

等离子喷涂镍基可磨耗封严涂层抗腐蚀及耐磨性能分析

于方丽¹, 白 宇², 吴秀英³, 王海军⁴, 吴九汇¹

(1. 西安交通大学 机械工程学院, 西安 710049; 2. 西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049; 3. 陕西工业技术研究院, 西安 710054; 4. 装甲兵工程学院, 北京 100072)

摘 要: 采用高效能超音速等离子喷涂沉积 Ni-C 及 NiCrAl-BN 可磨耗封严涂层, 对比研究两种涂层的抗冲蚀磨损、耐腐蚀及摩擦磨损性能。结果表明: 两种涂层中的润滑相均匀分布在金属连续相之中, 但与 Ni-C 涂层相比, NiCrAl-BN 涂层中的润滑相尺寸较为细小, 表面硬度较高。当冲蚀角度由 30°增加到 90°后, 两种涂层冲蚀磨损损失重量明显提高。NiCrAl-BN 涂层的相对冲蚀速率约为 Ni-C 涂层的 50%, 表明 NiCrAl-BN 涂层具有较为优良的抗冲蚀性能。Ni-C 涂层在稀盐酸中(1vol%)发生了明显的电化学腐蚀, 在石墨片周围容易形成腐蚀产物; 酸液会沿 NiCrAl-BN 涂层中的孔隙渗入, 从而造成金属的局部腐蚀, 但腐蚀程度明显较 Ni-C 轻。随着环境温度的升高, 以 BN 为主的第二相润滑组元的塑性和流动性增强, 使摩擦表面原本较小的、不连续的润滑型保护膜逐渐铺展开来, 形成面积较大且呈连续分布的鳞片状自润滑保护膜。原来在较低温度下润滑膜中存在的裂纹、疏松或剥离等缺陷明显减少, 导致 NiCrAl-BN 涂层摩擦系数大幅度降低, 从而显示出优异的高温自润滑性能。

关 键 词: 可磨耗封严涂层; 超音速等离子喷涂; 冲蚀; 腐蚀; 摩擦磨损

中图分类号: TM205 文献标识码: A

Corrosion Resistance and Anti-wear Property of Nickel Based Abradable Sealing Coating Deposited by Plasma Spraying

YU Fang-Li¹, BAI Yu², WU Xiu-Ying³, Wang Hai-Jun⁴, WU Jiu-Hui¹

(1. School of Mechanical Engineering, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China; 2. State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China; 3. Shaanxi Industrial Technology Research Institute, Xi'an 710054, China; 4. Academy of Armored Force Engineering Institute, Beijing 100072, China)

Abstract: High-efficiency supersonic atmospheric plasma spraying was used to fabricate Ni-C and NiCrAl-BN abradable seal coatings. The erosion wear, corrosion resistance and wear resistance of plasma-sprayed coatings were comparatively studied. Experimental results showed that the lubricating phases were homogeneously distributed in the as-sprayed coatings while their average size of the coating was much fine compared with Ni-C coating, and the former also showed higher surface hardness than the latter. Meanwhile, it was found that the erosive mass loss increased with the increase of impingement angle from 30° to 90° and the relative erosion rate of NiCrAl-BN coating was only a half of that of Ni-C coating. Due to the formation of corrosion product around the flake graphite, the corrosion resistance of NiCrAl-BN coating was better than Ni-C coating in dilute hydrochloric acid (1vol%). However, the hydrochloric acid could permeate the NiCrAl-BN coating through the pores, which resulted in the localized corrosion of metal phases. In addition, we also observed that the friction coefficient of NiCrAl-BN coating significantly decreased from room

收稿日期: 2015-11-16; 收到修改稿日期: 2016-01-03

基金项目: 国家自然科学基金(51202211, 51202187); 中国博士后科学基金(2014M562404)

National Natural Science Foundation of China (51202211, 51202187); China Postdoctoral Science Foundation (2014 M562404)

作者简介: 于方丽(1979-), 女, 博士, 副教授. E-mail: yufangli0405@163.com

temperature to 400°C owing to the formation of large-scale self-lubricating film that resulted from the improvement of plasticity and fluidity of BN.

Key words: abradable seal coating; supersonic atmospheric plasma spraying; erosion; corrosion; friction and wear

现代航空工业的迅速发展对航空发动机性能提出了越来越高的要求。大推力、高效率、低油耗已成为发动机设计和制造的基本目标。为此,应尽量提高发动机进口气体温度并减少转子与静子部件之间的间隙。可磨耗封严涂层技术是采用热喷涂的方法在压气机或机匣内表面沉积涂层,当叶片以 3000~10000 r/min 速度高速旋转时,叶尖刮削封严涂层,在涂层上形成凹槽,且不损坏叶尖,这样可在叶尖与机匣之间获得理想的最小气流间隙,从而显著提高发动机效率,并降低燃油消耗^[1-4]。可磨耗封严涂层由于生产工艺简单、修复和性能调整简易、封严效果好,同时可以为机匣提供隔热保护,并减少了高温、高速燃气引起的扰动或喘振等不稳定现象而得到了迅速的发展。

可磨耗封严涂层大多为复合材料,一般由金属相、非金属相和孔隙组成。其中金属相为基体相,具有良好的强度、耐腐蚀性及抗氧化性能,常用金属有镍、钴、铜、铝等及其合金。非金属相提供减磨和自润滑功能,如石墨、六方氮化硼、聚苯酯及硅藻土等。孔隙可以起到降低涂层硬度的作用。该类涂层的特点是一方面要具有良好的自润滑性能及可磨耗性能,要求密封对偶件的尖端刮削涂层时的摩擦力较小,以保证对偶件不被刮伤;另一方面要具有一定的硬度及良好的抗冲蚀性能,以抵抗间隙流道中高速气流(气流中通常夹杂一些固体颗粒)的冲蚀磨损。因此对可磨耗封严涂层而言,其可磨耗性能和抗冲蚀性能是彼此矛盾的。只有从涂层具体的服役环境出发,在材料结构设计、制备工艺优化及性能评价等方面进行综合系统性的研究分析,才能找出合适的匹配点以保证涂层既具有良好的可磨耗性,又有足够的抗冲蚀性能和工作寿命。

尤其值得注意的是,经常在高湿度、高盐雾苛刻条件下服役的舰载机,易出现发动机部件腐蚀,其腐蚀失效是可磨耗封严涂层又一重要的失效形式^[5-7]。在此腐蚀过程中,由于 Ni/石墨涂层内部存在孔隙,腐蚀介质沿着孔隙通道向内渗透,逐渐造成涂层内外溶液交换困难,在涂层表面和内部形成宏观腐蚀电池,加速了涂层内部金属相的腐蚀^[5]。另外,盐雾中腐蚀性氯离子同样也会造成封严涂层的严重破坏。此外,涂层中的孔隙及

裂纹等结构缺陷为腐蚀介质提供了快速渗透通道,诱发涂层内部发生缝隙腐蚀或点蚀,加重了涂层系统的腐蚀破坏,对飞机的飞行安全造成极大的威胁^[6-8]。

传统等离子喷涂制备封严涂层过程中,由于等离子射流中原料粉末粒子的飞行速度较低、扁平化效果较弱,导致涂层结构疏松、孔隙率高、结合强度低。因此必须从涂层制备工艺、结构设计优化等方面开展基础性研究,从根本上提高封严涂层的耐腐蚀性能。国内最新发展的高效能超音速等离子喷涂(High efficiency supersonic plasma spraying)采用以机械压缩为主、气动力压缩为辅的射流加速方案,通过对高压、高速等离子气体进一步强力压缩和加速,获得了数倍于音速的超音速等离子体射流,且射流中粒子的飞行速度可以达到传统等离子喷涂的二倍以上^[9]。由于飞行速度的提高,粒子撞击基体时的动能增大,能量转换效率高,熔滴铺展充分,涂层中孔隙等缺陷含量降低、结合强度大幅度提高^[10]。与此同时,粒子的超音速飞行可以降低其在射流中的驻留时间,从而有效降低了封严涂层中金属相的氧化及石墨等润滑相的烧损。但到目前为止,该类喷涂设备还没有大范围用于可磨耗封严涂层的制备。

根据航空发动机内部的工况环境,在发动机风扇和压气机部分主要采用了中低温可磨耗封严涂层材料,其中用作金属成分的材料主要有铝硅合金和镍基合金。镍基封严涂层可保证涂层在高温使用环境中的抗冲蚀性和强度,因而在高压压气机等较高温度部位具有良好的适用性^[11]。因此,本研究采用国产高效能超音速等离子喷涂沉积镍基(包括镍-石墨及镍铬铝-氮化硼)可磨耗封严涂层,系统对比研究涂层的耐腐蚀及高温摩擦磨损性能,以提高涂层的综合性能,为高性能封严涂层的制备提供借鉴。

1 实验方法

1.1 实验原料

封严涂层体系如表 1 所示,其中表层材料分别为 Sulzer Metco 公司的镍-石墨(Ni-C)粉末(M 307)及镍铬铝-氮化硼(NiCrAl-BN)粉末(M 301)。

表 1 封严涂层体系材料^[12]
Table 1 Materials for abradable seal coating^[12]

Material	Product mark	Composition/wt%	Density/(g·cm ⁻³)
Ni-C	M 307	Ni75-C25	3.2
NiCrAl-BN	M 301	Ni60Cr14Al-BN5.5	4.4

1.2 等离子喷涂工艺

基体为 2Cr13 不锈钢, 试样尺寸为 40 mm×60 mm×3 mm, 喷涂前采用丙酮去除试样表面的油污、采用 20 目金刚砂, 用 0.6 MPa 的无油、干燥的压缩空气对基体金属表面进行喷砂处理, 以去除基体表面的氧化层及增加涂层与基体的有效结合面积、提高涂层的结合强度。采用高效能超音速等离子喷涂系统(SAPS)沉积涂层, 具体的喷涂参数如表 2 所示。

1.3 冲蚀实验

冲蚀磨损实验选用标称尺寸 100 目的棕刚玉为磨料。实验过程中, 通入一定流量及压力的清洁压缩空气在加速腔中形成负压, 从腔外吸入磨料用以冲击试板, 磨料的用量可以通过入砂口调节。砂粒进入腔体后被压缩空气加速后以一定角度冲击试样表面, 引起试样表面的冲蚀磨损, 通过精度为万分之一的电子天平测量冲蚀前后试样的失重量, 以此评价涂层的抗冲蚀磨损性能。冲蚀角度为 30°及 90°, 冲蚀磨损开始有一段跑合阶段, 在进入稳定冲蚀磨损阶段后, 开始记录磨料的使用量。每次用砂量为 20 g, 每种涂层均测量两片试样, 每次冲蚀后记录平均失重, 重复冲蚀 5 次, 获得 5 个数据点的冲蚀磨损

表 2 等离子喷涂工艺参数
Table 2 Spray parameters

Parameters	Ni-C	NiCrAl-BN
Current /A	200	320
Voltage /V	90	90
Primary gas, Ar /(m ³ ·h ⁻¹)	2.8	2.8
Carrier gas flow rate /(L·min ⁻¹)	10	10
Carrier gas pressure / MPa	0.8	0.8
Powder feed rate /(g·min ⁻¹)	40	48

表 3 冲蚀磨损试验参数
Table 3 Parameters for erosive wear test

Parameters	Value
Distance /mm	100
Pressure /MPa	0.3
Compressed air flow rate /(m ³ ·h ⁻¹)	3
Inner diameter of nozzle / mm	3.6
Length of nozzle /mm	22
Particle size of abrasive particles-Brown alumina	100#

曲线。用单位质量磨料所对应磨损失重量来评价试样的抗冲蚀磨损性能。在相同实验条件下, 失重量越小, 说明被测试样品的抗冲蚀磨损性能越高。

1.4 腐蚀试验

腐蚀试验在电子恒温加热三口烧瓶中进行。腐蚀介质为 1vol%HCl。试验温度控制在 90℃。对图 1 所示的试样进行的腐蚀溶液浸泡试验, 用精度为万分之一克电子天平通过称重法测定试样的腐蚀减重曲线, 对比涂层的耐腐蚀性能。

1.5 摩擦磨损试验

采用 MMU-5G 高温端面摩擦磨损试验机在室温及高温状态下对涂层试样施加一定的端面载荷, 记录试样端面滑动摩擦磨损数据, 研究和评价封严涂层的摩擦系数和自润滑性能。按图 2 所示加工上下滑块试样, 其中上试样材质为 1Cr18Ni9Ti 不锈钢, 环的内、外径分别为 $\phi 20$ mm、 $\phi 26$ mm, 下试样(材质 2Cr13)的圆盘外径为 $\phi 43$ mm。上下试样均在磨床上平行磨光, 以保证上、下试样两个接触端面相互平行。然后按标准热喷涂流程在下试样表面制备 1~1.5 mm 厚度的可磨耗封严涂层, 由涂层下试样和不锈钢环状上试样组成一对摩擦副进行摩擦磨损试验。

2 结果与讨论

2.1 涂层结构表征

图 3 及图 4 分别显示了 Ni-C 及 NiCrAl-BN 涂层剖面结构, 其中颜色较浅的部分为金属基体相。

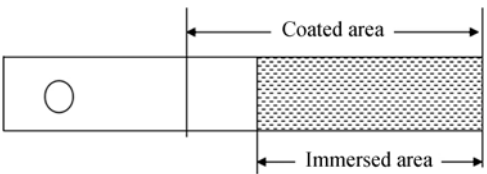


图 1 腐蚀浸泡试样示意图
Fig. 1 Schematic of sample for corrosion test



图 2 环状试样(左)和圆盘状试样(右)
Fig. 2 Annular (left) and disc (right) samples with deposited abradable sealing coating for wear test

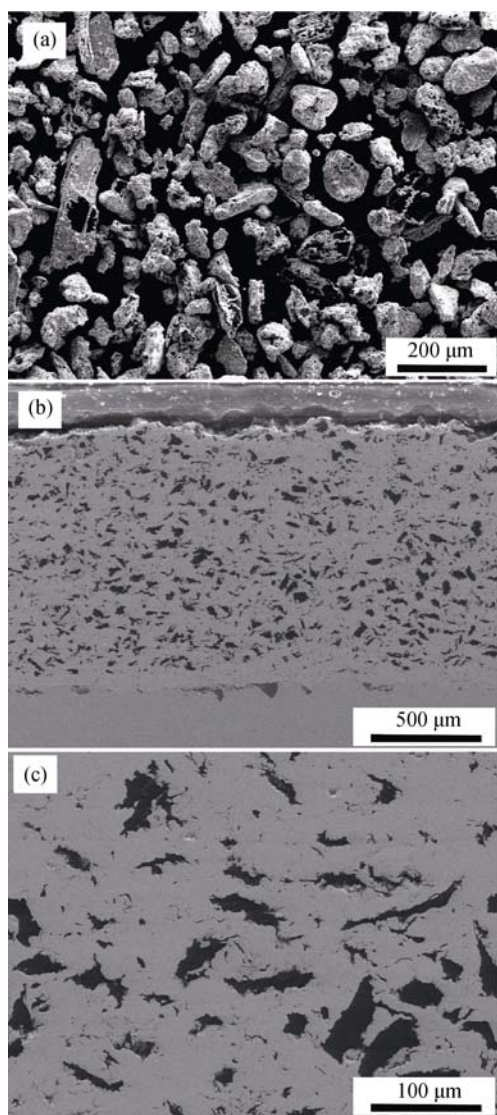


图 3 镍-石墨(Ni-C)喷涂原料粉体及涂层剖面结构

Fig. 3 Ni-C feedstock powder and cross-sectional images of Ni-C as-sprayed coating

(a) Feedstock powder; (b) Whole image of coating;; (c) Detailed image of coating

采用图像法(Image-Pro Plus 软件)对涂层中润滑相及孔隙率进行统计。统计结果表明, Ni-C 涂层中润滑相含量约为 17%, 而 NiCrAl-BN 封严涂层中润滑相含量约为 11%。两种涂层的孔隙率均在 2% 左右。此外, 与 Ni-C 涂层相比, NiCrAl-BN 涂层中的润滑相尺寸更为细小。

2.2 涂层抗冲蚀性能

图 5 显示两种涂层在不同落砂量下的冲蚀磨损损失重量。从该图可以看出, 两种涂层的冲蚀失重量随落砂量的增加而线性提高, 而且当冲蚀角度由 30° 增加到 90° 后, 两种涂层的冲蚀磨损失重量明显提高。图 5 中曲线的斜率反映的是涂层的相对冲蚀速率(每克砂粒对应下的涂层冲蚀损失重量)。实验

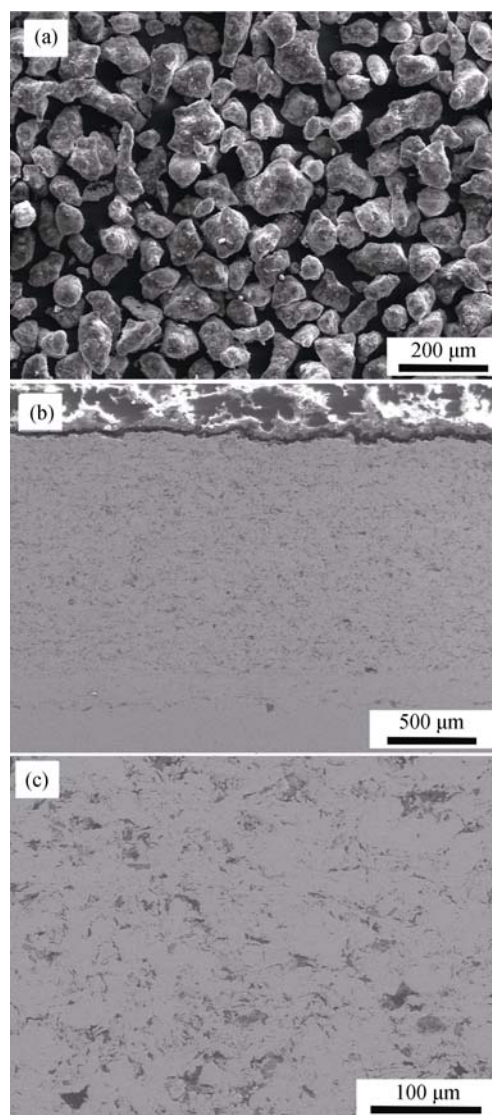


图 4 镍铬-氮化硼(NiCrAl-BN)喷涂原料粉体及涂层剖面结构

Fig. 4 NiCrAl-BN feedstock powder and cross-sectional images of NiCrAl-BN coating

(a) Feedstock powder; (b) Whole image of coating; (c) Detailed image of coating

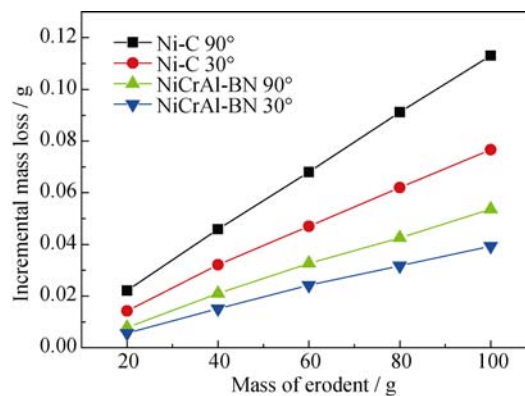


图 5 封严涂层冲蚀磨损曲线

Fig. 5 Mass loss of coating during erosive wear

结果表明: 30° 下 NiC 涂层的相对冲蚀速率为 7.81×10^{-4} , 而 NiCrAl-BN 涂层为 4.21×10^{-4} , 后者为前者

的 54%; 90°下 Ni-C 涂层的相对冲蚀速率为 1.14×10^{-3} , 而 NiCrAl-BN 涂层为 5.73×10^{-4} , 后者为前者的 50%。由此可见, 在目前的研究范围内, NiCrAl-BN 涂层的抗冲蚀性能要优于 Ni-C 涂层。金属陶瓷复合涂层在低冲蚀角度(30°)时, 其冲蚀磨损主要表现为微观切削、犁沟变形和微观疲劳剥落等特征, 而在高冲蚀角度(90°)时, 则主要表现为冲蚀磨粒对涂层的锤击效应引起的疲劳剥落特征^[13]。此外, 有学者认为磨粒(砂粒)对涂层的微切削和犁沟变形作用主要是由磨粒的切向分速度引起的, 而锤击效应则是由垂直分速度引起的^[14-15]。微观切削和犁沟变形对塑性材料的破坏较大, 而锤击效应对脆性材料破坏较大。

此外, 封严涂层由塑、韧性较好的金属基体相及硬度较低的润滑相组成。这种结构决定了涂层体系中起抗冲蚀作用的主要为金属相。金属相是典型的塑性材料, 这决定了低角度冲蚀时, 涂层的冲蚀主要以塑性材料的微切削机制进行。此时涂层的塑性决定了冲蚀率的大小。而当冲蚀角增大时, 磨料颗粒对涂层的正面冲击加大, 涂层中的孔隙、裂纹等缺陷导致涂层层间结合强度降低, 承受正面冲击的能力较弱, 因而逐渐表现出脆性材料冲蚀机制^[16]。因此, 随着冲蚀角度的变化, 粒子对涂层的微观切削作用和锤击效应的比例也会改变, 涂层的冲蚀破坏机理也随之改变。金属相在反复冲蚀下不断从涂层主体剥落, 石墨等润滑相的硬度较低, 抗冲蚀性能明显低于金属相, 所以封严涂层的抗冲蚀性能取决于这两相的共同作用^[17]。NiCrAl-BN 涂层由于具有较高的硬度(采用表面洛氏硬度计测量涂层硬度, 标尺为 HR15Y, Ni-C 及 NiCrAl-BN 涂层硬度分别为 77 及 91), 因此其抗冲蚀性能优于 Ni-C 涂层。

2.3 涂层耐腐蚀性能

图 6 为等离子喷涂 Ni-C 和 NiCrAl-BN 涂层的腐蚀失重曲线, 可看出与 NiCrAl-BN 涂层相比, Ni-C 腐蚀速率较快。图 7 所示的是两种涂层腐蚀 10 h 后的剖面形貌, 从图中可以看出, Ni-C 涂层在稀盐酸中发生典型的电化学腐蚀。由于石墨本身导电, 其电极电位高于 Ni, 所以在石墨片周围的 Ni 金属首先被溶解腐蚀, 形成 Ni 的腐蚀产物, 随后的腐蚀介质继续沿着疏松的腐蚀残渣快速向涂层内部扩散。与此同时, 当疏松的腐蚀残渣或孔隙中充满腐蚀介质后, 涂层内外溶液交换困难, 导致在涂层的表面和内部形成宏观腐蚀电池, 加速了涂层内部金属相的腐蚀^[5]。对于 NiCrAl-BN 涂层, 由于六方 BN 不导电, 在酸中不易发生电化学腐蚀, 但在 HCl 中, 金属合金表面难以形成完整的氧化膜, 因此酸液会

沿涂层中的孔隙渗入从而造成金属的局部腐蚀, 只是腐蚀程度较 Ni-C 要轻。

2.4 涂层摩擦磨损性能

图 8 显示了两种封严涂层在室温、200℃和 400℃时的摩擦系数随时间的关系曲线。Ni-C 和 NiCrAl-BN 两种涂层的摩擦系数(或摩擦学性能)随温度的变化规律存在明显差别(图 8(a~c))。图 8(a)显示了 Ni-C 和 NiCrAl-BN 涂层经约 30 min 摩擦磨损后, 摩擦系数随时间的变化波动较小, 两者的平均摩擦系数大致都在 0.40 至 0.45 之间, 相对于常温下常用的

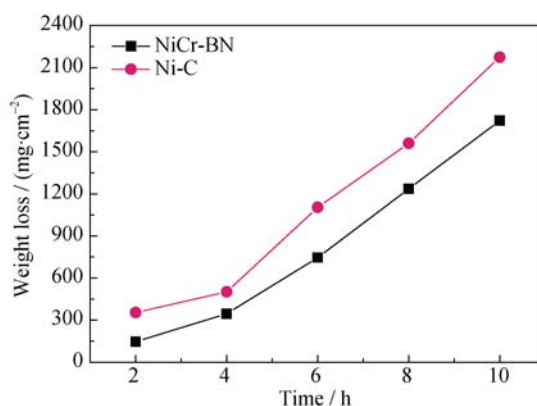


图 6 在 90℃、1vol%HCl 腐蚀条件下涂层的失重曲线

Fig. 6 Weight loss of coating after corrosion in 1vol% HCl at 90°C

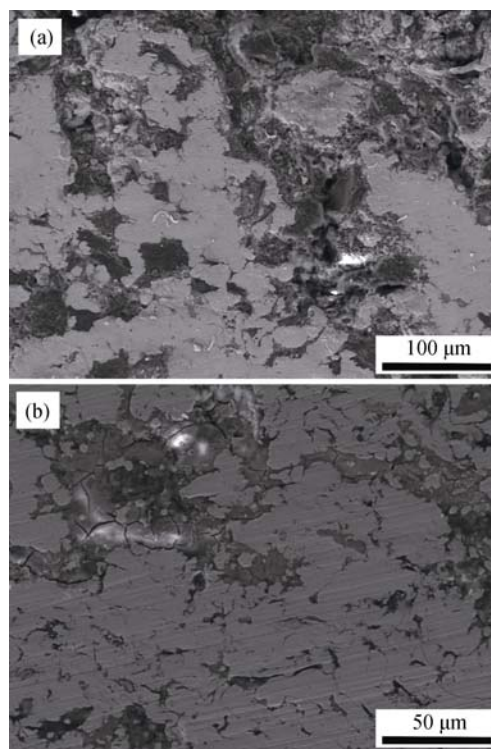


图 7 90℃、1vol%HCl 腐蚀 10 h 后的涂层剖面形貌

Fig. 7 Cross-sectional morphology of coating after corrosion in 1vol% HCl at 90°C

(a) Ni-C coating; (b) NiCrAl-BN coating

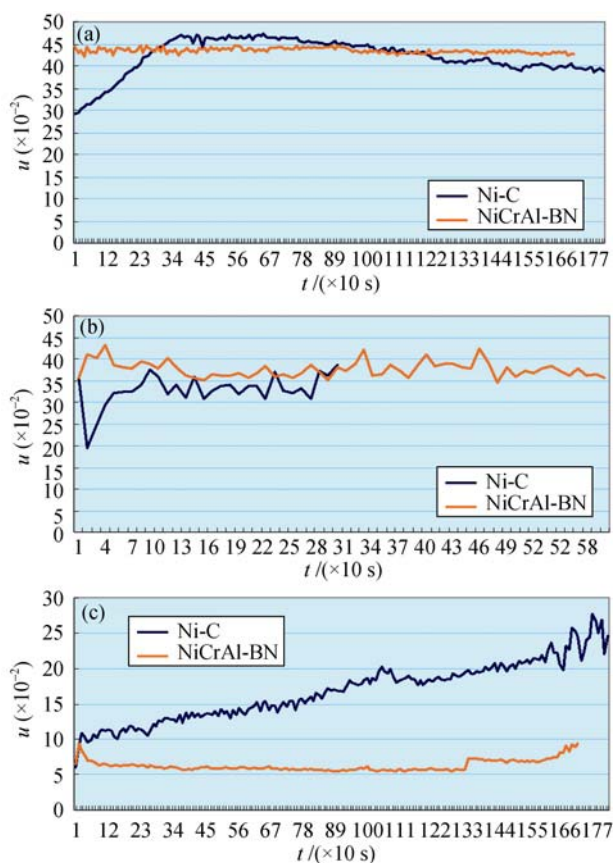


图 8 涂层在不同温度下摩擦系数随时间的变化曲线

Fig. 8 Frictional coefficient of coating as a function of time at different temperatures

(a) Room temperature; (b) 200°C; (c) 400°C

石墨或高分子复合固体润滑材料(在本试验机上所作的摩擦系数大都在 0.05 至 0.08 之间)还是比较高的。室温长时间磨损条件下 Ni-C 涂层的摩擦系数小于 NiCrAl-BN 涂层(图 8(a)), 这是由于 h-BN 的片层间距为 0.333 nm, 小于石墨片层间距 0.335 nm, 因此石墨具有更低的片层结合能, 更容易被剪切, 从而具有更好的润滑效果^[18-19]。随着温度的升高, 两种封严涂层的摩擦系数均有下降趋势, 如当温度升高到 200°C 时, 摩擦系数降至 0.30~0.38(图 8(b)); 当温度达到 400°C 时, 摩擦系数下降幅度更大, 其中 NiCrAl-BN 涂层下降最多, 约 0.05~0.06(图 8(c)), 几乎达到常温下石墨的自润滑水平, 且整个摩擦过程中也最稳定。相对而言, Ni-C 涂层的摩擦系数曲线虽有所降低(约 0.10~0.25), 但随着时间的增加, 其摩擦系数几乎呈线性增加, 且摩擦系数波动也趋于增大(图 8(c))。表明随摩擦时间延长及温度的升高, 涂层中的石墨相开始出现氧化而逐渐失去自润滑功能^[20]。与此同时, 摩擦过程中的磨损增加, 震动加剧。

图 9 显示了在室温下, NiCrAl-BN 涂层摩擦表

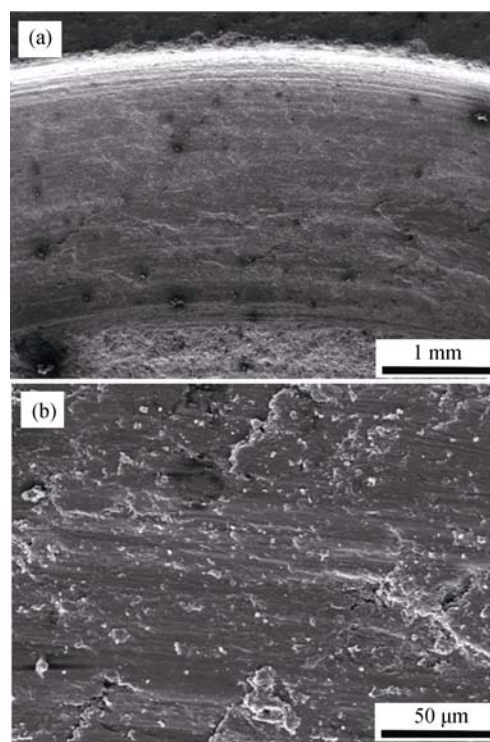


图 9 NiCrAl-BN 涂层室温条件下磨损后的表面形貌

Fig. 9 Morphological images of wear track of NiCrAl-BN coating tested at room temperature

(a) Whole image; (b) Detailed image

面覆盖着由软性的、自润滑相滑移和塑性变形而形成的鳞片状分布的自润滑保护膜, 但相对于图 10 所示的 400°C 时涂层的表面摩擦形貌, 其片状润滑膜面积较小, 也不连续, 并存在一定的裂纹、剥落等, 且表面有轻微的划痕, 因此摩擦系数相对较大(约 0.43, 见图 8(a))。随环境温度升高后, 以 BN 为主的第二相润滑组元的塑性和流动性增强, 使摩擦表面原本较小的、不连续的润滑型保护膜逐渐铺展开来, 形成较大面积的、呈连续分布的鳞片状自润滑保护膜(图 10(b)), 并且在较低温度下润滑膜中存在的裂纹、疏松或剥离等缺陷明显减少, 导致摩擦系数大幅度降低, 从而表现出优异的高温自润滑性能。

3 结论

本研究采用高效能超音速等离子喷涂沉积 Ni-C 及 NiCrAl-BN 可磨耗封严涂层, 对比研究两种涂层的抗冲蚀磨损、耐腐蚀及摩擦磨损性能, 得到以下结论:

1) 两种涂层中的润滑相均匀分布在金属连续相之中, 但与 Ni-C 涂层相比, NiCrAl-BN 涂层中的润滑相尺寸较为细小, 表面硬度较高。当冲蚀角度由 30°增加到 90°后, 两种涂层冲蚀磨损失重量明显提高。NiCrAl-BN 涂层的相对冲蚀速率约为

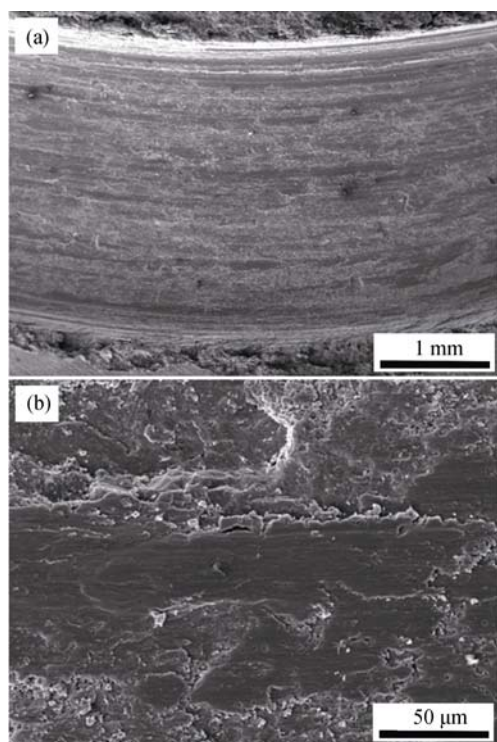


图10 NiCrAl-BN涂层400℃时磨损后的表面形貌
Fig. 10 Morphological images of wear track of NiCrAl-BN coating tested at 400℃
(a) Whole image; (b) Detailed image

Ni-C涂层的50%,表明NiCrAl-BN涂层具有较为优良的抗冲蚀性能。

2) Ni-C涂层在稀盐酸中发生了明显的电化学反应,在石墨片周围容易形成腐蚀产物;酸液会沿NiCrAl-BN涂层中的孔隙渗入从而造成金属的局部腐蚀,但腐蚀程度明显比Ni-C轻。

3) 当环境温度升高后,以BN为主的第二相润滑组元的塑性和流动性增强,使摩擦表面原本较小的、不连续的润滑型保护膜逐渐铺展开来,形成较大面积的、呈连续分布的鳞片状自润滑保护膜。润滑膜中存在的裂纹、疏松或剥离等缺陷明显减少,导致NiCrAl-BN涂层摩擦系数大幅度降低,从而表现出优良的高温自润滑性能。

参考文献:

- [1] DELEBARRE C, WAGNER V, PARIS J Y, *et al.* An experimental study of the high speed interaction between a labyrinth seal and an abradable coating in a turbo-engine application. *Wear*, 2014, **316**: 109–118.
- [2] MA XIAO, MATTHEWS A. Evaluation of abradable seal coating mechanical properties. *Wear*, 2009, **267**: 1501–1510.
- [3] MA XIAO, MATTHEWS A. Investigation of abradable seal coating performance using scratch testing. *Surface & Coatings Technology*, 2007, **202**: 1214–1220.

- [4] CAO YU-XIA, LIU WEI, DU LING-ZHONG, *et al.* Preparation and property of Al/hBN plasma sprayed abradable sealing coating. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2012, **41**(S2): 813–816.
- [5] XU CUN-GUAN, DU LING-ZHONG, ZHANG WEI-GANG, *et al.* Salt spray corrosion of Ni/Graphite abradable sealing coatings. *Journal of Aeronautical Materials*, 2010, **30**(4):53–58.
- [6] XU CUN-GUAN, DU LING-ZHONG, YANG BIN, *et al.* Study on salt spray corrosion of Ni-graphite abradable coating with 80Ni20Al and 96NiCr-4Al as bonding layers. *Surface & Coatings Technology*, 2011, **205**: 4154–4161.
- [7] LEI BING, LI MAN, ZHAO ZHONG-XING, *et al.* Corrosion mechanism of an Al-BN abradable seal coating system in chloride solution. *Corrosion Science*, 2014, **79**: 198–205.
- [8] XU CUN-GUAN, DU LING-ZHONG, YANG BIN, *et al.* The effect of Al content on the galvanic corrosion behaviour of coupled Ni/graphite and Ni-Al coatings. *Corrosion Science*, 2011, **53**: 2066–2074.
- [9] WANG HAI-JUN, XIE ZHAO-QIAN, GUO YONG-MING, *et al.* Characteristic of high efficiency supersonic plasma spraying particles and coatings. *China Surface Engineering*, 2010, **23**(3):84–88.
- [10] BAI Y, HAN Z H, LI H Q, *et al.* Structure–property differences between supersonic and conventional atmospheric plasma sprayed zirconia thermal barrier coatings. *Surface & Coatings Technology*, 2011, **205**: 3833–3839.
- [11] WANG GANG, TENG BAI-QIU, WANG ZHI-HONG, *et al.* The development of abradable coatings for aero engine. *Thermal Spray Technology*, 2012, **4**(1): 20–23.
- [12] YI MAO-ZHONG, ZHANG XIAN-LONG, ZHENG JI-HONG, *et al.* Development of abradable seal coatings and their performance evaluation. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 1998, **3**: 3–5.
- [13] WANG HAI-JUN, CAI JIANG, HAN ZHI-HAI. Study on erosion wear of WC-Co coatings prepared by supersonic plasma spray and HVOF spray. *Journal of Materials Engineering*, 2005, **4**: 50–54.
- [14] MATTHEWS S, JAMES B, HYLAND M. The role of microstructure in the mechanism of high velocity erosion of Cr₃C₂-NiCr thermal spray coatings: Part 1-As-sprayed coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2009, **203**: 1086–1093.
- [15] MATTHEWS S, JAMES B, HYLAND M. The role of microstructure in the mechanism of high velocity erosion of Cr₃C₂-NiCr thermal spray coatings: Part 2 - Heat treated coatings. *Surface and Coatings Technology*, 2009, **203**: 1094–1100.
- [16] YI MAO-ZHONG, ZHANG XIAN-LONG, HE JIA-WEN. Relationship between erosion wear resistance of abradable seal coating & experimental parameters. *Aviation Engineering and Maintenance*, 1999, **2**: 16–18.
- [17] YI MAO-ZHONG, HUANG BAI-YUN, HE JIA-WEN. Erosion wear behaviour and model of abradable seal coating. *Wear*, 2002, **252**: 9–15.
- [18] LIU WEI, ZHOU KUI, DU LING-ZHONG, *et al.* Frictional wear resistance and erosion resistance of abradable seal coating. *Thermal Spray Technology*, 2012, **4**(4):34–41.
- [19] CHEN BAI-MING, BI QIN-LING, YANG JUN, *et al.* Tribological properties of solid lubricants (graphite, h-BN) for Cu-based P/M friction composites. *Tribology International*, 2008, **41**: 1145–1152.
- [20] LI JIAN-LIANG, XIONG DANG-SHENG. Tribological behavior of graphite-containing nickel-based composite as function of temperature, load and counterface. *Wear*, 2009, **266**: 360–367.