

等离子喷涂 YSZ/NiCrAlY 涂层及抗熔融 Al-Si 腐蚀性能研究

王鑫^{1,2}, 薛召露^{1,2}, 倪振航³, 刘侠^{1,2}, 张世宏^{1,2}

(1. 安徽工业大学 先进金属材料绿色制备与表面技术教育部重点实验室, 安徽 马鞍山 243002)

(2. 安徽工业大学 现代表面工程研究中心, 安徽 马鞍山 243002)

(3. 安徽马钢表面技术股份有限公司, 安徽 马鞍山 243000)

摘要: 热浸镀 Al-Si 合金涂层是一种高效的耐蚀技术。然而, 其生产过程中与 Al-Si 熔液直接接触的部件存在严重的 Al-Si 熔蚀问题。采用大气等离子喷涂 (APS) 制备了 YSZ/NiCrAlY 涂层, 研究了主气流量对 YSZ(Y-Si-Zr)涂层微观组织结构、力学性能的影响规律、涂层的高温稳定性和耐 Al-Si 熔液腐蚀行为。结果表明, 随着主气流量的提升, 粒子熔滴的铺展均匀性、涂层致密度、力学性能均先升高后降低。在主气流量(Ar)为 40 L/min 时, 涂层显示出最佳的表面平整度、最大的致密度以及最优的力学性能。在 1000 °C 热处理 100 h 后 YSZ 涂层的界面结构稳定, 孔隙率下降, 致密度显著提高。此外, 将试样在 700 °C 熔融 Al-Si 液腐蚀 50 h 后, 在 YSZ 涂层与熔融 Al-Si 合金的界面没有发现互反应区和元素互扩散现象, 并且 Al-Si 熔液没有渗透进涂层内部而是被阻挡在涂层表面, 表明 APS 制备 YSZ/NiCrAlY 涂层能够有效地抵抗 Al-Si 熔液腐蚀, 可作为与高温 Al-Si 熔液接触部件的最有潜力的防护涂层之一。

关键词: 大气等离子喷涂; YSZ; 力学性能; 高温稳定性; Al-Si 熔蚀

中图分类号: TG174.442⁺.1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)01-0291-08

热浸镀 Al-Si 合金涂层具有高的结合强度、良好的耐蚀性、抗高温氧化、绿色环保等优异性能, 是一种高效耐蚀的涂层, 已被广泛应用于家用电器、汽车工业、机械制造、交通运输等领域^[1,2]。沉没辊/稳定辊及其附件是热浸镀 Al-Si 合金涂层一类核心关键部件, 也是重要的易损耗部件, 它们浸没于 Al-Si 熔体中经常遭受严重的腐蚀、磨损等, 从而影响其使用寿命, 并且腐蚀产物对 Al-Si 熔体产生污染造成热浸镀效率和镀层质量的降低^[2]。每年因炉辊失效引起热浸镀 Al-Si 合金生产线停机维护造成的经济损失十分巨大。此外, 熔融 Al 及其合金几乎与所有的金属、金属氧化物均具有很高的化学活性, 是最具腐蚀性的金属熔体之一^[3,4]。因此, 改善炉辊表面质量及其耐 Al-Si 熔液腐蚀是亟待解决的关键问题之一。

目前, 对炉辊 Al-Si 熔液腐蚀防护的研究主要集中在超音速火焰喷涂 (HVOF) Nb、Mo、W、Co 及其合金的金属陶瓷涂层, 如: WC-Co、Cr₃C₂-NiCr、WC-CoCr、CoCr-MoB 等涂层^[5-7]。WC-Co 是当前研究和应用最广泛的涂层材料之一。Seong 等研究了

WC-Co 涂层抵抗熔融 Zn-Al 腐蚀的能力, 结果表明 WC-Co 涂层能够有效地阻止熔融 Zn 的扩散^[8]。López 等报道了采用 HVOF 制备的 WC-12Co 涂层在经历 24 h 的熔融 Al-Si 液腐蚀后, 涂层发生了分解并有 WO₃ 和 CoWO₄ 新相生成, 涂层出现了从表层到中心的贯穿性裂纹, Al-Si 熔液从裂纹进入到涂层/基体界面, 进而侵蚀基体导致涂层剥落失效^[9]。Salman 等研究了 Ti(Al, O)/Al₂O₃ 和 TiAl(O)/Al₂O₃ 2 种复合涂层, 在经历 22 h 熔融 Al-Si 腐蚀后, Ti(Al, O)/Al₂O₃ 涂层对基体的保护效果更好, 但 Al-Si 熔液因具有良好的流动性仍可沿着涂层中的微裂纹渗透进基体^[10]。与金属陶瓷涂层材料相比, 绝大部分陶瓷涂层与金属熔液存在较差的润湿性, 并具有高熔点、良好的高温化学稳定性, 几乎不与熔液发生化学反应, 因而陶瓷涂层在高温抗熔融金属腐蚀防护领域是非常有应用潜力的候选涂层材料之一^[11]。Salomon 等报道了 TiO₂ 涂层在分别与熔融 Al 合金和 Al-Mg 合金接触时会生成 TiO₂/α-Al₂O₃ 和 TiO₂/MgTiO₃ 的新界面, 将有效地阻止 Al 合金熔液的腐蚀渗透^[12]。Zhu 等研究了氧化钇部分稳定氧化

收稿日期: 2020-02-19

基金项目: 安徽省自然科学基金 (1908085QE219); 安徽省重点研究与开发计划 (201904a05020010, 1804b06020370, 201904b11020020); 国家自然科学基金面上项目 (51671002)

作者简介: 王鑫, 男, 1996 年生, 硕士生, 安徽工业大学先进金属材料绿色制备与表面技术教育部重点实验室, 安徽 马鞍山 243002, E-mail: 1343697741@qq.com

锆即 (质量分数 8%) Y_2O_3 稳定 ZrO_2 (简称 8YSZ) 在 1973 K 下与熔融 Ti 之间的反应, YSZ(Y-Si-Zr) 显示出良好的化学稳定性, 并且 YSZ 与熔融 Ti 之间的润湿性较差, 接触角在 $140^\circ\sim 165^\circ$ 之间^[13]。同样, YSZ/MCrAlY 涂层体系 (M 为 Ni、Co 或 Ni+Co) 已在低于 1200 °C 高温、高压、高速的燃气涡轮发动机热端部件上获得广泛应用, 且使用寿命可达数万小时^[14,15]。然而, YSZ/MCrAlY 涂层体系在抵抗熔融 Al 腐蚀的研究未见报道。

本研究采用大气等离子喷涂制备 YSZ/NiCrAlY 防护涂层体系, 研究主气流量对 YSZ 涂层的微观组织结构、力学性能的影响及 YSZ 涂层的高温稳定性, 最后讨论 YSZ/NiCrAlY 涂层在高温 Al-Si 熔液中的腐蚀行为, 为陶瓷涂层在高温 Al-Si 合金熔液中的腐蚀防护应用提供理论依据。

1 实验

本实验采用大气等离子喷涂在尺寸为 15 mm×15 mm×5 mm 的 310S (0Cr25Ni20) 奥氏体镍铬不锈钢基体上制备 YSZ/NiCrAlY 涂层。在喷涂之前, 将试样放在乙醇中超声清洗 30 min, 干燥后对表面进行喷砂处理。实验选择 NiCrAlY 超声雾化合金喷涂粉末 (中科院金属所) 作为粘结层材料, 选择 8% 的 Y_2O_3 稳定 ZrO_2 粉末 (8YSZ, 辽宁轻工科学研究院) 作为顶层陶瓷工作层。陶瓷层和粘结层均采用 Oerlikon Metco 的 UniCoatProTM 大气等离子喷涂系统进行制备, 其喷枪型号为 F4MB-XL。在保持其他喷涂参数一致的情况下, 分别研究 30, 35, 40, 45 L/min 4 种主气流量对涂层微观组织结构和力学性能的影响, 其喷涂参数如表 1 所示。

对 4 种不同主气流量制备的 YSZ 涂层进行微观组织、物相组成以及力学性能分析, 优选出涂层性能最

好的最佳主气流量。为了研究 YSZ 涂层的高温稳定性, 对使用最佳主气流量制备的涂层进行高温稳定性实验。在 1000 °C 下分别对 YSZ 涂层进行 25, 50, 75, 100 h 高温烧结, 研究其涂层微观组织结构、硬度以及孔隙率, 阐明涂层在高温下的结构变化规律。最后, 使用最佳主气流量参数制备 YSZ 涂层试样, 保证涂层能够将试样片表面完全包覆。将其置入 700 °C 的 Al-Si 熔液中保持 50 h, 研究 YSZ/NiCrAlY 涂层的抗熔融 Al-Si 腐蚀性能。

本实验采用配有能谱仪 (EDS) 的 Phenom XL 台式扫描电镜对涂层表面、截面、断面微观形貌以及元素分布进行了表征; 日本理学株式会社的 Rigaku Ultima IV X 射线衍射仪 (Cu 靶, $K\alpha_1$ 射线, $\lambda=0.154\ 178$ nm, 扫描角度为 $10^\circ\sim 90^\circ$, 扫描速度为 $10^\circ/\text{min}$, 步长为 0.02°) 对涂层进行物相分析; Renishaw 显微共焦拉曼光谱仪 (氩离子激光器波长为 532 nm, 最小光斑尺寸为 $1\ \text{cm}^{-1}$, 测试波数在 $100\sim 1000\ \text{cm}^{-1}$ 范围内) 进一步确定涂层中的物相组成; 利用 Image J 图片处理软件对涂层截面孔隙率进行计算, 选取 10 张不同部位的放大倍数为 $300\times$ 截面照片测定孔隙率并取平均值; 采用微机控制电子万能试验机 (WDW-5E) 对涂层的结合强度进行测试, 拉伸速度为 5 mm/min。本实验根据 GB/T8642-2002 《热喷涂抗拉结合强度的测定》采用胶结法制备拉伸棒, 粘结剂为 E-7 胶。其中, 拉伸棒采用直径为 25 mm 的标准试样棒, 由涂层棒和对拉棒两部分组成, 涂层结合强度测试棒截面上制备 YSZ/NiCrAlY 涂层。将涂层棒与对拉棒通过 E-7 胶粘结, 经 120 °C 高温固化 3 h 后室温静压 24 h 制成拉伸棒。每种涂层测试 3 次取平均值; 采用 MH-5LD 显微硬度计对涂层的硬度进行测试, 测试使用四棱锥金刚石压头, 加载载荷为 300 g, 保载时间 15 s, 选取 12 个不同点测试取平均值以避免偶然性结果。

2 结果与讨论

2.1 微观组织结构

图 1 是不同主气流量下 YSZ 热障涂层表面形貌。通过表面形貌图 1a 可以发现使用主气流量为 30 L/min 制备的 YSZ 涂层表面粒子表面存在大量的孔隙和网状微裂纹, 且有部分未熔颗粒, 喷涂粉末的熔化效果不佳。网状微裂纹主要是由于在熔滴扁平化凝固冷却收缩时, 在拉应力作用下, 界面边缘萌生微裂纹并向界面中心域扩展最终形成^[16]。图 1d 中主气流量为 45 L/min 的涂层表面也存在大量的部分未熔融颗粒, 表面质量较差。相对于前者, 主气流量为 35 和 40 L/min 的 YSZ 涂层表面部分熔融颗粒数量较少, 粉末的熔化效果更好, 涂层更趋向于均匀铺展, 见图 1b

表 1 等离子喷涂 YSZ/NiCrAlY 涂层的工艺参数

Table 1 Process parameters of plasma spraying YSZ/NiCrAlY coatings

Parameter	YSZ	NiCrAlY
Power/kW	40	33
Current/A	600	460
Voltage/V	67	72
Feeding rate/g·min ⁻¹	30	32
Spraying distance/mm	80	120
Ar flow/L·min ⁻¹	30, 35, 40, 45	40
H ₂ flow/L·min ⁻¹	12	8
Gun speed/mm·s ⁻¹	500	800

和 1c。对比 4 种主气制备的涂层, 主气流量为 40 L/min 制备的 YSZ 涂层表面的未熔融颗粒和裂纹数量最少, 熔滴铺展最均匀。表面形貌平整均匀和裂纹少的涂层是抵抗 Al-Si 熔液腐蚀磨损的关键因素之一。由于等离子喷涂的原理是使用等离子焰流将原料粉末加热到熔融或者半熔融状态后沉积到基体上形成涂层。粉末需要经过加热熔融、撞击基体扁平化、层层堆叠形成涂层^[17]。主气流量的大小决定了粉末进入等离子焰流后的温度

和运动速度, 太大或太小的主气流量对粉末熔滴的铺展均有影响。主气流量过小, 粉末进入等离子焰流后的运动速度低, 撞击基体时的力度小, 粉末熔滴得不到均匀铺展。主气流量过大时, 粉末进入焰流后运动速度快, 加热时间短, 粒子未得到充分加热熔融, 制备的涂层存在大量的未熔颗粒。因此, 主气流量为 35 与 45 L/min 制备的 YSZ 涂层表面质量均较差, 在主气流量为 40 L/min 制备的 YSZ 涂层表面质量最优。

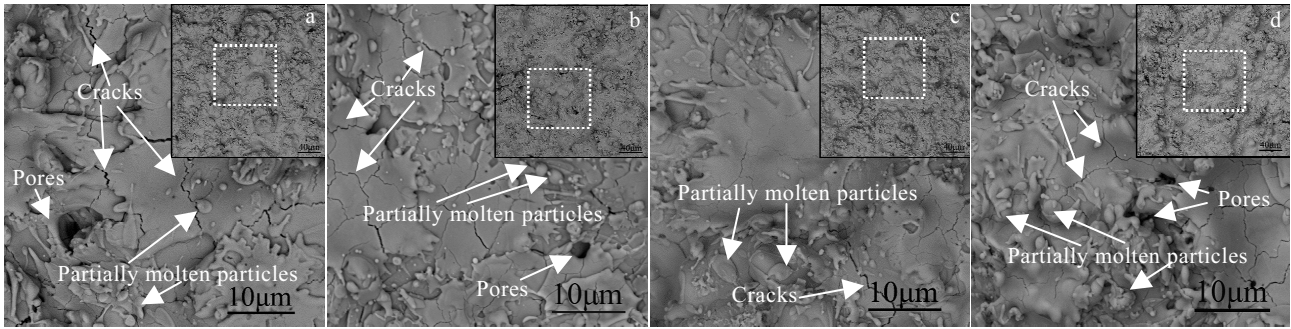


图 1 不同主气流量制备的 YSZ 涂层表面形貌

Fig.1 Surface morphologies of YSZ coatings prepared at different main gases flow rates: (a) 30 L/min, (b) 35 L/min, (c) 40 L/min, and (d) 45 L/min

不同主气流量下 YSZ 热障涂层的截面形貌如图 2 所示。从涂层的截面形貌观察到涂层中存在着水平裂纹、垂直裂纹及孔洞。YSZ 陶瓷层与 NiCrAlY 粘结层结合紧密, 层与层之间为机械结合。涂层的致密度是反映涂层抗熔融 Al-Si 腐蚀的重要参数, 特别是涂层中的垂直裂纹, 贯穿性的垂直裂纹为 Al-Si 熔液渗透侵蚀提供了便利的通道, 进而腐蚀到基体材料。通过孔隙率测定, 主气流量为 30, 35, 40, 45 L/min 的 YSZ 涂层孔隙率 (%) 分别为 7.18±1.22, 6.60±1.04, 5.15±0.76、7.45±0.55。随着主气流量的增加, 涂层的孔隙率先减小后增大。YSZ 涂层的表面形貌 (图 1) 分析中提到, 主气流量的大小对粉末的熔化效果及铺展程度均有影

响。主气流量偏小时会导致熔滴铺展不够均匀, 造成较多的裂纹和孔隙形成; 主气流量较大时, 粉末熔化不充分, 涂层化后形成大量的未熔颗粒, 这样形成的涂层颗粒与颗粒之间也会存在较大的孔隙, 因此主气流量不宜过大也不宜过小, 这与文献[18]报道的基本一致。图 2a 和 2b 分别为主气流量为 30 和 35 L/min 下制备的 YSZ 涂层, 2 种涂层均含有较多的缺陷如裂纹和气孔, 且涂层组织结构较为疏松, 因此这 2 种参数制备的 YSZ 涂层不适合用于耐 Al-Si 熔液腐蚀实验。而在主气流量为 40 L/min 时制备的 YSZ 涂层最为致密, 缺陷最少, 可以作为候选涂层将其浸没于高温 Al-Si 熔液中研究其抗腐蚀行为, 见图 2c。

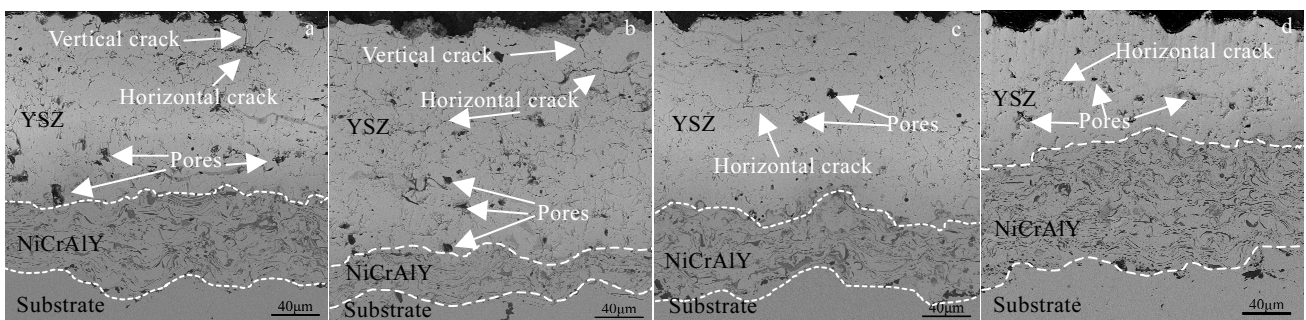


图 2 不同主气流量制备的 YSZ 涂层截面形貌

Fig.2 Cross-sectional morphologies of YSZ coatings prepared at different main gases flow rates: (a) 30 L/min, (b) 35 L/min, (c) 40 L/min, and (d) 45 L/min

不同主气流量下 YSZ 涂层的断面形貌如图 3 所示。从断面形貌可以看出, 等离子喷涂 YSZ 涂层为层状结构, 层与层之间为细小的柱状晶, 这是等离子喷涂涂层的基本特征之一^[19]。层间存在着层间裂纹, 这是由于大气等离子喷涂的喷涂原理是熔融粒子的层层堆叠。层间裂纹越少, 反映了粒子的熔化效果越好, 结合越紧密^[20]。除了层间裂纹, 还存在孔隙和柱状晶晶粒之间的垂直微裂纹。断面形貌能够直观地反映孔隙及微裂纹的整体形貌和大小, 进而判断涂层的致密度。主气为 30、35 L/min 的 YSZ 涂层断面形貌见图

3a 和 3b, 2 种涂层均疏松多孔, 含有较多的缺陷。对比前 2 种主气流量制备的涂层, 主气流量为 40 及 45 L/min 涂层(见图 3c 及图 3d)致密度有了明显的提升, 层间裂纹不再明显。然而, 相较于主气流量为 45 L/min 制备的 YSZ 涂层, 主气流量 40 L/min 制备的 YSZ 涂层柱状晶晶粒更加细小。

因此, 综合等离子喷涂 YSZ 涂层的微观组织结构分析结果, 主气流量为 40 L/min 制备的 YSZ 涂层最为致密, 可以作为耐 Al-Si 熔液侵蚀实验的优选涂层。

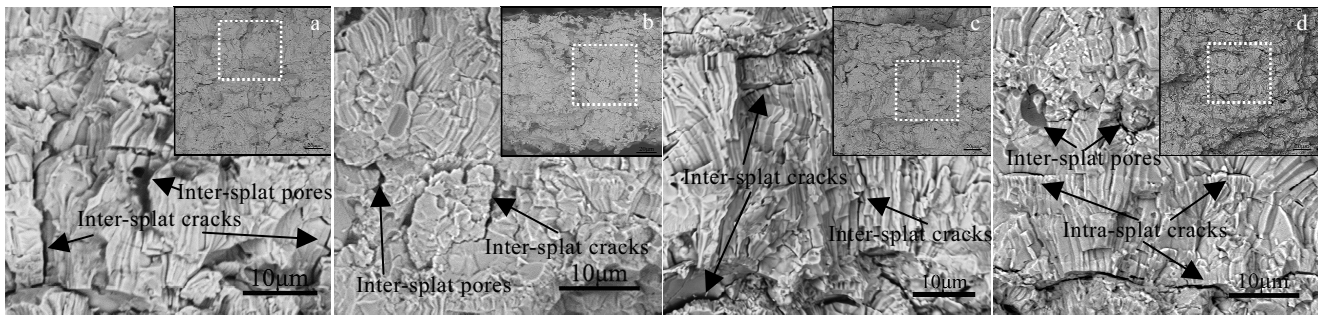


图 3 不同主气流量制备的 YSZ 涂层断面形貌

Fig.3 Fracture morphologies of YSZ coatings prepared at different main gases flow rates: (a) 30 L/min, (b) 35 L/min, (c) 40 L/min, and (d) 45 L/min

2.2 物相分析

图 4 与图 5 分别是不同主气流量制备的 YSZ 涂层的 XRD 图谱和 Raman 光谱图。观察 XRD 图谱可知, 不同主气流量参数制备热障涂层峰位及强度基本一致, 其主相为 t-ZrO₂, 并含有少量的 m-ZrO₂, 可以得出主气流量对等离子喷涂 YSZ 涂层中的相组成无明显影响。此外, 通过 Raman 光谱进一步分析可知, 波数为 153、250 cm⁻¹ 附近的拉曼振动峰属于 t-ZrO₂ 的特征峰, 334、477 cm⁻¹ 附近的拉曼振动峰属于 m-ZrO₂ 的特征峰, 635 cm⁻¹ 属于 t-ZrO₂ 与 m-ZrO₂ 的特征峰, 进一步验证了等离子喷涂 YSZ 涂层中存在 t-ZrO₂ 和 m-ZrO₂ 2 种物相。不同主气流量下 YSZ 涂层的 Raman 光谱基本一致, 再次证实了主气流量对涂层的相组成无明显影响。

2.3 力学性能

硬度和结合强度是评判涂层性能的重要参数之一。图 6 是不同主气流量下 YSZ 涂层的硬度和结合强度。通过分析硬度数据, 发现涂层硬度随主气流量的升高先增大后减小, 在主气流量为 40 L/min 时, 涂层具有最高的硬度。对比微观形貌的分析结果, 主气流量为 40 L/min 制备的涂层粒子熔化效果最好, 涂层致密度最高, 进一步证明了涂层的致密度与涂层硬度

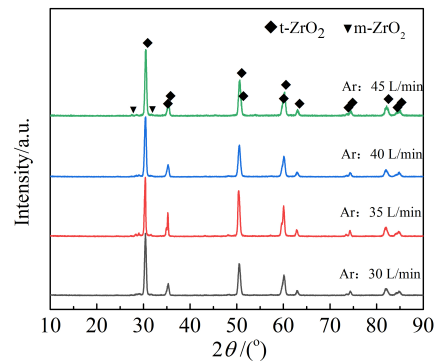


图 4 不同主气流量制备 YSZ 涂层 XRD 图谱

Fig.4 XRD patterns of YSZ coatings prepared under different main gas flow rates

呈正相关^[21]。分析涂层的结合强度, 可以发现 4 种工艺制备的涂层结合强度相近, 反映了主气流量参数对涂层结合强度几乎没有影响。为适应涂层在 Al-Si 熔液高温腐蚀磨损的使用工况, 涂层应表面状况良好, 具有高的致密度、高的硬度及结合强度。因此, 综合微观形貌、物相分析、力学性能分析结果, 选择主气流量为 40 L/min 下的 YSZ 涂层作为研究涂层高温稳定性和耐 Al-Si 熔液高温腐蚀的涂层。

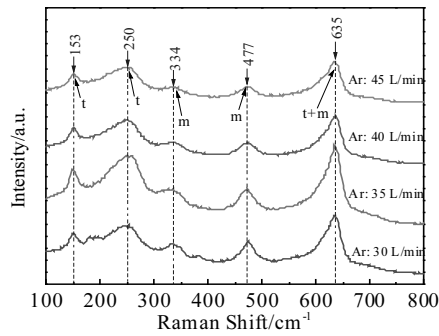


图 5 不同主气流量制备 YSZ 涂层 Raman 光谱

Fig.5 Raman spectra of YSZ coatings prepared under different main gas flow rates

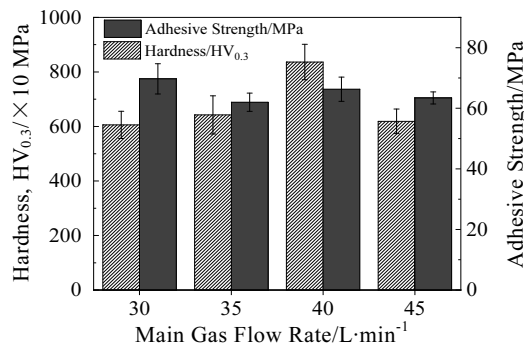


图 6 不同主气流量制备的 YSZ 涂层硬度及结合强度

Fig.6 Hardness and adhesive strength of YSZ coatings prepared under different main gas flow rates

2.4 高温稳定性

高温稳定性是表征涂层高温性能的重要参数之一,反映了涂层在长期高温下的微观组织结构和性能变化,进而影响到涂层的服役寿命^[22]。将主气流量为 40 L/min 制备的 YSZ 涂层在 1000 °C 下进行不同时间的高温热处理,以研究高温下涂层的微观组织结构和力学性能。表 2 和图 7 为 1000 °C 不同时间的 YSZ 涂层孔隙率及硬度和截面形貌。可以发现随着烧结时间的增加,涂层的致密度显著提高,水平裂纹、垂直裂纹以及孔隙数量降低。通过计算 YSZ 涂层的孔隙率(见表 2),表明随着烧结时间的增加,涂层的孔隙率呈下降趋势,这与涂层截面

形貌的结果一致。对经历不同热处理时间的 YSZ 涂层进行硬度测试后可知,涂层硬度随烧结时间基本呈下降趋势。氧化锆陶瓷的硬度主要取决于晶粒尺寸、相组成和致密度。据相关文献报导,在热处理过程,涂层硬度降低可能是由于亚稳态四方相向单斜相和立方相转变^[23]。因此,随着热处理时间的延长,出现了涂层硬度降低的反常现象。本研究实验温度为 1000 °C,远高于沉没辊在熔融 Al-Si 液中的服役温度。在 100 h 的热处理实验后,涂层中的 YSZ 与 NiCrAlY 和 NiCrAlY 与基体之间的界面结构稳定无变化,显示出良好的高温稳定性。

2.5 抗熔融 Al-Si 腐蚀

上述研究表明,在主气流量 40 L/min 下制备的 YSZ 涂层具有致密的微观组织结构和最佳的力学性能,还表现出较好的高温稳定性,为研究 YSZ 涂层的耐 Al-Si 熔液腐蚀奠定了基础。图 8 和图 9 分别是主气流量 40 L/min 制备的试样顶部和底部 YSZ 涂层浸没在 700 °C 高温 Al-Si 熔液中 50 h 后的涂层截面形貌及相应元素 EDS 面分布图。

通过截面形貌可以发现,与制备态涂层相比涂层截面表层几乎没有发生变化。由于 Al-Si 合金与 YSZ 涂层衬度明显不同,涂层表面与熔融 Al-Si 液接触的部分出现了 2 种区域,一种是 Al-Si 熔液凝固后与涂层完全分离(见图 8a),这是试样顶部的涂层与熔融 Al-Si 液接触的表面;另一种是 Al-Si 熔液凝固后与涂层机械咬合,有明显的界面(见图 9a),这是试样底部涂层在自身重力的作用下与熔融 Al-Si 液紧密接触的结果^[24]。通过试样顶部涂层截面的 EDS 能谱结果可以得知,Al、Si 元素集中分布于颜色较深区域远离 YSZ 涂层的上表面(见图 8b 和 8d),这是由于 YSZ 陶瓷涂层对熔融 Al-Si 合金液不润湿造成的^[24]。而试样的底部涂层,在自身重力的作用下,Al、Si 元素集中分布于合金中,并没有渗透进 YSZ 涂层的内部(图 9b 和 9d)。Y、Zr 元素集中分布于颜色较深区域(见图 8c 和 8e、图 9c 和 9e),可以得出经历了 50 h 的熔融 Al-Si 腐蚀后,涂层依然完好无损,Al-Si 熔液没有渗透进 YSZ 涂层内部,在涂层与 Al-Si 合金的界面也没有发现反应层的存在,也就是说,Al-Si 熔液被阻挡在 YSZ 涂层的表面。上述结果表明,等离子喷涂 YSZ

表 2 1000 °C 下不同热处理时间的 YSZ 涂层孔隙率及硬度

Table 2 Porosity and hardness of YSZ coatings sintered at 1000 °C for different time

Time/h	0	25	50	75	100
Porosity/%	5.15±0.76	5.08±0.83	3.97±0.59	2.66±0.71	2.27±0.74
Hardness, HV _{0.3} /MPa	8349±771	9426±881	8789±1103	8364±785	7152±772

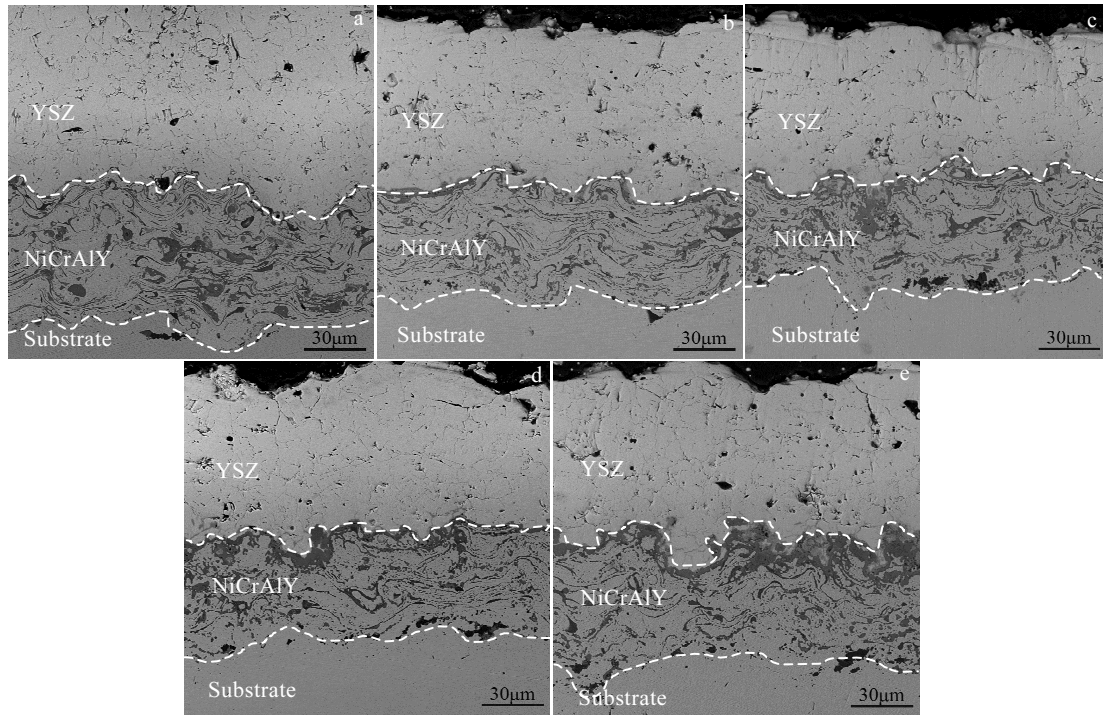


图 7 1000 °C 下保持不同烧结时间的 YSZ 涂层截面形貌

Fig.7 Cross-sectional morphologies of YSZ coatings sintered at 1000 °C for different time: (a) 0 h, (b) 25 h, (c) 50 h, (d) 75 h, and (e) 100 h

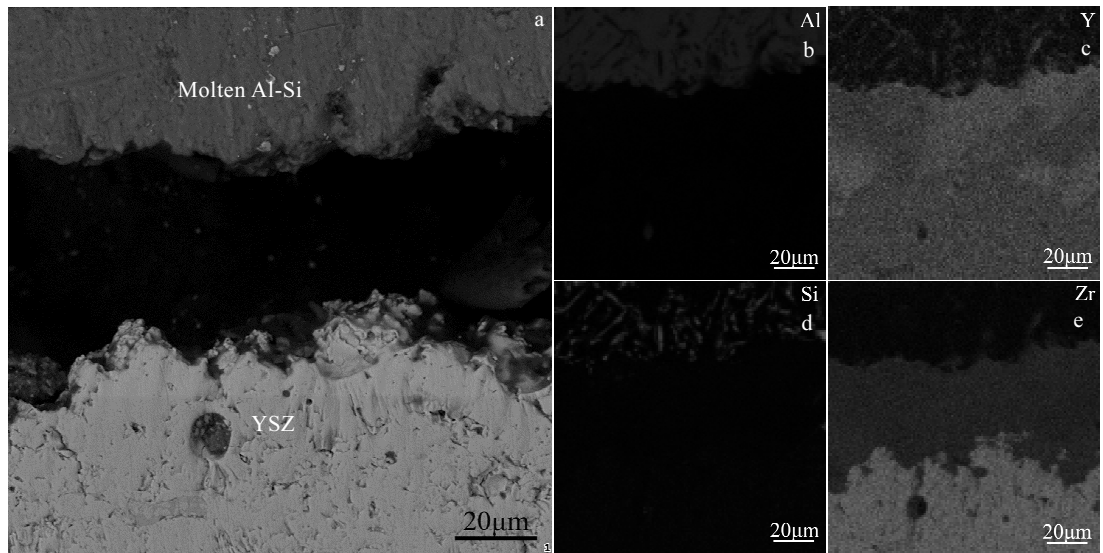


图 8 试样顶部 YSZ 涂层浸没在 700 °C 熔融 Al-Si 液中 50 h 后截面形貌及相应的 EDS 元素面分布

Fig.8 Cross-sectional morphology (a) of YSZ coatings at the top of sample in molten Al-Si at 700 °C for 50 h and corresponding EDS mapping of Al (b), Y (c), Si (d), and Zr (e) elements

涂层是作为抵抗熔融 Al-Si 合金腐蚀的非常有潜力的候选涂层之一。

采用大气等离子喷涂 (APS) 成功制备了 YSZ/

NiCrAlY 涂层体系, 研究主气流量对 YSZ 涂层的微观组织结构及力学性能的影响和 YSZ 涂层的高温稳定性及高温耐 Al-Si 熔液的腐蚀行为, 证明大气等离子

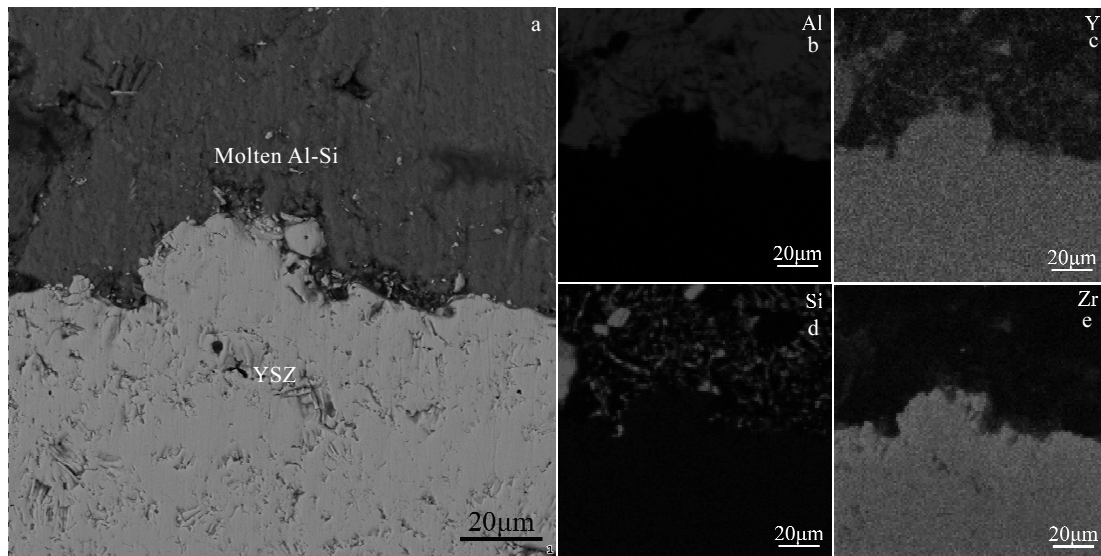


图 9 试样底部 YSZ 涂层浸没在 700 °C 熔融 Al-Si 液中 50 h 后截面形貌及相应的 EDS 元素面分布

Fig.9 Cross-sectional morphology (a) of YSZ coating at the bottom of sample in molten Al-Si at 700 °C for 50 h and corresponding EDS mapping of Al (b), Y (c), Si (d), Zr (e) elements

喷涂 YSZ/NiCrAlY 涂层体系具有良好的高温稳定性, 优异的耐熔融 Al-Si 腐蚀能力, 是一种非常有潜力的应用于与 Al-Si 熔液接触部件的防护涂层。

3 结论

1) 随着主气流量的提升, 涂层的致密度呈现出先增大后降低的趋势, 粒子的熔化效果与致密度的变化一致。不同主气流量下 YSZ 涂层的物相均由 t-ZrO₂ 和少量的 m-ZrO₂ 组成, 说明喷涂主气参数对 YSZ 涂层的物相组成几乎没有影响。涂层的硬度变化与涂层的致密度变化成正相关, 致密度越高, 涂层硬度越高。主气流量为 40 L/min 制备的 YSZ 涂层具有最好的致密度、熔融粒子铺展均匀以及较好的综合力学性能。

2) 在 1000 °C 热处理 100 h 后 YSZ 涂层孔隙率下降, 致密度明显提升, 涂层界面结构稳定, 与制备态涂层相比变化较小, 显示出良好的高温稳定性。

3) 带有 YSZ 涂层的试样置于 700 °C 的熔融 Al-Si 液中 50 h 后, 涂层依然完好, 涂层与 Al-Si 熔液之间没有发生化学反应; 同时凝固后的 Al-Si 合金与 YSZ 涂层界面分明, 没有发生元素的互扩散, Al-Si 熔液没有对涂层造成破坏性腐蚀。

参考文献 References

- [1] Pradhan D, Mondal A, Chakraborty A *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2019, 375: 427
- [2] Hnatko M, Tatarková M, Galusková M *et al. Corrosion Science*[J], 2016, 109: 230
- [3] Xu G P, Wang K, Dong X P *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2019, 50(10): 4665
- [4] Lou D C, Akselsen O M, Onsoien M I *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2006, 200(18-19): 5282
- [5] Tunthawiroon P, Li Y P, Tang N *et al. Corrosion Science*[J], 2013, 77: 97
- [6] Liu Q, Bai Y, Wang H D *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 803: 730
- [7] Zhang J F, Deng C M, Song J B *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2013, 235: 811
- [8] Seong B G, Hwang S Y, Kim M C *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2001, 138(1): 101
- [9] López A J, Rams J. *Surface & Coatings Technology*[J], 2015, 262: 123
- [10] Salman A, Gabbitas B L, Cao P *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2011, 205(21-22): 5000
- [11] Castro M N, Robles J M, Hernandez D A *et al. Ceramics International*[J], 2010, 36(4): 1205
- [12] Salomon A, Amirkhanyan L, Ullrich C *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2018, 38(16): 5590
- [13] Zhu J, Kamiya A, Yamada T *et al. Materials Science and Engineering*[J], 2002, 327(2): 117
- [14] Zhang X F, Zhou K S, Dong S J *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China* [J], 2015, 25(8): 2587
- [15] Jiang X L, Liu C B, Liu M *et al. Transactions of Nonferrous*

- Metals Society of China* [J], 2010, 20(12): 2272
- [16] Yang Kun(杨焜), Deng Changguang(邓畅光), Liu Min(刘敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(4): 1148
- [17] Pasupuleti K T, Ghosh S, Dunna U M *et al. Materials Today: Proceedings*[J], 2019, 19(2): 731
- [18] Lu Z, Kim M S, Myoung S W *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(S1): 29
- [19] Bai Y, Han Z H, Li H Q *et al. Surface & Coatings Technology* [J], 2011, 205(13-14): 3833
- [20] Padture N P, Schlichting K W, Bhatia T *et al. Acta Materialia*[J], 2001, 49(12): 2251
- [21] Bijalwan P, Pandey K K, Mukherjee B *et al. Surface & Coatings Technology*[J], 2019, 377: 124 870
- [22] Gu L J, Zhao S S, Xu J Y *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2013, 33(15-16): 3325
- [23] Wang D S, Tian Z J, Wang S L *et al. Advanced Materials Research*[J], 2012, 538-541: 260
- [24] Vourlias G, Pistofidis N, Psyllaki P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2009, 483(1-2): 382

Plasma-Sprayed YSZ/NiCrAlY Protective Coating and Its Resistance Property to Molten Al-Si Corrosion

Wang Xin^{1, 2}, Xue Zhaolu^{1, 2}, Ni Zhenhang³, Liu Xia^{1, 2}, Zhang Shihong^{1, 2}

(1. Key Laboratory of Green Fabrication and Surface Technology of Advanced Metal Materials, Ministry of Education, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, China)

(2. Research Center of Modern Surface and Interface Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, China)

(3. Anhui Ma Steel Surface Engineering Technology Co., Ltd, Ma'anshan 243000, China)

Abstract: Hot dip Al-Si alloy coating is an efficient corrosion resistant technique. However, there are serious Al-Si corrosion problems in some parts of the production line, such as sunk rolls, which are in direct contact with the Al-Si alloy melt. In this research, YSZ/NiCrAlY protective coating system was prepared by air plasma spraying (APS). The influence of main gas flow rate on the microstructure, mechanical properties, high-temperature stability and Al-Si alloy corrosion resistance of YSZ (Y-Si-Zr) coating were also investigated. The results show that the spreading uniformity, coating density and mechanical properties of the droplet firstly increase and then decrease with the increase of main gas flow rate. The coating exhibits the best surface smoothness, maximum density and optimal mechanical properties when the main gas flow rate is 40 L/min. The interface structure of YSZ coating is stable. The porosity decreases, and the density significantly increases after heat treatment at 1000 °C for 100 h. In addition, no diffusion or reaction zone is found at the interface between YSZ coating and Al-Si alloy melt when the coated sample is immersed in the Al-Si alloy melt for 50 h. Al-Si melt does not penetrate into the coating, but is blocked on the YSZ coating surface, indicating that APSed YSZ/NiCrAlY coating can effectively resist Al-Si melt corrosion, which can be used as one of the most potential protective coatings for parts contacting with high temperature Al-Si melt.

Key words: air plasma spraying; YSZ; mechanical property; high-temperature stability; molten Al-Si corrosion

Corresponding author: Zhang Shihong, Professor, Key Laboratory of Green Fabrication and Surface Technology of Advanced Metal Materials, Ministry of Education, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, P. R. China, E-mail: tougaoyouxiang206@163.com