

C_f/SiC 表面等离子喷涂金属过渡层 及其界面结合特征

李玉涛, 李辉

(北京工业大学 材料科学与工程学院, 北京 100124)

摘要: **目的** 采用等离子喷涂工艺 (APS) 在 C_f/SiC 复合材料表面制备金属涂层。**方法** 在对比等离子喷涂 Mo 粉、NiCrBSi 粉以及自制的 Ti70Ni20Cu10 复合粉末三种涂层的组织形貌和界面结合的基础上, 制备了 Mo-10%Ti 复合涂层, 喷涂用粉为通过低速球磨方法在大颗粒的 Mo 粉表面包覆 TiH₂ 粉末而得, 喷涂时将基体预热至 700 °C, 在氩气保护气氛下进行喷涂。**结果** APS 制备的 Mo-10Ti 涂层, 组织致密均匀, 孔隙率较低, 无明显裂纹。涂层与基体结合紧密, 没有发生剥离现象, 结合强度超过 6.3 MPa, 断裂发生于基体侧。**结论** 材料的热膨胀系数和润湿性是影响等离子喷涂金属涂层与 C_f/SiC 复合材料结合的关键因素, 所设计的 Mo-Ti 复合涂层较好地兼顾了这两点。

关键词: 等离子喷涂; C_f/SiC 复合材料; Mo-10wt.%Ti 复合涂层; 结合强度; 热膨胀系数; 润湿性

中图分类号: TG174.442 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2019)04-0097-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2019.04.014

Plasma-sprayed Metallic Transition Coating on C_f/SiC Surface and Interface Bonding Characteristics

LI Yu-tao, LI Hui

(School of Materials Science and Engineering, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China)

ABSTRACT: The work aims to prepare metallic coatings on C_f/SiC composite substrate by plasma spraying (APS). Based on the analysis of coating characteristics and interfacial bonding of the plasma sprayed Mo, NiCrBSi and in-house Ti70Ni20Cu10 composite powder, a Mo-10wt.%Ti composite coating was prepared. The composite powder subject to spraying was made by cladding large particle Mo powder with small TiH₂ powder with a low-energy ball milling method. The substrate temperature was preheated to 700 °C during spraying, and the spraying was conducted under an argon atmosphere. The sprayed Mo-10Ti coating presented a dense and uniform microstructure, with low porosity and without obvious cracks. The coating was well bonded to the substrate without any peeling. The bonding strength of the coating exceeded 6.3 MPa, and fracture occurred at substrate. The thermal expansion coefficient and the wettability of the material are the key factors affecting the adhesion of plasma sprayed metallic coating on the C_f/SiC composite substrate. The designed Mo-Ti composite coating takes both two issues into account.

KEY WORDS: plasma spraying; C_f/SiC composite; Mo-10wt.%Ti composite coating; bonding strength; thermal expansion coefficient; wettability

收稿日期: 2018-10-14; 修订日期: 2018-12-19

Received: 2018-10-14; Revised: 2018-12-19

作者简介: 李玉涛 (1992—), 男, 硕士研究生, 主要研究方向为等离子喷涂。

Biography: LI Yu-tao (1992—), Male, Master, Research focus: plasma spray.

通讯作者: 李辉 (1976—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向热喷涂。邮箱: hui.li@bjut.edu.cn

Corresponding author: LI Hui (1976—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: thermal spraying. E-mail: hui.li@bjut.edu.cn

碳纤维增强的 SiC 复合材料 (C_f/SiC) 具有耐高温、耐腐蚀、高比强度等诸多优异性能, 因此被广泛应用于航空航天发动机、火箭燃烧室等高温部件上^[1-4]。在喷管、燃烧室等部件的应用中^[5-7], C_f/SiC 复合材料必然面临与金属部件相连接的问题。目前的主要方法是先利用活性金属钎焊或固相扩散焊工艺制备过渡层, 然后将过渡层与金属部件进行连接^[8-11], 但在实际工程应用中常常出现局部脱钎的问题, C_f/SiC 复合材料含有一定的孔隙, 这些表面孔洞在焊接时极易造成焊接缺陷。由于 SiC 复合材料与金属的热物理性能存在一定差异, 高温连接后接头中也存在较大的残余应力, 这些都给 C_f/SiC 复合材料与金属构件的连接带来很大困难。

直接用热喷涂技术在 C_f/SiC 复合材料表面制备金属过渡层, 有望替代钎焊过渡层与金属部件进行连接。由于喷涂可选材料范围广, 工艺灵活, 与各类高温材料部件 (如 Ti 合金、Ni 基高温合金及 Nb 合金材料) 的适用性强^[12]。喷涂时如果单个颗粒能够和 C_f/SiC 复合材料完成微区的结合, 则有可能克服钎焊中出现的界面反应不均匀的问题, 通过单个颗粒的机械钉扎效果, 还能提高连接强度和接头的可靠性。而且, 喷涂工艺周期短, 效率高, 对复杂型面或微小结构的适应性很强, 这也有助于整体部件制造工艺流程的简化, 降低生产成本^[13-15]。

采用喷涂层替代钎焊过渡金属层的关键在于, 如何提升喷涂颗粒与 C_f/SiC 复合材料的界面结合质量。本论文设想利用喷涂涂层与复合材料的界面反应来提高界面的结合, 在高温熔化的喷涂颗粒沉积时, 适当提高基体温度, 促进界面反应的发生。参考活性钎焊相关研究结果^[16], 一些含 Ti 的钎料在 900 °C 左右可与 SiC 发生反应。而喷涂条件下, 喷涂的高温熔滴与 C_f/SiC 复合材料之间的反应仅在短时间于微小尺度上展开, 这与钎焊过程存在很大的差异。此外, 金属涂层与 C_f/SiC 复合材料之间的热物理性能有较大的差异, 一定程度上也会影响颗粒的沉积行为及涂层的结合强度。本文首先采用等离子喷涂方法在 C_f/SiC 复合材料上制备了几种不同的金属涂层, 对比分析了涂层的组织形貌和界面结合情况, 旨在发现影响金属涂层与 C_f/SiC 复合材料界面结合的关键因素, 为实现

C_f/SiC 复合材料与金属部件的可靠连接, 提供有意义的参考。

1 试验

1.1 涂层制备

实验所用的基体材料为国防科技大学采用先驱体浸渍裂解 (PIP) 工艺生产的连续碳纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料 (C_f/SiC), 尺寸为 $\phi 25\text{ mm} \times 8\text{ mm}$, 基体内部孔隙率约为 10%。使用 180 目的砂纸对基体轻微打磨后, 置于蒸馏水中超声清洗 15 min, 随后放入乙醇中超声清洗 10 min, 除去表面杂质、油脂等。清洗后的样品于 100 °C 下烘干待用。

选取了 NiCrBSi、Mo、Ti70Ni20Cu10 及 Mo-Ti 复合粉作为喷涂用粉末, 其特征如表 1 所示。

表 1 喷涂用粉末材料
Tab.1 Powder materials for spraying

Number	Powder	Particle size/ μm	Preparation method
1	NiCrBSi	40~60	Gas atomization
2	Ti70Ni20Cu10	100~150	Sintered and crushed
3	Mo	45~65	Agglomerated
4	Mo-10%Ti	55~75	Cladded

其中, NiCrBSi 与 Mo 为市购粉末。Ti70Ni20Cu10 为自制复合粉末, 参考 Ti-Ni-Cu 三元相图, 设定 Ti、Ni、Cu 元素的质量分数分别为 70%、20%、10%, 将原始粉末球磨混合后, 于管式炉中 960 °C 下烧结 30 min, 再破碎过筛。为了减少活性成分 Ti 的氧化, 选择钛质量分数为 97.5% 的氢化钛 (TiH_2) 粉末, 在后续热加工过程中, H 被逐渐释放出来。Mo-10%Ti 为自制包覆型粉末, Ti 元素质量分数为 10%, 以 TiH_2 的形式添加 Ti 元素, 采用低速球磨混合的方式进行包覆, 转速 100 r/min, 球料比 4 : 1, 球磨时间 8 h。

采用 Metco 9M 大气等离子喷涂设备进行喷涂。喷涂前, 将清洗过的 C_f/SiC 圆片试样固定在不锈钢夹具上, 置于带有氩气保护的电阻炉中, 预热至 700 °C 时进行喷涂。喷涂工艺参数如表 2 所示。

表 2 喷涂工艺参数
Tab.2 Spraying parameters

Number	Coating	Current/A	Voltage/V	Ar/(L·min ⁻¹)	H ₂ /(L·min ⁻¹)	Powder feeding rate/(g·min ⁻¹)	Spray distance/mm
1	NiCrBSi	500	70	32	10	40	120
2	Ti70Ni20Cu10	500	40	40	5	45	120
3	Mo	600	70	32	10	36	120
4	Mo-10%Ti	600	70	32	10	40	120

1.2 性能测试及组织观察

采用 Zeiss-Supra55 场发射扫描电子显微镜对涂层截面形貌进行观察,并用附带的 EDS 能谱仪分析元素和成分分布。

结合强度测试按照 ASTM C63313 标准进行^[17],采用 FM-1000 胶,将待测涂层试样与对偶拉伸棒在夹具上对中后粘合,并放入恒温加热炉中进行 185 °C×2.5 h 固化处理。在 WE10A 万能材料试验机上测试涂层的结合强度,拉伸时以 0.5 mm/min 的速度加载。试验中,测试 3 个试样。

涂层显微硬度测试按国标 GB/T 9790—1988 进行,试验设备为 HXD1000 数字式显微硬度计,载荷为 100 g,加载时间为 15 s,分别在涂层不同区域随机取 7 点测量,并取平均值。

2 结果及分析

2.1 涂层宏观形貌及微观界面特征

采用等离子喷涂制备的 NiCrBSi、Ti70Ni20Cu10 和 Mo 三种涂层的截面形貌见图 1 所示。其中, NiCrBSi 涂层致密且无裂纹,但在涂层与基体的部分界面处发现有基体材料的剥离和脱落(图 1a 方框所示),当制备的涂层厚度大于 250 μm 时,出现部分涂层剥落,表明涂层与基体的结合强度较低。从界

面处的成分线扫(图 2)可看出, Ni 元素和 Si 元素沿界面的分布在几个微米区域内呈现缓和的过渡,说明局部区域内涂层与基体之间只有轻微的元素扩散。

与 NiCrBSi 涂层相比, Ti70Ni20Cu10 涂层与基体能形成更好的结合,当涂层较厚时仍未发生剥落,从截面看,涂层的层状结构明显,整体致密,界面处形成了紧密的结合。界面处进行 EDS 线扫(图 3)可看出,界面附近 Ti 元素和 C 元素在近 10 μm 区域内出现了混合,表明涂层与基体之间发生了一定的界面反应或元素扩散。但是涂层内也出现了大量明显的纵向裂纹,一定程度上反映出涂层的塑性储备不足,难以缓解涂层与基体的热失配应变。

在三种涂层中, Mo 涂层的完整性保持得最好,涂层与基体结合良好,呈典型热喷涂层状组织特点,涂层孔隙率较低。界面附近没有发现涂层的剥离现象,涂层内部也无明显的裂纹。对 Mo 涂层与基体的界面结合部位进行 EDS 线扫描分析(图 4),发现 Mo 元素和 Si 元素在界面分布较为陡峭,此处碳元素含量也很低,说明涂层与基体间的元素扩散极少。

Ni、Ti 与 SiC 材料的润湿性较好^[18-20],有利于熔融颗粒在基体表面上的铺展,喷涂时,熔融颗粒能与基体形成紧密结合,但在 NiCrBSi 涂层界面处观察到部分涂层的剥离。NiCrBSi 涂层的热膨胀系数为 $15.4 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$ ^[21], 2D 编织的 C_f/SiC 复合材料的

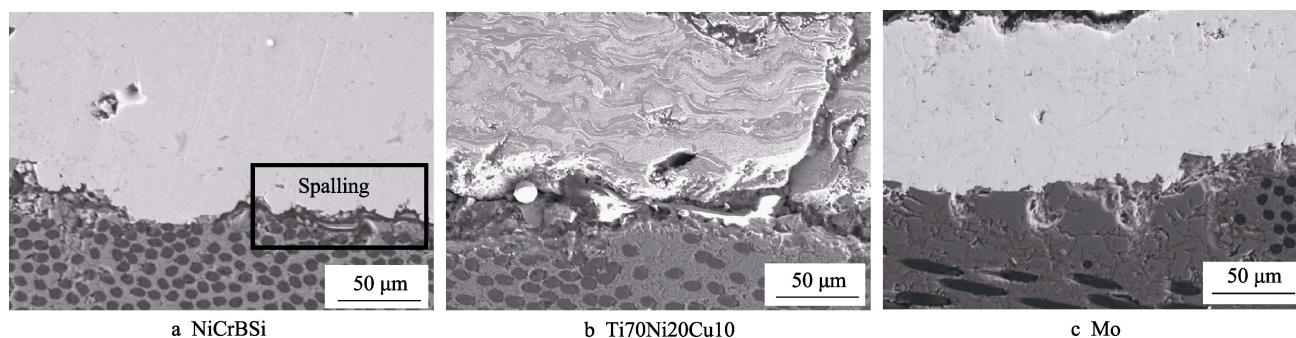


图 1 涂层截面形貌

Fig.1 Cross section morphology of coating

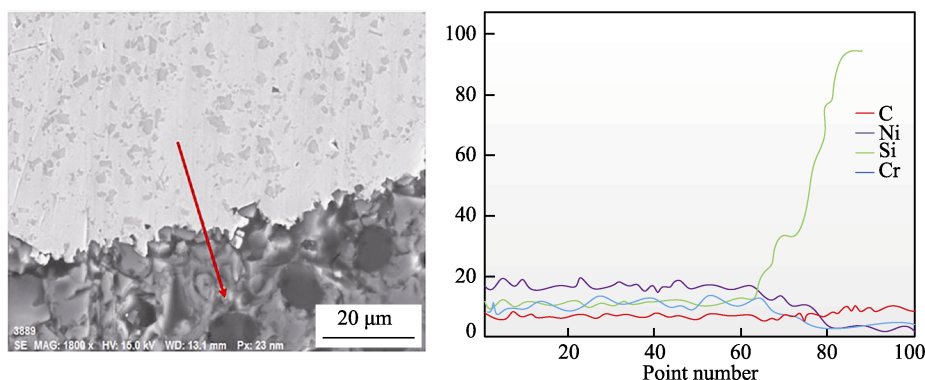


图 2 NiCrBSi 涂层 EDS 线扫描分析

Fig.2 EDS line scanning analysis of NiCrBSi coating

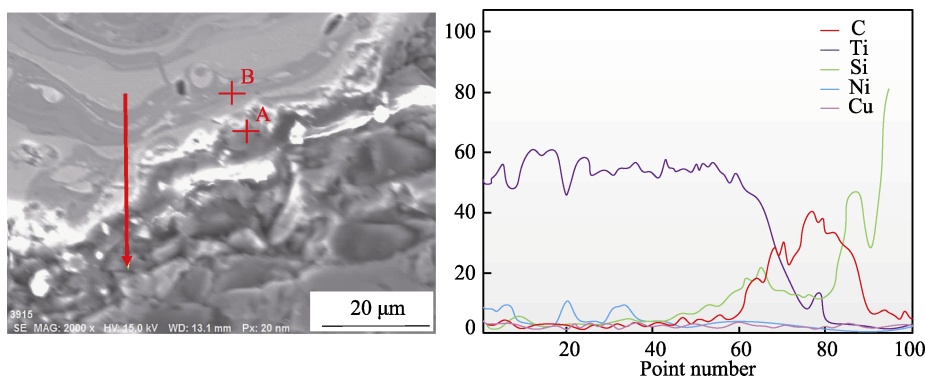


图3 Ti70Ni20Cu10 涂层 EDS 线扫描分析
Fig.3 EDS line scanning analysis of Ti70Ni20Cu10 coating

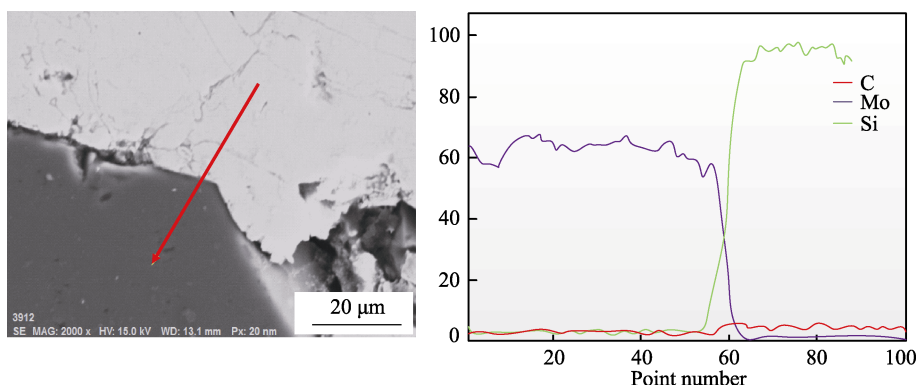


图4 Mo 涂层 EDS 线扫描分析
Fig.4 EDS line scanning analysis of Mo coating

热膨胀系数在 $(1\sim 2)\times 10^{-6} \text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$ 左右,涂层与基体热膨胀系数的差异很大,因此涂层冷却时会产生较大的热不匹配应变。Ti 基涂层中,Ti、Ni、Cu 三种元素之间形成了 Ti_2Ni 等金属间化合物,导致涂层整体变脆,冷却过程中的热失配应变将使涂层整体开裂。

Ti 为一种强碳化物生成元素,易于与 SiC 反应形成 TiC、TiSi 化合物,在界面处进行点扫描分析,图 3 中 A、B 两点处的 EDS 分析结果如表 3 所示。为了进一步检测界面的反应产物,对涂层试样进行 XRD 分析。

表3 Ti70Ni20Cu10 涂层界面处 EDS 点分析
Tab.3 EDS point analysis results at Ti70Ni20Cu10 coating interface

Position	Ti	C	Si	Ni	Cu	O	Possible phase
A	32.07	51.82	2.9	5.17	1.66	6.38	TiC, C
B	39.17	18.89	10.03	1.66	0.07	30.16	TiO ₂ , TiC, Ti ₂ Si

at. %

由于二维 C_f/SiC 复合材料的碳纤维编织方式,造成其表面形貌在 $100 \mu\text{m}$ 尺度内,呈现周期起伏、凹凸不平的形状。因此将涂层置于平整的 600#砂纸上进行打磨,当稍微露出 SiC 基材的顶部表面时,停止打磨。此时试样表面存在大量可被 X 射线穿透的区域,对涂层试样进行 XRD 分析,从图 5 中的衍射结果可以发现,基材 SiC 的峰已被检测到,说明此时 X 射线已可以穿透涂层,界面处的物相也可被 X 射线衍射检测到。

结合界面 EDS 分析及 XRD 结果可以判断,界面附近区域的 A、B 点处形成了 Ti_2Si 、TiC 等物相,同时,由于钛元素的性质极为活泼,在喷涂过程中极易

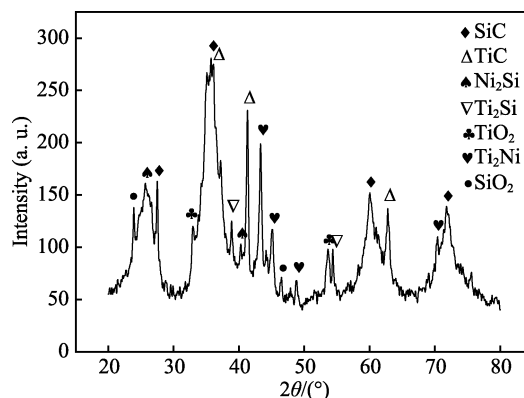


图5 Ti70Ni20Cu10 涂层 XRD 图谱
Fig.5 XRD patterns of the Ti70Ni20Cu10 coating

氧化,发现有 TiO₂ 等氧化物相。由于颗粒沉积是一个极快的过程,Ti 与 SiC 基体在界面的反应不可能像钎焊时充分,因此反应产物难以在扫描电镜下得到具体的辨识。

Mo 有较低的热膨胀系数 ($5\times10^{-6}\text{ }^{\circ}\text{C}^{-1}$),因此制备的 Mo 涂层与 C_f/SiC 复合材料形成了紧密嵌合,喷涂层的热不匹配应变最小。从 EDS 分析中可以看出,

Mo 涂层界面元素分布较为陡峭,说明元素扩散程度极低。Mo 与 C、Si 等元素反应形成化合物的倾向较小,至少需要达到 1100 °C 以上才有可能与 SiC 发生反应^[22],而目前的基体温度仅为 700 °C,因此发生界面反应的几率很小。

将 NiCrBSi、Ti70Ni20Cu10、Mo 三种涂层的组织特点、界面结合特征等进行分析比较,结果如表 4 所示。

表 4 几种涂层特征和润湿性的比较
Tab.4 Comparison of characteristics and wettability in several coatings

Coating	Coating characteristics	Wettability	CTE/($\times10^{-6}\text{ K}^{-1}$)
NiCrBSi	Dense, Partial spalling at interface	Medium	15.4
Ti70Ni20Cu10	Dense, Vertical through-coating cracks	Excellent	10.1
Mo	Well bonded and dense	Poor	5

2.2 Mo-10%Ti 涂层的微观界面特征和结合强度

在针对 SiC 等陶瓷材料的活性钎焊中,Ti 元素常常被用作活性反应组元^[23-27]。从自制的 Ti 基涂层也可以看出, SiC 基体与 Ti 之间易发生反应,因此,为了兼顾界面的反应活性和热匹配,考虑以 Mo 元素为基础粉末,添加少量的 Ti 元素。采用物理包覆法制备的 Mo-10%Ti 复合粉末的喷涂层截面的显微形貌如图 6 所示,可以看出涂层结构致密,与 C_f/SiC 基体结合紧密,涂层中能看出明显的扁平颗粒边界,可能是喷涂过程中包覆在 Mo 颗粒周围的 Ti 元素被氧化、扁平颗粒层间夹杂氧化物所致。

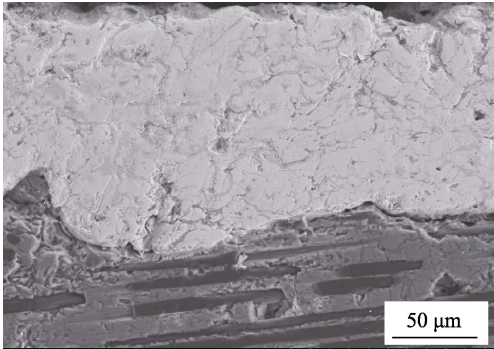


图 6 Mo-10%Ti 涂层截面形貌
Fig.6 Cross section morphology of Mo-10%Ti coating

对涂层试样的结合界面进行 EDS 元素分析,结果如图 7 所示,可以看出 Mo、Ti、Si 三种元素在涂层与基体界面附近 10 μm 范围内存在过渡,说明在界面附近发生了一定程度的元素扩散。

与 Mo 涂层的 EDS 成分分析结果进行对比,Mo-10%Ti 涂层在界面附近的 Mo 元素分布曲线更加缓和,表明界面元素反应扩散现象更明显,这在一定程度上说明了 Ti 促进界面反应的可能性。

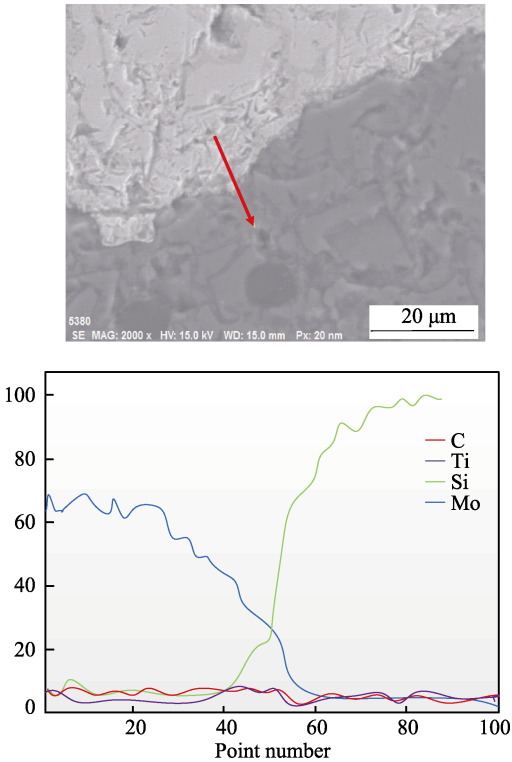


图 7 Mo-10%Ti 涂层 EDS 线扫描分析
Fig.7 EDS line scanning analysis of Mo-10%Ticoating

在上述几种涂层不同区域随机取 7 点测量涂层的显微硬度,平均值如表 5 所示。可以看出 Ti 基涂层的硬度明显偏高,甚至高于喷涂的 NiCrBSi 涂层,这反映了涂层中 Ti₂Ni 等金属间化合物对涂层硬度的贡献。Mo-10%Ti 涂层中由于夹杂有少量 Ti 的氧化物,因此整体硬度得以提升。

对喷涂 Mo-10%Ti 涂层进行拉伸结合强度测试,发现三个拉伸试样的断裂位置均在 C_f/SiC 基体上,拉伸强度的平均值为 6.3 MPa,最大为 9.1 MPa,拉伸断口的宏观形貌如图 8 所示。

断裂位置均在 C_f/SiC 基体上,说明涂层与基体

表 5 涂层显微硬度平均值
Tab.5 Average value of coating microhardness

Coating	NiCrBSi	Ti70Ni20Cu10	Mo	Mo-10%Ti
Microhardness (HV _{0.1})	695.5±37.6	852.7±59.5	552.1±60.7	629.5±52.6

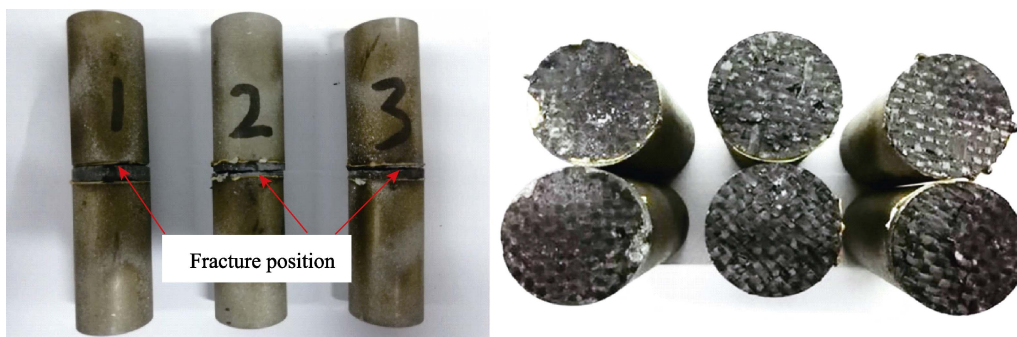


图 8 拉伸试样断裂部位宏观形貌
Fig.8 Macroscopic morphology of the tensile specimen fracture site

的结合强度超过了基体材料的抗拉强度。由于 C_f/SiC 材料不易被润湿, APS 工艺在 C_f/SiC 复合材料表面上制备涂层的抗拉强度很少超过 10 MPa。例如, Xizhi Fan 等人^[28]在二维 C_f/SiC 复合材料表面上喷涂的 BSAS 环境障碍涂层, 抗拉强度仅为 4 MPa。Binglin Zou 等人^[29]在二维编织 C_f/SiC 表面上制备的 Yb₂SiO₅/LaMgAl₁₁O₁₉ 稀土硅酸盐涂层, 其抗拉强度测试断裂位置均在基体上, 未能准确测试出抗拉强度数值。X. Hernandez 等人^[30]采用 Ag-Cu-Ti 钎料钎焊 C_f/SiC 复合材料与 Ti 合金, 并且在 C_f/SiC 复合材料表面进行钻孔处理, 钎焊接头断裂位置在基体上, 接头剪切强度平均值为 6.2 MPa。

拉伸试样的断裂位置均在 C_f/SiC 基体上的原因可能有两方面: 一方面, 在涂层制备过程中的高温等离子射流, 可能导致基体力学性能部分受损; 另一方面, C_f/SiC 复合材料采用的是碳纤维二维编织工艺, 缺少垂直于表面方向的碳纤维增强体, 因此基体内部层间结合较弱, 径向抗拉强度很低, 并且 C_f/SiC 复合材料在制造过程中, 从高温冷却到室温后, 基体和纤维的失配也可能导致基体内部形成微裂纹^[31]。

3 结论

1) 材料的热膨胀系数是影响等离子喷涂金属涂层与 C_f/SiC 陶瓷基复合材料结合性能的关键因素。在 NiCrBSi、Ti70Ni20Cu10、Mo 三种涂层对比中可发现, Mo 涂层致密, 完整性最好, 与基体的界面结合良好。

2) Ti 元素能明显促进涂层与 C_f/SiC 基体的界面反应, 设计制备的 Mo-10%Ti 涂层与基体结合良好, 组织致密, 无明显的缺陷, 结合强度达 6.3 MPa, 拉伸时断裂位置位于 C_f/SiC 陶瓷基复合材料基体上。

参考文献:

- [1] NASLAIN R R. SiC-matrix composites: Nonbrittle ceramics for thermo-structural application[J]. International journal of applied ceramic technology, 2005, 2(2): 75-84.
- [2] CHRISTIN F. Design, fabrication, and application of thermostructural composites (TSC) like C/C, C/SiC, and SiC/SiC composites[J]. Advanced engineering materials, 2010, 4(12): 903-912.
- [3] IMUTA M, GOTOH J. Development of high temperature materials including CMCs for space application[J]. Key engineering materials, 1999, 164(38): 439-444.
- [4] ECKEL A J, HERBELLT P, GENERAZIO E R, et al. Thermal shock fiber-reinforced ceramic matrix composites[J]. Ceramic engineering and science proceedings (United States), 1991, 12: 1500-1508.
- [5] LIN Guo-biao, HUANG Ji-hua, ZHANG Hong, et al. Microstructure and mechanical performance of brazed joints of C_f/SiC composite and Ti alloy using Ag-Cu-Ti-W[J]. Science & technology of welding & joining, 2013, 11(4): 379-383.
- [6] BLUGAN G, KUEBLER J, BISSIG V, et al. Brazing of silicon nitride ceramic composite to steel using SiC-particle-reinforced active brazing alloy[J]. Ceramics international, 2007, 33(6): 1033-1039.
- [7] HALBIG M C, SINGH M, CODDINGTON B, et al. Joining and integration of silicon carbide for turbine engine applications[C]//Materials science and technology 2010 (MS and T'10) conference and exhibition. Houston: Conference contribution, 2010.
- [8] 柯晴青, 成来飞, 童巧英, 等. 连续纤维增韧陶瓷基复合材料的连接方法[J]. 材料工程, 2005(11): 58-63.
KE Qing-qing, CHENG Lai-fei, TONG Qiao-ying, et al. Joining methods for continuous fiber reinforced ceramic matrix composites[J]. Journal of materials engineering,

- 2005(11): 58-63.
- [9] LUGSCHEIDER E, TILLMANN W. Methods for brazing ceramic and metal-ceramic joints[J]. Materials and manufacturing processes, 1993, 8(2): 219-38.
- [10] AKSELSEN O M. Advances in brazing of ceramics[J]. Journal of materials science, 1992, 27(8): 1989-2000.
- [11] ELSSNER G, PETZOW G. Metal/ceramic joining[J]. Transactions of the iron and steel institute of Japan, 1990, 30(12): 1011-1032.
- [12] FAN Wen-juan, ZOU Bing-lin, FAN Cun-yan, et al. Fabrication and oxidation resistant behavior of plasma sprayed Si/Yb₂Si₂O₇/LaMgAl₁₁O₁₉ coating for C_f/SiC composites at 1673 K[J]. Ceramics international, 2016, 43(1): 392-398.
- [13] ZHANG Meng-xian, FAN Wen-juan, ZOU Bing-lin, et al. Microstructure and oxidation resistant behavior of Er₂Si₂O₇ and Er₂Si₂O₇/LaMgAl₁₁O₁₉ Coatings deposited on C_f/SiC composites by APS at 1723 K[J]. Journal of alloys and compounds, 2017, 709: 24-30.
- [14] TERENTIEVA V S, BOGACHKOVA O P, GORIATCHEVA E V. Method for protecting products made of a refractory material against oxidation, and resulting protected products: US, US5677060[P]. 1997-05-14.
- [15] BARTULI C, VALENTE T, TULUI M. Plasma spray deposition and high temperature characterization of ZrB₂-SiC protective coatings[J]. Surface & coatings technology, 2002, 155(2): 260-273.
- [16] LIN Guo-biao, HUANG Ji-hua, ZHANG Hong. Joints of carbon fiber-reinforced SiC composites to Ti-alloy brazed by Ag-Cu-Ti short carbon fibers[J]. Journal of materials processing technology, 2007, 189(1): 256-261.
- [17] ASTM C633-13, Standard test method for adhesion or cohesion strength of thermal spray coatings[S].
- [18] RADO C, DREVET B, EUSTATHOPOULOS N. The role of compound formation in reactive wetting: the Cu/SiC system[J]. Acta materialia, 2000, 48(18-19): 4483-4491.
- [19] ZHANG Yong, ZHANG Guo-qing, HE Zhi-yong, et al. Wettability research of nickel-based high temperature filler metal on C_f/SiC ceramic matrix composite[J]. Journal of materials engineering, 2008(3): 5-8.
- [20] MCDERMID J R, PUGH M D, DREW R A L. The interaction of reaction-bonded silicon carbide and Inconel 600 with a nickel-based brazing alloy[J]. Metallurgical transactions A, 1989, 20(9): 1803-1810.
- [21] ŠIMUNOVIĆ K, FRANZ M, MARIĆ G. Investigation and estimation of residual stress in flame sprayed and fused NiCrBSi coatings[J]. Metalurgija, 2008, 47(2): 93-97.
- [22] ROGER J, AUDUBERT F, PETITCORPS Y L. Thermal reaction of sic films with Mo, Re and Mo-Re alloy[J]. Journal of alloys & compounds, 2009, 475(1): 635-642.
- [23] XIONG Jin-hui, HUANG Ji-hua, ZHANG Hong, et al. Brazing of carbon fiber reinforced Si ccomposite and TC4 using Ag-Cu-Ti active brazing alloy[J]. Materials science and engineering: A, 2010, 527(4/5): 1096.
- [24] CUI Bing, HUANG Ji-hua, XIONG Jin-hui, et al. Reaction-composite brazing of carbon fiber reinforced SiC composite and TC4 alloy using Ag-Cu-Ti-(Ti+C) mixed powder[J]. Materials science and engineering: A, 2013, 562: 203-210.
- [25] YANO T, SUEMATSU H, ISEKI T. High-resolution electron microscopy of a SiC/SiC joint brazed by a Ag-Cu-Ti alloy[J]. Journal of materials science, 1988, 23(9): 3362-3366.
- [26] FAN Dong-yu, HUANG Ji-hua, ZHAO Xiao-peng, et al. Joining of C_f/SiC Composite to Ti-6Al-4V with (Ti-Zr-Cu-Ni)+Ti filler based on in-situ alloying concept[J]. Ceramics international, 2017, 43(5): 4151-8.
- [27] LI Shu-jie, ZHOU Ying, DUAN Hui-ping. Wettability and interfacial reaction in SiC/Ni plus Ti system[J]. Journal of materials science, 2002, 37(12): 2575-2579.
- [28] FAN Xi-zhi, HUANG Wen-zhi, LIU Hai-tao, et al. Bond stability and oxidation resistance of BSAS-based coating on C/SiC composites[J]. Surface & coatings technology, 2017, 309: 35-46.
- [29] ZOU Bing-lin, KHAN Z S, GU Li-jian, et al. Microstructure, oxidation protection and failure mechanism of Yb₂SiO₅/LaMgAl₁₁O₁₉, Coating deposited on C/SiC composites by atmospheric plasma spraying[J]. Corrosion science, 2012, 62(3): 192-200.
- [30] HERNANDEZ X, JIMÉNEZ C, MERGIA K, et al. An innovative joint structure for brazing C_f/SiC Composite to Titanium Alloy[J]. Journal of materials engineering & performance, 2014, 23(8): 3069-3076.
- [31] CAMUS G, GUILLAUMAT L, BASTE S. Development of damage in a 2D woven C/SiC composite under mechanical loading: I. mechanical characterization[J]. Composites science & technology, 1996, 56(12): 1363-1372.