

# HVOF 和 APS 制备 WC-Co/NiCrBSi 复合涂层 高温摩擦学特性研究

何龙, 谭业发, 周春华, 谭华, 高立  
(解放军理工大学 野战工程学院, 江苏 南京 210007)

**摘要:** 运用超音速火焰喷涂(HVOF)和等离子喷涂(APS)技术在7005铝合金表面制备了WC-Co/NiCrBSi复合涂层,分析了2种技术所制备复合涂层的微观结构,研究了其在高温条件下的摩擦磨损行为与机制。结果表明:采用HVOF技术制备的复合涂层孔隙率仅为APS制备复合涂层的28.9%;其显微硬度(838.4HV<sub>0.5</sub>)以及与基体间元素扩散层厚度(Al:13.17 μm, Ni:12.55 μm)均高于APS制备的复合涂层。不同温度条件下,HVOF制备复合涂层的摩擦系数和磨损失重均低于APS制备复合涂层。室温25℃时,HVOF制备复合涂层以微观切削磨损和轻微的疲劳磨损为主,而APS制备的复合涂层则主要为疲劳断裂磨损;高温400℃条件下,前者的磨损机理变为多次塑变磨损和氧化磨损,而后者则为严重的粘着磨损和氧化磨损。

**关键词:** 复合材料; 超音速火焰喷涂; 等离子喷涂; 复合涂层; 微观结构; 高温; 摩擦磨损  
**中图分类号:** TG174.44      **文献标志码:** A      **文章编号:** 1000-1093(2013)09-1109-07  
**DOI:** 10.3969/j.issn.1000-1093.2013.09.009

## Research on Tribological Properties of WC-Co/NiCrBSi Composite Coatings Prepared by HVOF and APS at Elevated Temperature

HE Long, TAN Ye-fa, ZHOU Chun-hua, TAN Hua, GAO Li

(Institute of Field Engineering, PLA University of Science and Technology, Nanjing 210007, China)

**Abstract:** WC-Co/NiCrBSi composite coatings were prepared on the surface of aluminium alloy 7005 by high velocity oxygen-fuel flame (HVOF) spray and atmosphere plasma spray (APS), respectively. The microstructures of the composite coatings are analyzed, and the tribological behavior and mechanisms of the composite coatings at elevated temperature are researched. The results show that the porosity of the composite coatings prepared by HVOF is only 28.9% of that prepared by APS. The microhardness of the composite coatings prepared by HVOF is 838.4HV<sub>0.5</sub>, and the thicknesses of Al and Ni diffusion layers are 13.17 μm and 12.55 μm, respectively, which are all higher than those of the composite coatings prepared by APS. The composite coatings prepared by HVOF have low friction coefficient and wear loss compared with the composite coatings prepared by APS. At room temperature of 25℃, the wear mechanisms of the composite coatings prepared by HVOF are micro-cutting wear and slight fatigue wear, and the composite coatings prepared by APS experience fatigue fracture wear. At elevated temperature of 400℃, the wear mechanisms of the former change into multi-plastic deformation wear and oxidative wear, and those of the latter turn into severe adhesive wear and oxidative wear.

收稿日期: 2011-11-22

作者简介: 何龙(1986—),男,博士研究生。E-mail: helong19861009@163.com;

谭业发(1963—),男,教授,博士生导师。E-mail: tanyefa7651@163.com

**Key words:** composite material; high velocity oxygen-fuel flame; atmosphere plasma spray; composite coating; microstructure; elevated temperature; abrasive wear

## 0 引言

作为表面工程技术的重要分支,热喷涂以其操作方便、生产效率高等优点在机械零部件表面强化领域取得了广泛的应用<sup>[1-2]</sup>。等离子喷涂(APS)技术是利用瞬间高压放电产生的等离子体高温熔化喷涂材料,并喷射堆积在零部件表面以形成硬度高、耐磨和耐蚀性优良的涂层。由于等离子焰流温度极高(可达 20 000 ℃)<sup>[3]</sup>,能够熔化几乎所有的金属、陶瓷材料,使 APS 成为使用最为广泛的热喷涂技术之一。近年来,超音速火焰喷涂(HVOF)技术也逐渐受到人们的关注。由于其喷口速度极大(可达 2 000 m/s)<sup>[4]</sup>,显著地增大了喷涂颗粒的动能,缩短了其飞行时间,有利于提高涂层的致密度并减轻喷涂颗粒的氧化和分解,对于制备碳化钨(WC)等金属陶瓷涂层效果极佳。

铝合金的密度低、比强度大,广泛应用于航空航天、国防工程等高科技领域<sup>[5-7]</sup>。然而,随着机械设备使用环境的日益苛刻(如重载、高速和高温等),对铝合金零部件的耐磨性能提出了更高的要求。镍基合金(NiCrBSi)在室温和高温条件下均表现出良好的摩擦磨损性能<sup>[8]</sup>,而 WC-Co 颗粒则具有高硬度和强耐磨性<sup>[9]</sup>。利用 WC-Co 颗粒增强 NiCrBSi 复合涂层,可以兼顾金属涂层的强韧性和增强颗粒的

强耐磨性,作为表面强化涂层能够显著改善铝合金零部件的摩擦学特性。因此,本文分别运用 HVOF 和 APS 技术在 7005 铝合金表面制备了 WC-Co 颗粒增强 NiCrBSi 复合涂层,分析了 2 种技术制备复合涂层的微观结构,研究了其高温摩擦磨损性能,以期确定优化的热喷涂方法,为铝合金零部件表面复合强化涂层的制备及其在高温摩擦环境中的应用提供试验数据和理论参考。

## 1 试验

### 1.1 试样制备

喷涂材料为 NiCrBSi 粉末和 WC-Co 颗粒按 3:1 体积比均匀混合而成的复合材料,其中,基质材料为粒径范围 55~80 μm 的 NiCrBSi 粉末,其包含 Cr、B、Si、Fe、W、C、Ni 的质量分数分别为 15.5%、3.5%、4.0%、15.0%、3.0%、0.8%、58.2%。增强颗粒为平均粒径 50 μm 的 WC-Co(WC:Co 为 88:12)烧结颗粒。基体选用 7005 铝合金,经超声清洗、丙酮除油、表面喷砂至喷砂级数 Sa2.5 后,分别采用 Metco-DJ2700 型 HVOF 设备和 DH-1080 型 APS 设备在其表面涂覆厚度为 200 μm 的 WC-Co/NiCrBSi 复合涂层,制备工艺参数如表 1 所列。复合涂层试样打磨平整后,利用电火花线切割制成 12 mm×12 mm×6 mm 的试块。

表 1 HVOF 和 APS 喷涂工艺参数

Tab.1 Spray parameters of HVOF and APS

	氧气流量/(L·min <sup>-1</sup> )	丙烷流量/(L·min <sup>-1</sup> )	氧气压力/MPa	丙烷压力/MPa	送粉速度/(g·min <sup>-1</sup> )	喷涂距离/mm
HVOF	240	50	1.0	0.7	55~60	180~200
	电流/A	电压/V	氩气流量/(L·min <sup>-1</sup> )	氢气流量/(L·min <sup>-1</sup> )	送粉速度/(g·min <sup>-1</sup> )	喷涂距离/mm
APS	500	50	70	10	45~50	80~100

## 1.2 试验方法

### 1.2.1 微观结构分析

采用 DMM-330C 金相显微镜(OM)和附带能谱仪(EDAX)的 FEIQUANTA200 扫描电子显微镜(SEM)观察 HVOF 和 APS 制备复合涂层的微观结构,并进行截面线扫描和磨损表面分析;基于图像灰度法利用 MATLAB 软件编程计算复合涂层孔隙率;利用 D-MAX/R 型 X 射线衍射仪(XRD)分析复合涂层的相组成;采用 DHV-1000 型显微硬度仪测试复

合涂层硬度。

### 1.2.2 摩擦磨损试验

利用 HT-500 型球-盘式高温摩擦磨损试验机进行复合涂层的摩擦磨损试验,上试件为 GCr15 钢球,下试件为复合涂层试块,法向载荷 9 N,滑动速度 0.42 m/s,摩擦时间 30 min,试验温度分别为 25 ℃、100 ℃、200 ℃、300 ℃和 400 ℃;摩擦系数由试验机附带软件计算得到,用精度为 0.1 mg 的 TG328B 型分析天平测量磨损失重。

## 2 结果与讨论

### 2.1 微观结构

图 1 为采用 HVOF 和 APS 技术制备的 WC-Co/NiCrBSi 复合涂层的截面形貌。可见,复合涂层表现出热喷涂涂层典型的层状堆积结构,与基体结合紧密,WC-Co 增强颗粒在 NiCrBSi 基质中分布均匀。HVOF 制备复合涂层中的 WC-Co 增强颗粒铺展变形充分,呈明显的扁层状,如图 1(a)所示,复合涂层的孔隙率仅为 2.46%;而利用 APS 技术制备的复合涂层中含有部分未变形的增强颗粒,并存在明显的孔洞,如图 1(b)所示,其孔隙率高达 8.51%。这是由于 HVOF 的喷口速度远高于 APS,增大了喷涂颗粒的动能,并且缩短了颗粒在飞行过程中与空气进行热交换的时间,从而提高了其表面热流动性,使其变形铺展能力强于 APS 喷涂颗粒,因此,采用 HVOF 技术制备的复合涂层更加致密。

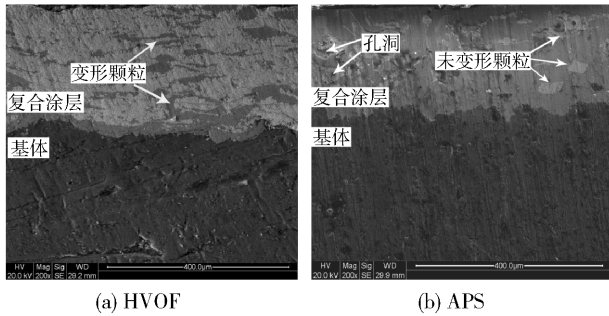


图 1 采用 HVOF 和 APS 技术制备的 WC-Co/NiCrBSi 复合涂层截面形貌

Fig. 1 Cross section morphologies of WC-Co/NiCrBSi composite coatings prepared by HVOF and APS

由复合涂层截面 Ni 和 Al 元素的线扫描曲线可知(见图 2),2 种技术所制备的复合涂层和铝合金基体间均发生了元素扩散。其中,HVOF 制备复合涂层中 Ni 和 Al 元素与基体的扩散距离分别为 12.55  $\mu\text{m}$ 和 13.17  $\mu\text{m}$ ;而 APS 制备复合涂层中 Ni 和 Al 元素的扩散距离仅为 7.52  $\mu\text{m}$ 和 9.41  $\mu\text{m}$ ,可见,采用 HVOF 制备的复合涂层与基体间的元素扩散作用更加明显。HVOF 喷涂颗粒极高的动能使其在撞击基体后铺展更加充分,增大了其与基体间的热传导面积,使界面温度高于 APS 喷涂颗粒与基体结合界面间的温度,由 Fick 定律可知<sup>[10]</sup>:

$$J = -D_0 \exp \left[ -\frac{Q}{RT} \right] \frac{\partial \mu_0}{\partial x}, \quad (1)$$

式中: $J$  为扩散浓度; $D_0$ 为频率因子; $Q$ 为扩散激活

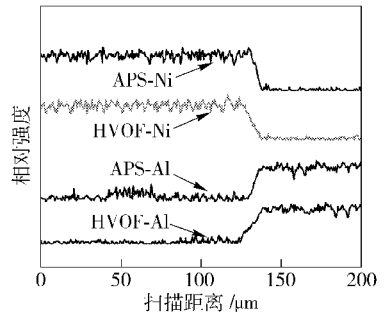


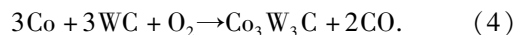
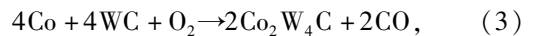
图 2 采用 HVOF 和 APS 制备的复合涂层截面 Ni 和 Al 元素线扫描曲线

Fig. 2 Line scanning curves of elements Ni and Al of the composite coatings prepared by HVOF and APS

能; $R$  为气体常数; $T$  为温度; $\mu_0$  为扩散组元化学势。

可见,较高的温度  $T$  可以提高元素的扩散浓度  $J$ ,使 HVOF 制备复合涂层与基体在界面处元素扩散层厚度增加,有利于增强复合涂层与基体间的结合强度。

HVOF 和 APS 制备复合涂层的 XRD 谱线如图 3 所示。可见,两复合涂层均由  $\gamma$ -Ni、FeNi<sub>3</sub>、CrB、Cr<sub>23</sub>C<sub>6</sub>、WC、W<sub>2</sub>C 和 Co<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C 等相组成。但 APS 制备的复合涂层在  $2\theta$  为 61.76°和 75.71°处呈现宽化的漫散射峰,表明复合涂层中含有部分非晶化组织。这是由于 APS 的焰流温度高,NiCrBSi 粉末表层的部分强化相与  $\gamma$ -Ni 共熔,在快速凝固过程中形成非晶化组织<sup>[11]</sup>。复合涂层中 W<sub>2</sub>C 和 Co<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C 相的存在则表明 WC-Co 增强颗粒在喷涂过程中发生了如下脱碳和氧化反应<sup>[12-13]</sup>:



而 APS 制备复合涂层中的 W<sub>2</sub>C 和 Co<sub>3</sub>W<sub>3</sub>C 衍射峰强度明显强于 HVOF 喷涂层,表明增强颗粒在 APS 过程中发生了相对严重的分解和氧化,而

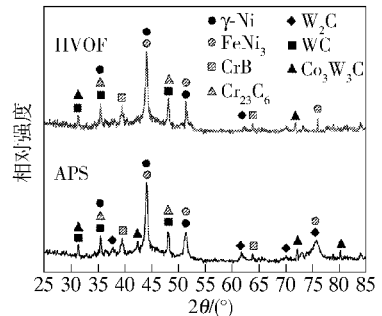


图 3 HVOF 和 APS 制备复合涂层的 XRD 图谱

Fig. 3 XRD pattern of the composite coatings prepared by HVOF and APS

HVOF 对增强颗粒的保护效果较好,这是因为 HVOF 喷口速度极高,缩短了增强颗粒在空气中的停留时间以降低其脱碳和氧化程度。因此,HVOF 制备复合涂层能够更大限度地保留 WC-Co 增强颗粒,有助于提高 NiCrBSi 涂层的耐磨性能。

## 2.2 显微硬度

表 2 为 WC-Co/NiCrBSi 复合涂层显微硬度测试结果,可见,HVOF 制备复合涂层显微硬度在 757.1HV<sub>0.5</sub> ~ 923.9HV<sub>0.5</sub> 之间变化,其平均值为 838.4HV<sub>0.5</sub>;而 APS 制备复合涂层的显微硬度波动范围较大(673.5HV<sub>0.5</sub> ~ 1041.3HV<sub>0.5</sub>),但其平均值(796.5HV<sub>0.5</sub>)却低于前者。复合涂层的显微硬度与其微观结构和增强相的性质密切相关,由于 HVOF 能够形成孔隙率低、裂纹少和增强颗粒分布均匀的涂层,具有更高的变形抗力,故其显微硬度较高。而在 APS 过程中,WC-Co 颗粒脱碳严重,其反应产物 W<sub>2</sub>C 硬度极高<sup>[14]</sup>,加剧了 APS 制备复合涂层显微硬度分布不均匀性,在振动冲击作用下更易发生脆性断裂,降低其耐磨性能。因此,采用 HVOF 技术在铝合金表面制备 WC-Co/NiCrBSi 复合涂层,可以获得更高、更均匀的表面硬度。

表 2 采用 HVOF 和 APS 技术制备复合涂层的显微硬度

Tab.2 Microhardness of the composite coatings prepared by HVOF and APS

制备 方法	显微硬度/HV <sub>0.5</sub>							
	测 1	测 2	测 3	测 4	测 5	测 6	测 7	平均值
HVOF	763.8	923.9	847.6	757.1	899.7	796.8	880.1	838.4
APS	801.4	702.5	763.8	673.5	1041.3	767.7	825.3	796.5

## 2.3 摩擦磨损行为

采用 HVOF 和 APS 技术制备复合涂层在不同温度下的摩擦磨损试验结果如图 4 所示。可见,随着温度的升高,HVOF 制备复合涂层的摩擦系数从 0.43 平稳下降至 0.31;而 APS 制备复合涂层的摩擦系数高于前者,当温度小于 300 °C 时,其摩擦系数从 0.45 逐渐下降到 0.35,但在 400 °C 时,其摩擦系数反而上升至 0.38(见图 4(a))。两复合涂层的磨损失重随温度的升高而显著上升,前者的磨损失重在 1.7 ~ 4.9 mg 之间变化;后者的磨损失重明显高于前者,尤其在温度高于 300 °C 后,其磨损失重急剧上升至 7.1 mg,比前者增加了 44.9%(见图 4(b))。

从对摩偶件在不同温度时的磨损失重(见表 3)也可看出,与 HVOF 制备复合涂层配副 GCr15 钢球

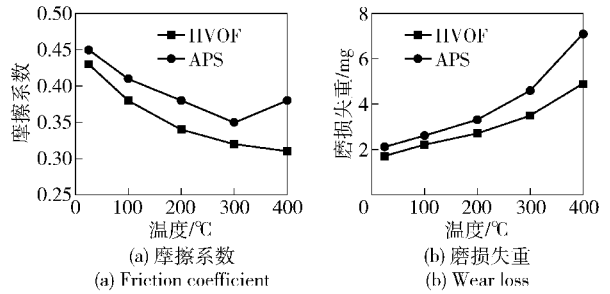


图 4 不同温度条件下 HVOF 和 APS 制备 WC-Co/NiCrBSi 复合涂层的摩擦磨损试验结果

Fig.4 Wear results of WC-Co/NiCrBSi composite coatings prepared by HVOF and APS at different temperatures

的磨损失重随着温度呈平稳上升趋势,而 APS 制备复合涂层的对摩偶件在温度达到 400 °C 时的磨损失重反而变为 -4.3 mg,即发生了涂层向对摩件的材料转移。可见,采用 HVOF 技术制备的 WC-Co/NiCrBSi 复合涂层体现出更加优异的摩擦学性能。

表 3 不同温度条件下对摩偶件的磨损失重

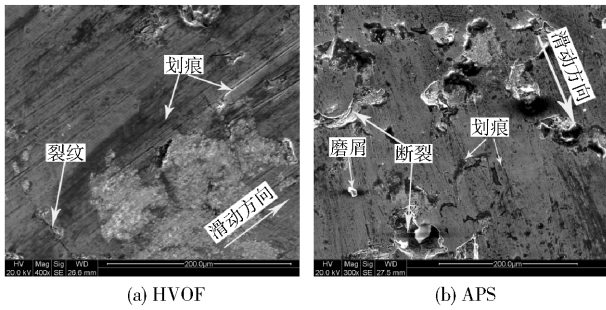
Tab.3 Wear loss of the counterpart at different temperatures

制备方法	磨损失重/mg				
	25 °C	100 °C	200 °C	300 °C	400 °C
HVOF	2.3	2.7	3.2	3.4	4.1
APS	2.6	3.5	4.2	4.7	-4.3

## 2.4 磨损表面分析

### 2.4.1 室温 25 °C 条件下复合涂层的磨损机理

图 5 为 HVOF 和 APS 制备 WC-Co/NiCrBSi 复合涂层在室温 25 °C 条件下的磨损表面形貌。可见,采用 HVOF 制备的复合涂层磨损表面出现了明显的划痕,并产生少量裂纹(见图 5(a));而 APS 制备复合涂层的磨损表面除划痕外,还伴有大量裂纹和涂层断裂痕迹(见图 5(b))。由于接触表面并非理想的光滑平面,故 GCr15 钢球表面的高硬微凸体对复合涂层进行微观切削而形成划痕;此外,反复的摩擦导致复合涂层在孔隙、夹杂等缺陷边缘产生应力集中,易于萌生疲劳裂纹<sup>[15-16]</sup>。APS 制备复合涂层的孔隙率为 HVOF 制备复合涂层的 3.46 倍,故其更容易产生裂纹;同时,高硬度 W<sub>2</sub>C 相也增大了 APS 制备复合涂层的脆性,当裂纹扩展、交叉后致使涂层脱落而发生疲劳断裂磨损。相比之下,采用 HVOF 技术制备的复合涂层致密度高、缺陷少,具有较高的强度和硬度,故其磨损程度较 APS 制备复合涂层轻微,磨损机理也以微观切削磨损为主,并伴有轻微的疲劳磨损。



(a) HVOF

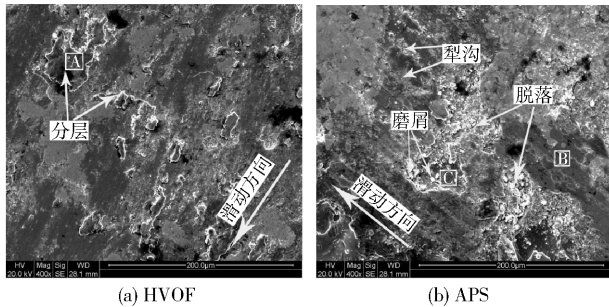
(b) APS

图 5 室温 25 °C 时 HVOF 和 APS 制备复合涂层典型磨损表面形貌

Fig. 5 SEM morphologies of worn surfaces of the composite coatings prepared by HVOF and APS at 25 °C

2.4.2 高温 400 °C 条件下复合涂层的磨损机理

高温 400 °C 条件下, 2 种方法制备的复合涂层典型磨损表面形貌如图 6 所示, 与室温时相比, 二者的磨损表面均变得粗糙, HVOF 制备复合涂层发生了明显的塑性变形, 并产生了局部分层结构(见图 6 (a)); 而 APS 制备复合涂层的磨损表面变得疏松, 出现了犁沟和大量细小磨屑, 并伴有明显的粘着撕裂痕迹(见图 6(b)). 温度对复合涂层的硬度和强度影响很大, 随着温度上升至 400 °C, 复合涂层的在高温作用下发生热软化, 故与室温条件下相比, 其强度和硬度有所降低<sup>[17]</sup>, 变形抗力下降, 在 GCr15 对磨钢球的反复挤压和摩擦下, 复合涂层表面产生了明显的多次塑性变形而导致复合涂层的部分脱落, 故其磨损失重较室温时明显增大。



(a) HVOF

(b) APS

图 6 高温 400 °C 时 HVOF 和 APS 制备复合涂层典型磨损表面形貌

Fig. 6 SEM morphologies of worn surfaces of the composite coatings prepared by HVOF and APS at 400 °C

图 7 为复合涂层磨损表面 A、B 和 C 区域的 EDAX 能谱, 从图可见, HVOF 制备复合涂层表面 A 区域由 Ni、Fe、Cr、Si 和 O 等元素组成, 其中, O 元素含量达到了 13.38%, 表明摩擦过程中复合涂层发生了氧化; 而 APS 制备复合涂层表面 B 区域中 O 含

量也达到了 18.86%, 但是 C 区域并未发现 O 元素, 说明 C 区域为涂层磨损脱落后露出的新鲜表面。在高温和摩擦的耦合作用下, 复合涂层表面的化学反应活化能提高<sup>[18]</sup>, 使得 NiCrBSi 基质中的 Ni、Fe 和 Cr 等元素能够与氧气发生如下反应:

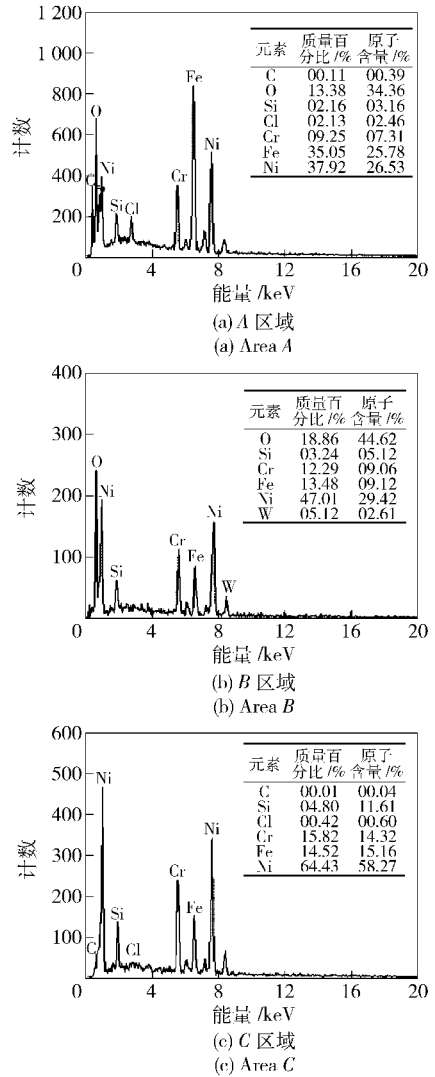
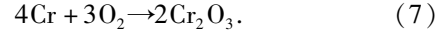
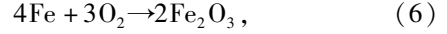
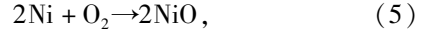


图 7 图 6 中相应区域的 EDAX 谱线

Fig. 7 EDAX spectra of corresponding areas marked in Fig. 6

反应产物能够在磨损表面形成氧化膜, 起到减摩作用, 使复合涂层的摩擦系数较室温时显著降低。

磨损表面的金相组织如图 8 所示, HVOF 制备复合涂层的磨损表面呈现出明显的晶化组织, 从而增强了 NiCrBSi 基质对 WC-Co 颗粒的包裹能力, 使其强度高于 APS 制备复合涂层<sup>[19]</sup>。而随着氧化反应的不断进行, 氧化膜厚度会发生变化, 其理论计算

公式<sup>[20]</sup>如下:

$$h = \sqrt{2r_d \cdot D \cdot t}, \quad (8)$$

式中: $h$  为氧化膜厚度; $r_d$  为试验常数; $D$  为扩散系数; $t$  为摩擦时间。

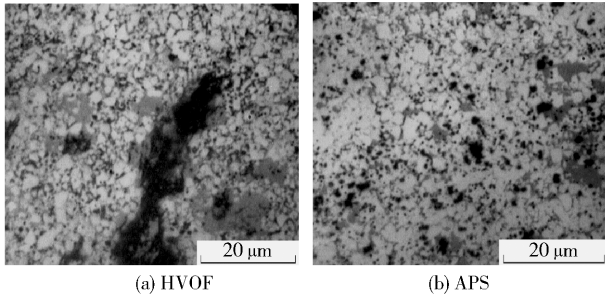


图 8 高温 400 °C 时 HVOF 和 APS 制备复合涂层的磨损表面金相组织

Fig. 8 OM metallurgical images of worn surfaces of the composite coatings prepared by HVOF and APS at 400 °C

显然,磨损表面氧化膜的厚度  $h$  随时间  $t$  逐渐变大,当超过临界值时,其与 APS 制备复合涂层间的力学性能差异更加明显,在反复摩擦下发生破裂而形成磨屑,摩擦系数和磨损失重随之增大。

氧化膜的破裂导致摩擦副间直接接触,由于同种物质的晶体具有最小内能,其稳定性强于非晶体,故 APS 制备复合涂层磨损表面活性大于 HVOF 制备复合涂层,增强了摩擦副间元素的扩散与熔合,从而更易与对磨 GCr15 钢球发生吸附和粘着<sup>[21]</sup>,在剪切应力的作用下发生撕脱,从对磨偶件的磨损表面也可以看出(见图 9),ASP 制备复合涂层对磨偶件表面形成了大片的粘着转移层,使得复合涂层在温度高于 300 °C 后,摩擦系数和磨损失重显著上升。因此,高温 400 °C 条件下,HVOF 制备复合涂层以多次塑变磨损和氧化磨损为主;而 APS 制备复合涂层则主要为严重的粘着磨损和氧化磨损。

### 3 结论

1) 采用 HVOF 技术制备的 WC-Co/NiCrBSi 复合涂层孔隙率比 APS 制备复合涂层降低了 71.1%;其显微硬度(838.4HV<sub>0.5</sub>)较后者提高了 5.3%;其与基体间的元素扩散层厚度也大于后者。

2) HVOF 制备复合涂层表现出更加优异的摩擦学性能,其在室温 25 °C 时的摩擦系数和磨损失重分别比 APS 制备复合涂层降低了 4.4% 和 19.0%;而在高温 400 °C 时,其摩擦系数更是下降到 0.31,磨损失重也仅为后者的 69%。

3) 室温 25 °C 时,HVOF 制备复合涂层的磨损机

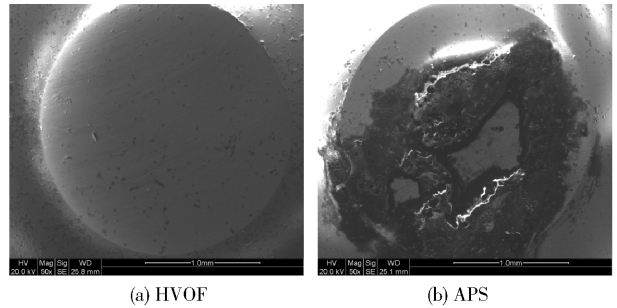


图 9 高温 400 °C 时与 HVOF 和 APS 制备复合涂层对磨 GCr15 钢球的磨损表面形貌

Fig. 9 SEM morphologies of worn surfaces of GCr15 steel balls sliding against the composite coatings at 400 °C

理主要为微观切削磨损和疲劳磨损,而 APS 制备复合涂层则以疲劳断裂磨损为主。随着温度升高至 400 °C,二者强度的下降导致其塑性变形严重,此时,前者的磨损机理转变为多次塑变磨损和氧化磨损;而后者则由于表面氧化膜的破裂而发生严重的粘着磨损和氧化磨损。

### 参考文献 (References)

- [1] 张伟,郭永明,陈永雄. 热喷涂技术在产品再制造领域的应用及发展趋势[J]. 中国表面工程,2011,24(6):1-10.  
ZHANG Wei, GUO Yong-ming, CHEN Yong-xiong. Applications and future development of thermal spraying technologies for remanufacturing engineering[J]. China Surface Engineering, 2011, 24(6): 1-10. (in Chinese)
- [2] 谭俊,陈建敏,刘敏,等. 面向绿色制造和再制造的表面工程[J]. 机械工程学报,2011,47(20):95-103.  
TAN Jun, CHEN Jian-min, LIU Min, et al. Surface engineering towards green manufacturing and remanufacturing[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2011, 47(20): 95-103. (in Chinese)
- [3] 徐滨士. 装备再制造工程的理论与技术[M]. 北京:国防工业出版社,2007.  
XU Bin-shi. Theory and technology of equipment remanufacturing [M]. Beijing: National Defense Industry Press, 2007. (in Chinese)
- [4] 崔永静,王长亮,汤智慧,等. 超音速火焰喷涂 WC-17Co 涂层微观结构与性能研究[J]. 材料工程,2011,(11):85-89.  
CUI Yong-jing, WANG Chang-liang, TANG Zhi-hui, et al. Microstructure and performance of WC-17Co coatings fabricated by high velocity oxy-fuel spraying[J]. Journal of Materials Engineering, 2011,(11): 85-89. (in Chinese)
- [5] Rahimian M, Ehsani N, Parvin N, et al. The effect of sintering temperature and the amount of reinforcement on the properties of Al-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite[J]. Materials and design, 2009, 30: 3333-3337.
- [6] 陈刚,贺跃辉,沈培智. 发动机活塞和缸套材料及其加工工艺研究现状[J]. 粉末冶金材料科学与工程,2009,14(4):205

-212.

- CHEN Gang, HE Yue-hui, SHEN Pei-zhi. Research actualities on materials and processes of engine piston parts and cylinder liner [J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2009, 14(4): 205-212. (in Chinese)
- [7] Ding H Y, Zhou G H, Dai Z D, et al. Corrosion wear behaviors of 2024 Al in artificial rainwater and seawater at fretting contact[J]. *Wear*, 2009, 267: 292-298.
- [8] Nganbe M, Heilmaier M. High temperature strength and failure of the Ni-base superalloy PM 3030[J]. *International Journal of Plasticity*, 2009, 25: 822-837.
- [9] 骆芳,陈智君,楼程华,等. 塑料模具钢表面激光熔覆陶瓷复合涂层的性能研究[J]. *兵工学报*, 2010, 31(7): 933-938.
- LUO Fang, CHEN Zhi-jun, LOU Cheng-hua, et al. Properties of laser clad ceramic composite coating on plastic mould[J]. *Acta Armamentarii*, 2010, 31(7): 933-938. (in Chinese)
- [10] 文九巴. 材料科学与工程[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 2007.
- WEN Jiu-ba. *Material science and engineering* [M]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2007. (in Chinese)
- [11] 潘继岗,樊自拴,孙冬柏,等. 采用两种喷涂技术制备铁基合金涂层的摩擦磨损特性研究[J]. *摩擦学学报*, 2005, 125(5): 412-415.
- PAN Ji-gang, FAN Zi-shuan, SUN Dong-bai, et al. Wear resistance of iron alloy coatings deposited by two spraying technologies [J]. *Tribology*, 2005, 125(5): 412-415. (in Chinese)
- [12] Bonache V, Salvador M D, Garcia J C, et al. Influence of plasma intensity on wear and erosion resistance of conventional and nanometric WC-Co coatings deposited by APS [J]. *Journal of Thermal Spray Technology*, 2011, 20(3): 549-559.
- [13] 鲍继峰,侯玉柏. 等离子喷涂 WC/Co 涂层测试分析方法[J]. *热喷涂技术*, 2010, 2(2): 45-49.
- BAO Jun-feng, HOU Yu-bai. Testing and analyzing method of WC/Co coating prepared by plasma spraying [J]. *Thermal Spray Technology*, 2010, 2(2): 45-49. (in Chinese)
- [14] Picas J A, Xiong Y, Punset M, et al. Microstructure and wear resistance of WC-Co by three consolidation processing techniques [J]. *International Journal of Refractory Metals & Hard Materials*, 2009, 27: 344-349.
- [15] Liu S L, Zheng X P. Microstructure and properties of AC-HVAF sprayed Ni60/WC composite coating [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2009, 480: 254-258.
- [16] 朴钟宇,徐滨士,王海斗. 等离子喷涂铁基涂层的疲劳磨损裂纹行为为[J]. *摩擦学学报*, 2011, 31(1): 56-60.
- PIAO Zhong-yu, XU Bin-shi, WANG Hai-dou. Behavior of rolling contact fatigue crack of plasma sprayed Fe-based coating [J]. *Tribology*, 2011, 31(1): 56-60. (in Chinese)
- [17] Hu J J, Bultman J E, Muratore C, et al. Tribological properties of pulsed laser deposited Mo-S-Te composite films at moderate high temperatures [J]. *Surface & Coating Technology*, 2009, 203: 2322-2327.
- [18] 周松青. 碳化硅及其复相陶瓷高温摩擦学特性的研究[D]. 长沙: 湖南大学, 2005.
- ZHOU Song-qing. Research on the tribological properties of SiC and its multiphase ceramic at elevated temperature [D]. Changsha: Hunan University, 2005. (in Chinese)
- [19] 伍超群,周克崧,刘敏,等. 不同热喷涂技术制备镍基涂层的摩擦磨损性能[J]. *中国有色金属学报*, 2007, 17(9): 1506-1510.
- WU Chao-qun, ZHOU Ke-song, LIU Min, et al. Wear properties of nickel-based coating sprayed by different thermal spraying technologies [J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007, 17(9): 1506-1510. (in Chinese)
- [20] 李建亮. 宽温域固体润滑材料及涂层的高温摩擦学特性研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2009.
- LI Jian-liang. Study on tribological properties of novel solid lubricating material and coatings at elevated temperatures [D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2009. (in Chinese)
- [21] Reddy T V S, Dwivedi D K, Jain N K. Adhesive wear of stir cast hypereutectic Al-Si-Mg alloy under reciprocating sliding conditions [J]. *Wear*, 2009, 266: 1-5.