

# 大气等离子喷涂 NiCrBSi-Mo/Ni 涂层中黏结层对 NiCrBSi-Mo 复合工作层性能的影响

Effects of Bond Coating on NiCrBSi-Mo  
Composite Functional Coating Properties in  
Plasma Spraying NiCrBSi-Mo/Ni Coating

杜际雨, 李方义, 鹿海洋, 商建通, 李 振  
(山东大学 机械工程学院, 济南 250100)

DU Ji-yu, LI Fang-yi, LU Hai-yang, SHANG Jian-tong, LI Zhen  
(School of Mechanical Engineering, Shandong University, Jinan 250100, China)

**摘要:** 利用大气等离子喷涂系统在叶片钢材料 FV520B 上依次制备镍基黏结层和 NiCrBSi-Mo 复合工作层, 并对 NiCrBSi-Mo 粉末的沉积率、涂层孔隙率、结合强度及表面硬度进行测试。结果表明: 在 NiCrBSi-Mo/Ni 涂层中, 厚度为 180~220 $\mu$ m 的黏结层在提高 NiCrBSi-Mo 粉末沉积率的同时可制备较低孔隙率、较高结合强度和硬度的表层涂层; 黏结层厚度的增大导致工作层起始沉积位置的孔隙率增大, 且加快了工作层在垂直方向上孔隙率的衰减过程。SEM 分析发现, 黏结层厚度的增大引起黏结层与工作层结合界面处熔滴沉积堆叠形貌的变化, 黏结层中的缺陷对工作层产生“遗传性”的影响; 胶结拉伸实验表明, 黏结层厚度过大会导致拉伸过程中黏结层与工作层结合面处的断裂; 在不同的抛磨面, 一定黏结层厚度的试样块在垂直方向上的维氏硬度衰减较为缓慢, NiCrBSi-Mo/Ni 涂层不仅保持了涂层表面高的硬度, 且增大了涂层的厚度, 以修复材料表面的损伤。

**关键词:** NiCrBSi-Mo/Ni 涂层; 黏结层; 孔隙率; 结合强度; 表面硬度; 衰减过程

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2016.001299

**中图分类号:** TG174.442 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2017)09-0086-07

**Abstract:** Nickel-based bond coating and composite functional coating were sprayed on leaf blade steel material FV520B successively by using air plasma spraying system. NiCrBSi-Mo powder deposition rate, coating porosity, bonding strength and surface hardness were tested. The results indicate that, for the NiCrBSi-Mo/Ni coating, bond coating with 180-220 $\mu$ m thickness can improve NiCrBSi-Mo powder deposition rate while the surface coating with lower porosity, higher bonding strength and high hardness is prepared; the increase of bond coating thickness can lead to increase of functional coating porosity in the bottom and speed up the process of porosity attenuating in the vertical direction. SEM analysis found that the increase of bond coating thickness results in the droplet deposition morphology change in the bending interface with the functional coating. The defects of bond coating have genetic influence on composite functional coating. Bond tensile test results show that excessive bond coating thickness will cause fracture in the interface between bond coating and functional coating during the stretching process; in different grinding surfaces, Vickers hardness of test blocks with a certain bond coating thickness attenuates slowly in the vertical direction. NiCrBSi-Mo/Ni coating not only maintains high surface hardness, but also increases the coating thickness to repair surface damage.

**Key words:** NiCrBSi-Mo/Ni coating; bond coating; porosity; bonding strength; surface hardness; attenuation procedure

FV520B 是一种新型马氏体沉淀硬化不锈钢, 是性能优良的叶片钢材料, 具有很高的强度、良好的韧塑

形、较好的耐腐蚀性能和极佳的焊接性能等特点, 已经被广泛应用到燃气轮机的压气机叶片、大型压缩机转

子、离心压缩机和风机叶轮等,由于大部分的 FV520B 制品服役环境极端,易受到微小颗粒冲蚀、划伤、磨损、剥落等,导致使用寿命及可靠性明显降低<sup>[1-5]</sup>。选择合适的方法对 FV520B 进行表面改性,在保留其原有性能特点的基础上,使其具有更高的硬度和更好的耐磨、抗冲蚀性能,延长 FV520B 制品的服役寿命,将对节约材料和降低成本具有重大的意义。等离子喷涂技术是通过喷枪中的阳极和阴极之间产生的电弧放电加热工作气体,使其受热膨胀形成高温射流,粉末颗粒在射流中受热加速形成熔滴后,撞击到基体上冷却固化堆叠形成涂层,是目前应用较多的涂层制备技术<sup>[6,7]</sup>。利用等离子喷涂系统制备的 NiCrBSi 基涂层具有良好的减摩耐磨性能,涂层中的 NiCrBSi 成分在喷涂过程中可形成 NiCr 过饱和固溶体,提高了涂层的强度,Cr 的硼化物和碳化物可形成高硬度金属间化合物,增强了涂层硬度和耐磨性<sup>[8-10]</sup>。Umanskyi 等<sup>[11]</sup>利用等离子喷涂(Plasma Spray,PS)制备 NiCrBSi-TiB<sub>2</sub> 复合涂层,研究中发现 TiB<sub>2</sub> 的质量分数为 20%时,复合涂层具有最佳的硬度和耐磨性能。Zórawski 等<sup>[12]</sup>利用超音速火焰喷涂(High Velocity Oxygen Fuel,HVOF)制备的 NiCrBSi-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层具有良好的耐磨性能,涂层中的氧化铁起到了固体润滑剂的作用。Wayne 等<sup>[13]</sup>在活塞环上利用大气等离子喷涂(Air Plasma Spray,APS)制备 NiCrBSi-Mo 涂层,提高了活塞环的耐磨性能和保持了低摩擦系数的稳定性。王海军等<sup>[14]</sup>在铝合金上热喷涂 Mo 和 Mo + NiCrBSi,并对显微组织、硬度、结合强度、耐磨性进行了测试分析,发现相比于 Mo 涂层,NiCrBSi-Mo 涂层耐磨性更佳。Niranatlumpong 等<sup>[15]</sup>的研究表明,等离子喷涂制备的钼含量为 25%的 NiCrBSi-Mo 涂层具有最佳的硬度、耐磨性能等。利用等离子喷涂技术在保证涂层质量的情况下所制备的 NiCrBSi-Mo 涂层厚度约为 300~400 μm,且涂层的结合强度较低,为 50MPa 左右,涂层厚度和结合强度尚不能满足工件表面失效修复和再制造需要,而为了提高涂层厚度进行多次重复喷涂时会出现层间间隙明显,结合强度下降,涂层上层孔隙率增大等问题。通过在基体表面制备黏结层,再在黏结层上制备 NiCrBSi-Mo 工作层将有助于提高涂层的厚度和结合强度,对 NiCrBSi-Mo 涂层的实际应用有着重要的作用。

本工作采用等离子喷涂工艺在 FV520B 基体制备 NiCrBSi-Mo/Ni 涂层,并利用 SEM,EDS 等分析手段研究 NiCrBSi-Mo/Ni 涂层的微观形貌以及成分分布,探究黏结层厚度对 NiCrBSi-Mo 工作层厚度及沉积率、孔隙率、结合强度、表面硬度的影响。

# 1 实验材料与方法

## 1.1 实验设备

本实验采用 XM-80SK 等离子喷涂系统,使用 XM-80JZ 等离子机装枪和川崎六轴机械手 RS020NFE20 夹持喷枪,等离子喷涂系统额定输出功率为 55kW,电流为 100~800A,工作电压为 30~85V,气体使用方式为氩气+氢气,所用 XM-80SK 送粉方式为刮板压力式,送粉气体为氮气,压强为 0.4~0.8MPa,粉末在氮气的推动下经由刮盘被推送至喷口,采用径向外送粉方式送粉。

## 1.2 实验材料

### 1.2.1 试样

FV520B 不锈钢板材的力学性能如表 1 所示。喷涂基体同时采用 FV520B 板材和棒材,线切割加工成 60mm×60mm 的试样块,厚度为 10mm。用车床将棒材加工成 φ25mm 的拉伸试样,其示意图如图 1 所示。

表 1 FV520B 的力学性能

Table 1 Mechanical properties of FV520B

$\sigma_s$ /MPa	$\sigma_b$ /MPa	$\delta$ /%	$\Psi$ /%	HV
1102	1182	13.5	62	300

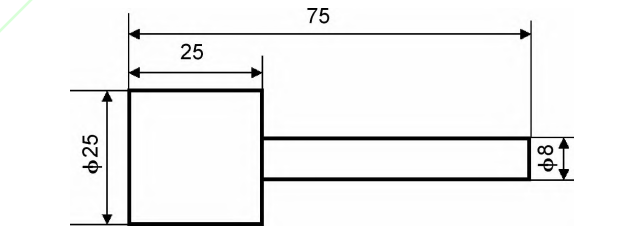


图 1 拉伸试样尺寸示意图  
Fig. 1 Diagram of tensile samples size

### 1.2.2 喷涂粉末

实验所用喷涂粉末为纯镍粉(Ni≥99.5%)、纯钼粉(Mo≥99.0%)、NiCrBSi 粉末(化学成分如表 2 所示)。使用球磨机混合 NiCrBSi 粉末和纯钼粉制备 NiCrBSi-Mo 粉末,Mo 的质量分数为 25%,粉末颗粒形状为球形;使用激光粒度仪 Winner3003A 分析粉末的粒径分布(图 2)。

表 2 NiCrBSi 粉末的化学成分(质量分数/%)

Table 2 Chemical compositions of NiCrBSi powder (mass fraction/%)

Cr	B	Si	Fe	C	Ni
15	3.1	4.4	4	0.7	Bal

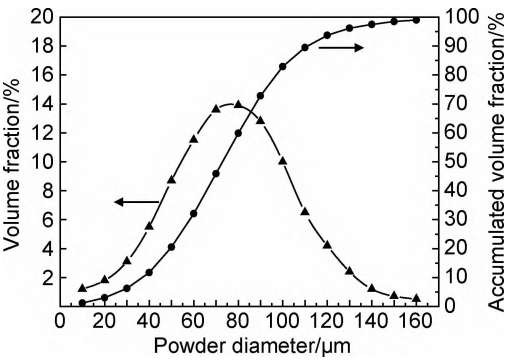


图2 粉末颗粒粒径分布曲线

Fig. 2 Curves of size distribution of powder particle

1.3 实验方法

1.3.1 热喷涂预处理

由于试样在机加工后会在表面残留油脂等黏附污

物,使用箱式喷砂机对基材表面进行清洁处理,喷砂角度控制在 70°~90°,沙粒选用 24# 棕刚玉,按照路径顺序均匀喷砂,喷砂后用气枪吹净试样表面的沙粒,如还有污点再采用丙酮或酒精进行清洗。

1.3.2 热喷涂过程

使用氮气+氩气进行喷涂,氮气压强约为 0.71MPa,氩气压强约为 0.74MPa。先在试样表面制备镍基黏结层,通过调节送粉流量来控制制备的黏结层厚度,调节范围为 300~600L/h;然后,把送粉器中的粉末换为 NiCrBSi-Mo,再在黏结层表面喷涂制备工作层,实验参数如表 3 所示。设置实验的对照组,在不改变粉末材料和工艺参数的条件下,在 FV520B 工件表面制备不同厚度的 NiCrBSi-Mo 涂层。

表 3 热喷涂纯镍粉和 NiCrBSi-Mo 粉末实验参数

Table 3 Test parameters of thermal spraying pure nickel powder and NiCrBSi-Mo powder

Powder	Voltage/V	Current/A	Flow rate of air/(L · h <sup>-1</sup> )	Spray distance/mm	Movement speed/(mm · s <sup>-1</sup> )	Separation distance/mm	Flow rate of powder/(L · h <sup>-1</sup> )
Pure nickel	55	450	2000	120	14	5	300-600
NiCrBSi-Mo	65	550	2000	120	14	5	600

2 结果与分析

2.1 黏结层厚度与 NiCrBSi-Mo 粉末沉积率的关系

制备 NiCrBSi-Mo/Ni 涂层过程中,在不同厚度的镍基黏结层试样上,采用相同的工艺参数喷涂 NiCrBSi-Mo 粉末制备工作层,制备的镍基黏结层位于 FV520B 基体与 NiCrBSi-Mo 工作层之间。在热喷涂中,涂层的厚度与沉积率之间存在接近正比的关系,满足式(1)。

$$E = \frac{d \times A \times \rho \times 60}{P_f \times t} \times 100\%$$
 (1)

式中: $E$  为沉积效率,以质量分数表示,%; $d$  为涂层厚度,mm; $A$  为涂层表面积,mm<sup>2</sup>; $\rho$  为涂层密度,g · mm<sup>-3</sup>; $P_f$  为送粉速率,g · min<sup>-1</sup>; $t$  为送粉时间,s。

根据式(1),则复合涂层中 NiCrBSi-Mo 工作层的厚度基本反映了 NiCrBSi-Mo 粉末的沉积率,涂层厚度越大,对应的沉积率越高。根据 GB/T 21782.10—2008,按照式(2)测定粉末的沉积效率。

$$E = \frac{m_p \times 60}{P_f \times t} \times 100\%$$
 (2)

式中: $m_p$  为沉积到基体上的粉末质量,g。

对样块进行喷涂前后的称重,根据式(2)计算得出不同镍基黏结层厚度样块上 NiCrBSi-Mo 粉末的沉积率,黏结层厚度与 NiCrBSi-Mo 涂层厚度以及沉积率

的关系如图 3 所示。

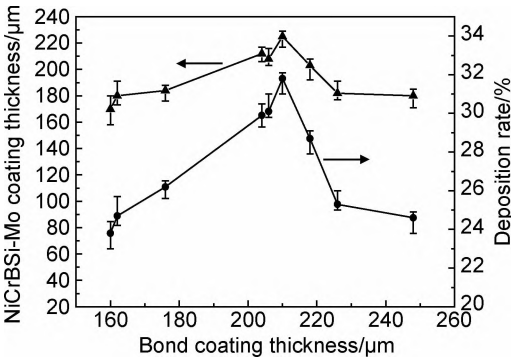


图3 黏结层厚度与 NiCrBSi-Mo 涂层厚度以及沉积率的关系

Fig. 3 Relationship between bond coating thickness and thickness/deposition rate of NiCrBSi-Mo coating

由图 3 可知,随着镍基黏结层厚度的增加,在采用相同的工艺参数喷涂 NiCrBSi-Mo 时,所获得的涂层厚度和沉积率都呈现出先增加后减少的趋势,当黏结层厚度在 200~220μm 时,NiCrBSi-Mo 涂层的厚度最大,达到 200~230μm,此时粉末的沉积率也达到了最大。热喷涂过程中,涂层厚度的增加会导致表面粗糙度的增加<sup>[16,17]</sup>,随着镍基黏结层厚度的增加,黏结层表面的粗糙度增加,粗糙度的增加促使接触面积增大,由于黏结层与表层之间的结合还是以机械结合为主,



凹凸不平的表面和大的表面积促进了熔滴撞击表面后变形沉积,熔滴凝固后更易形成相互镶嵌的层状结构,从而使粉末颗粒的沉积率增加。但是,当粗糙度超过 1 个临界值时,熔滴在撞击粗糙表面时的溅射增多,导致熔滴在黏结层表面沉积效果减弱。并且如果单层涂层厚度较厚,易产生层间应力,这种应力通常会带有开裂等缺陷,不利于熔滴沉积和形成层状结构。

2.2 黏结层厚度对 NiCrBSi-Mo 涂层致密度的影响

孔隙率是反映涂层致密程度的一个重要的指标,一般来说,涂层致密程度越高,涂层中出现的孔隙越小且数量越少,孔隙率较低的涂层中熔滴的堆叠通常更为紧密。用 LP-2 型金相抛光机在 NiCrBSi-Mo 工作层垂直方向上以 50 $\mu\text{m}$  为间距在不同的深度上进行抛磨,如图 4 所示。利用显微镜法测定每个抛磨面 5 个点的孔隙率,取其平均值。黏结层的厚度与 NiCrBSi-Mo 工作层各深度孔隙率的关系如图 5 所示。

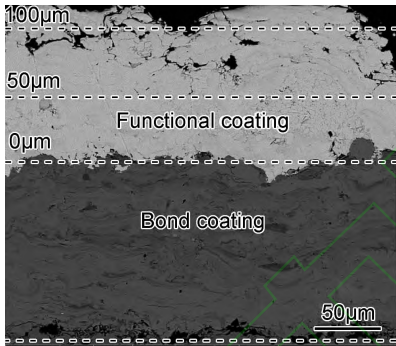


图 4 NiCrBSi-Mo 工作层不同深度的抛磨面  
Fig. 4 Grinding surface in different depths of NiCrBSi-Mo functional coating

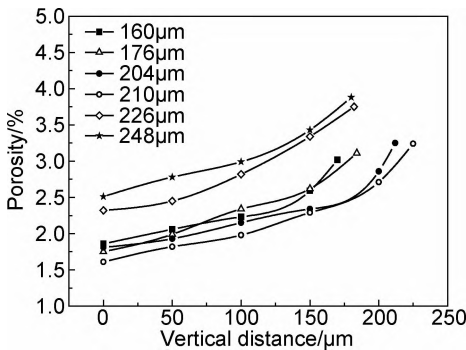


图 5 不同黏结层的厚度与 NiCrBSi-Mo 工作层各深度孔隙率的关系  
Fig. 5 Relationship between different bond coating thickness and porosity in different depths of NiCrBSi-Mo functional coating

由图 5 可知,NiCrBSi-Mo 工作层的孔隙率在垂直方向上随着距离的增加而增大,这主要是由于热喷涂

制备涂层的过程所造成的,热喷涂中,先喷出熔滴撞击板材堆叠沉积后,后续的熔滴撞击会对先前堆叠的熔滴形成挤压作用,使涂层底层的部分累计所受的挤压作用更多,而涂层中表层部分所受的挤压作用较弱,使得从涂层底层到表层,熔滴的堆叠从紧密到疏松变化。抛磨工作层到相同的深度时,黏结层平均厚度为 204 $\mu\text{m}$  和 210 $\mu\text{m}$  的试样块的孔隙率较低,而黏结层平均厚度为 226 $\mu\text{m}$  和 248 $\mu\text{m}$  的试样块的孔隙率在垂直距离为 0 $\mu\text{m}$  的抛磨面处较高,且在垂直方向上相同的垂直间距内孔隙率的衰减相对较快。由此可知,黏结层的厚度过大会导致工作层最底层的孔隙率增大,并且加快了工作层在垂直方向上的衰减过程。

使用扫描电镜对镍基黏结层与 NiCrBSi-Mo 涂层结合界面进行二次电子像拍摄,如图 6 所示。可知,涂层为典型的多相交错的层状组织结构。黏结层与工作层的结合紧密,工作层中的熔滴多堆叠沉积呈圆饼状,熔滴间分界线不明显,出现堆叠疏松的区域较少且区域面积小(图 6(a));图 6(b)中接触面处工作层中熔滴的沉积堆叠致密度显著降低,沿接触面在工作层一侧出现大面积的堆叠疏松区域,在区域之内的熔滴往往未受挤压变形而呈球形,且大小不一,熔滴间的分界线较为明显,可以清晰观察到熔滴颗粒间的孔隙,这些堆叠较为疏松的区域往往集中在黏结层表面缺陷的区域,这是由于熔滴颗粒撞击到粗糙的表面飞溅所形成的,表面越粗糙形貌越不规则,粒子碰撞时产生的飞溅也越严重,形成的堆叠疏松区域面积也越大。当黏结层厚度较大时,宏观上表现为黏结层表面的粗糙度增大,微观上表现为黏结层表层的孔隙、凹坑等缺陷显著增多。图 7(a)为工作层与黏结层结合面处缺陷部位显微组织形貌,由圆圈标注的区域处可观察到,黏结层表面的这些缺陷具有“遗传性”,即黏结层表层的缺陷导致缺陷附近的熔滴溅射加剧、工作层中的熔滴堆叠无规律和不紧密,易出现疏松、孔隙等缺陷,使得工作层底层的孔隙率、缺陷增加。

为了验证黏结层表面缺陷的这种“遗传性”效应对孔隙率的影响,在黏结层与工作层的部分结合边界的两侧区域建立网格并进行等间距划分,以探究黏结层侧的孔隙率对工作层侧孔隙率的影响。以黏结层平均厚度上下 25 $\mu\text{m}$  为分割线,划定结合面两侧的 50 $\mu\text{m} \times 10\mu\text{m}$  的方格区域,再以结合边界(黑线)分割每个网格,每个网格形成上下两个区域,如图 7(b)所示。利用灰度阈值法来测定每个区域孔隙率的平均值,即对获取的 SEM 图片进行灰度处理,而后通过 Image J 软件对图片中黑色区域的面积进行统计,用黑色区域的面积除以图片总面积就可以得到涂层的孔隙率,测定

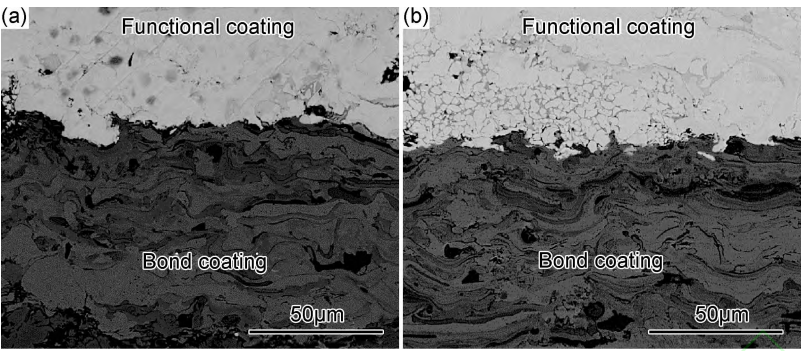


图 6 NiCrBSi-Mo 工作层与黏结层结合面显微组织

(a)黏结层厚度 204 $\mu\text{m}$ ; (b)黏结层厚度 248 $\mu\text{m}$

Fig. 6 Microstructures of interface between NiCrBSi-Mo functional coating and bond coating

(a) bond coating thickness 204 $\mu\text{m}$ ; (b) bond coating thickness 248 $\mu\text{m}$

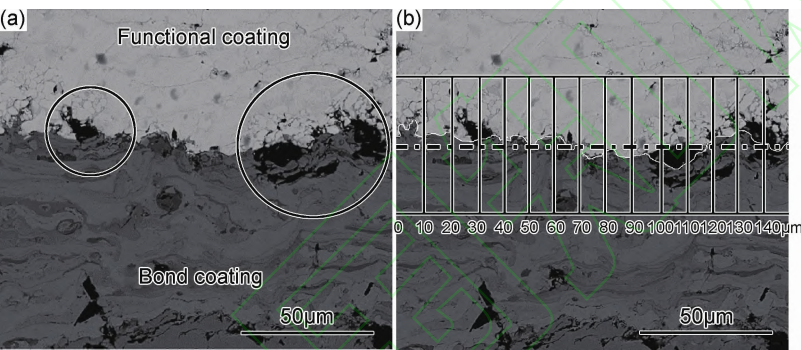


图 7 工作层-黏结层结合界面微观形貌

(a)结合面处缺陷; (b)结合面处网格划分

Fig. 7 Microstructures of interface between functional coating and bond coating

(a)interface defect; (b)mesh generation in the interface

结果如图 8 所示。

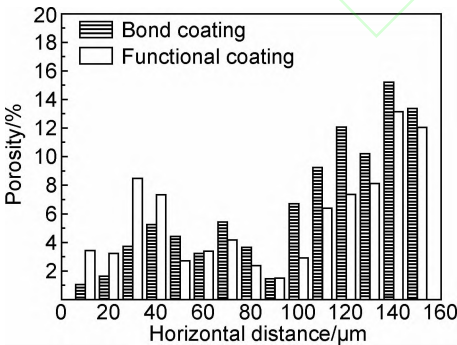


图 8 结合界面两侧区域孔隙率

Fig. 8 Porosity on both sides of interface

由图 8 可知,在黏结层与工作层的结合界面处,两侧区域的孔隙率呈相似的关系,黏结层一侧区域孔隙率随区域位置变化增减,工作层一侧区域孔隙率也呈现类似的变化规律。涂层中孔隙、疏松等缺陷的增多会导致测得的涂层中的孔隙率升高,因此黏结层表层和表面缺陷对工作层的“遗传性”影响导致结合界面处

的两侧区域孔隙率的相似性。

### 2.3 黏结层厚度对涂层结合强度的影响

由于涂层厚度的增加会导致表层致密度降低,从而影响涂层的抗拉结合强度,根据 GB/T8642—2002 标准,采用胶接拉伸法测定涂层的抗拉结合强度。首先在拉伸试样端面热喷涂制备涂层,再在涂层表面均匀涂抹 E-7 胶,并对拉伸试样与对偶件进行对心粘接,用特制夹具装夹固定,然后放入恒温炉中 100℃ 保温 3h 固化,随炉冷却后,使用 INSTRON8801 材料性能测试机对胶接拉伸件进行结合强度的测定,得到的不同厚度的黏结层拉伸试样的抗拉结合强度如图 9 所示。

由图 9 可知,结合强度随着黏结层厚度的增加呈现出先缓慢下降再加剧下降的趋势,当涂层平均厚度小于 220 $\mu\text{m}$  时,结合强度基本维持在 55~65MPa 之间。在对照组实验中,用等离子喷涂在 FV520B 基体制备 NiCrBSi-Mo 涂层时,涂层的结合强度在 40~55MPa 之间。因此,NiCrBSi-Mo/Ni 涂层的结合强度相较于单一的 NiCrBSi-Mo 涂层有所提高。涂层平均



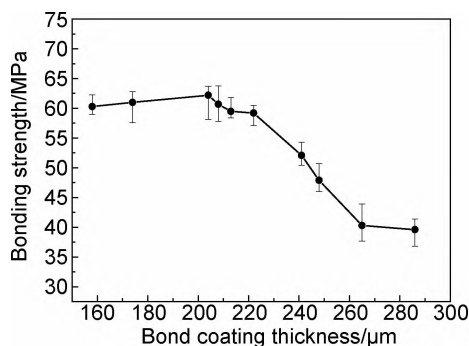


图 9 黏结层厚度与结合强度的关系

Fig. 9 Relationship between bond coating thickness and bonding strength

厚度小于  $220\mu\text{m}$  的镍基黏结层未对结合强度产生不利的影响,但当黏结层平均厚度高于  $220\mu\text{m}$  时,涂层的结合强度显著降低。在胶接拉伸实验中,黏结层厚度较小的试样的断裂面大多出现在黏结层与基体之间,而黏结层厚度较大的试样的断裂面则多出现在黏结层与工作层之间。原因是,由于黏结层厚度的增加会导致黏结层表层更加疏松、单位面积中熔滴间的勾连的数量和结合力下降、黏结层与工作层的结合面面积减小、所形成的物理结合也相对降低,使得涂层的结合强度下降。

## 2.4 黏结层厚度对涂层表面硬度的影响

使用 MH-6 型显微硬度计对样块不同垂直距离上的抛磨面进行硬度测试。测试标准为:保持时间为 5s,测试载荷约为 0.245N。测试过程中,每个样块选取中间位置,选取 5 个点测试其硬度值,取其平均值,测试结果如图 10 所示。

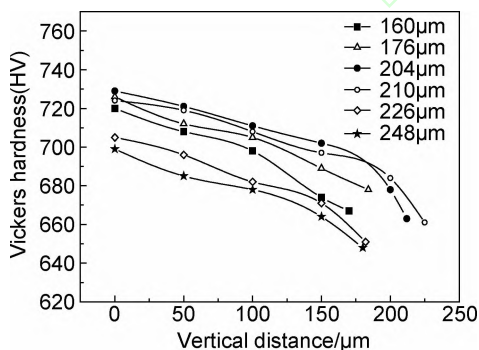


图 10 垂直方向上不同黏结层厚度样块的硬度

Fig. 10 Hardness of different bond coating thickness sample in vertical direction

由图 10 可知,在涂层的垂直方向上,随着距离的增加涂层的硬度降低,这主要是涂层的致密度从底层到表层不断下降所引起的。抛磨工作层到相同的深度时,黏结层平均厚度为  $226\mu\text{m}$  和  $248\mu\text{m}$  的试样块的

维氏硬度,在垂直距离为  $0\mu\text{m}$  的抛磨面处明显低于其他厚度的试样块,且硬度在垂直方向上衰减较快;而黏结层平均厚度为  $204\mu\text{m}$  和  $210\mu\text{m}$  的试样块的维氏硬度较高,且硬度在垂直方向上的衰减较为缓慢,在工作层的垂直方向上随着距离的增加,维氏硬度有所降低,但降低幅度不大,涂层硬度在  $680\sim 740\text{HV}$  之间,与厚度为  $150\sim 250\mu\text{m}$  的单一 NiCrBSi-Mo 涂层差别不大,因而 NiCrBSi-Mo/Ni 涂层基本保持了 NiCrBSi-Mo 涂层所具备的表面硬度高的特点。在 X 射线衍射图谱中发现,与单一的 NiCrBSi-Mo 涂层相似,复合涂层表层中的硬质相也主要为 NiSi, NiB,  $\text{Cr}_2\text{C}_3$  等。在等离子喷涂过程中, NiCrBSi-Mo/Ni 涂层的工作层中所形成的这些硬质相增加了涂层的硬度。

## 3 结论

(1) 镍基黏结层厚度影响 NiCrBSi-Mo 粉末的沉积率,当黏结层厚度在  $200\sim 220\mu\text{m}$  之间时, NiCrBSi-Mo 涂层的厚度达到最大,为  $200\sim 230\mu\text{m}$ ,此时 NiCrBSi-Mo 粉末的沉积率也最高。

(2) 黏结层的厚度增大导致工作层最底层的孔隙率增大,并且加快了涂层致密度在垂直方向上的衰减过程,黏结层表面缺陷对工作层具有“遗传性”影响。黏结层厚度为  $204\mu\text{m}$  和  $210\mu\text{m}$  的试样的底层孔隙率较低,且衰减较为缓慢。

(3) NiCrBSi-Mo/Ni 复合涂层的结合强度随着黏结层厚度的增加呈现出下降的趋势,厚度小于  $220\mu\text{m}$  时,结合强度下降不明显,维持在  $55\sim 65\text{MPa}$  之间;大于  $220\mu\text{m}$  时,黏结层厚度的继续增加导致涂层结合强度急剧下降,在拉伸过程中易在黏结层与工作层结合面处断裂。

(4) 黏结层厚度为  $204\mu\text{m}$  和  $210\mu\text{m}$  的试样硬度较高,且硬度在垂直方向上的衰减较为缓慢, NiCrBSi-Mo/Ni 涂层在保持 NiCrBSi-Mo 涂层表面硬度高的同时增大了涂层厚度。

## 参考文献

- [1] 徐滨士,方金祥,董世运,等. FV520B 不锈钢激光熔覆热影响区组织演变及其对力学性能的影响[J]. 金属学报, 2016, 52(1): 1-9.
- XU B S, FANG J X, DONG S Y, et al. Heat-affected zone microstructure evolution and its effects on mechanical properties for laser cladding FV520B stainless steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2016, 52(1): 1-9.
- [2] 许文博,魏绍鹏,石伟,等. 加热速率对 FV520B 钢奥氏体相变动力学的影响[J]. 金属热处理, 2016, 41(2): 183-187.
- XU W B, WEI S P, SHI W, et al. Effect of heating rate on austen-

- itization kinetics of FV520B steel[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2016, 41(2): 183—187.
- [3] 王光存, 李剑峰, 贾秀杰, 等. 离心压缩机叶轮材料 FV520B 冲蚀规律和机理的研究[J]. *机械工程学报*, 2014, 50(19): 182—190.  
WANG G C, LI J F, JIA X J, et al. Study on erosion behavior and mechanism of impeller's material FV520B in centrifugal compressor[J]. *Journal of Mechanical Engineering*, 2014, 50(19): 182—190.
- [4] 任维彬, 董世运, 徐滨士, 等. FV520(B) 钢叶片模拟件激光再制造工艺优化及成形修复[J]. *材料工程*, 2015, 43(1): 6—12.  
REN W B, DONG S Y, XU B S, et al. Process optimization and forming repair of laser remanufacture for FV520(B) steel blade simulator[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2015, 43(1): 6—12.
- [5] 张敏, 刘明志, 张明, 等. 奥氏体合金元素 Mn 和 Ni 对 FV520B 焊缝组织与力学性能的影响[J]. *材料工程*, 2016, 44(3): 40—45.  
ZHANG M, LIU M Z, ZHANG M, et al. Microstructure and mechanical properties of FV520B affected by austenitizing elements Mn and Ni[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2016, 44(3): 40—45.
- [6] 韩志海, 王海军, 白宇, 等. 喷涂粒子在等离子体射流中的加热历程及熔化状态研究[J]. *热喷涂技术*, 2012, 4(2): 35—43.  
HAN Z H, WANG H J, BAI Y, et al. The study of heat process and molten state of sprayed particles in plasma jet[J]. *Thermal Spray Technology*, 2012, 4(2): 35—43.
- [7] 徐滨士, 王海斗. 再制造工程中的热喷涂技术[J]. *热喷涂技术*, 2009(1): 1—7.  
XU B S, WANG H D. Thermal spraying technology of remanufacturing engineering[J]. *Thermal Spray Technology*, 2009(1): 1—7.
- [8] 冯淑容, 张述泉, 王华明. 钛合金激光熔覆硬质颗粒增强金属间化合物复合涂层耐磨性[J]. *中国激光*, 2012(2): 60—65.  
FENG S R, ZHANG S Q, WANG H M. Wear resistance of laser clad hard particles intermetallic composite coating on TA15 alloy[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2012(2): 60—65.
- [9] 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, 33(7): 137—142.  
KUANG X K, QIAN S Q, WANG W, 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, 33(7): 137—142.
- [10] NATARAJAN S, ANAND E E, AKHILESH K S, et al. Effect of graphite addition on the microstructure, hardness and abrasive wear behavior of plasma sprayed NiCrBSi coatings[J]. *Materials Chemistry & Physics*, 2016, 175: 100—106.
- [11] UMANSKYI O, STOROZHENKO M, HUSSAINOVA I, et al. Effect of TiB<sub>2</sub> additives on wear behavior of NiCrBSi-based plasma-sprayed coatings[J]. *Materials Science*, 2016, 22(1): 15—19.
- [12] ZÓRAWSKI W, SKRZYPEK S J. Tribological properties of plasma and HVOF-sprayed NiCrBSi-Fe<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composite coatings[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2013, 220: 282—289.
- [13] WAYNE S F, SAMPATHS, ANANDV. Wear mechanisms in thermally-sprayed Mo-based coatings[J]. *Tribology Transactions*, 1994, 37(3): 636—640.
- [14] 王海军, 潘荣辰, 韩志海. 超音速等离子喷涂 Mo 及 Mo+30% (NiCrBSi) 涂层的耐磨性能研究[J]. *金属热处理*, 2005, 30(5): 16—19.  
WANG H J, PAN R C, HAN Z H. Wear resistance of supersonic plasma sprayed Mo and Mo+30% (NiCrBSi) coatings on Al-10Si alloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2005, 30(5): 16—19.
- [15] NIRANATLUMPONG P, KOIPRASERT H. The effect of Mo content in plasma-sprayed Mo-NiCrBSi coating on the tribological behavior[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2010, 205(2): 483—489.
- [16] 沈君, 詹华, 刘新基, 等. 热障涂层表面粗糙度对涂层高温性能的影响[J]. *热喷涂技术*, 2012, 4(2): 44—46.  
SHEN J, ZHAN H, LIU X J, et al. Effect of surface roughness on high-temperature properties of thermal barrier coatings[J]. *Thermal Spray Technology*, 2012, 4(2): 44—46.
- [17] 王博, 王璐, 冯贞伟, 等. 工艺参数对电弧喷涂 NiAl 涂层结合强度的影响[J]. *热喷涂技术*, 2014, 6(3): 50—55.  
WANG B, WANG L, FENG Z W, et al. Effect of processing parameters on adhesion strength of arc sprayed NiAl coating[J]. *Thermal Spray Technology*, 2014, 6(3): 50—55.

基金项目: 机械装备再制造基础科学问题资助项目(2011CB013400)

收稿日期: 2016-10-30; 修订日期: 2017-01-05

通讯作者: 李方义(1969—), 男, 教授, 博士, 从事绿色设计、绿色制造; 再制造理论方法和技术; 产品全生命周期建模、产品环境影响评估; 结构轻量化、优化设计; 低碳设计和制造等方向的研究工作, 联系地址: 山东省济南市历下区经十路 17923 号山东大学机械工程学院(250110), E-mail: lifangyi@sdu.edu.cn

(本文责编: 王 晶)