

# SiC 纤维增强 Ni-Cr-Al 合金复合材料先驱丝的制备

牛西茜, 汪 龙, 张浩强, 石南林, 宫 骏, 孙 超

(中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

**摘 要:** 采用对靶设计的磁控溅射法在 SiC 纤维表面先后沉积了 $(Al+Al_2O_3)$ 扩散阻挡层和 Ni-Cr-Al 合金先驱层, 制备得到 SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 先驱丝。研究了涂层的形貌、成分和相组成, 以及涂层对 SiC 纤维力学性能的影响。对先驱丝在 850 °C/150 h 和 900 °C/150 h 进行真空热处理。结果表明: Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层均匀致密, 呈非晶态, Ni-Cr-Al 合金涂层成分分布均匀, 与靶材成分相当; 涂层与 SiC 纤维结合良好, 且对 SiC 纤维力学性能影响较小; 先驱丝在真空热处理后, Ni-Cr-Al 合金层仍保持完整,  $(Al+Al_2O_3)$  涂层有效的抑制了界面处元素扩散和化学反应, 保证了高性能的 SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 复合材料的制备。

**关键词:** 磁控溅射; SiC 纤维; 复合材料; 扩散阻挡层

中图分类号: TB 333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2017)11-3550-06

航空、航天和空间技术的发展迫切需求具有低密度、高模量、高强度、耐高温的先进发动机材料。Ni 基高温合金被广泛应用于发动机领域, 但其具有较低的抗蠕变性能和较高的比重, 限制了发动机使用寿命和推重比的提升<sup>[1]</sup>。SiC 纤维具有高比强度、比模量、耐高温、抗氧化等优点, 在 1200 °C 以下仍能保持良好的力学性能<sup>[2]</sup>, 同时还具有良好的抗蠕变性能, 因此研发 SiC 纤维增强 Ni 基合金复合材料是解决上述问题的一种有效途径<sup>[3]</sup>。

发展 SiC 纤维增强 Ni 合金基复合材料的关键问题是: 一方面, SiC 纤维和 Ni 合金基体材料的热膨胀系数不匹配, 会在界面产生很大的残余应力, 导致微裂纹和缺陷的萌生; 另一方面, 二者在高温下会在界面附近发生严重元素互扩散和化学反应, 从而降低了纤维力学性能<sup>[4,5]</sup>。在 SiC<sub>f</sub>/Ni 合金界面设置应力缓冲和扩散阻挡层, 可以有效地缓解界面残余应力, 阻止或延迟界面处原子的相互扩散、渗透和反应<sup>[6]</sup>。研究表明<sup>[7]</sup>, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层可以有效地抑制 SiC 纤维和 Ni 界面处的元素扩散和反应, 为了提高 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层与 SiC 纤维间的结合, 在 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层与 SiC 纤维间施加了 Al 过渡层。采用磁控溅射制备 $(Al+Al_2O_3)$ 复合涂层, 在缓解 SiC 纤维与 Ni 基体反应的同时, 还可以保护纤维的富 C 层以保证纤维与 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层之间的结合, 降低界面的残余应力<sup>[8]</sup>。

目前, 纤维增强金属基复合材料的制备工艺以真空热压扩散结合为主, 即在一定温度和压力下, 通过

扩散将均匀排布(分布)的纤维/基体预制体中的纤维和基体连接成为整体而形成复合材料<sup>[9]</sup>。因此, 制备出高质量的纤维/基体预制体是采用真空热压扩散结合法制备高性能金属基复合材料的关键。

预制体的制备主要有 3 种工艺: 箔-纤维-箔(FFF), 涂敷基体的预制带(MCM)和涂敷基材成分的纤维(MCF)。其中 FFF 法制箔困难, 纤维体积分数难以控制, 材料形状受限。MCM 法主要通过等离子喷涂等技术将基体沉积在纤维上, 沉积温度较高, 易造成纤维损伤。而采用 MCF 方法, 利用物理气相沉积(PVD)方法将基体金属均匀沉积在纤维表面, 形成纤维/基体复合先驱丝。使用这种先驱丝在真空热压扩散下制备复合材料时, 主要是基体与基体之间的扩散结合, 避免界面的过度反应, 同时可以根据部件形状要求设计纤维排布, 并保证纤维在基体中的分布均匀性; 另外, 通过控制基体沉积层厚度也可控制纤维的体积分数, 使复合材料具有良好的性能。

Ni 基高温合金中以 Ni、Cr、Al 等为基本合金元素, 因此, 本研究采用 Ni20Cr5Al 合金作为复合材料的基体材料, 首先采用磁控溅射工艺在 SiC 纤维表面先后沉积 $(Al+Al_2O_3)$ 扩散阻挡层和 Ni-Cr-Al 先驱涂层, 制备 SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 先驱丝, 研究了涂层的形貌、成分和相组成及其对纤维力学性能的影响; 然后对先驱丝进行真空热处理, 研究了 $(Al+Al_2O_3)$ 涂层在高温下的稳定性及其对 SiC 纤维和 Ni-Cr-Al 基体界面处的元素互扩散的阻挡作用。

收稿日期: 2016-10-15

基金项目: 国家自然科学基金(51371170)

作者简介: 牛西茜, 女, 1988 年生, 博士, 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-83978231, E-mail: xxniu14b@imr.ac.cn

## 1 实验

采用中国科学院金属研究所研制的带有富 C 层的 SiC 纤维(W 芯), 其直径约为 100  $\mu\text{m}$ , 表面富 C 层厚度约为 2.5  $\mu\text{m}$ 。采用对靶设计的中频脉冲磁控溅射设备在 SiC 纤维表面沉积( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ )扩散阻挡涂层和 Ni20Cr5Al 合金涂层。沉积过程中, 缠绕有纤维的样品架以 6.25 r/min 的速度在靶基距为 75 mm 的对靶中间旋转, 以保证涂层厚度的均匀性。首先在 SiC 纤维表面沉积 Al 涂层。矩形 Al 靶材的尺寸为 272 mm $\times$ 68 mm $\times$ 10 mm, 纯度为 99.99%, 本底真空度  $3\times 10^{-3}$  Pa, 工作频率 40 kHz, 占空比 45%。沉积 Al 的气压为 0.5 Pa, 溅射功率为(550 V $\times$ 1 A); 然后采用反应磁控溅射工艺沉积  $\text{Al}_2\text{O}_3$  涂层, 工作压强为 0.4 Pa, Ar 与  $\text{O}_2$  流量比为 10~13, 溅射功率为(360 V $\times$ 4 A), 得到 ( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ )扩散阻挡层。最后采用 Ni 合金靶材在表面改性的 SiC 纤维的( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ )涂层表面沉积 Ni20Cr5Al 合金涂层, 制得先驱丝。Ni 合金靶材尺寸为 272 mm $\times$ 68 mm $\times$ 4 mm, 成分(质量分数)为 Ni20Cr5Al(Ni: 75.25%, Cr: 19.81%, Al: 4.94%)。溅射时本底真空度  $3\times 10^{-3}$  Pa, 工作频率 40 kHz, 占空比 45%, 工作压强为 0.5 Pa, 溅射功率为(480 V $\times$ 3.5 A)。对先驱丝的热处理是将样品密封在真空度为  $10^{-1}$  Pa 的石英管中, 分别在 850  $^\circ\text{C}$ /150 h 和 900  $^\circ\text{C}$ /150 h 的条件下进行。

采用 FEG XL30 扫描电镜(SEM), 分别观察了改性纤维和先驱丝的表面及截面形貌, 并采用其能谱 (EDS) 仪确定元素在改性后纤维截面的分布; 采用 ESCAL AB250 X 射线光电子能谱 (XPS) 仪以 0.1 nm/s 的速度刻蚀( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ )涂层表面, 分析了( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ )涂层成分; 采用 D/max-RAX-射线衍射 (XRD) 仪测定 Ni-Cr-Al 合金涂层的相结构; 采用 JEM-2100F 型场发射高分辨透射电子显微镜(HRTEM)对改性处理后的 SiC 纤维(研磨成粉, 并置于乙醇中超声分离)进行选区电子衍射分析,

并利用其 EDS 能谱仪对微区成分进行分析。其点分辨率为 0.19 nm, 线分辨率为 0.14 nm, STEM 分辨率为 0.20 nm, 工作电压为 200 kV。采用小型拉伸试验机对改性后纤维和先驱丝进行室温拉伸, 速度为 2 mm/min, 纤维直径用千分尺测量, 精度为 $\pm 1$   $\mu\text{m}$ , 试样标距为 25 mm, 每组 40 个样品取平均值。

## 2 结果与分析

### 2.1 ( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ )层的形貌和成分分析

从图 1a 纤维表面的 SEM 照片可以看出, 磁控溅射得到的( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ )扩散阻挡层致密且无裂纹, 与 SiC 纤维表面富 C 涂层结合良好, 无剥落开裂现象。从图 1b 截面形貌和 EDS 元素线扫描可以看出, ( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ )涂层的厚度均匀(外层是 Ni-Cr-Al 涂层), 约为 1  $\mu\text{m}$ , 在 SiC 纤维表面实际形成 C/Al/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  复合梯度涂层。选择这种复合涂层的原因是:  $\text{Al}_2\text{O}_3$  是高温稳定相, 结构致密、活性低, 且热胀系数与 SiC 纤维及基体相匹配。而在  $\text{Al}_2\text{O}_3$  涂层 SiC 纤维丝之间一层 Al 薄膜的存在可以避免活性 O 离子对富 C 层的刻蚀<sup>[10]</sup>; 另一方面高温下 Al 对 O 的亲势高于 Ni, Cr 对 O 的亲势, 当  $\text{Al}_2\text{O}_3$  在高温热循环和辐照作用的影响下产生缺陷后, 内侧的镀 Al 层能够迅速被氧化形成新的  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 从而达到修复缺陷的作用。

利用 XPS 对 SiC 表面  $\text{Al}_2\text{O}_3$  涂层中不同深度处的成分进行分析, 对得到的 XPS 谱图进行拟合得到图 2 所示的 XPS 图谱。由图 2 可看出, 磁控溅射得到的 Al 2p 和 O 1s 峰均为  $\text{Al}_2\text{O}_3$  单峰。从表面 12~100 nm 处, Al 2p 和 O 1s 峰的位置和强度几乎没有变化, 表明  $\text{Al}_2\text{O}_3$  涂层的成分均匀。

$\text{Al}_2\text{O}_3$  是共价键化合物, 常温磁控溅射法制备的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  薄膜一般以非晶状态存在。利用 TEM 对改性的 SiC 纤维进行了选区电子衍射分析和 EDS 分析, 其结果如图 3 所示。选区衍射环显示涂层为非晶态  $\text{Al}_2\text{O}_3$

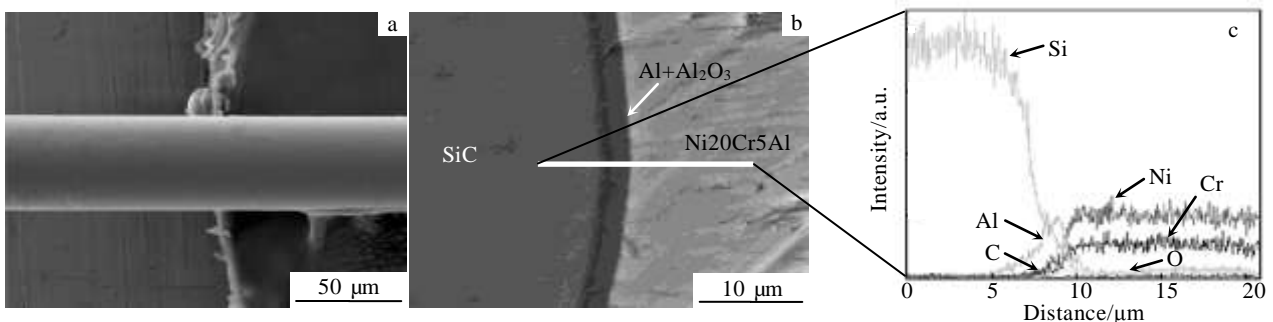


图 1 经( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ )涂层改性后 SiC 纤维的表面和截面 SEM 照片及 EDS 元素线扫描

Fig.1 Surface (a), cross section morphologies (b), and EDS element lining maps (c) of SiC fiber modified by ( $\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3$ ) coating(Ni-Cr-Al)

组织。EDS 分析得到的选区成分分布，进一步证实了选区成分为  $\text{Al}_2\text{O}_3$  涂层。结果显示，采用磁控溅射法得到了符合化学计量比的非晶  $\text{Al}_2\text{O}_3$  涂层。磁控溅射沉积形成非晶涂层的原因是，溅射中 SiC 纤维未加热， $\text{Al}_2\text{O}_3$  达不到结晶条件， $\text{Al}_2\text{O}_3$  薄膜沉积初期处于点阵无序度较高的状态，当沉积速率远高于结晶速率，无序度无法缓解，从而生成非晶态的  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 。在固体晶界部位，由于缺陷密度高，原子迁移率大而扩散激活能小，而由于非晶态的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  薄膜存在较少的晶界，具有更好的阻挡原子扩散渗透的能力，在高温下发挥更优良的扩散阻挡效果。

2.2 SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 先驱丝的形貌和成分分析

通过磁控溅射在  $(\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3)$  扩散阻挡涂层改性的 SiC 纤维表面沉积 Ni-Cr-Al 合金涂层，得到 SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 先驱丝，采用 SEM 观察先驱层的表面和截面形貌，如图 4 所示。

由图 4a 可以看出，Ni-Cr-Al 涂层由许多直径 5~10  $\mu\text{m}$  的小岛组成，每个小岛又由许多直径约 1  $\mu\text{m}$  的颗粒团簇组成，这种细小的颗粒结构有利于后续真空热压时表面氧化层的破裂，使基体充分扩散结合。Ni-Cr-Al 涂层和  $(\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3)$  涂层的结合较好，涂层未出现裂纹和脱落。图 4b 显示基体 Ni 合金的生长呈现明显的柱状晶结构。这是由于在沉积过程中，晶核密度

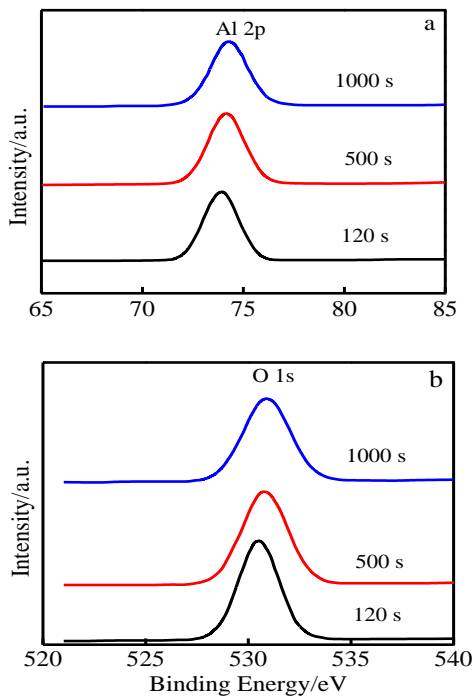


图 2  $\text{Al}_2\text{O}_3$  涂层的 Al 和 O XPS 深度分析拟合图谱  
Fig.2 XPS depth analysis patterns of Al (a) and O (b) in  $\text{Al}_2\text{O}_3$  coating

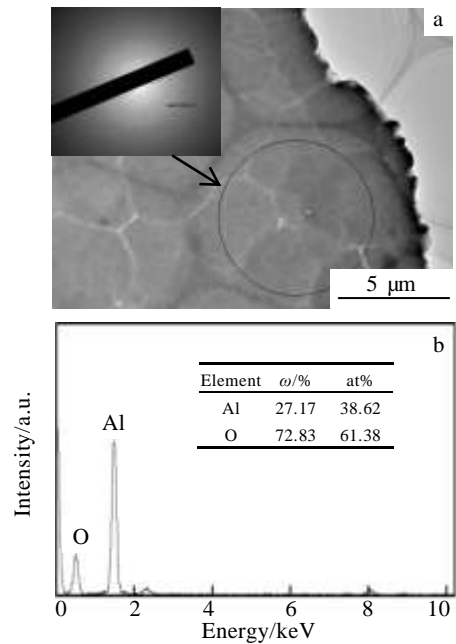


图 3 经  $(\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3)$  涂层改性后 SiC 纤维的 TEM 照片和相应的 SAED 花样及 EDS 分析  
Fig.3 TEM image and corresponding the SAED pattern (a) and EDS spectrum analysis (b) of SiC fiber modified by  $(\text{Al}+\text{Al}_2\text{O}_3)$  coating

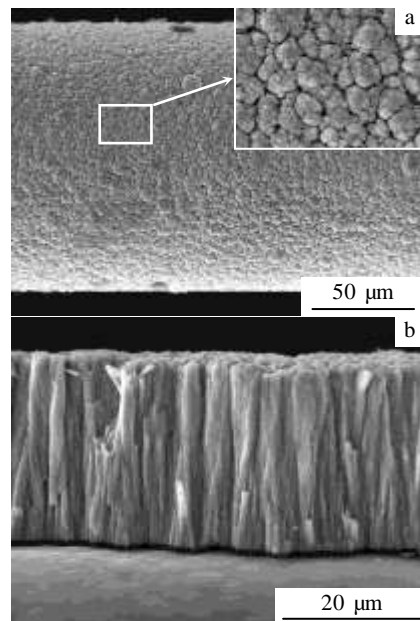


图 4 Ni-Cr-Al 合金涂层的表面和截面 SEM 形貌  
Fig.4 Surface (a) and cross section (b) morphologies of Ni-Cr-Al coating on the precursor wire surface

和尺寸不断增加, 在纤维表面形成半球型岛状薄膜。晶核随着膜厚增加向上生长, 凸出于表面的部分更容易捕获到沉积原子而优先生长, 从而表面的凹凸不平程度加剧, 最终形成柱状晶结构<sup>[11]</sup>。柱状晶的快速生长, 岛状突起对凹下部分有遮蔽作用, 导致涂层表面有少许微孔洞和粗大的晶粒, 为原子扩散提供通道, 对材料抗氧化和抗腐蚀性能不利。后续真空热压的高温高压过程, 可以使柱状晶再结晶形成更致密细小的等轴晶, 弥补这一不足。从图 4b 还可以看出, 先驱丝表面 Ni-Cr-Al 涂层厚度均匀, 厚度在 32 μm 左右。由复合材料混合定律计算得到复合材料先驱丝中 SiC 纤维的体积分数约为 37%。

对纤维表面的 Ni-Cr-Al 合金涂层在截面方向上进行 EDS 分析, 结果如图 5 所示。从图 5 中可以看出涂层中 Ni-Cr-Al 合金成分分布是均匀的, 且涂层的厚度可随溅射时间控制。涂层成分与所用合金靶材成分偏差不大, 其中 Ni 含量略微偏高, Al 含量略微偏低。这是因为靶的各组元 Ni、Cr、Al 的溅射产额不同, 在开始溅射过程中, 溅射产额高的物质优先溅射, 造成靶的表面成分偏离。但随着溅射进行, 靶表面溅射产额高的物质贫化, 溅射速率下降, 溅射产额低的物质则在靶表面富集从而溅射速率增大, 实现成分的自动补偿效应。最终结果显示溅射的 Ni-Cr-Al 涂层与靶材成分差别不大, 略有偏差。

先驱丝表面 Ni-Cr-Al 合金涂层的 X 射线衍射谱如图 6 所示。 $\gamma$ -Ni 与  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al 的晶体结构都为面心立方, 点阵参数相近, 当  $\gamma$ -Ni 中固溶 Cr、Al 元素后, 其点阵参数与  $\gamma'$  的更加接近, 通过 XRD 的强峰很难将二者区分开, 它们在不产生消光的晶面出现的衍射峰基本重合, 如图 6 中  $2\theta$  为 44.04°; 75.45° 处的衍射峰是  $\gamma$ -Ni 与  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al 分别在 (111) 和 (220) 晶面产生的衍射叠加。

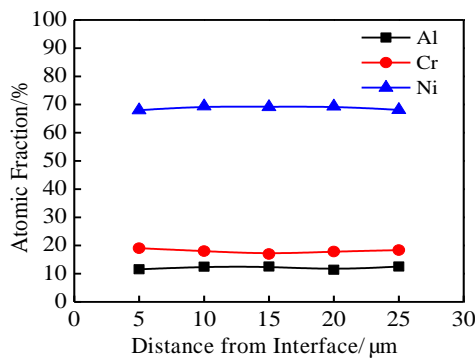


图 5 Ni20Cr5Al 涂层横截面上合金成分分布

Fig.5 Radial concentration profiles of Ni, Cr and Al across the Ni20Cr5Al coat layer

由于  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al 及其固溶体为有序结构, 可判定在  $2\theta$  为 36.19° 处的衍射峰是  $\gamma'$  相的有序结构在 (110) 晶面产生的衍射。因此, Ni-Cr-Al 先驱丝层的相为  $\gamma$ -Ni 和  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>Al 相中固溶 Cr, 这与文献[12]中此成分下三元合金相图得到的结果相一致。

### 2.3 (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 涂层和 Ni-Cr-Al 涂层对 SiC 纤维力学性能的影响

通过拉伸试验测得 (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 层改性前后 SiC 纤维的室温抗拉强度分别为 3150 和 2905 MPa。Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层厚度为 1 μm, 经计算 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层的体积分数为 3.88%。Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 室温抗拉强度为 260.7 MPa。根据复合材料的混合定律:

$$\sigma_c = \sigma_f V_f + \sigma_m V_m \quad (1)$$

式中,  $\sigma_f$  和  $\sigma_m$  分别为纤维和改性涂层的抗拉强度,  $V_f$  和  $V_m$  分别为纤维和改性涂层的体积分数。经计算改性后纤维的理论抗拉强度为 3037.9 MPa, (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 层改性后纤维室温抗拉强度实际值为理论值的 95.91%。改性后 SiC 纤维的强度与改性前相比略有下降, 变化不大。可见, (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 改性层对纤维的力学性能影响很小。

拉伸实验测得 SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 先驱丝的室温抗拉强度为 1291 MPa。Ni 合金涂层占先驱丝的体积分数为 55%, Ni 合金靶材的抗拉强度为 205 MPa, 经混合定律算的先驱丝的理论抗拉强度为 1420 MPa, 实测强度值是理论值的 90.91%。考虑到一方面 Ni-Cr-Al 合金涂层和 (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 涂层为较弱的物理结合, 而混合定律的计算则假设界面为理想结合界面; 另一方面, Ni-Cr-Al 涂层柱状晶生长方向垂直于拉伸方向, 拉伸结果可能具有方向性, 使得实测强度值偏低。所以可认为磁控溅射 Ni-Cr-Al 合金涂层对纤维的力学性能影响不大。

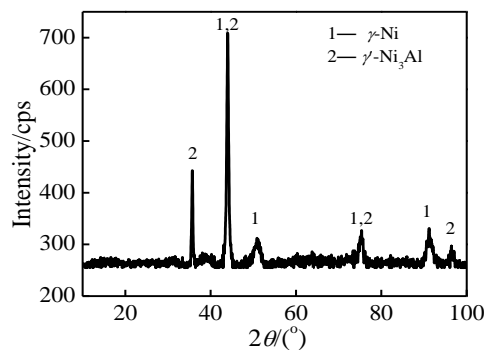


图 6 Ni-Cr-Al 涂层的 XRD 图谱

Fig.6 XRD pattern of Ni-Cr-Al coating on the precursor wire surface

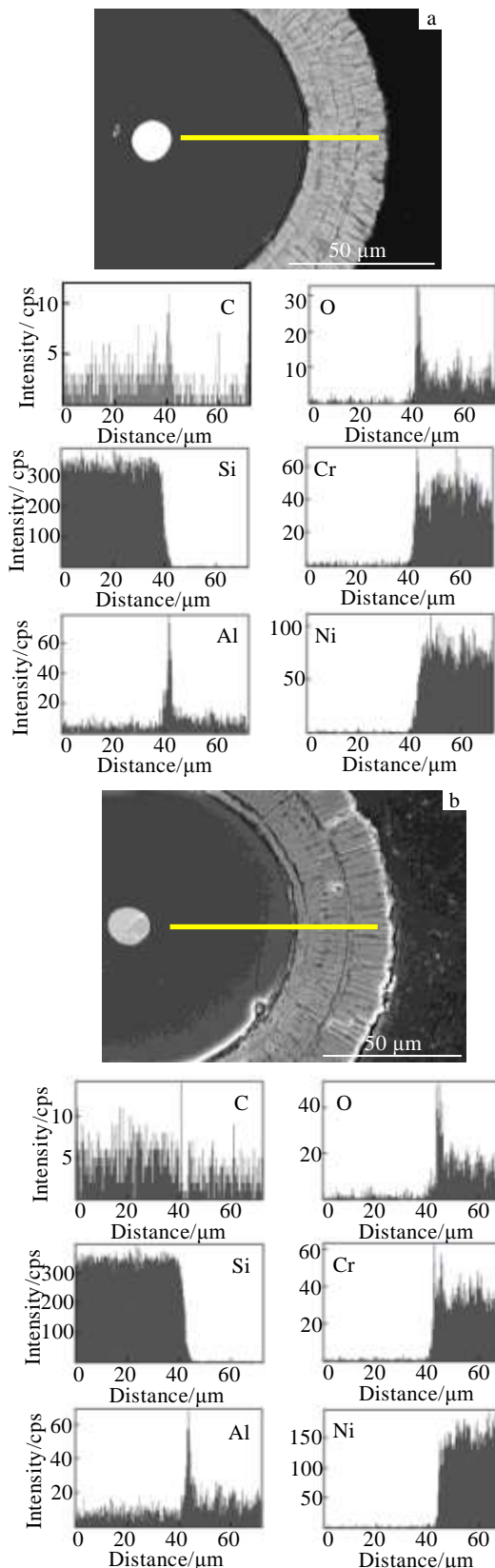


图 7 不同热处理条件下 SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 合金先驱丝的截面 SEM 照片及 EDS 元素线扫描

Fig.7 Cross section morphologies and EDS element scanning maps of SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al alloy precursor wire treated in vacuum at 850 °C/150 h (a) and 900 °C/150 h (b)

### 2.4 SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 先驱丝的界面高温稳定性

先驱丝在 850 °C/150 h 和 900 °C/150 h 真空热处理后截面 SEM 形貌如图 7 所示。从图 7 可以看出, 先驱丝分别经过 850 和 900 °C 处理 150 h 后, 在 (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 扩散阻挡层作用下, SiC 纤维和 Ni-Cr-Al 合金涂层在界面处未发生明显反应, 合金中的 Ni、Cr、Al 元素并没有向 SiC 纤维内扩散。由于 C 原子的扩散速率远大于其他原子, SiC 表面的富 C 层向合金中有了轻微的扩散, 并且随着热处理温度提高, 富 C 层逐渐消耗, 但是未与合金涂层发生明显反应, 且富 C 层在 900 °C/150 h 也并未扩散消失。

从图 7b 可以看到, 先驱丝经 900 °C/150 h 真空处理后, Ni-Cr-Al 合金涂层中 Cr 元素在界面处发生轻微富集。研究表明<sup>[5,6,13]</sup>, Ni 元素为非碳化物形成元素, SiC 与 Ni 界面的固相反应为 Ni + SiC → (Ni-硅化物)+C; SiC 与 Cr 界面的固相反应为: Cr+ SiC → (Cr-硅化物)+(Cr-碳化物); Al 为强碳化物形成元素, SiC 与 Al 界面的固相反应为 Al+ SiC → (Al-碳化物)+Si。因此, 随着真空热处理温度的提高, 由于 C 原子向基体中的轻微扩散, 亲 C 的 Al 和 Cr 元素在 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层外轻微富集, 但由于 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 扩散阻挡层的作用, Al 和 Cr 并未继续向纤维内部扩散, 避免界面处过度反应, 保证了 SiC 纤维的完整性。

综上可知, 实验制备的 (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 扩散阻挡层具有良好的高温稳定性, 能够有效地阻挡基体和纤维间的元素扩散, 防止在后续的真空中热压扩散结合 (<900 °C/150 h) 过程中 SiC 纤维和 Ni-Cr-Al 合金之间的过度界面反应, 从而保证了高性能的 SiC 纤维/Ni-Cr-Al 基复合材料的制备。

### 3 结 论

1) 采用对靶反应磁控溅射法在 SiC 纤维表面制备了均匀致密的 (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 扩散阻挡涂层。Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层成分理想, 呈非晶态结构。

2) 采用对靶磁控溅射法制备 SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 先驱丝, Ni-Cr-Al 合金涂层与 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层结合良好, 厚度和成分均匀, 且 Ni-Cr-Al 合金涂层成分与靶材成分相近; 合金涂层相组成为 (γ+γ') 相中固溶 Cr。

3) 在磁控溅射工艺下制备的 (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 扩散阻挡层和 Ni-Cr-Al 合金涂层对 SiC 纤维力学性能影响较小。

4) SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 合金先驱丝经过 850 °C/150 h 和 900 °C/150 h 真空处理后, (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) 扩散阻挡层保持完好, 有效阻挡了 SiC 纤维和 Ni 合金涂层间元素扩散, 抑制了界面处发生过度的化学反应, 经 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 涂层改



性的 SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al 合金先驱丝界面具有良好的高温稳定性, 保证了高性能的 SiC 纤维/Ni-Cr-Al 基复合材料的制备。

#### 参考文献 References

- [1] Mileiko S T, Kiiko V M, Kolchin A A *et al.* *Compos Sci Technol*[J], 2002, 62(2): 167
- [2] Shi Nanlin(石南林), Liu Qingmin(刘清民). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1990, 26(3): 225
- [3] Mileiko S T. *Compos Sci Technol*[J], 2002, 62: 195
- [4] Wang Yulin(王玉林), Shen Dejiu(沈德久), Yu Jinku(于金库) *et al.* *Acta Materialiae Compositae Sinica*(复合材料学报)[J], 1992, 2: 127
- [5] Chou T C, Joshi A, Wadsworth J. *J Mater Res*[J], 1991, 6(4): 796
- [6] Tang Wenming(汤文明), Zheng Zhixiang(郑治祥), Ding Houfu(丁厚福) *et al.* *Journal of the Chinese Ceramic Society* (硅酸盐学报)[J], 2003, 31(3): 283
- [7] Lin Haitao(林海涛), Shi Nanlin(石南林), Sun Chao(孙超) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2007, 43(4): 444
- [8] Zhang L, Shi N L, Gong J *et al.* *J Mater Sci Technol*[J], 2011, 28(3): 234
- [9] Guo Z X, Derby B. *Prog Mater Sci*[J], 1995, 39: 411
- [10] Zhang Lu(张露), Shi Nanlin(石南林), Gong Jun(宫骏) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(4): 497
- [11] Tang Weizhong(汤伟忠). *Principles, Technology and Application of Thin Film Material*(薄膜材料制备原理、技术及应用)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1988: 121
- [12] Stanley R L. *Metall Trans A*[J], 1978, 9(9): 1237
- [13] Tang W M, Zheng Z X, Ding H F *et al.* *Mater Chem Phys*[J], 2002, 77(1): 236

## Preparation of Precursor Fiber for SiC Fiber Reinforced Ni-Cr-Al Alloy Composites

Niu Xixi, Wang Long, Zhang Haoqiang, Shi Nanlin, Gong Jun, Sun Chao  
(Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

**Abstract:** SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al precursor wires were obtained by deposition of (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) diffusion barrier layers and Ni-Cr-Al alloy coating on the surface of SiC fiber via magnetron sputtering. The morphology, composition and phases of the coatings were studied, and the influence of the coatings on the mechanical properties of SiC fiber was investigated. The precursor wires were treated in vacuum at 850 °C and 900 °C for 150 h. The results show that (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) coating is uniform and dense, the Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating is amorphous, and the composition of Ni-Cr-Al alloy coating is close to that of Ni alloy target. The (Al+Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>) layer and Ni-Cr-Al layer combine well with SiC fiber and have extremely slight negative effect on the tensile strength. After heat treatment of the precursor wire in vacuum, the Ni-Cr-Al alloy coating remains intact, and Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> coating effectively blocks the element diffusion and restricts the reaction between SiC fiber and Ni-Cr-Al alloy, which can ensure the preparation of high performance SiC<sub>f</sub>/Ni-Cr-Al composites.

**Key words:** magnetron sputtering; SiC fiber; composite; diffusion barrier coating; precursor wire

---

Corresponding author: Gong Jun, Ph. D., Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, P. R. China, Tel: 0086-24-83978232, E-mail: jgong@imr.ac.cn