

纳米和微米ZrB₂-SiC粉末对涂层高温抗氧化性能的影响

李文生, 张一, 冯力, 安国升, 王磊, 王裕熙

(兰州理工大学省部共建有色金属先进加工与再利用国家重点实验室, 兰州 730050)

摘要:选用纳米团聚粉末和常规微米商用ZrB₂-SiC粉末, 利用超音速等离子喷涂在310S耐热不锈钢基体上制备高温抗氧化ZrB₂-SiC复合涂层。采用XRD、SEM、EDS分析涂层组织结构; 拉伸法测定涂层结合强度; 静态高温氧化法表征涂层抗高温氧化性能。优化了喷涂距离, 研究纳米和微米ZrB₂-SiC粉末对涂层形貌、组织结构及性能的影响。结果表明: 纳米团聚粉末(n-ZS)涂层表面孔隙和微裂纹较微米商用粉末(m-ZS)涂层大幅减少, 涂层更为致密; n-ZS涂层结合强度达到44.6 MPa, 较m-ZS涂层提升了约67%; 经过1 100 ℃、50 h的高温氧化试验, n-ZS涂层增重明显低于m-ZS涂层, 氧化倾向低, 具有更好的高温抗氧化能力。

关键词:超音速等离子喷涂; 粉末粒径; 喷涂距离; 结合强度; 高温抗氧化性能

中图分类号: TG174.442

文献标志码: A

文章编号: 1007-9289(2017)02-0119-09

Effects of Nano and Micro Powder on High-temperature Oxidation Resistance of ZrB₂-SiC Coatings

LI Wen-sheng, ZHANG Yi, FENG Li, AN Guo-sheng, WANG Lei, WANG Yu-xi

(State Key Laboratory of Advanced Processing and Recycling of Nonferrous Metals, Lanzhou University of Technology, Lanzhou 730050)

Abstract: High temperature oxidation-resistant ZrB₂-SiC coating was prepared on the 310S heat-resistant stainless steel substrate by supersonic plasma spraying using nano-agglomerated powder and conventional micronized commercial ZrB₂-SiC powder. XRD, SEM and EDS were used to analyze the structure of the coating. The bonding strength of coatings were determinated by tensile method. High temperature oxidation resistance of coatings were tested by static high temperature oxidation test. The spraying distance was optimized and the effect of nano and micro ZrB₂-SiC powder on the coating structure, morphology, mechanical and physical properties were investigated. The results show that surface pores and microcracks of the coating prepared by the nano-agglomerated powder(n-ZS) are much less than that of the micronized commercial powder(m-ZS), and the n-ZS coating is denser. The bonding strength of the n-ZS coating is about 44.6 MPa, which increases by about 67% compared with the m-ZS coating. After high-temperature oxidation test at 1 100 ℃ for 50 hours, the mass gain of n-ZS coating is much lower than that of the m-ZS coating, which has low oxidation tendency and better oxidation resistance at high temperatures.

Keywords: supersonic plasma spraying; powder particle size; spraying distance; bonding strength; oxidation resistance at high temperature

收稿日期: 2016-11-30; 修回日期: 2017-03-09

网络出版日期: 2017-03-20 09:21; 网络出版地址: <http://kns.cnki.net/kcms/detail/11.3905.TG.20170320.0921.002.html>

通讯作者: 李文生(1973—), 男(汉), 教授, 博士; 研究方向: 耐磨蚀材料及多功能金属陶瓷涂层; E-mail: 375347189@qq.com

基金项目: 国家国际科技合作项目(2015DFR51090); 国家自然科学基金(51674130); 甘肃省自然科学基金(1508RJZA006)

Fund: Supported by International Science and Technology Cooperation Program of China (2015DFR51090), National Natural Science Foundation of China (51674130) and Natural Science Foundation of Gansu Province (1508RJZA006)

引文格式: 李文生, 张一, 冯力, 等. 纳米和微米ZrB₂-SiC粉末对涂层高温抗氧化性能的影响[J]. 中国表面工程, 2017, 30(2): 119-127.

LI W S, ZHANG Y, FENG L et al. Effects of nano and micro powder on high-temperature oxidation resistance of ZrB₂-SiC coatings[J]. China Surface Engineering, 2017, 30(2): 119-127.

0 引言

随着国家工业水平的快速提高和航空航天技术的发展，对材料的耐高温性能提出了更高的要求，迫切需要开发高温防护性能更好的防护材料。硼化物具有熔点高、硬度高、耐磨性好及良好的耐热抗氧化能力，在982~1 371 ℃范围内氧化速率很低等典型的陶瓷特征。其中，ZrB₂更是具有优良的高温物理化学稳定性^[1-2]。SiC的高熔点、高强度、良好的抗氧化性能、耐腐蚀及良好的化学稳定性等特点，使其在高温涂层中广泛被作为添加剂使用。在超高温富氧氛围下，ZrB₂与SiC复合可以在表面形成流体SiO₂，能够对氧气向基底材料扩散起到一定程度的阻碍作用，具有良好的抗氧化性能，加入质量分数20%~30%SiC至硼化锆中，既能够提高其耐高温抗氧化性能，又可以不破坏ZrB₂陶瓷原有的高温稳定性^[3-5]。目前该涂层主要应用于高超音速飞行器机身和机翼元件，火箭喷管等高温热端部件^[6-8]。Wang Peng等^[9]在SiC表面利用包埋法制备了ZrB₂-SiC涂层，研究了涂层的抗氧化、耐热震性能。Zhang YuLei等^[10]利用超音速大气等离子喷涂在SiC涂覆的C/C复合材料上制备了ZrB₂-SiC涂层，研究了预氧化对ZrB₂-SiC涂层的微观结构和抗烧蚀性能的影响。曾毅等^[11]采用包埋法和刷涂法在C/C复合材料基体上制备了

SiC/ZrB₂-MoSi₂涂层，研究了涂层组织结构、抗氧化性能和抗氧化机制。目前国内外ZrB₂-SiC涂层主要应用在C/C复合材料或石墨材料上，但ZrB₂-SiC涂层在诸如冶炼顶吹炉氧枪等长期在高温富氧富硫的恶劣工况条件下使用的金属高温材料及耐热不锈钢制品上的防护研究依然不足。因此文中利用超音速等离子喷涂在310S耐热不锈钢上分别制备纳米团聚ZrB₂-SiC涂层与常规微米ZrB₂-SiC涂层，对涂层的组织结构、力学性能进行检测，并对涂层在1 100 ℃富氧工况下的高温抗氧化能力进行对比分析。

1 材料与方法

1.1 试验材料

喷涂粉末为上海巷田纳米材料有限公司ZrB₂-25%SiC(质量分数)纳米粉末，粉末粒径为80~90 nm，为便于喷涂团聚为40~90 μm的球形颗粒(简称纳米团聚粉末，以n-ZS代表)，见图1(a)。常规微米粉末为上海巷田纳米材料有限公司ZrB₂-25%SiC粉末，形状不规则，尺寸分布在40~90 μm之间，可直接用于喷涂(简称微米粉末，以m-ZS代表)，见图1(b)。粘结层采用锦州市金江喷涂材料有限公司NiCrAlY粉末，粒径为40~60 μm，见图1(c)。喷涂基体材料选用310S不锈钢。

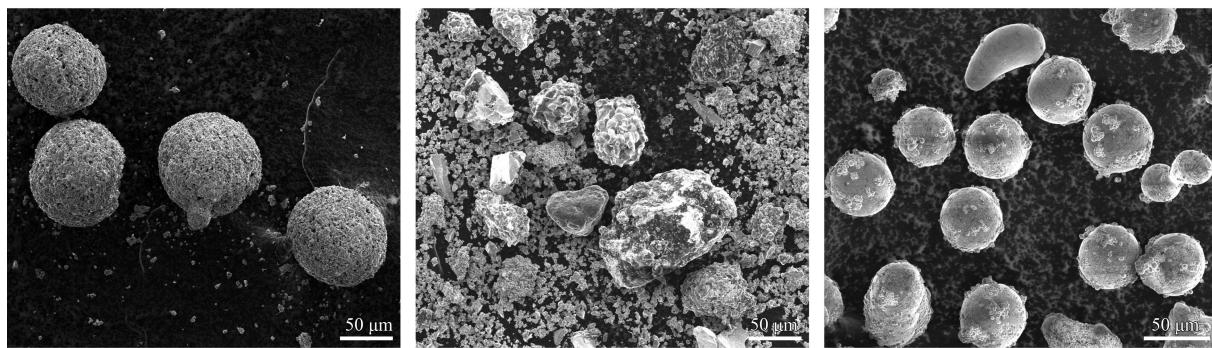


图1 纳米团聚粉末、微米粉末和NiCrAlY粉末的SEM形貌

Fig.1 Morphologies of nano-agglomerated powder, micro powder and NiCrAlY powder

1.2 涂层及试样制备

喷涂距离测定装置及方法如图2所示，喷枪置于水平轨道，枪口方向与轨道呈45°，样品垂直枪口且与轨道呈45°，喷枪走速为0.02 m/s。首先在310S基体上进行距离为50~250 mm的喷涂测试，观察涂层宏观形貌，得出3个不同较优喷涂距离。

而后以该距离在盛有清水的桶中喷涂，桶壁上沿覆有盖板，防止清水溅射，粉末通过盖板中部的缝隙(约8 mm)喷入桶中，将桶内粉末滤出干燥后观察粉末在不同距离下的喷涂凝固形貌；最后以该距离喷涂方块试样，观察涂层宏观、微观形貌，优化喷涂距离。采用测得的最优喷涂距离制备

m-ZS、n-ZS涂层试样并进行后续试验。

喷涂设备为上海大豪瑞法喷涂机械有限公司DH-2080型超音速等离子喷涂系统, 喷涂工艺参数见表1。对基体试样表面进行打磨、超声清洗、喷砂等预处理后, 先喷涂厚度为100~150 μm的NiCrAlY粘结层, 再分别喷涂m-ZS、n-ZS陶瓷层, 厚度为200~300 μm。

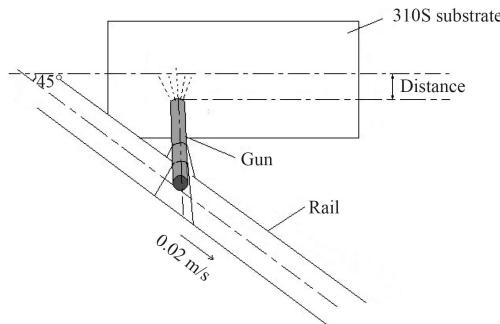


图2 喷涂距离测试示意图

Fig.2 Schematic diagram of spray distance test

表1 等离子喷涂工艺参数

Table 1 Parameters of plasma spray process

Parameters	NiCrAlY	ZrB ₂ -SiC
Argon flow rate / (L·min ⁻¹)	133	113
Hydrogen flow rate / (L·min ⁻¹)	6	10
Voltage / V	140	148
Current / A	390	408
Feeding rate / (g·min ⁻¹)	100	100
Thickness / mm	100~150	200~300

1.3 粉末、涂层微观形貌及性能测试

涂层的结合强度试验采用粘胶对偶试样拉伸法(见图3), 使用环氧树脂与聚酰胺树脂1:1混合作为胶黏剂, 基体加工为Φ 40×40 mm圆棒试样, 对端面进行喷砂等预处理后制备m-ZS、n-ZS涂层。拉伸试验使用日本岛津公司AG-10TA材料试验机, 拉伸速率为2 mm/min, 拉力为20 000 N。测试3个试样后计算涂层平均结合强度。

采取静态高温氧化的方法对n-ZS、m-ZS涂层进行高温抗氧化性能测定。310S基体制备为10 mm×10 mm×12 mm方块试样, 在基体上表面制备涂层, 由于基体侧、底面高温氧化过程工况条件相同, 因此高温氧化过程仅考虑涂层单面增重。将基体与已制备涂层的试样用无水乙醇超声清洗后, 用精度为10⁻⁴ g的分析天平称取重量, 放入管式炉, 升温至1 100 ℃开始计时, 保温5 h后关闭

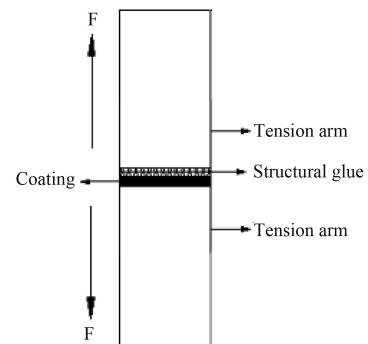


图3 拉伸试验示意图

Fig.3 Schematic diagram of stretching test

电源停止加热, 取出试样称重。循环10次, 氧化时长共50 h。根据测试结果, 绘制单位面积质量随时间变化的高温氧化动力学曲线(所有结果均为3个试样的平均值)。

采用Quanta FEG 450场发射扫描电镜观察涂层和粉末形貌, 并对组织成分及元素含量进行分析; 用D/MAX2400型X射线衍射仪对涂层表面进行物相分析。

2 结果与分析

2.1 喷涂距离对涂层厚度及表面形貌的影响

图4为不同喷涂距离下m-ZS和n-ZS涂层厚度及表面宏观形貌的测试结果。从图4(a)~(d)可看出涂层厚度随喷涂距离的增大而变薄, 距离较近时涂层过厚且堆积不平整; 距离较远时厚度太薄, 表面浮粉过多。m-ZS、n-ZS涂层分别在60~130 mm和65~140 mm距离范围内喷涂得到的涂层平整均匀且厚度适中, 呈现较佳喷涂沉积态。在选定范围内, 取3组沉积较优, 呈现不同沉积特性的涂层进行分析。所选涂层及对应喷涂距离见表2。

从图4(e)的试样块宏观形貌可看到, m-ZS-2试样涂层完整, m-ZS-1、m-ZS-3试样涂层出现断裂、剥落现象; 由图4(f)可看到, n-ZS-1、n-ZS-2涂层表面完整, n-ZS-3试样块涂层出现断裂、剥落。

由不同喷涂距离的涂层微观形貌(图5(a)(d))可看出, m-ZS-1、n-ZS-1试样涂层堆积较厚但结构疏松, 未熔颗粒较多, 表面孔隙、裂纹较多较大; m-ZS-2、n-ZS-2试样涂层较为平整, 有部分未熔颗粒, 存在少量孔隙及微裂纹(图5(b)(e)); m-ZS-3、n-ZS-3涂层表面颗粒堆积松散, 未形成片状结构(图5(c)(f))。

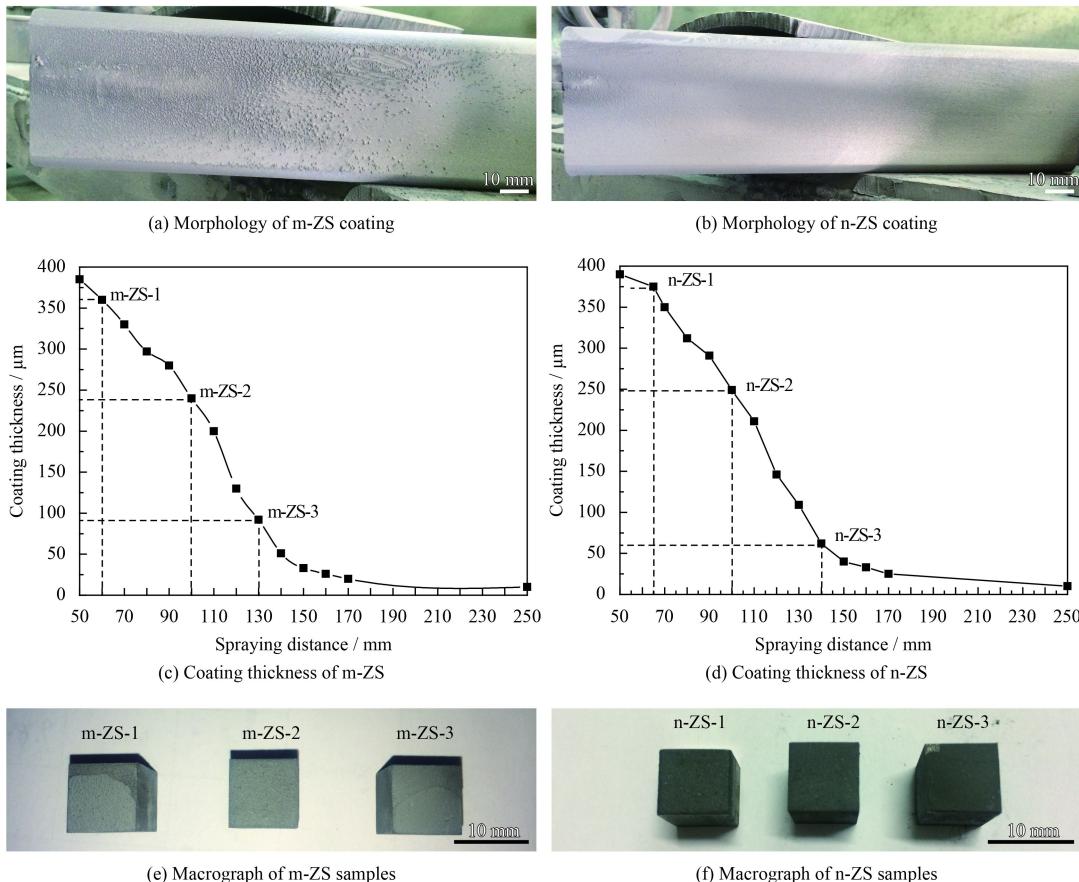


图4 不同喷涂距离m-ZS和n-ZS涂层的测试结果

Fig.4 Results of m-ZS and n-ZS coating with different spray distance

表2 择优涂层的喷涂距离

Table 2 Spraying distance of preferential coating

Sample	Distance / mm
m-ZS-1	60
m-ZS-2	100
m-ZS-3	130
n-ZS-1	65
n-ZS-2	100
n-ZS-3	140

图6为两种粉末在不同喷涂距离下落入水桶的凝固形貌。图6(a)(d)分别为m-ZS-1、n-ZS-1(距离分别为60 mm、65 mm)凝固形貌，可看出在该距离下，因为喷涂距离过小，粉末仅表面融化，内部仍保持原有结构，同时颗粒撞击基体时未达到最高速度，导致涂层结构疏松，孔隙较大；如图6(b)、(e)所示，m-ZS-2、n-ZS-2(距离均为100 mm)粉末烧结完全，熔融情况良好，熔融粉末在撞击基体时获得最高动能，形成良好咬合，粉末相互堆积呈层状结构，在该距离下得到较为均匀致密

的涂层；如图6(c)、(f)所示，m-ZS-3、n-ZS-3(距离分别为130 mm、140 mm)粉末粒子熔融、烧结情况良好，但喷涂距离过长，熔融粒子到达基体时已开始减速^[12]，导致粉末撞击基体后变形不充分，不能与基体形成咬合，造成涂层厚度小，结合力差^[13]。因此可确定最优喷涂距离为100 mm，对应试样为m-ZS-2和n-ZS-2。以下试验均以该距离喷涂制备试样，进行涂层力学和物理性能测试与分析。

2.2 涂层组织形貌与相组成

图7分别为m-ZS-2和n-ZS-2涂层不同放大倍率表面形貌。由涂层低倍形貌可看出n-ZS-2涂层表面孔隙、裂纹明显少于m-ZS-2涂层，致密性表现良好；对比两种涂层高倍形貌，发现两种涂层均呈片层状结构，但m-ZS-2涂层中未熔ZrB₂颗粒较多，有较大孔隙。等离子喷涂涂层的形成过程可以分为：颗粒熔融、撞击粘结层表面、扁平变形、冷却凝固等阶段^[14]。由于n-ZS团聚粉末呈规则球形，流动性好，沉积至粘结层后形成铺展效果更

佳, 其内部纳米结构形成涂层后, 仍以细小纳米粒子的形式存在, 当涂层内部受到熔滴骤冷而累

积的残余应力作用时, 可分散在更多的晶粒内进行, 使得残余应力分散并减小。m-ZS粉末颗粒较

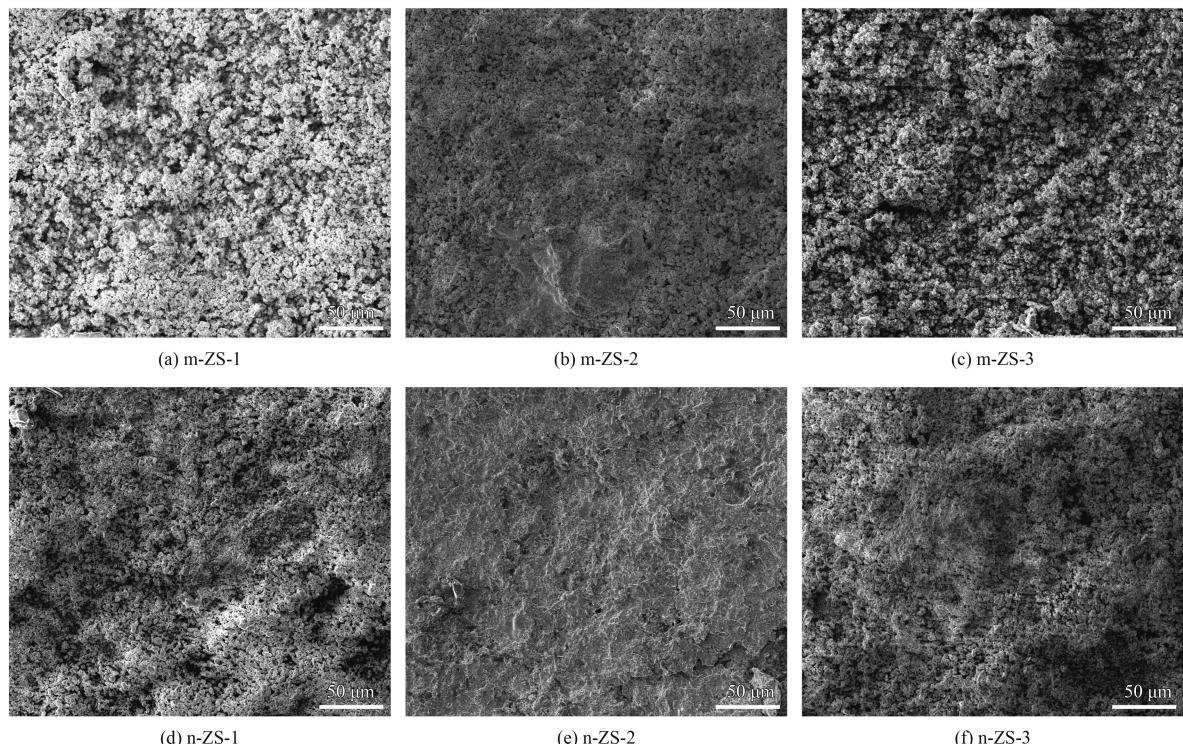


图5 不同喷涂距离下涂层的微观形貌

Fig.5 Morphologies of coatings with different spraying distance

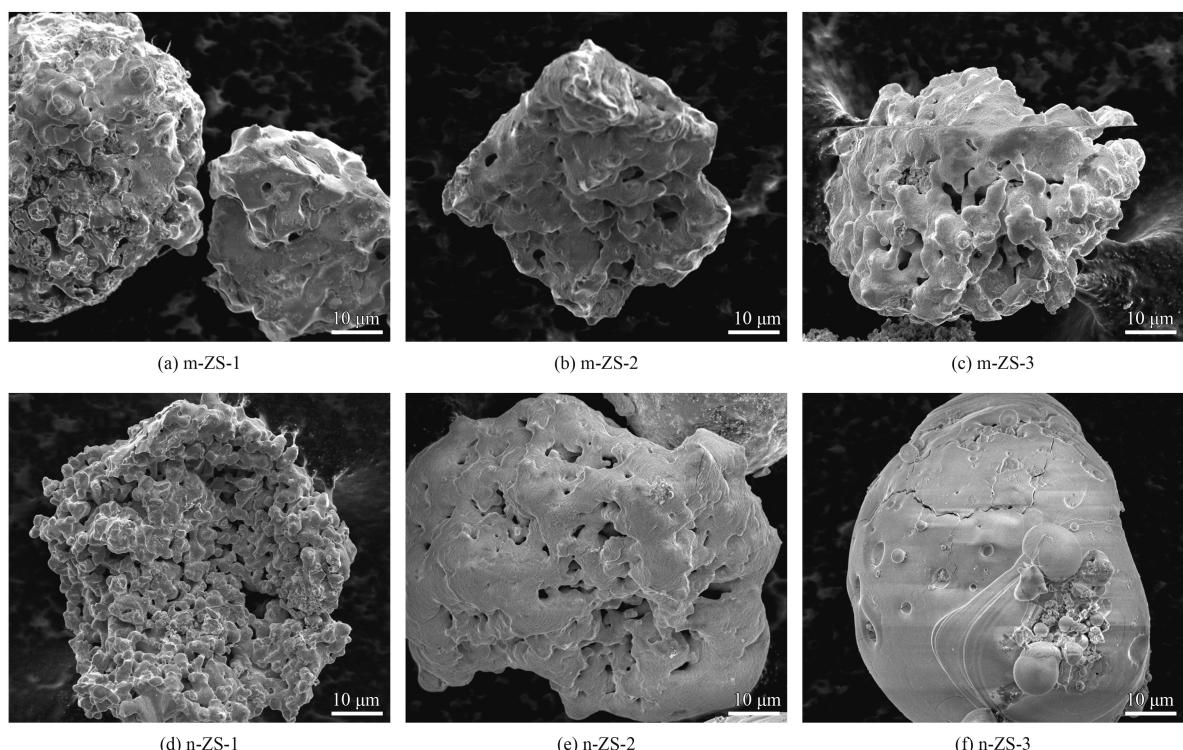


图6 不同喷涂距离下粉末喷涂后的微观形貌

Fig.6 Morphologies of powders after spraying with different spraying distance

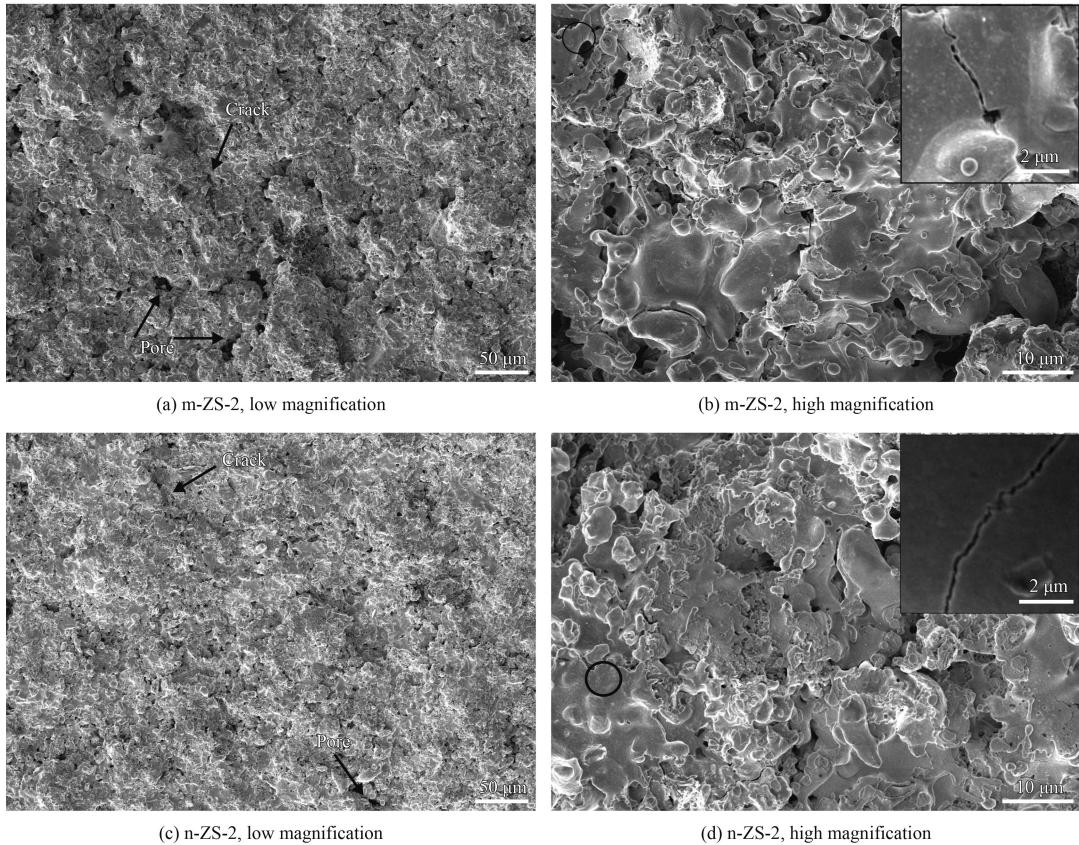


图7 m-ZS-2和n-ZS-2涂层的微观形貌

Fig.7 Morphologies of m-ZS-2 and n-ZS-2 coatings

大且形状不规则，造成涂层中存在未熔或半熔颗粒，未完全熔融颗粒的堆叠以及部分颗粒的反弹散失，导致涂层内部应力不均而产生孔隙、微裂纹的出现。结合涂层XRD衍射图谱(如图8所示)分析可知，涂层主要由 ZrB_2 、 SiC 和 ZrO_2 组成。n-ZS-2涂层中 ZrB_2 、 SiC 相保留较多，氧化产物及四方相氧化锆($t-ZrO_2$)少于m-ZS-2涂层。在高温下 $t-$

ZrO_2 向单斜相氧化锆($m-ZrO_2$)发生转变，伴随发生7%的体积变化而产生体积应力导致涂层开裂^[15]；同时，m-ZS-2涂层中存在更多 SiO_2 和 B_2O_3 等氧化物，氧化程度表现更为剧烈。

2.3 涂层结合强度

表3为m-ZS-2和n-ZS-2涂层的结合强度试验结果。n-ZS-2涂层的结合强度明显高于m-ZS-2涂层，结合强度较m-ZS-2涂层提升了约67%。

相对于m-ZS粉末，n-ZS团聚粉末喷涂后破碎为纳米粒子，其比表面积、表面能较微米粒子更大。沉积至粘结层后，与粘结层的接触面积增大，颗粒之间的结合更为紧密^[16]；此外，纳米粒子有较高的润湿性和极大的表面活性，细小的熔

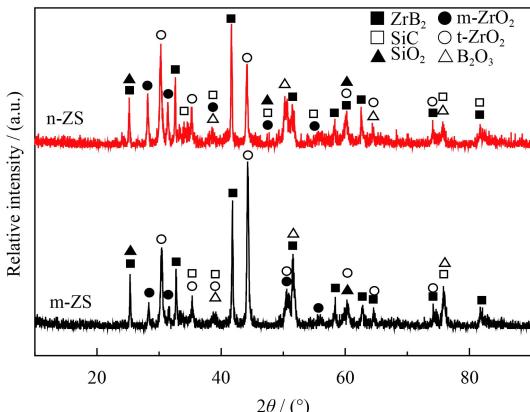


图8 m-ZS-2和n-ZS-2涂层的XRD图谱

Fig.8 XRD patterns of m-ZS-2 and n-ZS-2 coatings

表3 m-ZS-2和n-ZS-2涂层的结合强度

Table 3 Bonding strength of m-ZS-2 and n-ZS-2 coatings

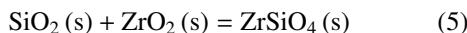
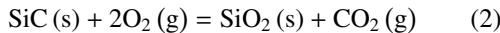
Coating	No. 1	No. 2	No. 3	Average	(MPa)
n-ZS-2	49.7	38.9	45.2	44.6	
m-ZS-2	33.5	25.5	21.1	26.7	

融纳米颗粒对凹凸不平的粘结层表面起到填充作用, 能够更好地实现咬合, 使得陶瓷层与粘结层之间的结合力更强。涂层的结合强度不仅受微观结构的影响, 涂层的内应力对其也有较大影响。喷涂过程中, 熔融的粉末颗粒沉积到基体冷却时内部会产生热应力, 随涂层厚度增加, 热应力也不断积累, 涂层内部需要产生裂纹以释放能量, 导致涂层结合强度下降^[17]。在涂层内部的残余应力作用下, 纳米晶粒可以发生一定程度的转动或滑动, 具有释放应力的作用, 使n-ZS-2涂层内部残余应力明显降低, 提高了涂层结合强度。

2.4 高温氧化试验

图9为高温氧化试验后氧化增重曲线。从图中可看出, 制备m-ZS-2和n-ZS-2涂层的试样氧化增重均明显低于基体, 说明ZrB₂-SiC涂层对310S基体起到良好的高温抗氧化保护作用且n-ZS-2涂层氧化增重低于m-ZS-2涂层。

ZrB₂-SiC在高温氧化过程中发生如下反应^[18-20]:



根据上述反应, 高温氧化过程中ZrB₂转变为ZrO₂, SiC转变为SiO₂; ZrB₂的摩尔体积为18.54 cm³/mol, ZrO₂的摩尔体积为20.92 cm³/mol; SiO₂较SiC也有更大的摩尔体积^[21], 因此高温氧化过程中涂层整体体现为氧化增重。

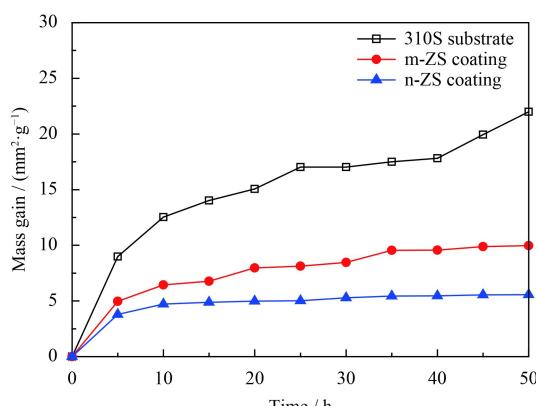
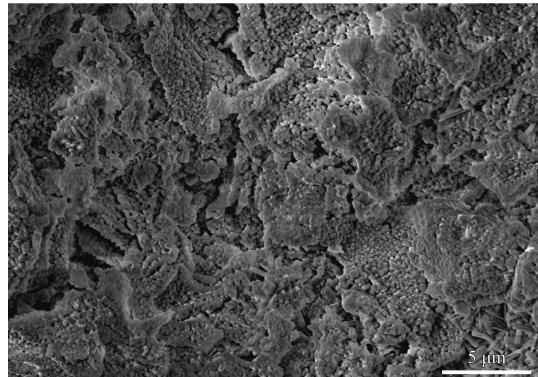


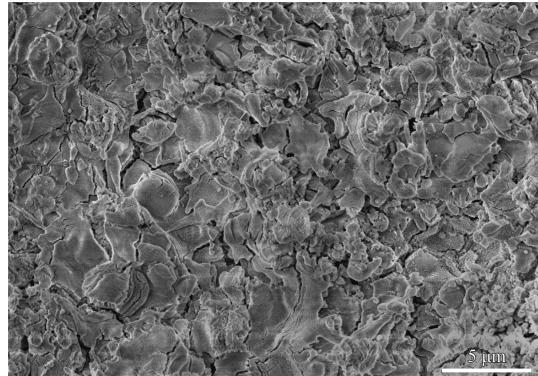
图9 高温氧化试验增重曲线

Fig.9 Mass gain curves of high temperature oxidation test

图10为高温氧化试验后m-ZS-2和n-ZS-2涂层表面形貌, 可看出m-ZS-2涂层表面存在大量裂纹伴有大量氧化物生成; n-ZS-2涂层表面呈片层状, 氧化物生成较少, 裂纹增多增大。n-ZS-2更加致密的表面阻挡了更多氧气的进入, 涂层内部发生较轻微的氧化。结合图10(b)与高温氧化试验后涂层XRD图谱(如图11所示)分析, 高温氧化时n-ZS-2涂层主要反应为ZrB₂转变为ZrO₂, 摩尔体积增大导致涂层内部应力失衡, 产生裂纹; m-ZS-2涂层由于存在较多孔隙及裂纹, 使得氧气更易进入涂层内部, 涂层整体与氧气的接触面增大, 从而在高温氧化后产生了更多氧化物。



(a) m-ZS-2



(b) n-ZS-2

图10 高温氧化50 h后涂层表面微观形貌

Fig.10 Surface morphologies of coatings after high temperature oxidation for 50 h

由图11可知, 高温氧化后氧化物成分以ZrO₂为主, n-ZS-2涂层中仍存在较多ZrB₂相; m-ZS-2涂层经高温氧化后, 出现了较多的B₂O₃、SiO₂和ZrSiO₄相, 而ZrB₂衍射峰几乎消失。同时涂层中存在部分B₂O₃、SiO₂及ZrSiO₄; B₂O₃、SiO₂可在高温下反应生成黏度小、密度小、流动性好、易于浮出涂层表面的ZrSiO₄, 从而在涂层表面形成连续

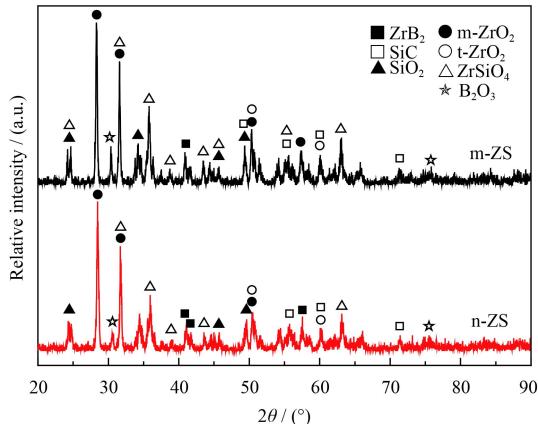


图 11 高温氧化试验后涂层XRD衍射图谱

Fig.11 XRD patterns of the layer after high temperature oxidation

氧化膜，使涂层得到氧化保护的同时对已生成的气孔起到填充作用^[22]，提升了涂层的致密性；此外，O₂在ZrSiO₄中的扩散系数极小^[23]，可进一步提升涂层的高温抗氧化性能。同时，m-ZS-2涂层单位面积增重量较n-ZS-2涂层更高，进一步说明m-ZS-2涂层中氧化物含量更高。说明在相同时间、相同温度的富氧氛围下，n-ZS-2涂层氧化倾向更低，具有更好的高温抗氧化能力。

3 结 论

(1) 在所选参数范围内，当ZrB₂-SiC粉末粒径分布在40~90 μm时，等离子喷涂最佳喷涂距离为100 mm。

(2) 相对于微米涂层，纳米团聚粉末涂层表面孔隙、裂纹均明显较少，涂层整体更为致密；结合强度达到44.6 MPa，较微米涂层提升了约67%。

(3) 高温氧化后，纳米团聚粉末涂层增重明显低于微米涂层，氧化倾向更低，对于不锈钢等金属制品具有更好的高温抗氧化保护能力。

参考文献

- [1] 邓世均. 高性能陶瓷涂层[M]. 北京：化学工业出版社，2014: 177-178.
DENG S J. High performance ceramic coatings[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2014: 177-178 (in Chinese).
- [2] 孙泽玉, 贾军, 耿冉, 等. 纳米硼化锆(ZrB₂)陶瓷纤维的制备[J]. 复合材料学报, 2013, 30(S1): 1-6.
SUN Z Y, JIA J, GENG R, et al. The preparation of nanometer zirconium boride(ZrB₂) ceramic fibers[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2013, 30(S1):1-6 (in Chinese).
- [3] WILLIAM G F. Thermodynamic analysis of ZrB₂-SiC oxidation: formation of a SiC-depleted region[J]. Journal of American Ceramic Society, 2007, 90(1): 143-148.
- [4] OPILA E, LEVINE S, LORINCZ J. Oxidation of ZrB₂-and HfB₂-based ultra-high temperature ceramics: effect of Ta additions[J]. Journal of Materials Science, 2004, 39(19): 5969-5977.
- [5] 杨国威, 胡海峰, 张长瑞, 等. 先驱体转化法制备2D C/C-ZrB₂复合材料及其性能研究[J]. 硅酸盐通报, 2009, 28(S1): 50-53.
YANG G W, HU H F, ZHANG C R, et al. Preparation and property investigation of 2D C/C-ZrB₂ composites via precursor infiltration and pyrolysis process[J]. Bulletin of The Chinese Ceramic Society, 2009, 28(S1): 50-53 (in Chinese).
- [6] ZOU B L, HUI Y, HUANG W Z, et al. Oxidation protection of carbon/carbon composites with a plasma-sprayed ZrB₂-SiC-Si/Yb₂SiO₅/LaMgAl₁₁O₁₉ coating during thermal cycling[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2015(35): 2017-2025.
- [7] WANG P, HAN W B, ZHANG X H, et al. (ZrB₂-SiC)/SiC oxidation protective coatings for graphite materials[J]. Ceramics International, 2015(41): 6941-6949.
- [8] 王佳文, 刘敏, 邓春明, 等. 等离子喷涂制备ZrB₂-SiC涂层及其抗氧-丙烷焰流烧蚀性能[J]. 中国表面工程, 2016, 29(4): 103-110.
WANG J W, LIU M, DENG M C, et al. Ablation-resistance of ZrB₂-SiC coating under oxygen-propane torch flame prepared by atmospheric plasma spraying[J]. China Surface Engineering, 2016, 29(4): 103-110 (in Chinese).
- [9] WANG P, HAN W B, JIN X X, et al. Oxidation resistant zirconium diboride-silicon carbide coatings for silicon carbide coated graphite materials[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014(629): 124-130.
- [10] ZHANG Y L, HU Z X, YANG B X, et al. Effect of pre-oxidation on the ablation resistance of ZrB₂-SiC coating for SiC-coated carbon/carbon composites[J]. Ceramics International, 2014(41): 2582-2589.
- [11] 曾毅, 张武装, 熊翔. C/C复合材料SiC/ZrB₂-MoSi₂复合涂层的抗氧化机制[J]. 复合材料学报, 2010, 27(3): 50-55.
ZENG Y, ZHANG W Z, XIONG X. Anti-oxidation mechanisms of the SiC/ZrB₂-MoSi₂ coating on the carbon/carbon composites[J]. Acta Materiae Compositae Sinica, 2010, 27(3): 50-55 (in Chinese).
- [12] 黄青, 王卫泽, 万雷, 等. 喷涂工艺参数对硅灰石涂层结构的影响[J]. 焊接学报, 2010, 31(3): 45-48.
HUANG Q, WANG W Z, WAN L, et al. Effect of spraying parameters on the structure of wollastonite coating[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2010, 31(3): 45-48 (in Chinese).

- [13] HUANG C, ZHANG Y Z, RUI V, et al. Dry sliding wear behavior of laser clad TiVCrAlSi high entropy alloy coatings on Ti-6Al-4V[J]. Materials & Design, 2012, 41: 338-343.
- [14] 王卫泽, 李长久. 热喷涂涂层的结构及其表征[J]. 材料保护, 2006, 39(11): 43-47.
- WANG W Z, LI C J. Structure and characterization of thermal sprayed coatings[J]. Materials Protection, 2006, 39(11): 43-47 (in Chinese).
- [15] 曹贺坤. ZrO₂陶瓷成型工艺和复合陶瓷的研究[D]. 合肥: 合肥工业大学, 2009.
- CAO H K. Investigation of ZrO₂ ceramic forming process and composite ceramics[D]. Hefei: Hefei Polytechnic University, 2009 (in Chinese).
- [16] 王文雪. 基于共沉淀法制备CeO₂/Y₂O₃稳定ZrO₂热障涂层及热性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨理工大学, 2015.
- WANG W X. Study on preparation and thermal properties of ZrO₂ thermal barrier coatings stabilized by nano CeO₂/Y₂O₃ based on coprecipitation method[D]. Harbin: Harbin University of Science and Technology, 2015 (in Chinese).
- [17] 吕艳红, 吴子健, 唐建新, 等. 纳米YSZ热障涂层隔热行为研究[J]. 中国表面工程, 2006, 19(1): 24-27.
- LU Y H, WU Z J, TAN J X, et al. Study on the heat insulating behavior of nanostructure YSZ thermal barrier coatings[J]. China Surface Engineering, 2006, 19(1): 24-27
- [18] YAO X Y, LI H J, ZHANG Y L, et al. A SiC-Si-ZrB₂ multiphase oxidation protective ceramic coating for SiC-coated carbon/carbon composites[J]. Ceramics International, 2012, 38(3): 2095-2100.
- [19] GUO W M, ZHOU X J, ZHANG G J, et al. Effect of Si and Zr additions on oxidation resistance of hot-pressed ZrB₂-SiC composites with polycarbosilane as a precursor at 1500 °C [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 471(1): 153-156.
- [20] KANG H K, KANG S B. Thermal decomposition of silicon carbide in a plasma-sprayed Cu/SiC composite deposit[J]. Materials Science & Engineering A, 2006, 428(1/2): 336-345.
- [21] ZHOU H J, ZHANG X Y, GAO L. Ablation properties of ZrB₂-SiC ultra-high temperature ceramic coatings[J]. Journal of Inorganic Materials, 2013, 28(3): 256-260.
- [22] XIAO L R, RAO B, CAI Z Y, et al. Anti-oxidation property of MoSi₂-ZrB₂ coating on molybdenum alloy[J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2015, 38(6): 27-30.
- [23] HAN J C, HU P, ZHANG X H, et al. Oxidation behavior of zirconium diboride-silicon carbide at 1 800 °C[J]. Scripta Materialia, 2007, 59(9): 825-828.

(in Chinese).

(责任编辑: 王文字)