly and the erosion coating exhibits two different erosion morphologies; the larger the porosity and the smaller the surface roughness, the worse the arc erosion resistance of the coating. The arc erosion resistance of Mo-W coating is better than that of pure Mo coating.

**Key words:** Mo-W coating; supersonic plasma spraying; conductivity; arc erosion

---

Corresponding author: Liu Guimin, Ph. D., Professor, Department of Equipment Support and Remanufacturing, Army Academy of Armored Forces, Beijing 100072, P. R. China, Tel: 0086-10-66717481, E-mail: liuguimin1971@sina.com