

# 反应等离子喷涂 $\text{AlNbO}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-NbO}_x$ 复合涂层的研究

卜丽静<sup>1</sup>, 张建新<sup>1</sup>, 燕翊江<sup>1</sup>, 朱朝刚<sup>1</sup>, 杨勇<sup>1</sup>, 褚振华<sup>1</sup>,  
董艳春<sup>1</sup>, 何继宁<sup>1</sup>, 刘娜<sup>2</sup>

(1.河北工业大学 材料科学与工程学院, 天津 300132; 2.风帆有限责任公司, 河北 保定 071057)

**摘要:** **目的** 研究等离子喷涂  $\text{Al-Nb}_2\text{O}_5$  铝热体系制备的  $\text{AlNbO}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-NbO}_x$  复合涂层的组织、力学性能和摩擦磨损性能。**方法** 以  $\text{Nb}_2\text{O}_5$  粉和  $\text{Al}$  粉为原料, 通过喷雾造粒制备复合粉, 采用等离子喷涂技术喷涂  $\text{Al-Nb}_2\text{O}_5$  复合粉体, 利用复合粉的自反应制备出含有  $\text{AlNbO}_4$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{NbO}_x$  的复合陶瓷涂层。利用扫描电镜、EDS 和 XRD 检测和分析复合涂层的组织和物相。用显微硬度计测定复合涂层的硬度, 并用硬度压痕法测量裂纹扩展能(Gc)。用销盘式磨损试验机测定涂层在无润滑条件下的摩擦磨损性能。**结果** XRD 分析可知, 复合涂层由  $\text{AlNbO}_4$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{NbO}_x$  相组成, SEM 显示涂层为交替分布的层片状组织。在 28~32 kW 功率范围内, 随着喷涂功率的升高, 涂层的硬度增加, 喷涂功率为 32 kW 时, 涂层硬度最高, 为 912HV<sub>0.1</sub>。随着喷涂功率的升高, 涂层的裂纹扩展能先升高后降低, 喷涂功率为 30 kW 时, 涂层的裂纹扩展能最大, 为 14.14 J/m<sup>2</sup>。摩擦系数随功率的升高先降低后保持不变, 28 kW 时, 涂层的摩擦系数为 0.7~0.8, 30 kW 和 32 kW 时, 涂层的摩擦系数为 0.5~0.6。磨损量随喷涂功率的增加先降低后升高, 喷涂功率为 30 kW 时, 涂层的磨损量最小。磨损后的试样进行 SEM 检测发现有明显的犁沟、凹槽和剥落。**结论** 涂层具有由  $\text{AlNbO}_4$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{NbO}_x$  相组成的交替分布的多相层片状组织。喷涂功率为 30 kW 时, 复合涂层的性能最好。复合涂层的主要磨损机制为磨粒磨损和疲劳磨损。

**关键词:** 反应等离子喷涂;  $\text{AlNbO}_4$ ;  $\text{Nb}_2\text{O}_5$ ; 复合涂层; 组织; 性能; 磨损机制

**中图分类号:** TG174.442 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2017)05-0116-05

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2017.05.020

## $\text{AlNbO}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-NbO}_x$ Composite Coating Prepared by Reactive Plasma Spraying

BU Li-jing<sup>1</sup>, ZHANG Jian-xin<sup>1</sup>, YAN Hui-jiang<sup>1</sup>, ZHU Chao-gang<sup>1</sup>, YANG Yong<sup>1</sup>, CHU Zhen-hua<sup>1</sup>,  
DONG Yan-chun<sup>1</sup>, HE Ji-ning<sup>1</sup>, LIU Na<sup>2</sup>

(1.School of Materials Science and Engineering, Hebei University of Technology, Tianjin 300132, China;

2.FENG FAN Co., Ltd, Baoding 071057, China)

**ABSTRACT:** The work aims to study microstructure, mechanical properties as well as friction and wear properties of  $\text{AlNbO}_4\text{-Al}_2\text{O}_3\text{-NbO}_x$  composite coating prepared by plasma spraying in  $\text{Al-Nb}_2\text{O}_5$  thermit system. A composite ceramic coating containing  $\text{AlNbO}_4$ ,  $\text{Al}_2\text{O}_3$  and  $\text{NbO}_x$  was fabricated by plasma spraying self-made  $\text{Al-Nb}_2\text{O}_5$  composite powder prepared by

收稿日期: 2016-11-04; 修订日期: 2017-03-23

Received: 2016-11-04; Revised: 2017-03-23

作者简介: 卜丽静(1989—), 女, 硕士研究生, 主要研究方向为表面工程。

**Biography:** BU Li-jing(1989—), Female, Master, Research focus: surface engineering.

通讯作者: 张建新(1956—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为表面工程。

**Corresponding author:** ZHANG Jian-xin(1956—), Male, Doctor, Professor, Research focus: surface engineering.

spray granulation with Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> and Al powders. Structure and phase composition of the composite coating were tested and analyzed with a scanning electron microscope (SEM), energy dispersive analyzing system (EDS) and X-ray diffractometer (XRD), microhardness with a microhardness tester and crack extension force (Gc) in hardness indentation method. The friction and wear properties of the unlubricated coatings were tested with pin-disc-type abrasion tester. The XRD analysis showed that the composite coating consisted of AlNbO<sub>4</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and NbO<sub>x</sub> phases. The SEM results showed that the coating had an alternatively distributed lamellar structure. In the range of 28~32 kW, hardness of the coating increased with the increase of spraying power and was up to 912HV<sub>0.1</sub> at 32 kW; crack extension force of the coating increased firstly then decreased and the maximum was 14.14 J/m<sup>2</sup> at 30 kW; the friction coefficient decreased firstly and then remained constant with the increase of power; the friction coefficient was 0.7~0.8 at 28 kW, and 0.5~0.6 at 30 kW and 32 kW; the wear volume decreased firstly and then increased, and amounted to the minimum at 30 kW. Obvious furrow, groove and peeling-off were observed on the worn sample. The composite coatings have an alternatively distributed multiphase lamellar structure consisting of AlNbO<sub>4</sub>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> and NbO<sub>x</sub>. Performance of the composite coating is the best at the spraying power of 30 kW. Main wear mechanisms of the composite coating are abrasive wear and fatigue wear.

**KEY WORDS:** reactive plasma spraying; AlNbO<sub>4</sub>; Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub>; composite coating; microstructure; performance; wear mechanism

反应等离子喷涂技术是将等离子喷涂技术和自蔓延合成技术（SHS）有机地结合起来，充分发挥了两种工艺的特点，取长补短<sup>[1]</sup>。如今反应等离子喷涂已经被用于制备高性能的涂层材料，如 TiC-Fe 涂层<sup>[2-3]</sup>、TiNC 涂层<sup>[4]</sup>、纳米 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层<sup>[5]</sup>、三元硼化物（Mo<sub>2</sub>FeB<sub>2</sub>）金属陶瓷涂层<sup>[6]</sup>等。此外，反应等离子喷涂还用来喷涂一些铝热体系涂层，利用等离子焰流点燃铝热反应生成新的物相。Yong Yang 等人<sup>[7]</sup>研究了以 Al-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 为喂料，采用反应等离子喷涂技术制备的复合涂层，结果表明该涂层具有以层状的 FeAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 为骨架，球形的 Fe 及部分 FeAl 为弥散相的复合组织，涂层的裂纹扩展能为 11.3 J/m<sup>2</sup>。周小平等人<sup>[8]</sup>把 Al-TiO<sub>2</sub>-B<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 铝热反应剂引入喷涂材料中，制备 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 基复相陶瓷涂层，涂层中生成 TiB<sub>2</sub>、MgAl<sub>2</sub>O<sub>4</sub> 等新相。吕志军等人<sup>[9]</sup>采用 Ti、Al 球磨粉在 Q235 钢表面进行大气反应等离子喷涂研究，获得了由 Al<sub>3</sub>Ti、TiN、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>、TiAl 以及残留 Al 和 Ti 组成的复合涂层。Al-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 体系是一个典型的铝热反应体系，文献[10]研究表明，铝与氧化铌在平衡态下发生铝热反应生成氧化铝和铌。C. Balamurugan 等人<sup>[11]</sup>以 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 和 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 为原料，通过铌-柠檬酸盐络合法合成铌酸铝（AlNbO<sub>4</sub>）纳米粉末，该方法工艺复杂且成本较高。反应等离子喷涂 Al-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 体系的研究未见报道。为此，本文采用反应等离子喷涂 Al-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 复合粉的方法制备陶瓷 AlNbO<sub>4</sub>-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-NbO<sub>x</sub> 复合涂层，并详细地表征了复合涂层的微观组织、显微硬度、裂纹扩展能和摩擦磨损性能。

1 试验

1.1 复合涂层制备

平均粒径为 0.96 μm 的 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 和 5 μm 的 Al 原料

粉末，经超声波分散、料浆混合、机械搅拌和喷雾造粒等工艺，制备出适于等离子喷涂的微米级复合粉。复合粉呈球形，尺寸为 15~45 μm，复合粉中 Al 和 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 的质量比为 2.5:10。低碳钢试样经清洗和喷砂处理后，为提高结合强度，先用 Ni/Al 合金粉末制备 100 μm 厚的粘结底层。等离子喷涂过程中，以制备的复合粉为喂料，采用 28、30、32 kW 三种不同功率进行喷涂得到复合涂层，复合涂层的厚度约为 300 μm。喷涂使用 GP-50B 型等离子喷涂设备，采用的喷涂工艺参数如表 1 所示。

表 1 等离子喷涂工艺参数  
Tab.1 Plasma spraying process parameters

Coatings	Current/A	Voltage/V	Primary gas (Ar) flow rate/(L·h <sup>-1</sup> )	Secondary gas (H <sub>2</sub> ) flow rate/(L·h <sup>-1</sup> )	Spray distance/mm
Ni/Al coating	500	60	3000	100	100
Composite coating	500	56/60/64	3000	100	100

1.2 组织观察及性能测试

- 1) 采用 Philips X’-Pert MPD 型 X-射线衍射仪（XRD）对复合粉体和复合涂层进行物相鉴定。用 Philips XL30/TMP 型扫描电镜（SEM）观测复合涂层的形貌和组织结构，并用扫描电镜附带的 EDS 能谱仪分析复合涂层的元素和成分。
- 2) 采用 HX-1000 型显微硬度计测定涂层的显微硬度，载荷为 100 g，加载时间为 15 s，取 10 个点的平均值作为涂层硬度。涂层的韧性用硬度压痕法测得的裂纹扩展能（G<sub>c</sub>）来表征<sup>[12]</sup>。
- 3) 利用 SFT-2M 销盘式磨损试验机测定涂层在无润滑磨损试验条件下的摩擦磨损性能，载荷为 20

N, 转速为 400 r/min, 时间为 30 min, 磨球为直径 4 mm 的 GCr15 钢球, 其硬度为 60HRC。用 Philips XL30/TMP 型扫描电镜对复合涂层摩擦磨损后的磨痕进行观察。

## 2 结果及分析

### 2.1 复合涂层的显微组织结构

图 1 为喷雾造粒法制备的 Al-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 复合粉的 XRD 图谱, 可以看出, 复合粉由 Al 和 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 相组成, 说明 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 和 Al 原料粉末在喷雾造粒过程中只是机械结合, 并没有发生反应。

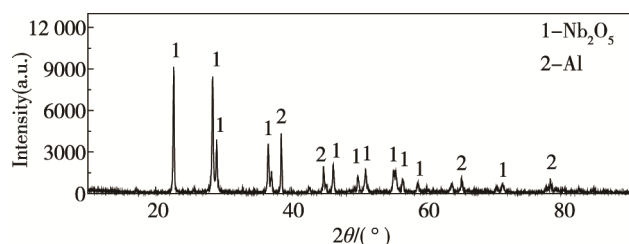


图 1 Al-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 复合粉的 XRD

Fig.1 XRD patterns of the Al-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> composite powders

图 2 为采用反应等离子喷涂工艺在不同喷涂条件下制备的涂层的 XRD 图谱。由图 2 可以看出, 喷涂过程中有 NbO<sub>x</sub>、AlNbO<sub>4</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 新物相的形成, 同时有微量 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 的剩余。喷涂功率为 28 kW 的涂层, Al 和 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 主峰的衍射强度较高, 而喷涂功率为 30 kW 和 32 kW 时, AlNbO<sub>4</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 主峰的衍射强度较高。这说明 Al 和 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 在等离子喷涂过程中发生了化学反应, 但是 28 kW 时, 复合粉反应不充分, 剩余的 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 较多; 30 kW 和 32 kW 时, 复合粉反应较充分。相关文献<sup>[10]</sup>研究表明铝和氧化铌在平衡状态下的反应产物为铌和氧化铝。然而, 已有研究表明<sup>[13]</sup>, Al-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 体系反应产物的化学成分和相成分主要取决于反应物成分、反应程度和冷却条件。众所周知,

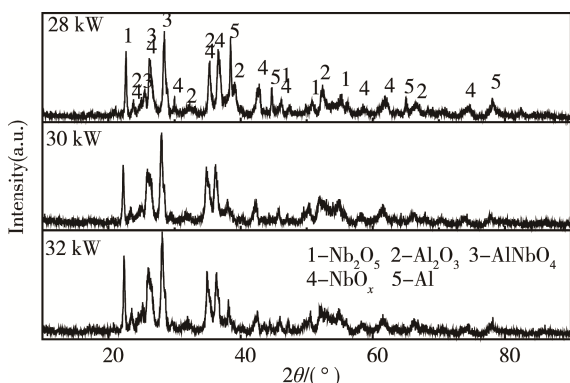


图 2 不同功率复合涂层的 XRD 图谱

Fig.2 XRD patterns of the composite coatings obtained at different power

等离子喷涂过程的特点是温度高、速度快且冷却速度极快。因此, Al-Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 铝热体系在非平衡等离子喷涂条件下的产物是 NbO<sub>x</sub>、AlNbO<sub>4</sub> 和 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 相。此外, 由图 2 可以看出, 复合涂层中各相的衍射峰明显比图 1 复合粉相的衍射峰宽化, 这表明涂层中各相的晶粒尺寸十分细小<sup>[14]</sup>。

图 3 为喷涂功率为 30 kW 时, 复合涂层横截面的二次电子显微照片。从图 3 可以看出, 复合涂层为交替分布的多相层片状组织且组织致密。复合涂层由三种不同的区域组成, 即灰色区域 A 和 B、白色区域 C 和黑色区域 D。表 2 为各区域的能谱分析结果, 根据 EDS 中各元素的含量并结合 XRD 图谱 (图 2) 中的物相可以推断出, 复合涂层中, 白色区域 C 富 NbO<sub>x</sub> 相, 灰色区域 A 和 B 富 AlNbO<sub>4</sub> 相, 黑色区域 D 富 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 相。因此, 复合涂层是由 AlNbO<sub>4</sub>、Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 和 NbO<sub>x</sub> 相组成的交替分布的多相层片状组织。此外, 文献<sup>[15]</sup>表明, 少量的 Nb<sub>2</sub>O<sub>5</sub> 对氧化铝陶瓷的致密化具有明显的促进作用, 主要是通过它在氧化铝晶粒中的固溶来实现的。

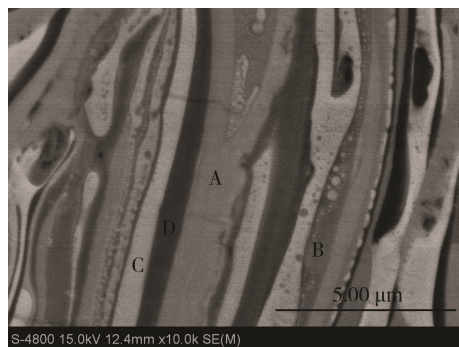


图 3 30 kW 喷涂功率复合涂层的横截面 SEM

Fig.3 SEM observation of the cross-section of composite coatings obtained at 30 kW power

表 2 图 3 中 A—D 区域 EDS 分析结果  
Tab.2 EDS results of regions A—D in the coating

at. %

Region	Nb	Al	O
A	21.35	21.79	56.86
B	16.51	26.85	56.64
C	31.27	15.93	52.8
D	4.98	42.21	52.82

### 2.2 复合涂层的显微硬度和韧性

图 4 为不同功率下复合涂层的显微硬度值和用硬度压痕法得到的裂纹扩展能。由图 4 可以看出, 在喷涂功率为 28~32 kW 的范围内, 显微硬度随功率的升高而增大, 但喷涂功率为 30 kW 和 32 kW 时, 复合涂层的硬度相差甚微, 32 kW 时的硬度最大, 为 912HV<sub>0.1</sub>。裂纹扩展能随功率的升高先增大后减小,

30 kW 时涂层的韧性最好, 裂纹扩展能为  $14.14 \text{ J/m}^2$ 。喷涂功率为 28 kW 时, 涂层的硬度和裂纹扩展能都最低, 这是由于复合粉反应不充分, 生成  $\text{AlNbO}_4$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  硬质相较少, 导致涂层的硬度较低, 并且复合涂层的孔洞、微裂纹等组织缺陷较多, 加载时由于法向压应力的作用, 组织缺陷会加剧裂纹的扩展, 从而使涂层的裂纹扩展能降低。30 kW 和 32 kW 时, 复合粉反应充分, 得到的复合涂层为由  $\text{AlNbO}_4$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ 、 $\text{NbO}_x$  相组成的多相交替分布的层片状组织且组织致密, 但 32 kW 时复合涂层的微裂纹数量比 30 kW 时的多, 这是由于随着喷涂功率的增大, 涂层热应力增大, 组织中由于热应力形成的微裂纹数量增多, 从而导致韧性有所降低。因此, 喷涂功率为 30 kW 时, 复合涂层的裂纹扩张能最高, 为  $14.14 \text{ J/m}^2$ , 且韧性最好。

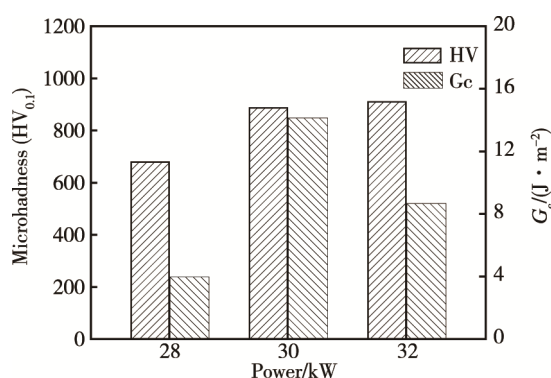


图 4 不同功率复合涂层的显微硬度和裂纹扩展能

Fig. 4. Microhardness and crack extension force ( $G_c$ ) of the composite coating

## 2.3 涂层的摩擦磨损性能

图 5 为 20 N 载荷下, 不同功率所得复合涂层的摩擦系数与磨损时间的关系。起初, 复合涂层的摩擦曲线变化趋势基本一致, 都是缓慢上升最终趋于稳定。图 5 中, 28 kW 时涂层的摩擦系数为 0.7~0.8, 30 kW 和 32 kW 时涂层的摩擦系数为 0.5~0.6, 明显

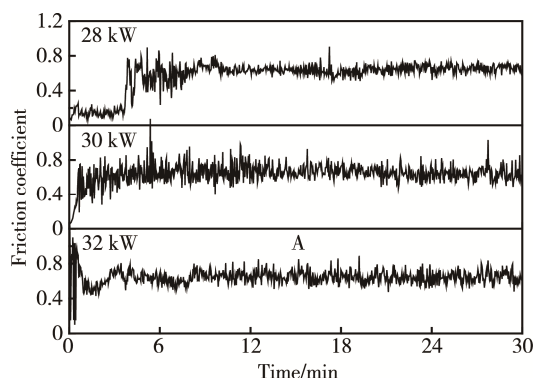


图 5 20 N 载荷下不同功率涂层的磨损曲线

Fig. 5 The wear curves of different power coatings with 20 N loads

低于 28 kW 时涂层的摩擦系数。这是由于 28 kW 时喂料反应不充分, 所得的涂层中硬质相较少, 且软硬相分布不均匀, 接触表面粗糙度增加使摩擦系数较高。对比不同功率复合涂层的摩擦系数可以看出, 随着功率的升高, 阻碍了微裂纹的形成和裂纹的扩展, 而且随着喷涂功率的增加, 复合涂层的孔隙率降低, 致密性良好, 故喷涂功率为 30 kW 和 32 kW 时, 复合涂层的摩擦系数较低。

图 6 为 20 N 载荷下, 不同功率复合涂层磨损 30 min 的磨损量。在 28~32 kW 范围内, 复合涂层的磨损量随喷涂功率的升高先减小后增加, 30 kW 时, 涂层的磨损速率最小, 为  $0.0099 \text{ mm}^3/\text{min}$ 。这是由于 30 kW 和 32 kW 时, 复合涂层的摩擦系数比较低, 且组织均匀致密; 而 28 kW 时, 复合涂层的摩擦系数较大, 且复合粉反应不充分, 存在较多较大的不规则孔洞及微裂纹等内部组织缺陷, 摩擦时容易引起应力集中, 导致裂纹的产生及扩展, 耐磨性较差。相关文献<sup>[16]</sup>表示, 涂层中缺陷的数量、大小和分布是影响裂纹形成和裂纹扩展程度的重要因素。而喷涂功率为 32 kW 时, 涂层的磨损量也较大, 是因为随喷涂功率的增大, 涂层中存在的大量热应力来不及释放, 使涂层表面产生较多的微裂纹, 磨损时的法向压应力会加剧裂纹的扩展, 导致涂层表面局部发生断裂, 产生磨屑造成质量和体积损失。30 kW 时, 涂层的耐磨性能最好。通过摩擦系数和磨损量综合分析, 喷涂功率为 30 kW 时, 涂层的耐磨性更好。

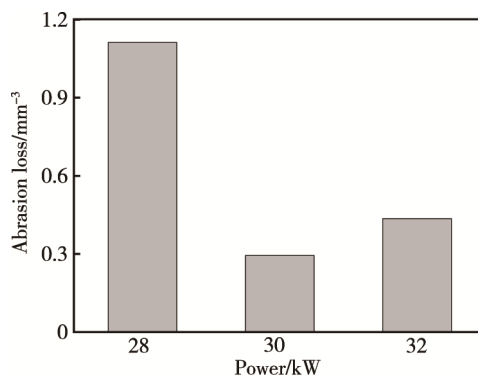


图 6 20 N 载荷磨损 30 min 不同功率涂层的磨损体积

Fig. 6 The wear volume of different power coatings with 20 N load and 30 min

图 7 为喷涂功率为 30 kW 的复合涂层在 20 N 载荷下的磨损微观形貌。由图 7a 可以看出, 复合涂层的磨损表面形貌主要由粗糙区和相对平滑区组成。这是由于随着磨损的进行, 摩擦生热现象激增, 试样表面温度升高使涂层呈现为粘滞性流动, 同时内部裂纹不停产生, 使涂层出现剥落。剥落碎片残留在磨损轨道, 在随后的滑动中遭受继续断裂和变形, 最后形成非常细的粉末, 残留在接触中的碎屑在摩擦磨损中构成“第三体”, 并影响接触应力和磨损<sup>[17]</sup>。由图 7a 中的光滑区可以看出,



复合涂层的磨损形貌为由犁沟和凹槽组成的典型的磨粒磨损形貌,宏观表现出来是磨损形貌上的平滑区域。由图7可以看出,在摩擦磨损实验不断进行的过程中,复合涂层在磨球的循环压应力作用下,表面形成微裂纹并不断扩展,然后形成碎片,碎片不断剥落,从而导致复合涂层不断剥落为典型的疲劳磨损,宏观表现就是磨损形貌的粗糙区域。因此,复合涂层的磨损机理为磨粒磨损和疲劳磨损。

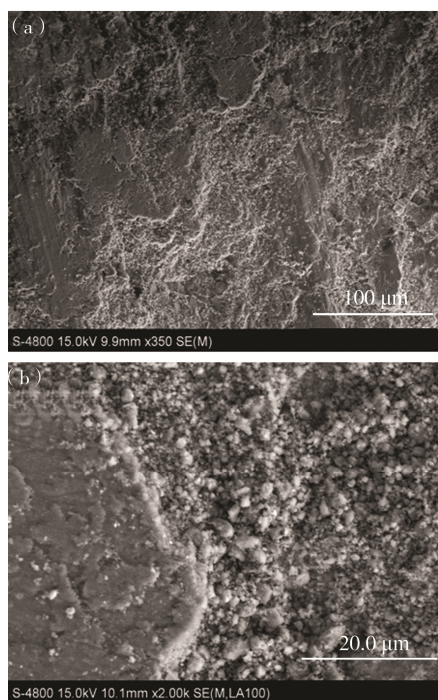


图7 30 kW 涂层在 20 N 载荷下的磨损形貌 SEM  
Fig.7 Worn surfaces of the 30 kW composite coatings

### 3 结论

反应等离子喷涂制备的复合涂层是由  $\text{AlNbO}_4$ 、 $\text{Al}_2\text{O}_3$  和  $\text{NbO}_x$  相组成的交替分布的多相层片状组织。

喷涂功率在 28~32 kW 范围内时, 30 kW 功率制备的复合涂层的显微硬度 ( $912\text{HV}_{0.1}$ )、韧性 ( $14.14\text{ J/m}^2$ )、耐磨性 (磨损速率  $0.0099\text{ mm}^3/\text{min}$ ) 都较好。

涂层的主要磨损机制为有犁沟和凹槽的磨粒磨损和涂层剥落的疲劳磨损。

#### 参考文献:

- [1] 姚焱红, 王泽华, 周泽华, 等. 反应等离子喷涂技术的研究进展[J]. 机械工程材料, 2011, 35(12): 1—5.
- [2] YAO Yi-hong, WANG Ze-hua, ZHOU Ze-hua, et al. Progress of Reactive Plasma Spraying Process[J]. Materials for Mechanical Engineering, 2011, 35(12): 1—5.
- [3] LIU Hui-yuan, HUANG Ji-hua. Reactive Flame Spraying of TiC-Fe Cermets Coating Using Asphalt as a Carbonaceous Precursor[J]. Surface and Coatings Technology, 2006, 200(18/19): 5328—5333.
- [4] 宋思利, 邹增大, 王新洪, 等. 多层电弧熔敷含 TiC 颗粒增强涂层的微观组织及耐磨性能[J]. 焊接学报, 2007, 28(4): 33—37.
- [5] SONG Si-li, ZOU Zeng-da, WANG Xin-hong, et al. Microstructure and Wear Resisting of TiC Particle Reinforced Coatings Dacled by TiC Welding with Multiple Layer[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2007, 28(4): 33—37.
- [6] HE Ji-ning, ZHANG Fan-yong, MI Peng-bo, et al. Microstructure and Wear Behavior of Nano C-rich TiCN Coatings Fabricated by Reactive Plasma Spraying with Ti-graphite Powders[J]. Surface and Coatings Technology, 2016, 305: 215—222.
- [7] HE Jian-hong, SCHOENUNG M Julie. Nanostructured Coatings[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, 336: 274—319.
- [8] WANG Q J, ZHENG M S, ZHU J W. Semi-conductive Properties of Passive Films Formed on Copper in Chromate Solutions[J]. Thin Solid Films, 2009, 517(6): 1995—1999.
- [9] YANG Yong, CHEN Xue-guang, WANG Lei, et al. Sliding Wear Behavior of In-situ  $\text{FeAl}_2\text{O}_4$  Matrix Nanocomposite Coating Fabricated by Plasma Spraying[J]. Tribology International, 2015, 81(81): 97—104.
- [10] 周小平, 王小军, 朱理奎. 反应等离子喷涂  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{TiB}_2$ -Al 复相涂层的反应机理[J]. 表面技术, 2014, 43(4): 6—10.
- [11] ZHOU Xiao-ping, WANG Xiao-jun, ZHU Li-kui. Reaction Mechanism of the Formation of Plasma-spraying  $\text{Al}_2\text{O}_3$ - $\text{TiB}_2$ -Al Composite Coatings[J]. Surface Technology, 2014, 43(4): 6—10.
- [12] 吕志军, 贺文雄, 赵健, 等. Ti-Al 球磨粉反应等离子喷涂工艺[J]. 中国表面工程, 2012, 25(2): 56—62.
- [13] LYU Zhi-jun, HE Wen-xiong, ZHAO Jian, et al. Reactive Plasma Spraying of Ti-Al Milled Powders[J]. China Surface engineering, 2012, 25(2): 56—62.
- [14] ZHANG W J, APPEL F. Effect of Al Content and Nb Addition on the Strength and Fault Energy of TiAl Alloys [J]. Materials Science and Engineering A, 2002, s329—331(1): 649—652.
- [15] BALAMURUGAN C, SUBASHINI A, CHAUDHARI G N, et al. Development of Wide Band Gap Sensor based on  $\text{AlNbO}_4$  Nanopowder for Ethanol[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2012, 256(17): 110—115.
- [16] ZOIS D, LEKAYOU A, VARDAMOULIAS M. A Microstructure and Mechanical Property Investigation on Thermally Sprayed Nanostructured Ceramic Coatings before and after a Sintering Treatment[J]. Surface & Coatings Technology, 2009, 204(1/2): 15—27.
- [17] DURAES L, COSTA BFO, SANTOS R, et al.  $\text{Fe}_2\text{O}_3$ /Aluminum Thermite Reaction Intermediate and Final Products Characterization[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 465(1): 199—210.
- [18] SANTANACH J G, ESTOURNES C, WEIBEL A, et al. Spark Plasma Sintering as a Reactive Sintering Tool for the Preparation of Surface-tailored  $\text{Fe-FeAl}_2\text{O}_4$ - $\text{Al}_2\text{O}_3$  Nanocomposites[J]. Scripta Materialia, 2009, 60(4): 195—198.
- [19] 刘于昌, 黄晓巍.  $\text{Nb}_2\text{O}_5$  对氧化铝陶瓷烧结性能和显微结构的影响[J]. 福州大学学报(自然科学版), 2006, 34(5): 708—711.
- [20] LIU Yu-chang, HUANG Xiao-wei. Effect of  $\text{Nb}_2\text{O}_5$  on Sintering and Microstructure of Alumina Ceramics[J]. Journal of Fuzhou University(Natural Science), 2006, 34(5): 708—711.
- [21] WANG You, YANG Yong, ZHAO Yue, et al. Sliding Wear Behaviors of in Situ Alumina/Aluminum Titanate Ceramic Composites[J]. Wear, 2009, 266(11/12): 1051—1057.
- [22] FISCHER T E, ZHU Z, KIM H, et al. Genesis and Role of Wear Debris in Sliding Wear of Ceramics[J]. Wear, 2000, 245(1): 53—60.