

NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 可磨耗封严涂层抗冲刷性能研究

栾胜家, 高明浩, 徐娜, 常辉, 王远鸿, 周恬伊, 张甲, 侯万良, 常新春
(中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 利用 METCO 6P-II 火焰喷涂制备 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 可磨耗封严涂层, 采用 SiO₂ 对 NiCrFeAl/h-BN 进行改性, 改善涂层的可磨耗性。采用不同氧气/乙炔流量比 (氧燃比) 制备可磨耗封严涂层, 并对涂层抗冲刷性能进行评价。结果显示: NiCrFeAl 在喷涂过程中熔化并包覆 h-BN 和 SiO₂ 粒子; 随氧燃比的升高, 金属相熔化更加充分, h-BN 和 SiO₂ 粒子在涂层中分布的均匀性提高, 涂层表面洛氏硬度 (HR15Y) 由 50.8 提高到 70.3, 结合强度升高; 涂层冲刷后形貌表现出粘着磨损和磨粒磨损特征, 冲刷表面粗糙度随氧燃比升高而降低, 金属相对非金属相的充分包裹提高了涂层的内聚力, 涂层质量损失降低, 抗冲刷性能提高。

关键词: NiCrFeAl/h-BN SiO₂; 封严涂层; 抗冲刷; 火焰喷涂

中图分类号: TG174.442.4

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)06-2115-07

先进航空发动机正向着大推力, 高效率 and 低能耗的目标发展, 降低发动机机匣与叶片尖端的间隙, 可获得最大压差, 提高发动机整体效率, 降低油耗^[1,2]。由于发动机组件的热膨胀, 叶片高速旋转离心力产生的延长等多种因素, 这一间隙很难控制到零^[3]。因此, 在叶尖与机匣之间制备可磨耗封严涂层, 是降低间隙提高效率的有效措施。

可磨耗封严涂层具有耐高温、抗氧化、质软多孔的特点, 且制备简单, 容易修复^[4]。性能优异的可磨耗封严涂层既要保持较高的强度和硬度, 抵抗高温气体冲击, 又要与叶尖形成摩擦副, 具有良好的可磨耗性能。因此, 典型可磨耗封严涂层的组织通常由两部分组成, 首先是用于提高涂层强度, 起到抗氧化和热腐蚀作用的金属相 (如 Ni 基合金); 其次是起到润滑作用, 能够提高孔隙率降低硬度的非金属相 (如石墨、六方氮化硼、高分子聚合物等)^[5,6]。

近年来, 科研人员针对不同体系可磨耗封严涂层, 开展了大量摩擦磨损机制研究。运广涛等人^[7]研究了 NiCrAlYSi/h-BN 封严涂层在 800 °C 下与 DD6 镍基单晶高温合金的磨损行为, 结果表明高温下涂层金属相发生软化, h-BN 和部分氧化生成的金属氧化物起到了润滑作用, 从而降低了摩擦系数, 减轻了对偶件的磨损情况, 涂层的磨损机制主要为切削、塑性变形、氧化和粘着磨

损。纪朝辉等人^[8]发现封严涂层中可磨耗相含量越多, 对磨过程越容易形成膜, 降低摩擦系数; 可磨耗相含量一定时, 分布越均匀, 颗粒越细小, 摩擦系数越低, 涂层结合强度越高。然而在等离子喷涂制备 Al/h-BN 可磨耗封严涂层中, Al 和 h-BN 易反应生成 AlN 和 AlB₂, 其洛氏硬度和结合强度随反应的加剧而降低, 为了保证涂层具有较强的抗冲刷性能可磨耗相含量不宜过高^[9]。

在封严涂层磨损过程中, 硬质相的引入对磨损机制有重要影响。在钛合金叶尖制备含有 c-BN 的复合镀层, 与封严涂层对磨过程中, 大颗粒立方氮化硼使磨损机制以犁削和磨粒磨损为主, 有效降低摩擦系数, 减少摩擦热, 对基材起到良好的保护作用^[10]。然而在铝青铜聚酯体系中, 当使用温度超过 400 °C 时, 聚酯的烧蚀和涂层致密化导致涂层摩擦系数提高, 对钛合金配副造成磨粒和粘着磨损; 硬质金属间化合物 Cu₉Al₄ 的产生, 未起到润滑作用, 反而加速了配副材料的磨损^[11]。SiO₂ 是涂层材料中常见的低熔点氧化物杂质, 其会促进多孔陶瓷材料在高温环境下的烧结, 降低孔隙率, 缩短涂层的热震寿命, 然而 SiO₂ 作为一种硬质颗粒对封严涂层也可起到有益作用。均匀分布的纳米尺度 SiO₂ 可以改善涂层材料的流动性, 强化涂层与基材间的结合力^[12,13]。采用主要成分为 SiO₂ 的硅藻土为润滑相制备高温封严涂层, 在中性环境下表现出良好的耐磨减摩性能, 涂层在试验周期

收稿日期: 2021-06-15

基金项目: 装备预研 (6142703190303)

作者简介: 栾胜家, 男, 1987 年生, 工程师, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-23971865, E-mail: sjluan@imr.ac.cn

内发生全面磨耗^[14]。

可磨耗封严涂层运行环境复杂,除了抗磨损性能和可磨耗性,抗冲刷性能也是评价封严涂层的重要指标^[15]。耐冲刷性能是指涂层使用过程中抵抗高速气流和粒子的冲击性能,主要取决于涂层的组织结构。涂层粒子变形是否充分、孔隙分布是否均匀等因素将最终决定抗冲刷性能的好坏^[16]。本研究采用 SiO₂ 对 NiCrFeAl/h-BN 进行改性,通过火焰喷涂制备 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 可磨耗封严涂层,通过改变氧燃比(氧气流量/乙炔流量)调整涂层的组织结构、表面洛氏硬度等,对涂层的抗冲刷性能进行研究。

1 实验

制备 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 可磨耗封严涂层所采用的面层粉末为金属所研制,其化学成分如表 1 所示。图 1 为 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 粉末 SEM 形貌及粒度分布。可见,该粉末具有良好的流动性,粒径尺寸呈正态分布,粒径在 30~120 μm 区间粉末含量达到 80% 以上。选用不锈钢作为基体材料,涂层硬度试样尺寸为 40 mm×40 mm×10 mm,抗冲刷试样尺寸为 40 mm×20 mm×10 mm。采用 Metco 9M 等离子喷涂系统制备粘结层,粘结层材料为 Ni22Cr10Al1.0Y 合金粉末,其厚度为 0.15~0.20 mm;

表 1 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 粉末化学成分

Table 1 Chemical composition of NiCrFeAl/h-BN SiO₂ powder (ω/%)

Ni	Cr	Fe	Al	h-BN	SiO ₂	Others
≥51.5	12.0~18.0	5.0~12.0	2.0~6.0	3.0~6.0	1.0~3.0	≤3.5

采用 Metco 6P-II 型氧-乙炔火焰喷涂系统制备可磨耗封严涂层,其厚度为 2.00~2.10 mm。喷涂工艺流程为:试样除油—试样喷砂—等离子喷涂粘结层—火焰喷涂可磨耗封严涂层—涂层厚度及外观检验—涂层性能测试。在不改变其他喷涂参数的条件下,通过调节氧气与乙炔的流量比值(氧燃比),得到 3 组不同硬度的涂层,对 3 组涂层进行性能测试。具体工艺参数如表 2 所示。

采用 SYJ-200 精密切割机对涂层试样进行切割,再经过冷镶嵌处理,采用 SAPHIR 550 自动磨抛机对涂层进行磨抛,磨抛完成后使用乙醇脱水,冷风吹干,采用扫描电子显微镜对涂层组织进行观察。对喷涂所使用的可磨耗封严涂层粉末及喷涂态涂层进行 XRD 测试,扫描区间为 10°~90°,利用 Jade 6.0 软件对物相进行标定。

涂层表面经粒度 74 μm 砂纸打磨后,依照航空工业标准 HB 5147-96,采用 TH3100A 型自动表面洛氏硬度

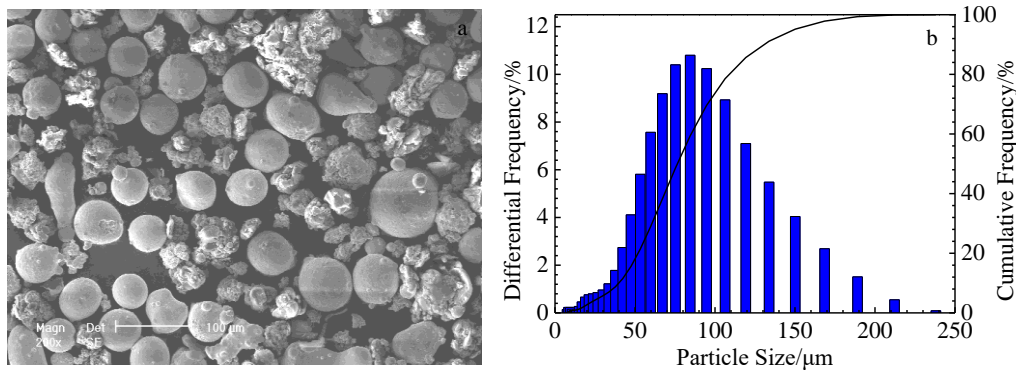


图 1 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 粉末 SEM 形貌及粒度分布

Fig.1 SEM morphology (a) and particle size distribution (b) of NiCrFeAl/h-BN SiO₂ powder

表 2 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 涂层火焰喷涂参数

Table 2 Flame spraying parameters for NiCrFeAl/h-BN SiO₂ coatings

Sample No.	Oxygen		Acetylene		Oxygen fuel ratio	Feeding rate/g min ⁻¹	Spraying distance/mm	Gun speed/mm s ⁻¹
	Gas pressure/ 6.895×10 ³ Pa	Air flow/ L min ⁻¹	Gas pressure/ 6.895×10 ³ Pa	Air flow L min ⁻¹				
1	35	30	45	36	0.83	25.8	180	120
2	35	30	45	30	1.0	25.8	180	120
3	35	30	45	20	1.5	25.8	180	120

计进行检测, 所用硬度标尺为 HR15Y, HR15Y 表示以直径 12.7 mm 钢球为压头, 总试验力为 147 N 的表面洛氏硬度标尺, 常用于可磨耗封严涂层硬度的表征, 保载时间 10 s, 每组涂层测试 10 个点, 取平均值。依据航空工业标准 HB 5476-91 对结合强度进行测试。

采用抗冲刷性能评价设备对涂层的抗冲刷性能进行评价, 该设备由送料器、喷嘴、气路及试样固定夹具组成。首先, 用粒度 149 μm 砂纸去除冲刷试样涂层表面的高点, 去除量应小于 0.20 mm。试样应牢固固定, 且与喷嘴的轴线角度成 20°±2°, 涂层表面到喷嘴的距离应在 100~105 mm 范围内。冲刷介质为白刚玉砂, 粒度为 250 μm。本试验采用失重法对涂层的抗冲刷能力进行评价, 试验前对试样称重, 将 600 g 白刚玉砂以固定的压力, 全部冲刷至测试涂层表面, 将冲刷后的试样进行清洗, 吹干, 并再次称重, 2 次质量的差值即为涂层的失重值, 失重值与冲刷介质(白刚玉砂)质量的比值即为涂层的冲刷系数, 计算公式如(1)所示。

$$E_w = \frac{\Delta m \times 10^6}{m} \quad (1)$$

其中, E_w 为涂层的冲刷系数; Δm 为涂层失重值, g; m 为冲刷介质质量, g。

2 结果与讨论

2.1 氧燃比对可磨耗封严涂层显微组织的影响

3 组封严涂层的显微组织如图 2 所示, 借助能谱可以确定灰白色区域主要成分为 NiCrFeAl 金属相, 黑色区域为 h-BN 和 SiO₂ 等非金属相^[17]。图 2a 和 2b 分别为 1

号涂层的显微组织, 其对应的氧燃比为 0.83, 为 3 组中最低, 其组织中出现了非金属相的团聚现象, 分布不均匀; 由局部放大照片可知, 组织中出现了大量的未熔颗粒。图 2c、2d 和图 2e、2f 分别对应 2 号和 3 号涂层组织, 氧燃比分别为 1.0 和 1.5, 随氧燃比的升高, 非金属相分布得更加均匀, 与金属融合更充分, 组织中的未熔颗粒减少。火焰喷涂的焰流温度决定于氧气与乙炔的流量比, 当氧燃比达到 1.5 时, 焰流温度约 2800 °C, 喷涂粉末可以充分熔化, 涂层材料表现出良好的流动性和填充性, 因此孔隙率降低; 若继续提高氧燃比至 2.0, 焰流温度达到 3000 °C 时, 一方面导致喷涂材料过热, 氧化作用加剧, 另一方面过热熔体在沉积过程中产生溅射现象, 反而导致孔隙率升高^[18], 因此喷涂过程中将氧燃比控制在 1.5 及以下。由图 2b、2d 和 2f 可知, 随氧燃比的提高(≤1.5), 粉体材料熔化更加充分, 涂层中未熔颗粒的含量显著降低^[19], 组织中氧化物含量增加, 可以起到润滑减摩的作用^[7]。

2.2 XRD 分析

NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 粉末及喷涂态可磨耗封严涂层的 X 射线衍射谱如图 3 所示。原始粉末的衍射峰主要与 γ 和 γ' 固溶体对应, 然而喷涂态涂层中 γ' 相含量显著降低。喷涂过程中, γ' 相在熔融状态下与基材剧烈撞击溶解于 γ 相基体, 且在随后的急冷过程中没有足够时间析出, 因此 γ' 相在喷涂态中的含量显著降低^[20]。此外, 粉末的谱线中可以标定出 h-BN 和 SiO₂, 这与粉末的成分构成是相符的。火焰喷涂制备的可磨耗封严涂层与粉末相比, 非金属相 h-BN 和 SiO₂ 几乎检测不到, 这是由于

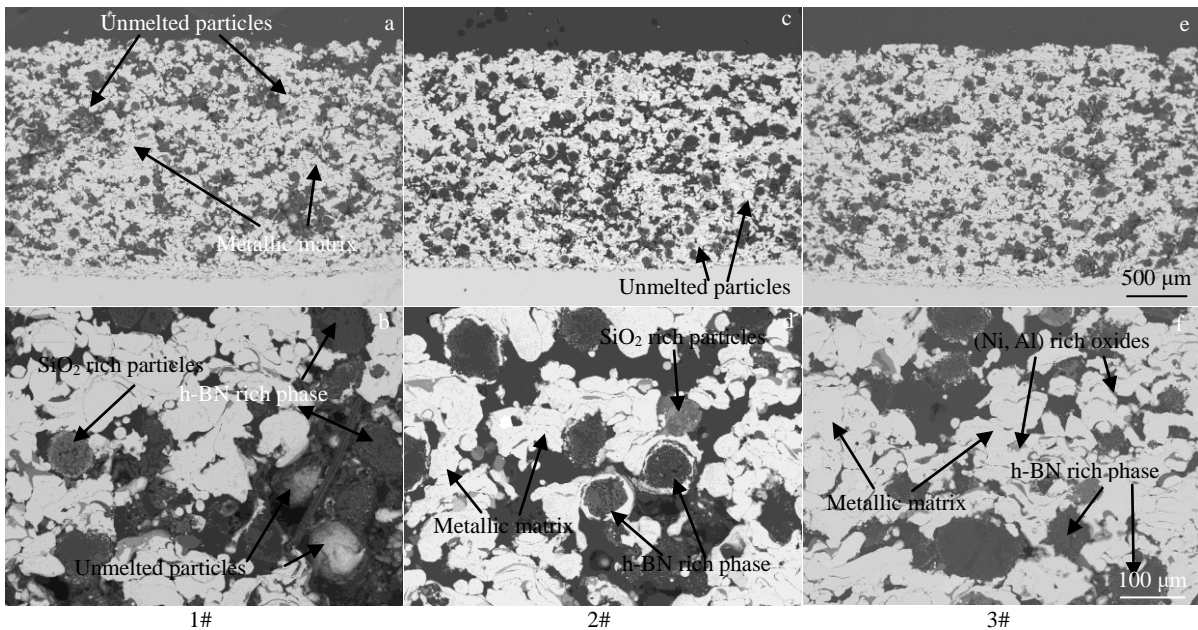


图 2 不同喷涂氧燃比的 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 涂层的显微组织

Fig.2 Microstructures of the NiCrFeAl/h-BN SiO₂ coatings with different oxygen fuel ratios: (a, b) 0.83, (c, d) 1.0, and (e, f) 1.5

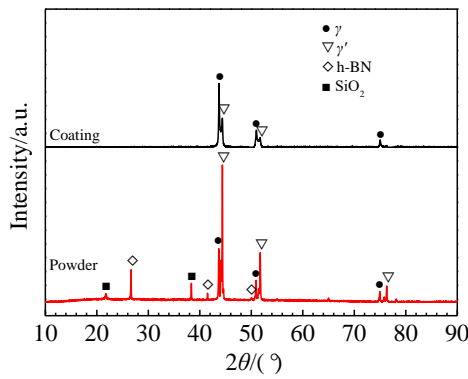


图 3 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 粉末及涂层的 XRD 图谱

Fig.3 XRD patterns of NiCrFeAl/h-BN SiO₂ powder and coating

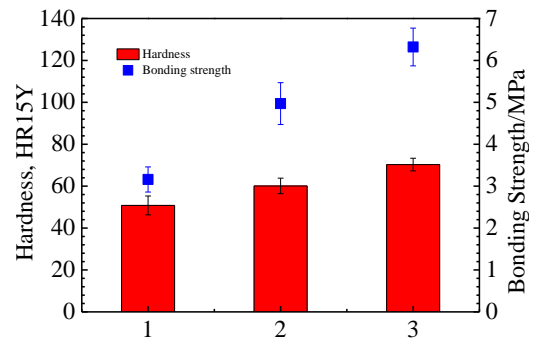


图 4 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 涂层的硬度和结合强度

Fig.4 Hardness and bonding strength of the NiCrFeAl/h-BN SiO₂ coatings

喷涂过程中，金属相充分熔化，并将非金属相几乎完全包覆在组织中，导致 XRD 过程中收集到非金属相的信号非常微弱。对照涂层的显微组织，接近表面区域的非金属相含量较低，这与 XRD 测试结果是相符的，且氧燃比越高，粉末熔化越充分，金属相对非金属相的包覆效果越好。

2.3 氧燃比对涂层硬度及结合强度的影响

图 4 为 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 涂层随氧燃比的升高，表面洛氏硬度由 50.8 提高到 70.3；涂层的结合强度同样与氧燃比表现为正相关，由 3.2 MPa 提高到 6.3 MPa。封严涂层喷涂过程中，氧燃比升高使金属相熔化更充分，表现出良好的润湿性和流动性，降低涂层孔隙率。因

此硬度测试过程中涂层对压头的支撑作用提高，表面洛氏硬度测试结果提高；非金属相分布均匀性提高，金属相对非金属相良好的包裹作用提高了涂层的内聚力，从而促进涂层结合强度升高。

2.4 涂层抗冲刷性能评价

对 3 组 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 涂层进行冲刷试验，并根据公式 (1) 计算冲刷系数，1 号、2 号和 3 号涂层的冲刷系数 (E_w) 分别为 7.6、4.8 和 3.0，冲刷数据结果显示，随氧燃比升高，涂层的冲刷系数在降低，表明涂层受到冲刷作用失重减少。采用激光共聚焦对涂层冲刷后的形貌进行三维重构如图 5 所示，其中图 5a~5c 分别为三维

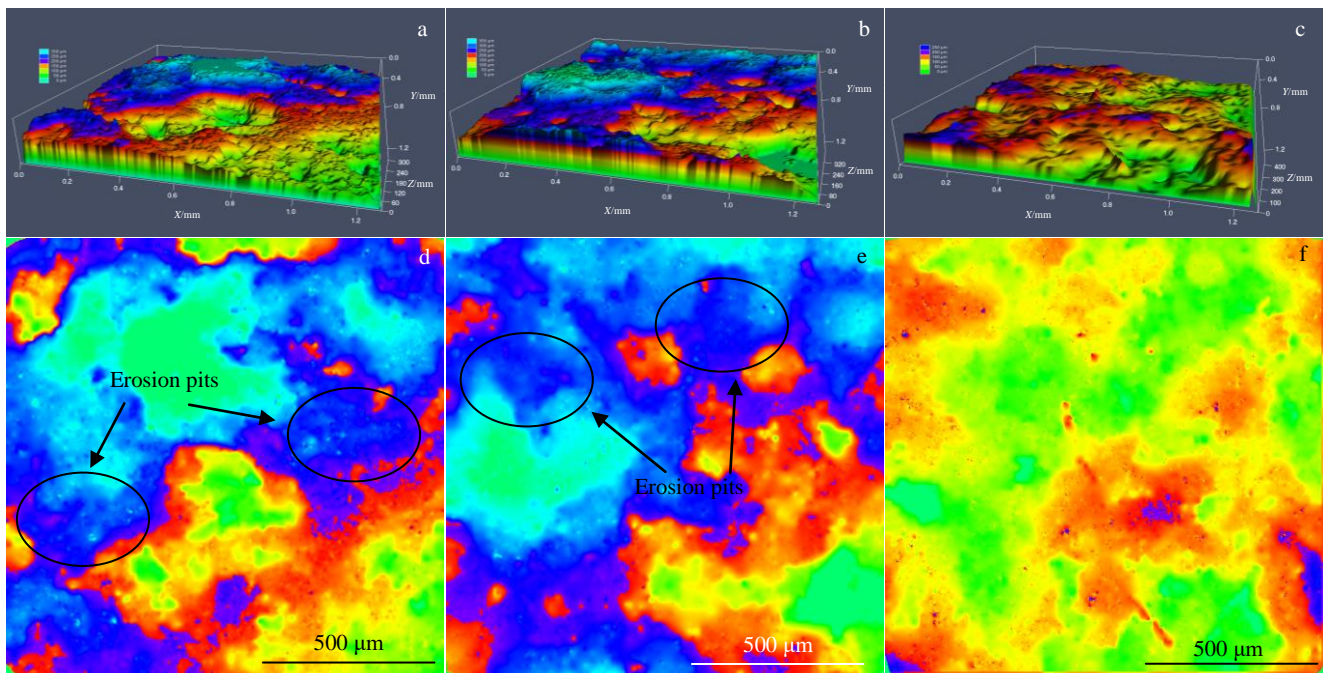


图 5 不同喷涂氧燃比下冲刷后涂层三维形貌及其对应高度图

Fig.5 3D topographies and the corresponding height images of the coatings after eroding with different oxygen fuel ratios: (a, d) 0.83, (b, e) 1.0, and (c, f) 1.5

形貌图, 图 5d~5f 分别为与三维形貌对应的高度图。图中不同颜色代表不同的高度, 色差越明显表示涂层冲刷后形貌高度差越显著。图 5a 中显示冲刷后涂层表面形成了明显的冲蚀坑, 冲刷形貌高度差显著, 粗糙度较高; 图 5c 与之相反, 形貌相对平整, 高度差较低。由图 5d~5f 可知随着氧燃比的提高, 二维高度图的颜色逐渐变得均匀一致, 表明涂层的质量损失降低, 抗冲刷能力提高。

采用扫描电镜对冲刷痕迹的微观形貌进行观察, 图 6a~6c 分别为宏观形貌, 图 6d~6f 为局部放大照片。由图 6a 可知, 1 号涂层冲刷后表面形成了大量的凹坑, 这些凹坑是冲刷过程中组织剥落产生的, 具有粘着磨损的特征^[21], 表面粗糙度较高; 由 1 号至 3 号样品, 冲刷后表面凹坑等缺陷减少, 表面形貌逐渐变得平整。由图 6d 观察可知, 冲刷过程中硬质颗粒对 1 号涂层表面产生了明显的切削作用, 形成了较深的切削痕迹。2 号和 3 号涂层表面具有类似的特征, 然而切削特征逐渐变得模糊, 冲刷后表面的平整度提高。

涂层冲刷后的截面形貌如图 7 所示。由图 7a~7c 可知, 1 号涂层冲刷过程中发生严重的减薄现象, 冲刷面粗糙度较高, 与粘结层非常接近, 且形成了贯穿的裂纹, 粘结层局部暴露在空气中。3 号涂层冲刷后厚度保持相对完整, 未发生显著的减薄现象, 相对其他 2 组涂层组织较为致密。如图 7d~7f 所示, 对冲刷截面进行放大观

察, 1 号涂层冲刷后孔隙发生贯通并向基体方向延伸, 残余组织疏松, 制样时树脂渗入涂层内部; 3 号涂层对应的氧燃比最高, 冲刷面较为平整, 无贯穿裂纹产生, 涂层保持良好的封闭性。

经过以上分析, 随着氧燃比的提高 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 涂层中金属相熔化充分, 未熔颗粒减少, 对非金属相的包覆性更强, 使非金属相分布更加均匀, 表面洛氏硬度提高。1 号涂层硬度最低, 冲刷过程中, 硬质粒子对涂层表面的切削作用较强; 由于非金属相分布不均匀, 并且存在局部团聚, 在涂层冲刷减薄的同时团聚相发生整体剥落, 形成了冲蚀坑; 由于金属相对非金属相的包裹不够充分, 非金属相之间组织相对疏松, 涂层中水平方向的结合力较差, 在冲击力的作用下形成了纵向贯穿裂纹。3 号涂层制备时氧燃比较高 (≤ 1.5), 粉末熔化充分, 涂层组织的致密度较高, 硬度为 3 组涂层中最高, 因此冲刷过程中受硬质粒子的切削作用较小。此外, 热喷涂涂层的内聚力主要指层状组织之间及粉末熔体之间的结合力, 显著影响涂层结合强度及抗冲刷剥落性能^[22]。3 号涂层喷涂过程中焰流温度为 3 组样品中最高, 使涂层组织中不同相之间结合良好, 从而提高涂层内聚力, 在机械载荷或硬质颗粒冲击作用下, 显著抑制由于粉末熔体之间结合不充分而产生的开裂现象, 避免涂层材料层状或团聚状剥落^[23,24], 降低涂层减薄速率, 提高抗冲刷性能。

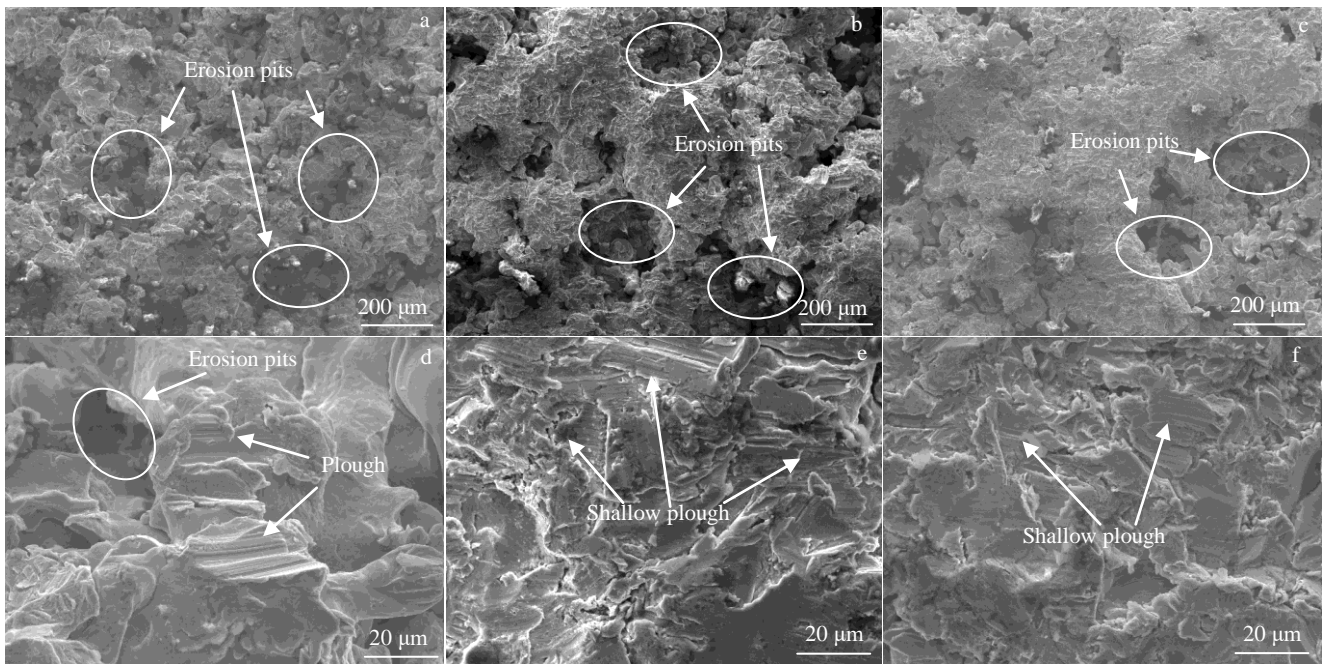


图 6 不同喷涂氧燃比下 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 涂层冲刷形貌的 SEM 照片

Fig.6 SEM images of NiCrFeAl/h-BN SiO₂ coatings after eroding with different oxygen fuel ratios: (a, d) 0.83, (b, e) 1.0, and (c, f) 1.5

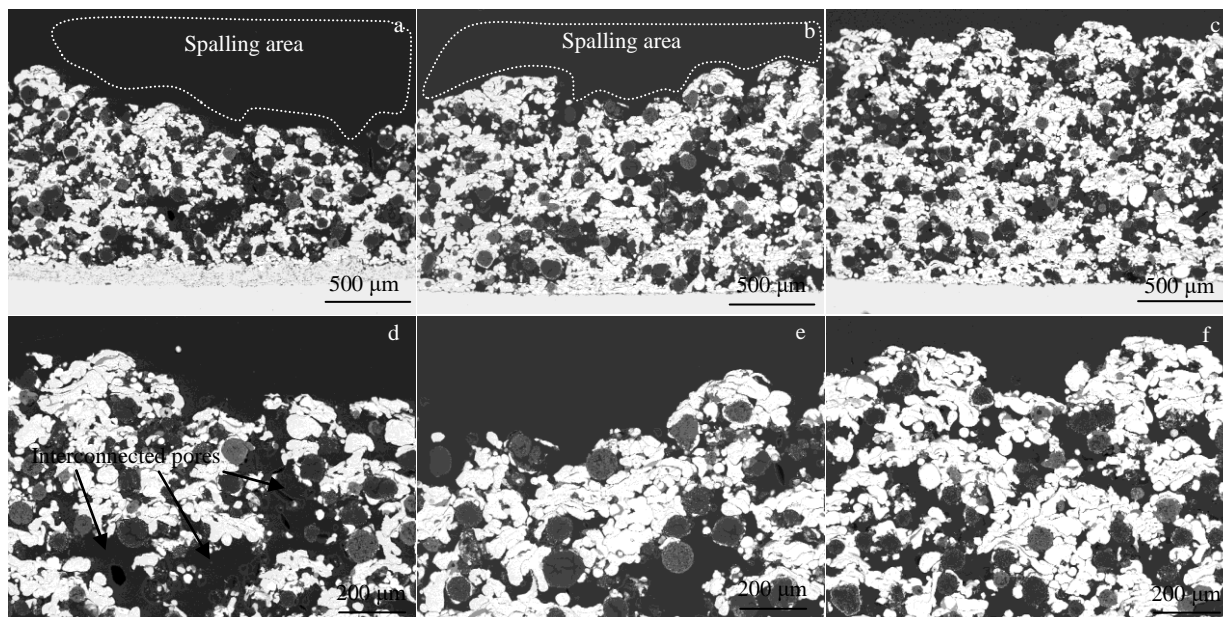


图 7 不同喷涂氧燃比的 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 涂层冲刷后的截面形貌

Fig.7 Sectional morphologies of NiCrFeAl/h-BN SiO₂ coatings after eroding with different oxygen fuel ratios: (a, d) 0.83, (b, e) 1.0, and (c, f) 1.5

3 结 论

1) 采用火焰喷涂制备 NiCrFeAl/h-BN SiO₂ 可磨耗封严涂层, 通过调节氧气和乙炔流量比, 改变涂层微观组织和力学性能。

2) 涂层组织表现为非金属相 h-BN 和 SiO₂ 分布在 NiCrFeAl 基体中, 随氧燃比升高, 金属相充分熔化并填充 h-BN 和 SiO₂ 的间隙, h-BN 和 SiO₂ 在涂层中分布更加均匀。

3) 随氧燃比从 0.83 升高到 1.5, 涂层表面洛氏硬度 (HR15Y) 由 50.8 提高到 70.3, 结合强度升高。

4) 涂层冲刷后形貌具有粘着磨损和磨粒磨损特征, 氧燃比的提高降低了组织中非金属团聚相含量, 减轻了冲刷过程中涂层材料的块状剥落, 因此冲刷表面粗糙度降低; 金属相对非金属相的充分包裹提高了涂层的内聚力, 涂层质量损失降低, 冲刷系数减小, 抗冲刷性能提高。

参考文献 References

- [1] Yi M Z, He J W, Huang B Y *et al.* *Wear*[J], 1999, 231(1): 47
- [2] Shadab S M, Joshi P, Nayak N *et al.* *Advanced Materials Letters*[J], 2014, 5(9): 506
- [3] Yang S Y, Guo D, Cheng X W *et al.* *Rare Metals*[J], 2021, 40(1): 212
- [4] Zhang F, Xu C G, Lan H *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2014, 23(6): 1019
- [5] Johnston R E. *Surface and Coatings Technology*[J], 2011, 205(10): 3268
- [6] Johnston R E, Evans W J. *Surface and Coatings Technology*[J], 2007, 202(4-7): 725
- [7] Yun Guangtao(运广涛), Li Qilian(李其连), Cheng Xudong(程旭东). *Surface Technology*(表面技术)[J], 2016, 45(2): 103
- [8] Ji Chaohui(纪朝辉), Zhang Shuai(张 帅), Ma Xiang(马 祥) *et al.* *Surface Technology*(表面技术)[J], 2020, 49(2): 165
- [9] Cao Y X, Liu W, Du L Z *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2012, 41(S2): 813
- [10] Liu Hao(刘 浩), Chen Guangchao(陈广超), Du Lingzhong(杜令忠) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(2): 647
- [11] Yang Jie(杨 杰), An Yulong(安宇龙), Zhao Xiaolin(赵晓琴) *et al.* *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2014(9): 8
- [12] Ji Xiaojuan(冀晓娟), Yu Yueguang(于月光), Lu Xiaoliang(卢晓亮). *Journal of Inorganic Materials*(无机材料学报)[J], 2020, 35(6): 669
- [13] Tao Q, Sun Zhi, Yi C L *et al.* *Procedia Earth and Planetary Science*[J], 2009, 1(1): 851
- [14] Yuan Xiaojing(袁晓静), Zha Bailin(查柏林), Chen Xiaohu(陈小虎) *et al.* *Journal of Propulsion Technology*(推进技术)[J], 2017, 38(2): 457
- [15] Liu J, Yu Y, Liu T *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2017, 26(6): 1095
- [16] Yang Weihua(杨伟华). *China Surface Engineering*(中国表面工

- 程)[J], 2012, 25(6): 68
- [17] Cheng X Y, Yu Y G, Zhang D M *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2020, 29: 1804
- [18] Xanthopoulou G, Marinou A, Vekinis G *et al. Coatings*[J], 2014, 4: 231
- [19] Chen H, Fan M, Zhu W *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2020, 385: 125 431
- [20] Jońca J, Malard B, Soulié J *et al. Corrosion Science*[J], 2019, 153: 170
- [21] Bolelli G, Candeli A, Lusvarghi L *et al. Wear*[J], 2017, 378-379: 68
- [22] Yang G J, Li C J, Li C X *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2013, 22: 36
- [23] Miguel J M, Vizcaino S, Lorenzana C *et al. Tribology Letters*[J], 2011, 42: 263
- [24] Matějček J, Vilémovác M, Mušálek R *et al. Coatings*[J], 2013, 3: 108

Anti-Erosion Performance of NiCrFeAl/h-BN SiO₂ Abradable Sealing Coatings

Luan Shengjia, Gao Minghao, Xu Na, Chang Hui, Wang Yuanhong, Zhou Tianyi, Zhang Jia,
Hou Wanliang, Chang Xinchun

(Shi-Changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

Abstract: NiCrFeAl/h-BN SiO₂ abradable sealing coatings were prepared by METCO 6P-II flame spraying, and NiCrFeAl/h-BN was modified by SiO₂ to improve the abradability of the coatings. The anti-erosion performance of the abradable sealing coatings prepared with different flow-ratios of oxygen and acetylene (oxygen fuel ratio) were evaluated. The results show that the h-BN and SiO₂ particles are coated by NiCrFeAl during the spraying process. With the increase of oxygen fuel ratio, the metal phase is melted more adequately, and the uniformity of h-BN and SiO₂ is improved. The surface Rockwell hardness (HR15Y) of the coating is raised from 50.8 to 70.3, and the bonding strength is enhanced. The morphologies of the eroded coatings were characterized by adhesive wear and abrasive wear, and the roughness decreases with the increase of the oxygen fuel ratio. The cohesive force of the coating is promoted deriving from that the nonmetallic phases are coated by metal phase adequately. The mass loss rate of the coating decreases, and the anti-erosion performance is improved.

Key words: NiCrFeAl/h-BN SiO₂; sealing coating; anti-erosion; flame spraying

Corresponding author: Chang Xinchun, Professor, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-23971865, E-mail: xcchang@imr.ac.cn