

# 热处理对超音速火焰喷涂 FeAl-Al 涂层 组织结构的影响

向军淮<sup>1</sup>, 吴志诚<sup>1</sup>, 彭文屹<sup>2</sup>, 白凌云<sup>1,2</sup>, 刘学璋<sup>1</sup>

(1.江西科技师范大学 江西省材料表面工程重点实验室, 南昌 330013;

2.南昌大学 材料科学与工程学院, 南昌 330031)

**摘 要:** **目的** 通过超音速火焰喷涂 (High Velocity Oxygen Fuel, HVOF) 的粉末喂料设计, 获取结构致密的铁铝金属间化合物涂层, 并详细考察热处理对所制备涂层组织结构的影响。**方法** 在铁铝合金粉末喂料中添加质量分数为 5% 的铝粉, 改善喷涂效果, 在 316L 不锈钢表面制备致密的 FeAl-Al 涂层, 并进行真空热处理。采用 X 射线衍射仪 (XRD)、场发射扫描电子显微镜 (SEM)、能谱仪 (EDS) 及维氏显微硬度计, 详细分析了涂层在不同热处理温度下的微观组织、成分、结构与显微硬度的变化。**结果** 喷涂态 FeAl-Al 涂层厚度约为 150  $\mu\text{m}$ , 物相为  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , 未检测到单质 Al。随着热处理温度升高,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  相的衍射峰逐渐增强。500  $^{\circ}\text{C}$  热处理后, 喷涂态涂层中扁平粒子间存在的细微孔隙大量消失, 涂层致密性明显提高。但是 800  $^{\circ}\text{C}$  热处理后, 涂层中产生了与界面平行的裂纹。喷涂态 FeAl-Al 涂层的硬度为 465.06HV<sub>0.1</sub>, 500  $^{\circ}\text{C}$  热处理 2 h 后增加至 472.06HV<sub>0.1</sub>, 继续提高热处理温度, 涂层的显微硬度则明显下降。**结论** 在粉末喂料中引入质量分数为 5% 的 Al 粉, 可明显改善超音速火焰喷涂效果, 获得结构致密、与基体结合牢固的 FeAl-Al 涂层。合适的热处理能进一步消除喷涂缺陷, 使涂层显微硬度增加, 微观结构更加致密。

**关键词:** 超音速火焰喷涂; FeAl 金属间化合物; FeAl-Al 涂层; 热处理; 组织结构; 显微硬度

**中图分类号:** TG174.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)05-0098-05

**DOI:** 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.05.012

## Effect of Heat Treatment on the Structure of HVOF-sprayed FeAl-Al Coating

XIANG Jun-huai<sup>1</sup>, WU Zhi-cheng<sup>1</sup>, PENG Wen-yi<sup>2</sup>, BAI Ling-yun<sup>1,2</sup>, LIU Xue-zhang<sup>1</sup>

(1.Jiangxi Key Laboratory of Surface Engineering, Jiangxi Science and Technology Normal University, Nanchang 330013, China; 2.School of Materials Science and Engineering, Nanchang University, Nanchang 330031, China)

**ABSTRACT:** The work aims to obtain the FeAl intermetallic coating with dense structure by redesigning feedstock powder of high velocity oxygen fuel (HVOF), and then investigate the effect of heat treatment on the structure of sprayed coating in details. The spraying efficiency was enhanced by adding aluminum powder with mass ratio of 5% into the feedstock powder to prepare the dense FeAl-Al coating on the surface of 316L stainless steel. After vacuum heat treatment, the variations in microstructure,

收稿日期: 2019-07-12; 修订日期: 2020-04-05

Received: 2019-07-12; Revised: 2020-04-05

作者简介: 向军淮 (1971—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为金属腐蚀与防护。

**Biography:** XIANG Jun-huai (1971—), Male, Doctor, Professor, Research focus: metal corrosion and protection.

**通讯作者:** 刘学璋 (1978—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为涂层与表面技术。邮箱: xuezhang\_liu@126.com

**Corresponding author:** LIU Xue-zhang (1978—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: coating and surface technology. E-mail: xuezhang\_liu@126.com

**引文格式:** 向军淮, 吴志诚, 彭文屹, 等. 热处理对超音速火焰喷涂制备 FeAl-Al 涂层组织结构的影响[J]. 表面技术, 2020, 49(5): 98-102. XIANG Jun-huai, WU Zhi-cheng, PENG Wen-yi, et al. Effect of heat treatment on the structure of HVOF-sprayed FeAl-Al coating[J]. Surface technology, 2020, 49(5): 98-102.

composition, structure and micro-hardness of the coating at different heat treatment temperature were investigated in details by X-ray diffractometer (XRD), scanning electron microscope (SEM), energy dispersive spectrometer (EDS) and vickers microhardness tester. The thickness of as-sprayed FeAl-Al coating was about 150  $\mu\text{m}$  and the phase was  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ . No single Al was detected. The diffraction peak of  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  strengthened as the heat treatment temperature increased. After heat treatment at 500  $^{\circ}\text{C}$ , the micro pores between the flat particles in the spray coating disappeared, and the density of the coating increased obviously. However, cracks parallel to the interface were found in the coating after 800  $^{\circ}\text{C}$  heat treatment. Micro-hardness of as-sprayed FeAl-Al coating was 465.06HV<sub>0.1</sub>, while it increased to 472.06HV<sub>0.1</sub> after heat treatment at 500  $^{\circ}\text{C}$  for 2 hours. The micro-hardness of the coating decreased obviously after the heat treatment temperature increased. The introduction of Al powder with a mass of 5% can obviously improve the efficiency of HVOF, and obtain FeAl-Al coating with dense structure and bonded to the substrate tightly. Proper heat treatment can further eliminate the spraying defects, resulting in the increase of the micro-hardness and compacter microstructure.

**KEY WORDS:** HVOF; FeAl intermetallics; FeAl-Al coatings; heat treatment; microstructure; micro-hardness

铁铝系金属间化合物具有比强度高、耐腐蚀性能好等优点,被认为是具有广阔应用前景的高温工程材料之一,而且铁铝系金属间化合物在氧化、硫化气氛下能保持高硬度、高强度及高加工硬化能力,在相应苛刻磨损环境中表现良好<sup>[1-3]</sup>,可广泛应用于炼钢工业中的抗氧化零件等<sup>[4-7]</sup>。此外,铁铝化合物的组成成分由丰富且廉价的元素(铁和铝)组成,因此在原材料的经济成本方面,与大多数传统合金相比,铁铝化合物具有良好的竞争优势<sup>[8-12]</sup>。

为了充分开发铁铝系金属间化合物材料的应用,许多研究采用热喷涂方法(如等离子喷涂、超音速喷涂、电弧喷涂与冷喷涂)在碳钢和不锈钢上制备 FeAl 金属间化合物涂层。超音速火焰喷涂(HVOF)作为一种新型热喷涂技术,具有低温、高速、成本低等特点。HVOF 通过喷嘴中产生的高温、高压焰流,将粉末、丝材熔化或半熔化,高速撞击基体表面,沉积形成涂层,其涂层致密,氧化渣和孔隙较少,不仅可制备较大厚度的涂层,还可喷涂各种硬质材料<sup>[13]</sup>。然而,部分研究显示,受铁铝金属间化合物硬脆性能的影响,HVOF 实际喷涂效率不高,所获涂层不致密,结合强度与显微硬度较低,这限制了它们的应用。

为了克服这些缺点,Wang 和 Yan<sup>[14]</sup>采用超音速火焰喷涂制备含有  $\text{CeO}_2$  的 FeAl 金属间化合物涂层,与 FeAl 金属间化合物涂层相比,含有  $\text{CeO}_2$  的涂层的裂纹较少,孔隙率较低,硬度更高,侵蚀和耐磨性明显提升。Gleason 等<sup>[15]</sup>研究表明,添加 B 和 Zr 可提高 FeAl 金属间化合物的室温塑性。这是由于 B、Zr 反应生成了 ZrB,改善了铁铝合金的晶粒结构,防止合金发生脆性断裂,且 B 的加入降低了铁铝金属间化合物的表面活性,进一步防止了空气中水与铝原子的反应。此外,B 原子还可分散于晶界上,进而强化晶界,阻止沿晶的脆断发生。周勇等<sup>[16]</sup>采用超音速电弧喷涂技术制备 FeAlNbB 涂层,涂层组织致密,与基体结合良好,孔隙率为 2.08%。Yin 等人<sup>[17]</sup>通过等离子喷涂在 1Cr-18Ni-9Ti 基体上制备了 FeAl/ $\text{CeO}_2$ /ZrO<sub>2</sub> 纳米复合涂层,与单一的 FeAl 涂层相比,复合涂层

的耐磨性增强,硬度、断裂韧性等力学性能均得到提高。但是,制备纳米原料粉末以及添加稀有元素等制备 FeAl 复合涂层成本较高。

此外,随着应用的进一步深入,铁铝系金属间化合物材料需要面对更加复杂、恶劣的工作环境,如高温、摩擦、水环境等。由于某些材料加工工艺的需要,涂层还要面对高温的热处理加工,如转轮叶片、垃圾焚烧炉内壁等在喷涂和焊接之后,需要进行去应力退火处理<sup>[18]</sup>。引入第二相可以部分解决铁铝金属间化合物涂层喷涂效率不高,所获涂层不致密等问题。但是存在以下局限:1)喷涂工艺复杂,成本增高。2)第二相难以有效分散,破坏涂层成分与结构的均匀性。为此,本文提出区别于上述引入第二相的方式,在喷涂粉末喂料中引入价格低廉的 Al 粉,改善超音速火焰喷涂效果,获取相成分单一、结构致密的 FeAl-Al 涂层,并且基于铁铝金属间化合物涂层在高温环境的应用,详细研究了热处理对其组织结构的影响。

## 1 试验

热喷涂原材料为铁铝合金粉(质量分数 $\geq 99.9\%$ )与铝粉(质量分数 $\geq 99.9\%$ ),粉末粒度均为 0.045 mm。按质量比 95:5 称取铁铝合金粉与铝粉混合,在氩气保护下,置于行星式球磨机中混合球磨,球磨时间为 40 h,转速为 300 rad/min。球磨后取出粉末,放于干燥器中待用。基体采用市售 316L 号不锈钢,将其线切割成尺寸 10 mm $\times$ 10 mm $\times$ 1.5 mm 的试样。依次用丙酮和酒精对试样进行超声清洗,烘箱中烘干后置于干燥器中待用。

采用 Praxair 公司 JP8000 超音速火焰喷涂系统制备涂层。喷涂前对基体喷砂,然后按照表 1 参数喷涂涂层。真空热处理时,先将涂层试样置于管式炉中,抽取真空为  $3.0 \times 10^{-3}$  Pa,按 5  $^{\circ}\text{C}/\text{min}$  升温加热至指定温度(500、600、700、800  $^{\circ}\text{C}$ ),并保温 2 h,然后随炉冷却至室温。

表 1 HVOF 喷涂参数  
Tab.1 Spraying parameters of HVOF

Kerosene /(L·h <sup>-1</sup> )	Oxygen /(L·min <sup>-1</sup> )	Carrier gas flow /(L·min <sup>-1</sup> )	Spraying distance /mm	The speed of spraying gun /(mm·s <sup>-1</sup> )
13	1900	10	360	1000

采用 X 射线衍射仪 (XRD, Shimadzu XRD-6100) 分析 FeAl-Al 涂层的物相组成, 采用场发射扫描电子显微镜 (FESEM, Zeiss Sigma) 分析 FeAl-Al 涂层的表面形貌及断面微观结构, 并用能谱仪 (EDS, Oxford INCA) 分析涂层的元素分布。显微硬度测试在 MH-5D 型显微硬度计上进行, 载荷为 100 g, 加载时间为 15 s, 为减少误差, 每个试样均取 3 个点, 求平均值。

## 2 结果及分析

### 2.1 涂层制备

图 1 为 HVOF 制备的 FeAl-Al 涂层的表面与截面 SEM 图。由图 1a 可以看出, 涂层表面由熔融粒子堆砌而成, 未见裂缝或孔隙等缺陷, 为典型的热喷涂涂层表面。这是因为喷涂过程中, 粉末充分熔融, 撞击到基体表面铺展形成涂层。由图 1b 可以看出, FeAl-Al 涂层厚度约为 150  $\mu\text{m}$ , 涂层呈现层状结构分布, 熔融的扁平粒子相互堆砌, 未见贯穿的裂缝或孔洞, 且涂层与基体结合良好。图 2 为同等条件下制备的 FeAl 涂层表面与截面 SEM 图, 但喷涂喂料中未添加 Al 粉。对比图 1a 与图 2a 可以看出, 未添加 Al 粉的涂层表面非常粗糙, 起伏较大, 孔隙较多, 而且喷涂粒子熔化不够均匀, 呈现块状聚集。由图 2b 截面图可

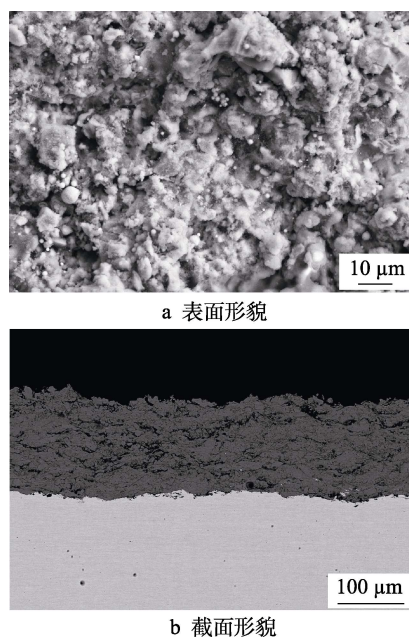


图 1 FeAl-Al 涂层表面与截面形貌  
Fig.1 Surface (a) and section (b) morphologies of FeAl-Al coating

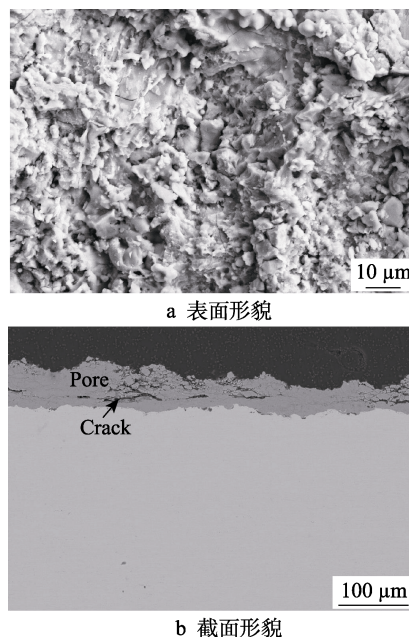


图 2 FeAl 涂层表面与截面形貌  
Fig.2 Surface (a) and section (b) morphologies of FeAl coating

以看出, 涂层的厚度仅约为 100  $\mu\text{m}$ , 远低于图 1b 所示的涂层厚度, 而且涂层内部出现大量与界面平行的裂缝和狭长孔洞, 涂层的致密度较差。

通过涂层的表面与截面 SEM 图的对比分析可知, 在粉末喂料中引入质量分数为 5% 的 Al 粉, 可明显改善喷涂效果, 获得结构致密的 FeAl-Al 涂层。相同条件下, 涂层厚度提升约 50% 左右, 有利于降低喷涂成本。

### 2.2 物相分析

图 3 为喷涂态涂层及不同温度热处理涂层的 XRD 图谱。可以看出, 喷涂态涂层主要由  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  相组成, 未出现单质 Al 的特征峰。XRD 图谱中没有其衍射峰的原因可能有两个: 一是 HVOF 中火焰温度可高达 2000 K, Al 粉与铁铝合金粉末发生充分反应; 二是沉积到基体后, 熔融的 Al 粉与 FeAl 合金粉末相互铺展, 发生反应, 剩余未参加反应的 Al 单质低于 XRD 衍射仪的检测极限。

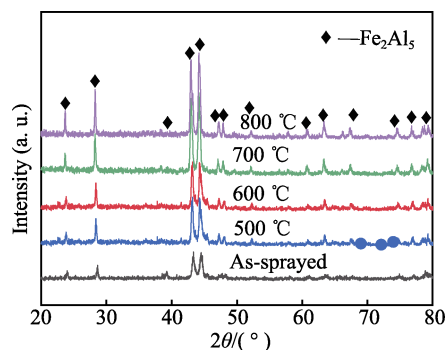


图 3 喷涂态及不同温度热处理后 FeAl-Al 涂层的 XRD 谱  
Fig.3 XRD patterns of FeAl-Al coatings after spraying and heat treatment at different temperatures



由图 3 可见, FeAl-Al 涂层在 500 °C 热处理后, 物相没有明显变化, 仍然为  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  相。但是,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  位于  $2\theta$  角度  $23.24^\circ$ 、 $27.84^\circ$ 、 $42.55^\circ$  与  $43.94^\circ$  的主要衍射峰 (100)、(111)、(221)、(130) 强度明显增加, 表明  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  相的结晶度有所增加。喷涂过程中, 由于过冷度较大 ( $10^3 \sim 10^5 \text{ K/s}$ ), 熔融态的飞行粒子快速撞击到基体后, 急剧冷却至 300 K 以下 (基体有压缩空气冷却), 部分形成非晶态。通常, 450~600 °C 热处理温度范围内, Fe-Al 二元体系中  $\text{Fe}_3\text{Al}$ 、 $\text{FeAl}_2$ 、 $\text{FeAl}$  以及  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  金属间化合物均为热力学稳定相<sup>[19]</sup>。然而, 热处理后涂层中只有  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$ , 没有发现其他化

合物。Naoi 等<sup>[20]</sup>和 Bhattacharya 等<sup>[21]</sup>研究指出,  $\text{Fe}_3\text{Al}$ 、 $\text{FeAl}_2$  和  $\text{FeAl}$  的成核或生长速率可能比  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  低得多。因此, 由非晶态转化为  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  具有动力学优势, 从而未生成其他物相。随着热处理温度升高, 由 600 °C 升高至 800 °C, 检测的物相均为  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  相, 没有其他第二相物质的存在。由图 3 还可见,  $\text{Fe}_2\text{Al}_5$  相的衍射峰峰强随温度增加而进一步增强, 但峰宽减小。

## 2.3 微观形貌及成分分析

图 4 为 FeAl-Al 涂层的截面形貌及相应元素分布

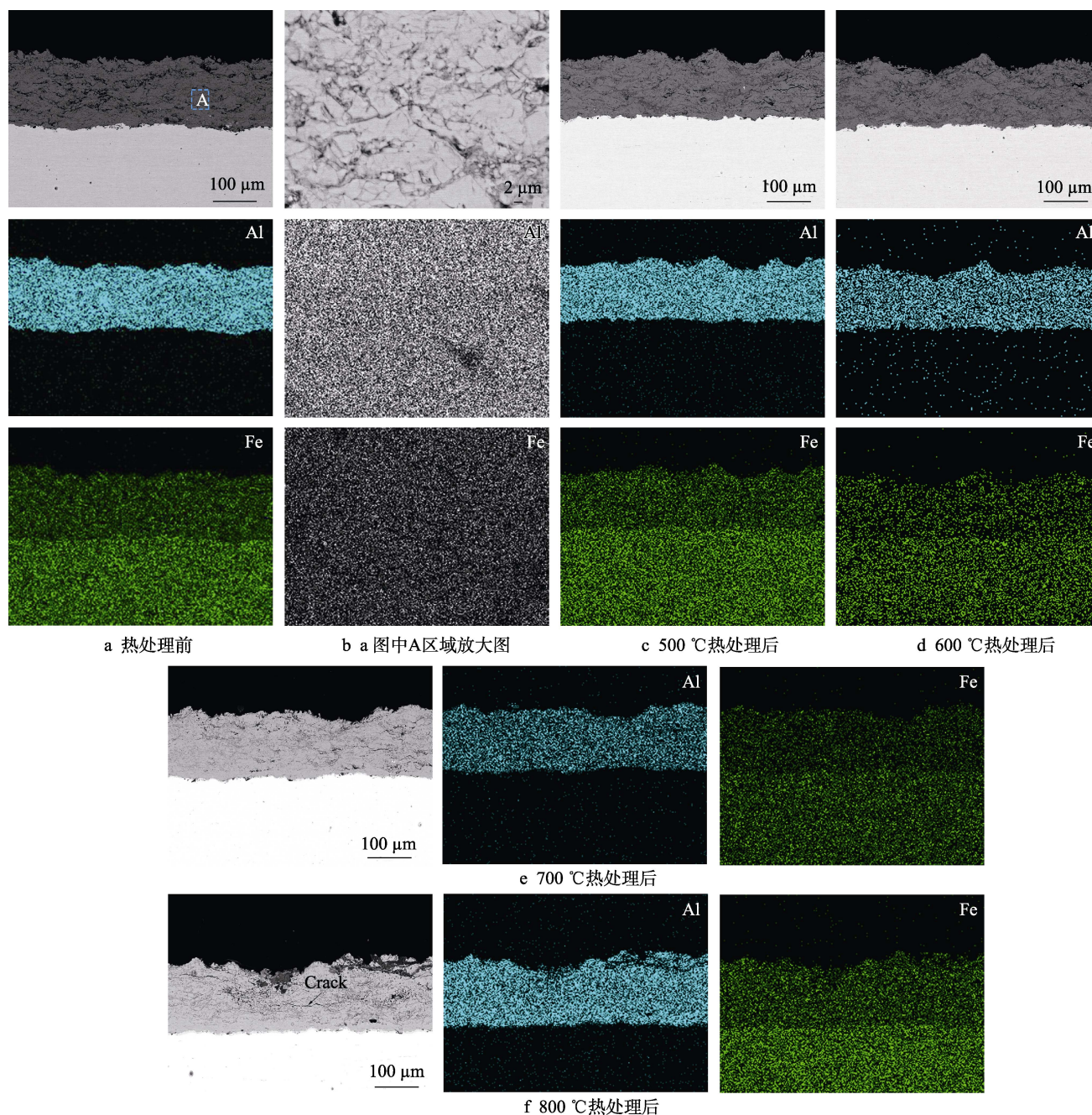


图 4 不同热处理温度前后 FeAl-Al 涂层的截面形貌和面扫描元素分布

Fig.4 Section morphology and corresponding element distribution of FeAl-Al coatings before and after heat treatment at different temperature: a) before heat treatment; b) a enlarged view of area a in figure a; c) after heat treatment at 500 °C; d) after heat treatment at 600 °C; e) after heat treatment at 700 °C; f) after heat treatment at 800 °C

图。由图 4a 可以看出,喷涂态涂层与基体结合紧密,同时,相互堆砌的扁平粒子之间存在少量细小的孔洞和裂缝(喷涂涂层的本征缺陷)。图 4b 为图 4a 中 A 区域的高放大倍数图,高放大倍数下显示熔融粒子堆砌紧密,未见明显孔洞。从图 4a 中 Fe 元素与 Al 元素的面扫描可知,Fe、Al 两种元素分布均匀,未发现单独聚集的 Al 元素。为更具说明性,对图 4b 高放大倍数显示的区域也进行了能谱分析,Fe、Al 两种元素分布同样均匀。总之,EDS 的成分结果与 XRD 结果相符,涂层形成了单一的铁铝金属间化合物,且成分均匀。图 4c 为 500 °C 热处理后涂层的截面形貌及面扫描,可以看出,热处理后涂层的截面形貌发生了明显变化,扁平粒子间存在的细小孔隙大量消失,涂层致密性进一步提高。热处理过程中,涂层残余压应力的释放、扁平粒子变形等均能促进涂层内部的细小孔隙移动、融合,最终消失<sup>[22]</sup>。图 4c 中的元素分布图显示,Fe、Al 两种元素成分分布依然均匀,未随退火发生明显改变。图 4d、e 分别为 600、700 °C 热处理温度下,涂层的截面形貌及相应元素的分布。总体而言,涂层中细小孔隙均减少,甚至消失,涂层致密性增加。当热处理温度增加至 800 °C 时(见图 4f),虽然涂层中的细小孔隙消失,涂层变得更加致密,但由于热处理温度过高,涂层中产生了与界面平行的裂纹。究其原因,应是热应力所致。图 4f 中元素分布显示,Fe、Al 两元素成分分布仍然均匀,未有变化。综合以上微观结构及成分分析可知,热处理温度仅改变涂层微观结构,不改变涂层成分的均匀性。

## 2.4 显微硬度测试

图 5 为喷涂态涂层及不同热处理温度下 FeAl-Al 涂层的显微硬度。可以看出,喷涂态涂层的显微硬度为 465.06HV<sub>0.1</sub>,500 °C 热处理后,涂层显微硬度升高至 472.06HV<sub>0.1</sub>,优于 Gang 等<sup>[23]</sup>利用超音速火焰喷涂得到的纳米 FeAl 涂层。由图 4 中涂层截面微观组织变化可知,热处理促使扁平粒子间的细小孔隙消失,涂层致密性进一步提高,所以相应显微硬度增加。

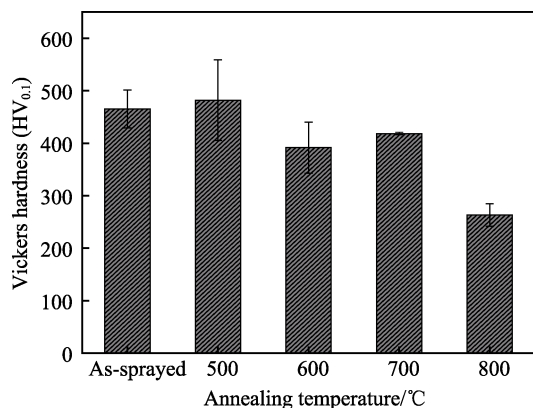


图 5 喷涂态及不同温度热处理后 FeAl-Al 涂层的显微硬度  
Fig.5 Micro-hardness of FeAl-Al coatings after spraying and heat treatment at different temperatures

随着热处理温度的继续升高,涂层硬度出现一定程度下降。显微硬度的降低可能与涂层晶粒长大或内应力相关,而 XRD 图谱中相应衍射峰强度的增加及其峰宽的降低均提示了涂层结晶度的增加,具体原因还需后续深入分析。800 °C 热处理后,由于涂层中产生与界面平行的裂纹,破坏涂层的致密性,显微硬度明显下降,仅为 263.38HV<sub>0.1</sub>。总之,随着热处理温度升高,涂层显微硬度有所增加,但超过 700 °C,涂层硬度则明显降低。

## 3 结论

1) 在粉末喂料中引入质量分数为 5% 的 Al 粉,可明显改善超音速火焰喷涂效果,获得结构致密、与基体结合牢固的 FeAl-Al 涂层,涂层厚度约为 150 μm。

2) 喷涂态 FeAl-Al 涂层物相为 Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub>,未检测到单质 Al,随着热处理温度升高,Fe<sub>2</sub>Al<sub>5</sub> 相的衍射峰逐渐增强,增加了涂层的结晶度,800 °C 热处理后,衍射峰强度增至最大。

3) 热处理能进一步改善涂层微观组织结构,500 °C 热处理后,喷涂态涂层中扁平粒子间存在的微小孔隙大量消失,涂层致密性明显提高。但是 800 °C 热处理后,涂层中产生了与界面平行的裂纹。

4) 喷涂态涂层的显微硬度为 465.06HV<sub>0.1</sub>,500 °C 热处理后,涂层显微硬度升高至 472.06HV<sub>0.1</sub>,热处理温度超过 700 °C 后,涂层中产生裂纹,显微硬度明显降低。

## 参考文献:

- [1] STOLOFF N S. Iron aluminides: Present status and future prospects[J]. Materials science & engineering A, 1998, 258(1-2): 1-14.
- [2] WANG Y, CHEN W. Microstructures, properties and high-temperature carburization resistances of HVOF thermal sprayed NiAl intermetallic-based alloy coatings[J]. Surface & coatings technology, 2004, 183(1): 18-28.
- [3] DEEVI S C, SIKKA V K. Nickel and iron aluminides: An overview on properties, processing, and applications[J]. Intermetallics, 1996, 4(5): 357-375.
- [4] KRASNOWSKI M, KULIK T. Nanocrystalline FeAl intermetallic produced by mechanical alloying followed by hot-pressing consolidation[J]. Intermetallics, 2007, 15(2): 201-205.
- [5] LIU C T, GEORGE E P, MAZIASZ P J, et al. Recent advances in B<sub>2</sub> iron aluminide alloys: deformation, fracture and alloy design[J]. Materials science & engineering A, 1998, 258(1-2): 84-98.
- [6] YANG J, LA P, LIU W, et al. Tribological properties of FeAl intermetallics under dry sliding[J]. Wear, 2004, 257(1): 104-109.

(下转第 154 页)



- [42] WU H W, CHEN Y Y. Effect of two-body and three-body microcontacts under dry friction on contact characteristics[J]. *Journal of mechanical engineering science*, 2017, 95: 68699.
- [43] ZHOU L, KHONSARI M M. Flow characteristics of a powder lubricant sheared between parallel plates[J]. *Journal of tribology*, 2000, 122(1): 147.
- [44] WANG W B, WANG W, LIU K. Analysis of mechanical properties of large particles in contact process and their impact on powder lubrication[J]. *Tribology materials, surfaces & interfaces*, 2015, 9(2): 99-104.
- [45] 刘连峰. 弹塑性颗粒物质准静态变形的细观力学行为[J]. *岩土工程学报*, 2007, 29(4): 524-530.  
LIU Lian-feng. Micromechanics of granular assemblies of elastic-perfectly plastic spheres during quasi-static deformation[J]. *Chinese journal of geotechnical engineering*, 2007, 29(4): 524-530.
- [46] RABINOWICZ E. The nature of the static and kinetic coefficient of friction[J]. *J appl phys*, 1951, 22: 1373-1379.
- [47] ALBERT I, TEGZES P, ALBERT R, et al. Stick-slip fluctuations in granular drag[J]. *Physical review*, 2001, 64(31): 031307.
- [48] JOHNSON P C, JACKSON R. Frictional-collisional constitutive relations for granular materials, with application to plane shearing[J]. *Journal of fluid mechanics*, 1987, 176: 67-93.
- [49] PERSSON B N J. Theory of friction: Stress domains, relaxation, and creep[J]. *Physical review B (condensed matter)*, 1995, 51(19): 13568-85.
- [50] WILSON B, DEWERS T, RECHES Z, et al. Particle size and energetics of gouge from earthquake rupture zones[J]. *Nature*, 2005, 434(7034): 749-752.
- [51] PERERA D N, HARROWELL P. Stability and structure of a supercooled liquid mixture in two dimensions[J]. *Physical review*, 1999, 59(5): 5721-43.
- [52] FELDMANN M, DIETZEL D, FUCHS H, et al. Influence of contact aging on nanoparticle friction kinetics[J]. *Physical review letters*, 2014, 112(15): 5836.
- [53] CIAMARRA M P, PASTORE R, NICODEMI M, et al. Jamming phase diagram for frictional particles[J]. *Physical review*, 2011, 84(4): 7845.

(上接第 102 页)

- [7] MOSBAH A Y, WEXLER D, CALKA A. Abrasive wear of WC-FeAl composites[J]. *Wear*, 2005, 258(9): 1337-1341.
- [8] JI G, GROSDIDIER T, BERNARD F, et al. Bulk FeAl nanostructured materials obtained by spray forming and spark plasma sintering[J]. *Journal of alloys & compounds*, 2007, 434(6): 358-361.
- [9] D'ANGELO L, D'ONOFRIO L, GONZALEZ G. Nano-phase intermetallic FeAl obtained by sintering after mechanical alloying[J]. *Journal of alloys & compounds*, 2009, 483(1-2): 154-158.
- [10] SUBRAMANIAN R, SCHNEIBEL J H. Intermetallic bonded WC-based cermets by pressureless melt infiltration[J]. *Intermetallics*, 1997, 5(5): 401-408.
- [11] TU J P, MENG L, LIU M S. Friction and wear behavior of Cu Fe<sub>3</sub>Al powder metallurgical composites in dry sliding[J]. *Wear*, 1998, 220(1): 72-79.
- [12] ALMAN D E, HAWK J A, TYLCZAK J H, et al. Wear of iron-aluminide intermetallic-based alloys and composites by hard particles[J]. *Wear*, 2001, 251(1): 875-884.
- [13] 王猛, 周勇. 热喷涂 FeAl 金属间化合物涂层的综述[J]. *热加工工艺*, 2018, 47(6): 45-48.  
WANG Meng, ZHOU Yong. Review on FeAl intermetallic compound coating by thermal spraying[J]. *Hot working technology*, 2018, 47(6): 45-48.
- [14] WANG Y, YAN M. The effect of CeO<sub>2</sub> on the erosion and abrasive wear of thermal sprayed FeAl intermetallic alloy coatings[J]. *Wear*, 2006, 261(11-12): 1201-1207.
- [15] 高海燕, 贺跃辉, 沈培智. FeAl 金属间化合物研究现状[J]. *材料导报*, 2008, 22(7): 68-71.  
GAO Hai-yan, HE Yue-hui, SHEN Pei-zhi. Research status of FeAl intermetallics compound[J]. *Materials review*, 2008, 22(7): 68-71.
- [16] 周勇, 王猛, 赵飞, 等. 超音速电弧喷涂 FeAlNbB 涂层的摩擦磨损行为[J]. *表面技术*, 2017(10): 170-174.  
ZHOU Yong, WANG Meng, ZHAO Fei, et al. Friction and wear behavior of FeAlNbB coating by supersonic electric arc spraying[J]. *Surface technology*, 2017(10): 170-174.
- [17] YIN B, LIU G, ZHOU H, et al. Microstructures and properties of plasma sprayed FeAl/CeO<sub>2</sub>/ZrO<sub>2</sub> nano-composite coating[J]. *Applied surface science*, 2010, 256(13): 4176-4184.
- [18] WEI S, XU B, WANG H, et al. High-temperature corrosion- resistance performance of electro-thermal explosion plasma spraying FeAl-base coatings[J]. *Surface and coatings technology*, 2007, 201(15): 6768-6771.
- [19] HAQUE M M, MALEQUE M A. Effect of process variables on structure and properties of aluminium-silicon piston alloy[J]. *Journal of materials processing technology*, 1998, 77(1-3): 122-128.
- [20] NAOI D, KAJIHARA M. Growth behavior of Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> during reactive diffusion between Fe and Al at solid-state temperatures[J]. *Materials science and engineering: A*, 2007, 459(1-2): 375-382.
- [21] BHATTACHARYA P, ISHIHARA K N, CHATTOPADHYAY K. FeAl multilayers by sputtering: Heat treatment and the phase evolution[J]. *Materials science and engineering: A*, 2001, 304: 250-254.
- [22] 孙万昌, 张峰, 张佩, 等. 热处理对 HVOF WC-17Co 涂层组织结构及耐磨性能的影响[J]. *煤炭学报*, 2015, 40(2): 476-480.  
SUN Wan-chang, ZHANG Feng, ZHANG Pei, et al. Influence of heat treatment on microstructure and wear resistance of HVOF WC-17Co coatings[J]. *Journal of China Coal Society*, 2015, 40(2): 476-480.
- [23] JI G, ELKEDIM O, GROSDIDIER T. Deposition and corrosion resistance of HVOF sprayed nanocrystalline iron aluminide coatings[J]. *Surface and coatings technology*, 2005, 190(2-3): 406-416.