

# 等离子喷涂与超音速火焰喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层组织与摩擦磨损性能研究

赵子鹏<sup>1</sup>, 司洪利<sup>2</sup>, 李忠盛<sup>1</sup>, 何庆兵<sup>1</sup>, 易同斌<sup>1</sup>, 宋凯强<sup>1</sup>, 丛大龙<sup>1</sup>

(1.西南技术工程研究所, 重庆 400039; 2.海军驻重庆地区导弹设备军事代表室, 重庆 402760)

**摘要:** **目的** 研究等离子喷涂与超音速火焰喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层的组织、力学性能和摩擦磨损性能。**方法** 采用等离子喷涂与超音速火焰喷涂工艺制备 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层, 并采用 X 射线衍射仪(XRD)、扫描电镜(SEM)、万能试验机、显微硬度计和高速往复摩擦磨损试验机, 系统地分析了两种工艺所得涂层的物相、组织、结合强度、硬度及摩擦磨损性能。**结果** 两种工艺制备的 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层与基体界面结合效果良好。等离子喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层为层片状组织, 层间可见微裂纹, 孔隙率较高; 超音速火焰喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层组织均匀, 无明显微裂纹, 可见少量微小孔隙。物相分析表明, 等离子喷涂涂层由 NiCr、Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 和 Cr<sub>7</sub>C<sub>3</sub> 相组成, 而超音速火焰喷涂涂层由 NiCr 和 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 相组成。超音速火焰喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层的耐磨性优于等离子喷涂涂层, 等离子喷涂涂层和超音速火焰喷涂涂层的稳态摩擦系数分别为 0.4 和 0.6。随载荷升高, 两种工艺制备的 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层摩擦系数均显著下降。磨损后, 等离子喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层表面具有明显的凹痕和剥落, 而超音速火焰喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层磨痕表面较光滑, 未见明显剥落。两种工艺制备的涂层磨损机制均为磨粒磨损和疲劳磨损。**结论** 超音速火焰喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层较等离子喷涂涂层组织更为致密, 具有更为优良的综合力学性能和耐磨性, 等离子喷涂制备的 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层的减摩性较好。

**关键词:** 等离子喷涂; 超音速火焰喷涂; NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层; 力学性能; 摩擦磨损性能

**中图分类号:** TG174.442 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)08-0225-06

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.08.030

## Microstructure and Friction and Wear Properties of NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> Coating by APS and HVOF

ZHAO Zi-peng<sup>1</sup>, SI Hong-li<sup>2</sup>, LI Zhong-sheng<sup>1</sup>, HE Qing-bing<sup>1</sup>,  
YI Tong-bin<sup>1</sup>, SONG Kai-qiang<sup>1</sup>, CONG Da-long<sup>1</sup>

(1.Southwest Technology and Engineering Research Institute, Chongqing 400039, China;

2.Chongqing Military Missile Equipment Representative Office of Navy, Chongqing 402760, China)

**ABSTRACT:** The work aims to investigate microstructure, mechanical behavior and friction and wear properties of NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coating prepared by APS and HVOF. NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coatings were fabricated by APS and HVOF, respectively. Phase

收稿日期: 2019-01-25; 修订日期: 2019-06-28

Received: 2019-01-25; Revised: 2019-06-28

基金项目: 国防技术基础项目 (JSCG2016209B005)

Fund: Supported by Project of National Defense Technology Research (JSCG2016209B005)

作者简介: 赵子鹏 (1987—), 男, 硕士, 工程师, 主要研究方向为功能性涂层技术。

Biography: ZHAO Zi-peng (1987—), Male, Master, Engineer, Research focus: functional coatings.

通讯作者: 李忠盛 (1980—), 男, 博士, 研究员级高工, 主要研究方向为特种复合材料及表面工程。邮箱: zhongshli@163.com

Corresponding author: LI Zhong-sheng (1980—), Male, Ph. D., Senior engineer, Research focus: special composite material and surface engineering. E-mail: zhongshli@163.com

composition, microstructure, bonding strength, hardness and friction wear performance of the coatings prepared by two different processes were investigated systematically with X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscope (SEM), universal test machine, microhardness tester and high speed reciprocating friction testing machine. The prepared coatings had good bonding effects with substrate interface. The coating prepared by APS had a lamellar microstructure with some microcracks between the lamellars and higher porosity. However, the coating prepared by HVOF had a uniform microstructure with no apparent microcrack and lower porosity. The XRD results showed that the phases of coating prepared by APS were NiCr,  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  and  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ , while the phases of coating prepared by HVOF were NiCr and  $\text{Cr}_3\text{C}_2$ . The coating prepared by HVOF presented a better wear resistance than that prepared by APS. The steady friction coefficients of coating fabricated by APS and HVOF were 0.4 and 0.6, respectively. The friction coefficients of coating prepared by the two processes decreased significantly with the increase of load. The worn surface of NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$  coating prepared by APS showed apparent indentation and spalling, while that of NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$  coating prepared by HVOF showed a smooth grinding crack with no apparent spalling. Main wear mechanisms of the coatings prepared by the two processes were abrasive wear and fatigue wear. The NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$  coating prepared by HVOF has more compact structure and better comprehensive mechanical properties and wear resistance than that by APS.

**KEY WORDS:** air plasma spraying; high velocity oxygen fuel; NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$  coating; mechanical properties; friction wear performance

近年来,金属陶瓷涂层以其高强度、高韧性、高硬度及加工性能好等特性,广泛应用于高端装备、能源、航空、航天等领域,可大幅提高构件表面综合力学性能。NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 涂层是发展较成熟的金属陶瓷涂层,采用NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 涂层提高构件使用寿命,已成为构件耐磨防护和表面强化的有效途径<sup>[1-4]</sup>。目前,科研人员普遍采用等离子喷涂(APS)或超音速火焰喷涂(HVOF)制备NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 涂层,重点研究涂层微观组织与涂层高温氧化性、耐冲蚀磨损性之间的关系,并探讨了涂层失效机理<sup>[5-7]</sup>。目前在部分构件表面制备NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 涂层提高摩擦磨损性能已得到大量应用,但两种工艺制备的涂层的摩擦磨损性及失效机理未见对比研究。因此,本文采用APS和HVOF两种工艺制备NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 涂层,系统地研究NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 涂层的微观组织、综合力学性能和摩擦学性能,拟为NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 涂层耐磨防护的应用及工艺选择提供理论依据。

## 1 实验

### 1.1 实验材料

实验选用45#钢作为基体材料,喷涂粉末为团聚烧结NiCr-75% $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 复合粉末(喷涂用NiCr-75% $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 粉末具有更好的流动性)。等离子喷涂粉末粒径为45~110  $\mu\text{m}$ ,形貌如图1所示,呈现不规则颗粒状。超音速火焰喷涂粉末粒径为15~38  $\mu\text{m}$ ,形貌如图2所示,呈近球形或椭球形。

### 1.2 涂层制备

分别采用9MC型等离子喷涂系统和SX-5000超音速火焰喷涂系统制备NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 涂层,涂层厚度为

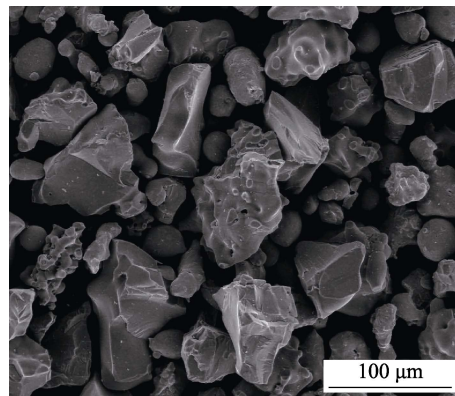


图1 等离子喷涂NiCr-75% $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 粉末表面形貌  
Fig.1 Surface morphology of NiCr-75% $\text{Cr}_3\text{C}_2$  powder of APS

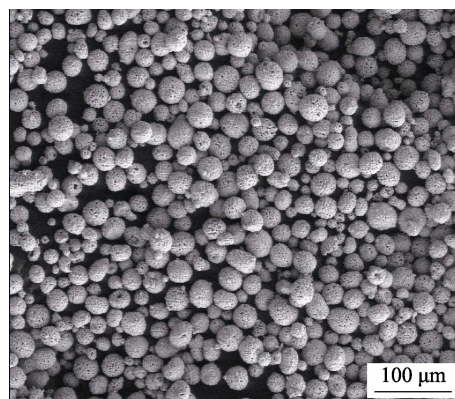


图2 超音速火焰喷涂NiCr-75% $\text{Cr}_3\text{C}_2$ 粉末表面形貌  
Fig.2 Surface morphology of NiCr-75% $\text{Cr}_3\text{C}_2$  powder of HVOF

0.2~0.3 mm,结合强度测试试样尺寸为 $\phi 25\text{ mm} \times 7\text{ mm}$ ,摩擦测试试样为 $20\text{ mm} \times 20\text{ mm} \times 5\text{ mm}$ 。喷涂前基体采用20~24目白刚玉砂喷砂处理,喷砂压力0.4~0.6 MPa,喷砂角度 $60^\circ \sim 90^\circ$ 。优化后的喷涂工艺参数见表1和表2。

表 1 等离子喷涂工艺参数  
Tab.1 Processing parameters of APS

Parameters	Value
Voltage/V	70
Current/A	500
Powder carrier rate/(L·min <sup>-1</sup> )	40
Spray distance/mm	100
$v(\text{Ar})/(\text{L}\cdot\text{min}^{-1})$	55
$v(\text{H}_2)/(\text{L}\cdot\text{min}^{-1})$	12

表 2 超音速火焰喷涂工艺参数  
Tab.2 Processing parameters of HVOF

Parameters	Value
Propane pressure/MPa	0.7
Oxygen pressure/MPa	0.8
Nitrogen pressure/MPa	0.8
Air pressure/MPa	0.8
Nitrogen carrier rate/(L·min <sup>-1</sup> )	12
Spray distance/mm	300
Spray angle/(°)	90

1.3 性能测试与表征

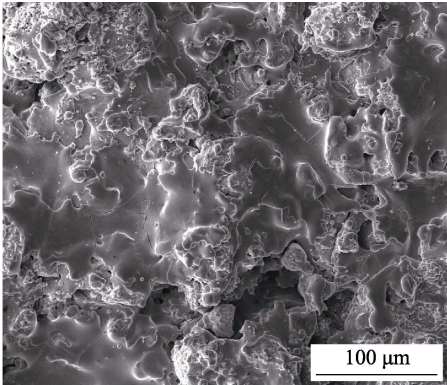
采用 Quant400 型扫描电镜观察涂层表面形貌。采用 D8 DISCOVER 型 X 射线衍射仪分析物相组成，X 射线源为 Cu-K $\alpha$ 1( $\lambda=0.154\ 05\ \text{nm}$ )， $2\theta$  扫描速度为  $10\ (^{\circ})/\text{min}$ 。参考 GB/T 8462—2002《热喷涂 抗拉结合强度的测定》，测试涂层结合强度。选用 10 张放大倍数为 200 $\times$ 的截面扫描图像，采用灰度法测试涂层孔隙率。采用 HM-MT1000 型显微维氏硬度试验系统测试涂层硬度，载荷 300 g，保压时间 15 s。采用 HSR-2M 型高速往复摩擦试验机进行往复干摩擦试验，对磨球为直径 5 mm 的 GCr15 钢球，工件为涂层试样，法向载荷为 50 N 和 100 N，往复摩擦距离为 5 mm，摩擦速率为 250 t/min，采样频率 5 Hz。

2 结果与讨论

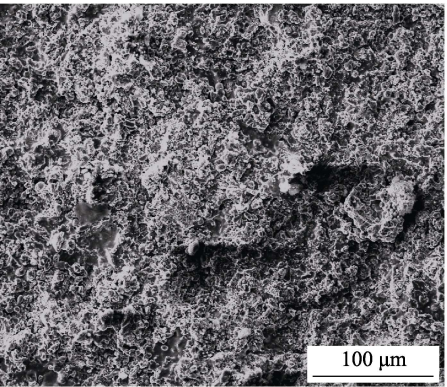
2.1 微观形貌分析

图 3a、3b 分别为两种工艺制备的 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层的表面形貌。由图 3a 可知，APS 涂层表面颗粒熔化效果较好，这是由于粒子以熔融或半熔融状态高速撞击基体后，迅速扁平化凝固形成。由图 3b 可知，HVOF 涂层表面颗粒感明显，堆垛熔融颗粒的粒径范围为 10~20  $\mu\text{m}$ ，涂层表面较为光滑。HVOF 喷涂粉末粒度较小，且 HVOF 焰流温度为 3000  $^{\circ}\text{C}$ ，远远小于等离子火焰焰流（10 000  $^{\circ}\text{C}$ ），NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 颗粒撞击基材后来不及完全熔化，又被后续粒子堆垛，导致粒子急速冷却，形成微小颗粒堆垛状结构<sup>[8]</sup>。

图 4a、4b 分别为两种工艺制备的 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂

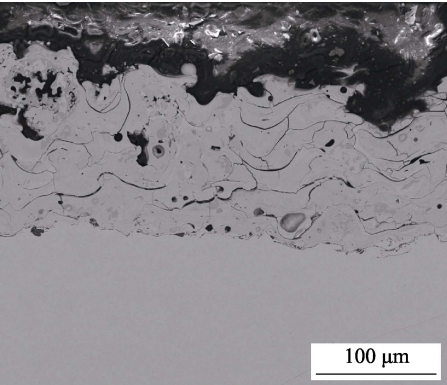


a APS

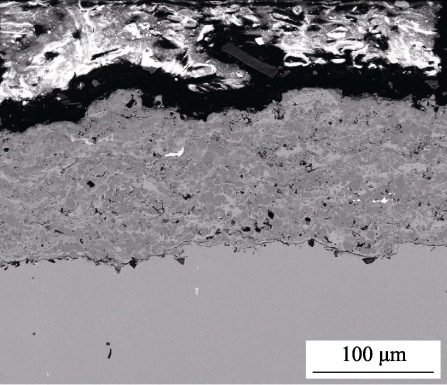


b HVOF

图 3 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层表面 SEM 照片  
Fig.3 SEM images of morphologies of NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coating



a APS



b HVOF

图 4 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层截面 SEM 照片  
Fig.4 SEM images of cross-section morphologies of NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coating



层的截面形貌。两种工艺制备的涂层截面结构均由深灰色区域和浅色区域组成,深灰色区域为碳化物硬质相,浅色区域为 NiCr 粘结相。APS 涂层结构为层片状组织,层间可见显微裂纹,而 HVOF 涂层未见明显裂纹,组织较为致密。主要原因是,APS 熔融颗粒的冷却速率高于 HVOF,扁平粒子冷却收缩更为明显,导致等离子喷涂结构存在重叠、堆积的层状结构;而 HVOF 过程中温度较低,颗粒来不及发生形变,形成颗粒堆积的致密组织。

## 2.2 物相结构分析

图 5 为喷涂粉末及涂层的 XRD 图谱。由图 5 可知,喷涂粉末由 NiCr 和  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  相组成,APS 涂层由 NiCr、 $\text{Cr}_3\text{C}_2$  和  $\text{Cr}_7\text{C}_3$  相组成,而 HVOF 涂层仅含有 NiCr 和  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  相,未发现其他碳化物相。即 HVOF 后未见明显脱碳,而 APS 后涂层出现  $\text{Cr}_7\text{C}_3$ 。这是由于粉末在 HVOF 火焰中停留时间短,且火焰含氧量和温度均低于等离子喷涂,抑制了喷涂粉末的相变、氧化和分解<sup>[9]</sup>。涂层相应相衍射峰均出现了宽化现象,且与 HVOF 相比,APS 涂层宽化现象更为明显,表明 APS 的非晶化程度更高。这是由于 APS 过程的熔融颗粒冷却速度远高于 HVOF,熔融颗粒在结晶前已凝固,形成非晶,因此 APS 涂层的非晶化程度高于 HVOF 涂层<sup>[10]</sup>。

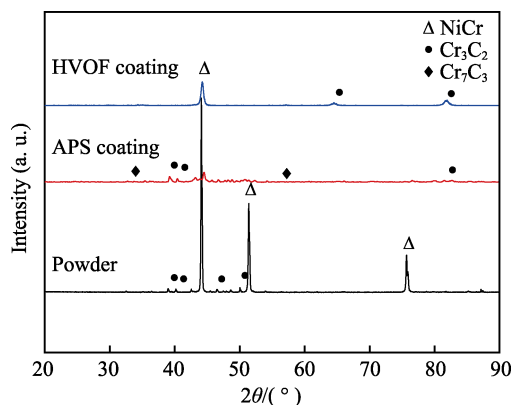


图 5 粉末及两种工艺制备的涂层 XRD 图谱  
Fig.5 XRD patterns of powder and coatings by APS and HVOF

## 2.3 力学性能分析

采用两种工艺制备的 NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$  涂层的力学性能见表 3。由表可知,HVOF 工艺制备的涂层的硬度和结合强度均高于 APS 涂层,且孔隙率更低。两种工艺制备的涂层孔隙率和硬度存在差异的原因为:HVOF 粉末粒径比 APS 粉末粒径小,且 HVOF 的粒子飞行速度更高,小颗粒以较高速度撞击基材,使得涂层内部粉末之间结合更好,涂层更为致密。此外, $\text{Cr}_3\text{C}_2$  硬质相在涂层中被 NiCr 粘结相包围,组织更加致密,且  $\text{Cr}_3\text{C}_2$  硬质颗粒尺寸降低,使位错移动受限,

因此 HVOF 涂层组织更加致密,硬度更高。而且喷涂过程中,超音速焰流对沉积涂层起到了喷丸效应<sup>[11]</sup>,涂层压应力提高,结合力增强。另外由图 4 还可明显观察到,APS 涂层的显微裂纹较大且平行于基体,这有利于降低喷涂层的层间结合力。

表 3 不同工艺制备的 NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$  涂层的力学性能  
Tab.3 Mechanical properties of NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$  coatings prepared by different processes

Process	Porosity/%	Vickers hardness ( $\text{HV}_{0.3}$ )	Bond strength/MPa
APS	12.7	784	42
HVOF	3.5	960	65

## 2.4 摩擦性能分析

### 2.4.1 涂层磨损量对比

图 6 为在法向载荷 100 N 条件下,两种工艺制备的涂层的磨痕形貌。本文以磨痕宽度表征磨损率,由图可知,APS 涂层的磨痕宽度为 1.41 mm,HVOF 涂层的磨痕宽度为 0.98 mm,可见超音速火焰喷涂涂层的耐磨性优于等离子喷涂涂层。原因是 HVOF 涂层组织结构致密,硬质相与粘结相的内聚强度高<sup>[12]</sup>,且硬度高于 APS 涂层,在摩擦过程中,APS 涂层易发生塑性变形,产生磨粒磨损和粘着磨损,因此 APS 涂层磨损率较大。

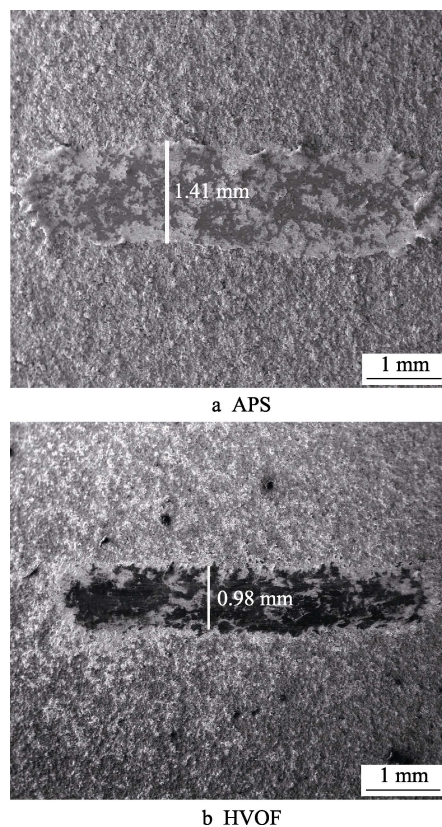


图 6 不同工艺制备的 NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$  涂层磨痕形貌  
Fig.6 Wear morphology of NiCr- $\text{Cr}_3\text{C}_2$  coatings prepared by different processes

### 2.4.2 涂层摩擦系数对比

当法向载荷为 100 N 时, 两种工艺制备的 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层的摩擦系数随时间变化的关系曲线见图 7。由图 7 可以看出, 两种工艺制备的涂层的摩擦过程均可分为跑合、过渡及磨损稳定 3 个阶段。第 1 阶段: 两种涂层摩擦系数的跑合为 0~15 s, 随摩擦时间延长, 摩擦系数迅速上升后陡降。这是由于涂层与对磨球刚开始接触时, 因涂层表面粗糙度和结构不稳定因素的影响, 且摩擦副由点接触变为面接触, 接触应力变化大, 因而摩擦系数波动较大。第 2 阶段: HVOF 涂层摩擦过渡为 15~60 s, 而 APS 涂层摩擦过渡长达 150 s 以上。原因可能是 APS 涂层的粘结相颗粒与硬质相颗粒结合力较低, 硬质相颗粒尺寸大并脱离涂层, 在碾压过程中以磨屑形式嵌入剥落坑; 而 HVOF 涂层致密且内聚力高, 碾压过程不易产生较大的磨屑和剥落坑, 因而磨痕表面较为光滑, 如图 8b 所示。第 3 阶段: 涂层摩擦系数均达到磨损稳定, HVOF 涂层稳态摩擦系数约为 0.6, 而 APS 涂层稳态摩擦系数约为 0.4。这与涂层中的硬质相分布状态有关。由图 4b 可

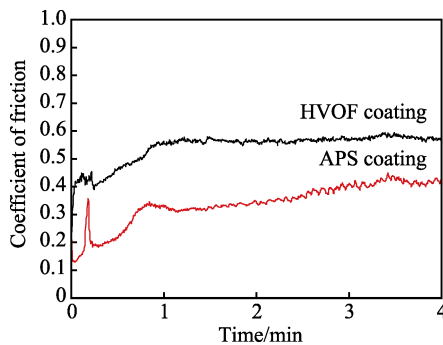


图 7 不同工艺制备的 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层的摩擦系数  
Fig.7 Friction coefficient of NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coatings prepared by different processes

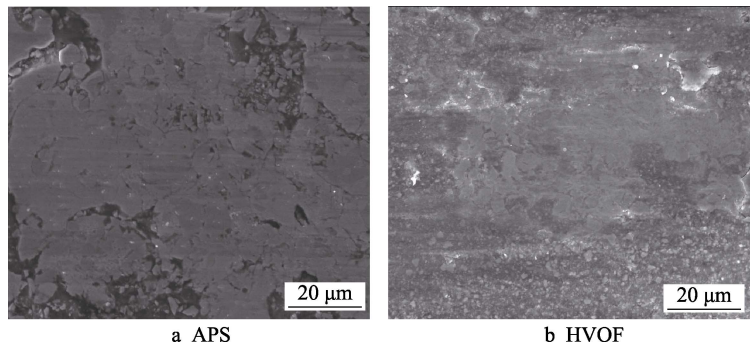


图 8 不同工艺制备的 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层磨损后表面形貌  
Fig.8 Wear morphology of NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coatings prepared by different processes

### 2.4.3 不同载荷下的涂层摩擦系数对比

图 9 为不同压力下两种涂层的摩擦系数随时间的变化曲线。由图 9 可以看出, 涂层稳态摩擦系数都随载荷升高而降低: APS 涂层稳态摩擦系数由载荷 50 N 时的 0.6 降至载荷 100 N 时的 0.4; HVOF 涂层

知, HVOF 涂层的碳化物硬质相与粘结相结合紧密, 当对磨球与涂层相互犁削时, 涂层接触面发生畸变, 由于 HVOF 涂层的硬质相的抗变形能力优于 APS 涂层<sup>[13]</sup>, 其摩擦阻力大, 使畸变难以进行; 而 APS 涂层在磨损过程中发生磨粒磨损, 磨粒起到润滑效果, 使涂层摩擦系数降低; 因此超音速火焰喷涂涂层的摩擦系数高于等离子喷涂涂层。

涂层磨损后的表面形貌见图 8。由图可知, APS 涂层磨损后, 可见明显的犁沟和凹槽, 发生了明显剥落; 而 HVOF 涂层表面磨损后, 可见明显的片状结构和细小磨粒, 未见组织剥落。结果表明, APS 涂层由于粘结相硬度低于硬质相, 在磨球碾压过程中, 粘结相颗粒受剪切力而剥落, 涂层表面的微裂纹不断扩展, 当微裂纹变为宏观裂纹后, 形成碎片而剥落。HVOF 涂层在磨球反复作用下, 因涂层内聚力高, 颗粒由球形变为扁平状, 因此形成片状结构, 另外涂层内部的大量晶界, 延长了微裂纹扩展长度, 应变能得到释放, 因此未见大块涂层明显剥落, 仅有少量颗粒脱落<sup>[14]</sup>。

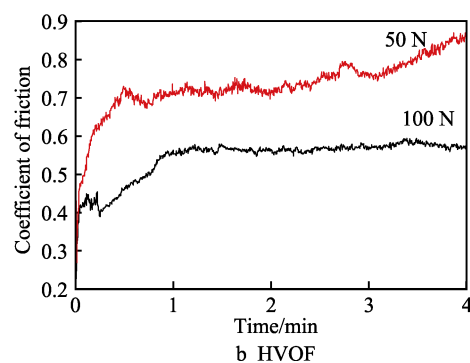
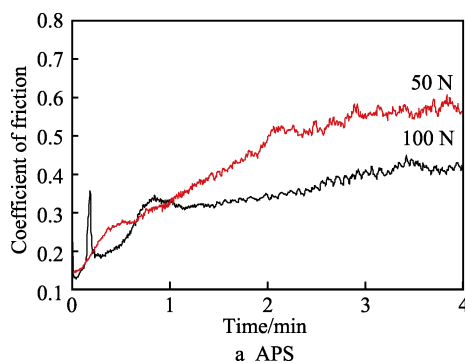


图 9 不同载荷下两种工艺制备的 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层摩擦系数  
Fig.9 Friction coefficient of NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coatings prepared by different processes under different loads

稳态摩擦系数由载荷 50 N 时的 0.8 降至载荷 100 N 时的 0.55。主要原因是随载荷升高, 摩擦产生的热量导致涂层表面发生塑性畸变的能力增强, 涂层表面更加光滑, 摩擦阻力减小, 摩擦系数降低<sup>[15-16]</sup>。此外, 随着载荷增大, 摩擦系数达到稳定所需时间越短。这

是由于载荷越高, 剪切力越大, 温度升高越快, 涂层表面活性越高, 因此表面变形层达到稳态摩擦的时间越短。

### 3 结论

1) 采用 APS 和 HVOF 工艺制备的 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层与基体结合良好。APS 涂层为层片状组织, 层间可见微裂纹, 喷涂过程中有少量脱碳; HVOF 涂层组织均匀致密, 无明显微裂纹, 未见脱碳发生。

2) HVOF 涂层的硬度和结合强度均优于等离子喷涂涂层, 且孔隙率低于 APS 涂层。

3) HVOF 涂层组织致密, 内聚强度高且硬度较高, 磨损率高于 APS 涂层, 耐磨性较好; APS 涂层颗粒呈现扁平化, 且剥落的硬质颗粒起到一定的润滑作用, 使涂层摩擦系数降低, 减摩性能优于 HVOF 涂层。

4) 磨损过程中, 随载荷增大, 两种涂层的表面发生塑性畸变的能力增强, 表面活性提高, 涂层表面更加光滑, 导致涂层摩擦系数降低, 达到稳态摩擦的时间缩短。

#### 参考文献:

- [1] 徐滨士, 朱绍华. 表面工程的理论与技术[M]. 北京: 国防工业出版社, 2010.  
XU Bin-shi, ZHU Shao-hua. Theories and technologies on surface engineering[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2010.
- [2] 杨秀从, 李国禄, 王海斗, 等. 超音速等离子喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层的结构及冲蚀磨损机理[J]. 表面技术, 2016, 45(9): 32-37.  
YANG Xiu-cong, LI Guo-lu, WANG Hai-dou, et al. Microstructure and erosion wear of supersonic plasma sprayed NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coatings[J]. Surface technology, 2016, 45(9): 32-37.
- [3] 周小龙, 曾德长, 王刚, 等. AC-HVAF 制备 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25CoNiCrAlY 和 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25NiCr 涂层的高温氧化及摩擦磨损行为[J]. 中国表面工程, 2017, 30(5): 102-108.  
ZHOU Xiao-long, ZENG De-chang, WANG Gang, et al. High temperature oxidation and tribological behavior of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25CoNiCrAlY and Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25NiCr coatings prepared by AC-HVAF[J]. China surface engineering, 2017, 30(5): 102-108.
- [4] 白杨, 邢路阔, 李相波, 等. 中性盐雾腐蚀对等离子喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层摩擦磨损性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2017, 46(5): 1404-1410.  
BAI Yang, XING Lu-kuo, LI Xiang-bo, et al. Effect of neutral salt spray corrosion on tribological properties of SPSeD NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coatings[J]. Rare metal materials engineering, 2017, 46(5): 1404-1410.
- [5] SUAREZ M, BELLAYER S, TRAISNEL M, et al. Corrosion behavior of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr vacuum plasma sprayed coatings[J]. Surface & coating technology, 2008, 202(18): 4566-4571.
- [6] 陈东, 罗明波, 陈晓琴, 等. 等离子喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 基复合自润滑涂层的组织及摩擦学性能[J]. 表面技术, 2013, 42(3): 52-55.  
CHEN Dong, LUO Ming-bo, CHEN Xiao-qin, et al. Microstructure and frictional behaviour of plasma-sprayed NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> based self-lubricating composite coatings[J]. Surface technology, 2013, 42(3): 52-55.
- [7] GUILMANY J M, ESPALLARGAS N, SUEGAMA P H, et al. High-velocity oxyfuel Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr replacing hard chromium coatings[J]. Journal of thermal spray technology, 2005, 14(3): 335-341.
- [8] 张姝, 李强, 郑振环. Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr 涂层的高温抗氧化和耐蚀性能[J]. 金属热处理, 2016, 41(9): 32-37.  
ZHANG Shan, LI Qiang, ZHENG Zhen-huan. Oxidation and hot corrosion resistance of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr coating at high temperature[J]. Heat treatment of metals, 2016, 41(9): 32-37.
- [9] 邝子奇, 邓畅光, 牛少鹏, 等. 超音速火焰喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-BaF<sub>2</sub>·CaF<sub>2</sub>/NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层的制备及抗热震性能[J]. 材料科学与工程学报, 2015, 33(3): 319-323.  
KUANG Zi-qi, DENG Chang-guang, NIU Shao-peng, et al. HVOF fabrication and thermal shock resistance of NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-BaF<sub>2</sub>·CaF<sub>2</sub>/NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coating[J]. Journal of materials science & engineering, 2015, 33(3): 319-323.
- [10] MATTHEWS S, JAMES B, HYLAND M. High temperature erosion-oxidation of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr thermal spray coatings under simulated turbine conditions[J]. Corrosion science, 2013, 70(3): 203-211.
- [11] 曹玉霞, 黄传兵, 杜令仲, 等. 等离子喷涂 NiCr/Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-hBN 复合涂层的制备及摩擦性能研究[J]. 表面技术, 2015, 44(6): 27-31.  
CAO Yu-xia, HUANG Chuan-bing, DU Ling-zhong, et al. Preparation and tribological properties of atmospheric plasma-sprayed NiCr /Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-hBN wear-resistant coatings[J]. Surface technology, 2015, 44(6): 27-31.
- [12] 邝宣科, 钱士强, 王伟, 等. 不同燃料超音速火焰喷涂 NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> 涂层[J]. 材料热处理学报, 2012(7): 137-142.  
KUANG Xuan-ke, QIAN Shi-qiang, WANG Wei, et al. Research on NiCr-Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub> coatings by high velocity oxy-fuel spraying using different fuels[J]. Transactions of materials and heat treatment, 2012(7): 137-142.
- [13] 王洪铎, 周勇, 石凯, 等. 粉末结构对 HVOF 喷涂 Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25%NiCr 涂层组织及磨粒磨损性能的影响[J]. 热加工工艺, 2012(10): 166-168.  
WANG Hong-duo, ZHOU Yong, SHI Kai, et al. Effect of powder characteristics on microstructure and abrasive wear performance of HVOF sprayed Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-25%NiCr coating[J]. Material & heat treatment, 2012(10): 166-168.
- [14] YIN Bin, LIU Guang, ZHOU Hui-di, et al. Sliding wear behavior of HVOF-sprayed Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr/CeO<sub>2</sub> composite coatings at elevated temperature up to 800 °C[J]. Tribology letters, 2010, 37(2): 463-475.
- [15] 刘家浚. 材料磨损原理及其耐磨性[M]. 北京: 清华大学出版社, 1993.  
LIU Jia-jun. Principle of material wear and abrasion resistance[M]. Beijing: Tsinghua University Press, 1993.
- [16] SIDHU H S, SIDHU B S, PRAKASH S. Wear characteristics of Cr<sub>3</sub>C<sub>2</sub>-NiCr and WC-Co coatings deposited by LPG fueled HVOF[J]. Tribology international, 2010, 43: 887-890.