

DOI: 10.20098/j.cnki.1001-5132.2024.0722

碳化硅纤维表面热解碳涂层转化 TiC-Ti₂AlC 的行为研究

王宇槐^{1,2,3}, 李 朋^{2,3}, 黄 庆^{2,3*}

(1. 宁波大学 材料科学与化学工程学院, 浙江 宁波 315211;

2. 中国科学院 宁波材料技术与工程研究所, 浙江 宁波 315201; 3. 宁波杭州湾新材料研究院, 浙江 宁波 315336)

摘要: 界面层对于碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料性能具有重要影响. 为此, 采用化学气相沉积工艺, 在碳化硅纤维表面制备热解碳(PyC)涂层作为反应源, 通过熔盐化学原位反应将 PyC 转化为 TiC-Ti₂AlC 涂层. 通过对物相、微观结构以及形貌表征分析发现: TiC 在 TiC-Ti₂AlC 涂层中以较大层状晶粒与纤维基底相连, 而 Ti₂AlC 以较小晶粒分散于 TiC 层. 进一步研究表明: PyC 涂层厚度对其向 TiC-Ti₂AlC 转化有重要影响, 因而可调节 TiC-Ti₂AlC 与纤维的结合强度.

关键词: 碳化硅纤维; 界面层; 化学气相沉积; 热解碳; TiC-Ti₂AlC

中图分类号: TQ343+.6

文献标志码: A

文章编号: 1001-5132 (2025) 02-0102-07

核能作为一种高效清洁能源, 是实现“双碳”发展目标和应对全球气候变化的重要能源. 日本福岛核泄漏事件发生后, 核能在实际应用中面临核安全的挑战, 因此开发新一代事故容错核材料迫在眉睫^[1]. 碳化硅纤维增强碳化硅陶瓷基复合材料(SiC_f/SiC)是以 SiC 陶瓷为基体, 以 SiC 纤维为增强相复合而成的一类陶瓷基复合材料, 具有低密度、高强高模、耐高温、抗氧化、抗蠕变、抗热冲击、耐腐蚀、热膨胀系数小等优良性能, 已成为核能领域的新兴材料^[2-4]. 与传统的核用包壳材料锆合金相比, SiC_f/SiC 具有更好的抗氧化和耐腐蚀性能, 并且通过对复合材料(增强体、界面相、基体和涂层)的优化设计, 可进一步提高其性能^[5]. SiC_f/SiC 常用的界面层为热解碳(PyC)和六方氮化硼(h-BN), 但是在实际应用过程中 PyC 在高于 400 °C 时易氧化, 限制了其在高温环境下的使用. h-BN 的氧化性略强于 PyC, 但是在高于 850 °C 时也会发生氧化^[6-7]. 因此, 针对 PyC 和 h-BN 在一定条件下失效的问题, 寻找一种抗氧化、耐辐照的界面层材料成为目前该领域的研究热点之一.

近年来, 三元层状材料 MAX 相作为核用界面

层材料受到广泛关注. MAX 相具有与 PyC 和 h-BN 相似的六方层状晶体结构, 在外加应力作用下通常会出现滑移、曲屈、扭结等变形, 从而实现偏转界面裂纹, 提升复合材料的韧性^[8-9]. 此外, MAX 相材料兼具高热导、耐辐照等特性, 作为界面层材料可以提高复合材料的导热和耐辐照性能^[10-11]. 最近, 中国科学院宁波材料技术与工程研究所的研究团队通过熔盐法在碳纤维表面原位制备出了 Ti₂AlC、Ti₃SiC₂ 等 MAX 相涂层, 并利用聚合物浸渍裂解工艺(PIP)将其合成复合材料, 用以研究 MAX 相材料作为复合材料界面层的性能^[12-14]. 此外, 有研究表明^[15]: Ti₂AlC 作为 MAX 相材料的代表性材料, 不仅具备碳化物的高抗辐照性能, 而且具有较好的化学相容性, 并与 SiC 基体的辐照肿胀相匹配. 因此, 通过熔盐原位生长制备的 Ti₂AlC 涂层, 作为 SiC_f/SiC 复合材料的理想界面材料具有较大的潜力.

由于碳化硅纤维本身内部存在一些游离的碳元素, 直接用熔盐法在碳化硅纤维表面制备 MAX 相涂层很容易使纤维本身参与反应, 从而导致纤维受损.

收稿日期: 2024-07-21.

宁波大学学报(理工版)网址: <http://journalg.nbu.edu.cn/>

基金项目: 浙江省重点研发计划(2022C01236); 浙江省领军型创新创业团队项目(2019R01003); 浙江省万人杰出项目(2022R51007).

第一作者: 王宇槐, 硕士研究生, 主要研究方向: 复合材料界面层的优化设计与调控. E-mail: m15616298834@163.com

*通信作者: 黄庆, 研究员, 主要研究方向: 极端环境能源材料的开发与应用. E-mail: huangqing@nimt.ac.cn

本研究利用化学气相沉积(Chemical Vapor Deposition, CVD)法, 预先在碳化硅纤维表面制备 PyC 涂层, 并以此为碳源制备 Ti₂AlC 涂层. 在反应过程中, PyC 预涂层可以对纤维产生保护作用. 同时, 研究了不同厚度 PyC 涂层对形成 TiC-Ti₂AlC 的影响, 揭示 TiC-Ti₂AlC 涂层形成的规律.

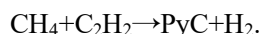
1 实验

1.1 实验材料

实验采用的碳化硅纤维束为福建立亚公司型号为 Cansas-3301 的第3代连续碳化硅纤维; 钛(Ti)粉(99.99%, ≥300 目), 铝(Al)粉(99%, 100~200 目), 均购自国药集团化学试剂有限公司; 氯化钠(NaCl, 分析纯), 氯化钾(KCl, 分析纯)均购自上海阿拉丁生化科技有限公司.

1.2 实验步骤

取适量的碳化硅纤维置于管式炉中, 在氩气保护下 500 ℃保温 120 min, 除去纤维表面的保护胶; 然后将纤维置于热壁真空炉(1 MPa)中, 通过调节甲烷、乙炔和氩气 3 种气体的比例, 在 950 ℃下制备 PyC 预涂层. PyC 预涂层的厚度通过沉积时间控制(3~12 h). 具体化学反应式为:



将制备的不同厚度 PyC 涂层的碳化硅纤维放置在氧化铝坩埚中, 将钛粉、铝粉、NaCl 和 KCl 按照 2.0:1.5:10.0:10.0 的摩尔比混合均匀, 在玛瑙研钵中充分研磨, 用混合粉末把纤维均匀覆盖. 将坩埚放置在氩气气氛的管式炉中, 以 3 ℃·min⁻¹升温至 700 ℃, 保温 120 min, 然后以 3 ℃·min⁻¹升温至 900 ℃, 保温 60 min, 接着以 3 ℃·min⁻¹降温至 300 ℃, 然后随炉冷却. 用去离子水洗去盐和副产物, 在真空干燥箱中干燥, 得到最后产物.

1.3 样品的测试及表征

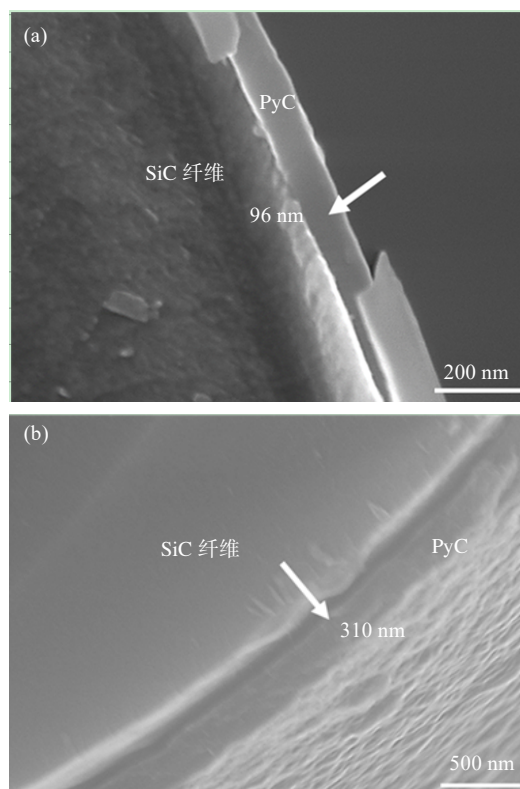
采用 X 射线衍射仪(XRD, D8 Advance, Bruker AXS)对样品进行物相分析, 以 CuKα(λ=0.1547 nm)为射线源, 2θ 角的扫描范围为 5°~90°, 扫描步长为 0.02°. 采用配有能谱分析仪的扫描电子显微镜(SEM, FEI Quanta FEG 250)和透射电子显微镜(TEM, TF20)对样品的微观结构进行分析. 利用聚焦离子束(FIB, Auriga, Carl Zeiss AG)制备透射电镜观察用的箔片. 利用对表面成分更为敏感的

Raman 光谱仪(Renishaw inVia Reflex)分析涂层的成分, 激发波长 532 nm, 范围 61~1 800 cm⁻¹, 曝光时长 10 s. 为提高精度, 扫描周期设置为 5.

2 结果与讨论

在制备基于 SiC 纤维原位形成的 TiC-Ti₂AlC 涂层过程中, PyC 预涂层的沉积厚度对 TiC-Ti₂AlC 涂层的形成具有重要影响. 通过化学气相沉积法在碳化硅纤维表面制备了 3 种不同厚度(96、310、1 200 nm)的 PyC, 如图 1(a)~(c)所示, 图 1(d)为碳化硅纤维表面预涂层 PyC 的拉曼图谱, 其中 D 波段的全宽半高为 88 cm⁻¹, ID/IG 强度比约为 1.2, 可以确认在碳化硅纤维表面有 PyC 生成^[16].

图 2(a)是 3 种不同厚度 PyC 涂层的碳化硅纤维与混合粉末反应产物的 XRD 图谱, 涂层的主要晶相为 TiC 和 Ti₂AlC. 在 2θ 为 34.1°和 39.5°时, 观察到 Ti₂AlC 的(101)和(103)特征晶面衍射峰, 但其结晶量较少, 衍射峰较弱. 随着 PyC 涂层厚度的增加, TiC 在整个产物中含量明显增加, 初步判断 Ti₂AlC 在反应产物中不是连续相, 而是以晶粒形式分散在 TiC 涂层中, 这一现象与文献[17]研究中利用 PyC 制备 Ti₃SiC₂ 一致.



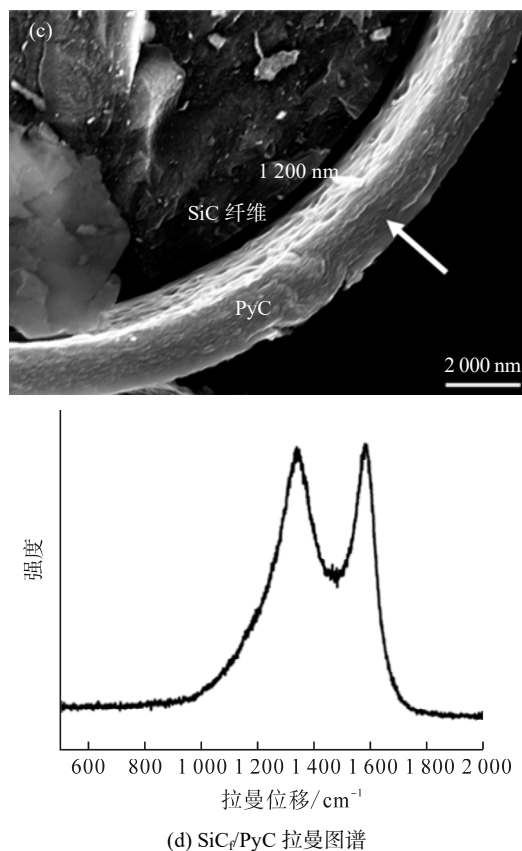


图1 碳化硅纤维表面不同厚度 PyC 预涂层的
微观形貌和结构表征

正常情况下 Ti-Al-C 反应混合物中对于生成 Ti_2AlC 的量足够,但是在碳化硅纤维表面进行原位合成依赖熔融盐中 Ti-Al 混合物、PyC 预涂层和 SiC 纤维之间的相互作用,依赖元素在基底与熔盐环境之间的扩散,PyC 涂层在整个材料中占比很少(图 1(a)~(c)),由此在反应产物中 TiC- Ti_2AlC 的占比会较小。对比 Ti_2AlC ^[18]的主要特征峰位(2θ 为 39.5° 、 43.4° 、 60.8° 、 71.6° 和 71.9°)发现,其与 TiC 的主要特征峰有重叠,结合 310 nm 的 PyC 与 Ti-Al 混合粉末的反应产物 EDS 图谱(图 3)中各元素的分布状态,进一步证实了在碳化硅纤维表面生成了 Ti_2AlC 的 MAX 相。另外,传统的 XRD 很难分析微米及更小尺度的微观结构,并且 PyC 及其转化后的反应产物在整个反应产物中占比较小,所以利用对表面更加灵敏的拉曼测试技术,观察图 2(b)中 3 种不同厚度转化结果的拉曼数据,其位于 260、270、360 cm^{-1} 的峰值分别对应于 Ti_2AlC 的 ω_2 、 ω_3 、 ω_4 振动模式^[19-20]。200~400 cm^{-1} 的较强振动峰属于非化学计量比的 TiC_x 。在 550~750 cm^{-1} 的振动峰符

合 Ti-C 键振动,这与 Ti_2AlC 晶格缺陷有关。另外发现:在 285 cm^{-1} 的振动峰 3 种厚度的 PyC 与 Ti-Al 混合粉末反应产物均具备,说明其与 PyC 厚度无关,是碳化硅纤维本身特性,这进一步验证了 TiC- Ti_2AlC 在整个碳化硅纤维所占的比例较小。

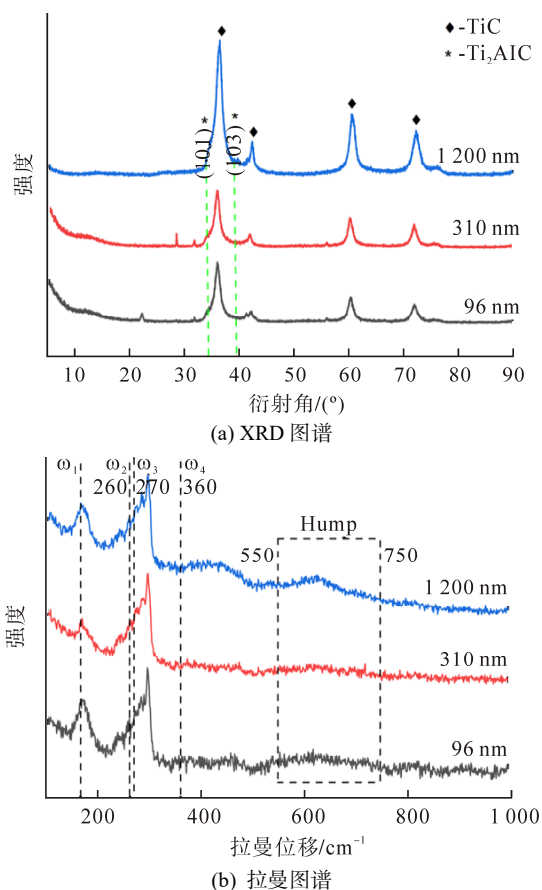


图2 3 种厚度 PyC 涂层的碳化硅纤维与 Ti-Al
混合粉末在熔盐中反应产物的物相分析

针对 310 nm 的 PyC 的碳化硅纤维与混合粉末反应产物,用 FIB 沿纤维截面切割,所得样品用于 TEM 分析。图 4(a)展示了切割部分样品的亮场图像,样品主要分为 3 部分:内层几乎透明是碳化硅纤维, TiC 层以较大的层状晶粒和纤维相接, Ti_2AlC 以较小晶粒形式存在于 TiC 层中。较小晶粒 Ti_2AlC 和较大晶粒 TiC 的高分辨 TEM 图像(HRTEM)和选区电子衍射(SAED)图像如图 4(b)和(c)所示。图 4(b)展示了区域 1 的 HRTEM 图像,0.68 nm 的晶面间距 d 值对应 Ti_2AlC 的(002)晶面^[21],并且插入了垂直于 C 轴的 Ti_2AlC 的 SAED 图形。图 4(c)展示了区域 2 的 TiC^[22]沿[001]方向的 HRTEM 图像,0.216 nm 的 d 值对应 TiC 的(200)晶面,进一步佐证了 Ti_2AlC

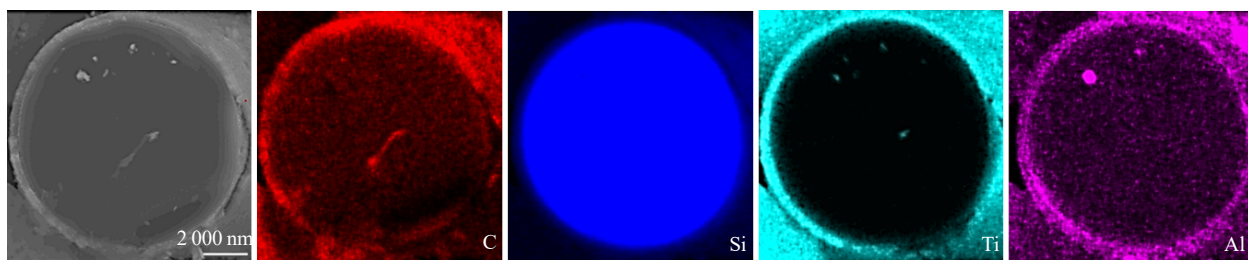
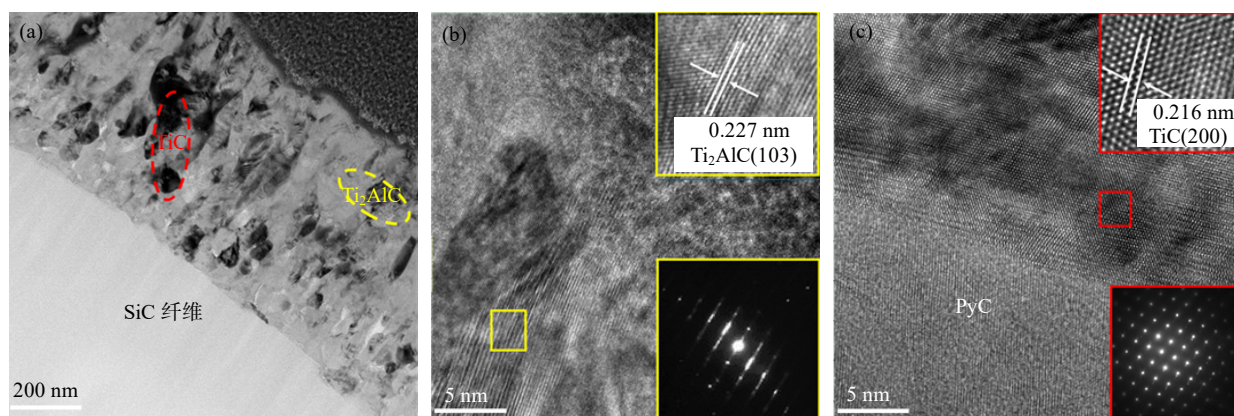


图3 310 nm 的 PyC 的碳化硅纤维与 Ti-Al 混合粉末在熔盐中反应产物的 EDS 图谱



(a)为 TiC 和 Ti₂AlC 在涂层中分布; (b)为区域 1 中 Ti₂AlC 的高分辨透射电子显微镜图像及选区电子衍射图;
(c)为区域 2 中 TiC 的高分辨透射电子显微镜图像及选区电子衍射图。

图4 310 nm 的 PyC 的碳化硅纤维与 Ti-Al 混合粉末在熔盐中反应产物的 TEM 图像

以小晶粒存在于 TiC 层中。

对陶瓷基复合材料,在弱界面结合下产生的增强体与基体之间在外负载作用下的脱结合、裂缝偏转传播方向和增强体拉出等现象能够增强材料的韧性。

图 5 展示了不同 PyC 预涂层厚度的碳化硅纤维与混合粉末反应形成 TiC-Ti₂AlC 涂层的微观形貌。从图 5(a)~(c)可见,96、310、1 200 nm 的 PyC 预涂层在经过熔盐转化后表面形成了均匀涂层,并且发现 1 200 nm 的 PyC 预涂层转化后有明显的 PyC 残余;随着 PyC 预涂层厚度的增加,碳化硅纤维表面涂层呈现从平滑到褶皱,再到脱落的变化,说明 PyC 厚度增大会增加纤维表面的粗糙度,过厚的 PyC 预涂层可能导致 TiC-Ti₂AlC 涂层的脱落。从图 5(d)~(f)可以发现,不同厚度的 PyC 转化后,纤维的拔出现象都较明显。观察图 5(c)、(f)和(i)可以发现,因为有 PyC 残余,碳化硅纤维和涂层之间的结合强度较弱,甚至能够观察到非常明显的缝隙。另外,观察图 5(h)和(i)可以发现, TiC-Ti₂AlC 涂层沿着纤维径向生长,并且因为在整个反应过程中随着 PyC 逐渐消耗,在 TiC 和 Ti₂AlC 的晶粒生

长过程中,可以发现有一些很小的间隙形成,这在熔盐过程中更加有利于 Ti-Al 的流动,有利于 TiC_x 向 Ti₂AlC 的转化。图 5(i)展示了更加明显的裂缝形成,表明随着 PyC 预涂层进一步增厚至 1 200 nm 时,碳化硅纤维与混合粉末反应后在界面会残留过多的 PyC,导致纤维柔韧性变差,严重减弱了碳化硅纤维与 TiC-Ti₂AlC 涂层界面的粘接,导致界面脱粘。综上表明,弱界面结合可能促使陶瓷基复合材料在受外力时表现出更好的韧性,如增强体与基体的脱结合、裂缝的偏转和增强体的拉出。

图 6 展示了 3 种厚度 PyC 涂层的碳化硅纤维与混合粉末反应产物带有涂层碎裂、涂层微裂纹和涂层缺失的区域,这些缺陷是在涂层形成过程中形成。图 6(a)显示,涂层从 SiC 纤维表面脱落的原因是涂层与纤维间热膨胀系数不匹配,导致热应力超过材料强度极限,进而引发材料破裂或变形。碳化硅纤维因 Si-C 键拥有稳定的晶格结构、晶格间隙小、高温下原子或分子移动受限,其热膨胀系数仅为 $2.77 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ^[23]。而 TiC 因 Ti-C 键的键合能较低,在高温下晶格振动增强,其热膨胀系数为 $7.6 \times 10^{-6} \sim 7.9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ^[24]。

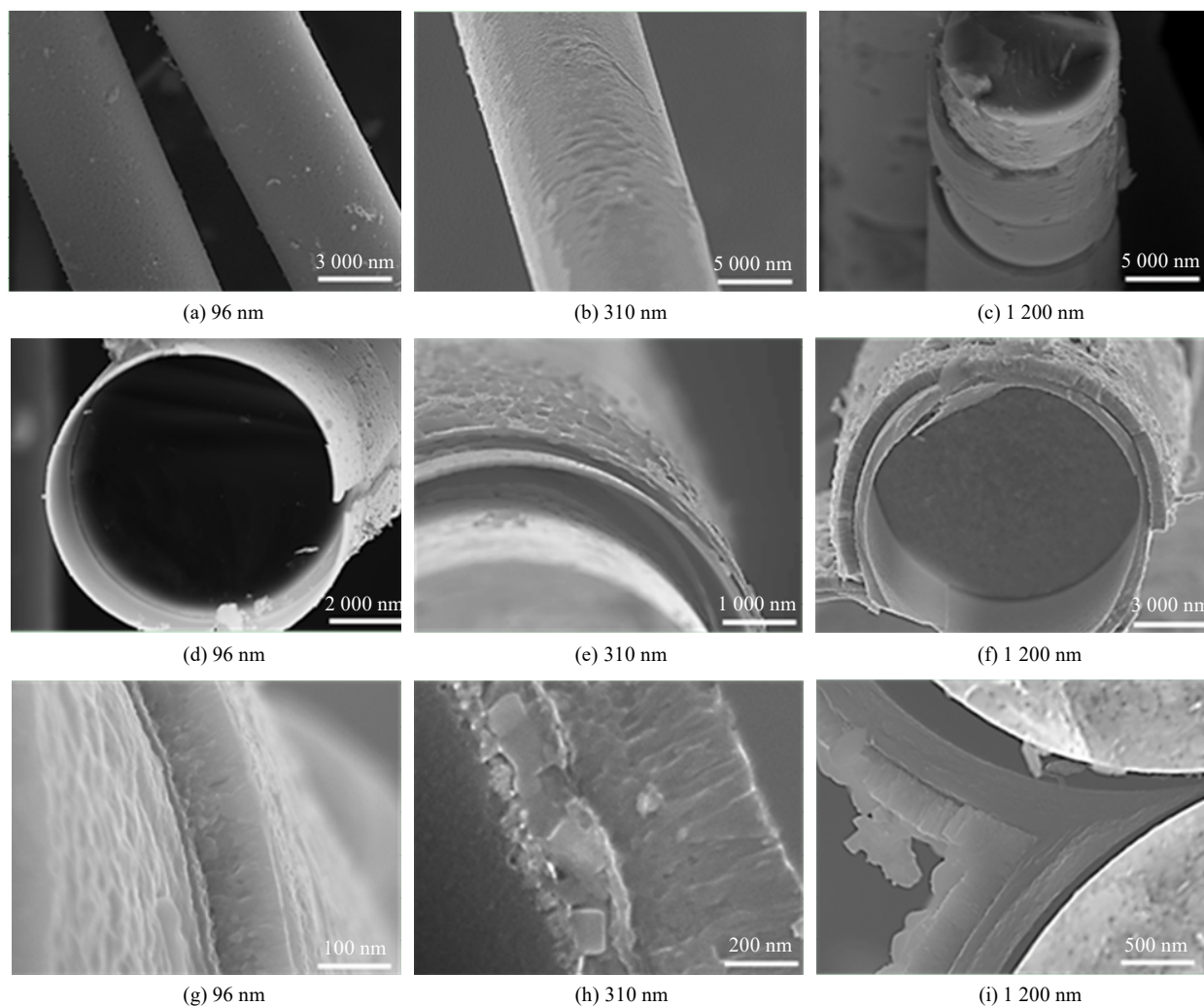


图5 3种厚度PyC涂层的碳化硅纤维与Ti-Al混合粉末在熔盐中反应产物的形貌及其微观形貌

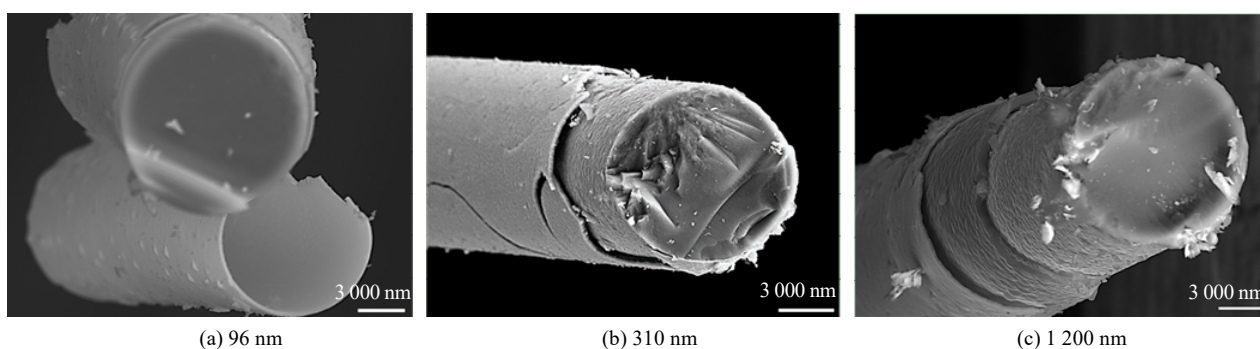


图6 3种厚度PyC涂层的碳化硅纤维与Ti-Al混合粉末在熔盐中反应产物涂层缺陷的微观形貌

另外, Ti_2AlC 是具有多层纳米层状结构的 MAX 相材料. 这种特殊结构使其具有一些独特的性质, 其中之一是热膨胀系数相对较大, 为 $8.2 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ [25], 原因是其层间原子相对容易移动, 导致 Ti_2AlC 在受热时膨胀较大. 图 6(a) 中因 96 nm 的 PyC 被完全消耗, 与碳化硅纤维热膨胀系数差异较大

的 $\text{TiC-Ti}_2\text{AlC}$ 涂层在直接接触时容易发生脱落. 根据图 6(a) 的涂层脱落和裂纹情况可确定 96 nm 的 PyC 在反应中全部被消耗, 形成了 $\text{TiC-Ti}_2\text{AlC}$ 界面层. 由于 2 种材料的热膨胀系数不匹配, 导致涂层脱落. 310 nm 的 PyC 的碳化硅纤维在经过转化后还有微量的 PyC 存在(图 6(b)), 残余 PyC 的存在缓解

了界面处热应力,由于PyC是一种由碳组成的非晶态材料,其热膨胀系数的范围相对较大,并且非晶态结构中存在多种微观结构状态,不同的微观结构可能会导致其热膨胀特性有所不同,热膨胀系数范围为 $1.68 \times 10^{-6} \sim 3.07 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ^[26],这与碳化硅纤维的热膨胀系数相近,其涂层形成的微裂纹能够在一定程度上减轻界面热应力并降低开裂,提高复合材料的界面结合能力,提升其整体性能。1 200 nm的PyC转化后有明显的PyC残余,形成了多层涂层结构(图6(c)),但是涂层的厚度太大,导致纤维柔韧性变差,降低了力学性能。所以合适的PyC厚度对于转化TiC-Ti₂AlC界面层至关重要。

3 结论

采用化学气相沉积法在碳化硅纤维表面制备了PyC作为预涂层,并以此为反应源制备了TiC-Ti₂AlC涂层,该设计有效避免了碳化硅纤维本身参与反应,降低了熔盐原位反应对纤维的损伤。利用不同厚度的PyC预涂层转化制备TiC-Ti₂AlC涂层具有不同的反应行为,具体表现为96 nm的PyC被完全消耗,且涂层容易脱落;310 nm的PyC涂层转化后PyC有微量残留,并产生微小裂纹和明显的界面脱粘;1 200 nm的PyC涂层转化后PyC残余更明显,纤维更易拔出,但是由于涂层过厚,纤维的柔韧性受影响。

本研究为制备高性能SiC_f/SiC复合材料提供了新思路,通过改善复合材料的微观结构和界面结合,有望提高该复合材料的性能,扩大其在高端应用领域的使用。

参考文献:

- [1] LI M, ZHOU X B, YANG H, et al. The critical issues of SiC materials for future nuclear systems[J]. Scripta Materialia, 2018, 143:149-153.
- [2] WANG P R, LIU F Q, WANG H, et al. A review of third generation SiC fibers and SiC_f/SiC composites[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2019, 35(12):2743-2750.
- [3] HU Q, WANG Y C, GUO X J, et al. Oxidation resistance of SiC_f/SiC composites with three-layer environmental barrier coatings up to 1360 °C in air atmosphere[J]. Ceramics International, 2022, 48(7):9610-9620.
- [4] KATOH Y, SNEAD L L, HENAGER C H, et al. Current status and recent research achievements in SiC/SiC composites[J]. Journal of Nuclear Materials, 2014, 455(1/2/3):387-397.
- [5] 周新贵, 王洪磊, 赵爽. 核用SiC_f/SiC复合材料研究进展[J]. 现代技术陶瓷, 2016, 37(3):151-167.
- [6] YANG B, ZHOU X G, CHAI Y X. Mechanical properties of SiC_f/SiC composites with PyC and the BN interface[J]. Ceramics International, 2015, 41(5):7185-7190.
- [7] EICHLER J, LESNIAK C. Boron nitride (BN) and BN composites for high-temperature applications[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2008, 28(5):1105-1109.
- [8] HU C F, ZHANG H B, LI F Z, et al. New phases' discovery in MAX family[J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2013, 36:300-312.
- [9] MAGNUSON M, MATTESINI M. Chemical bonding and electronic-structure in MAX phases as viewed by X-ray spectroscopy and density functional theory[J]. Thin Solid Films, 2017, 621:108-130.
- [10] WANG F X, LIN W Z, LING Z Y, et al. A comprehensive review on phase change material emulsions: fabrication, characteristics, and heat transfer performance[J]. Solar Energy Materials and Solar Cells, 2019, 191:218-234.
- [11] ZHANG P, XIAO X, MA Z W. A review of the composite phase change materials: fabrication, characterization, mathematical modeling and application to performance enhancement[J]. Applied Energy, 2016, 165:472-510.
- [12] WANG K, LI M, LIANG Y Q, et al. Interface modification of carbon fibers with TiC/Ti₂AlC coating and its effect on the tensile strength[J]. Ceramics International, 2019, 45(4):4661-4666.
- [13] LI M, WANG K, WANG J, et al. Preparation of TiC/Ti₂AlC coating on carbon fiber and investigation of the oxidation resistance properties[J]. Journal of the American Ceramic Society, 2018, 101(11):5269-5280.
- [14] WANG J, WANG K, PEI X L, et al. Irradiation behavior of C_f/SiC composite with titanium carbide (TiC)-based interphase[J]. Journal of Nuclear Materials, 2019, 523:10-15.
- [15] SMIALEK J L. Environmental resistance of a Ti₂AlC-type MAX phase in a high pressure burner rig[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2017, 37(1):23-34.
- [16] LIU X S, FU Q G, WANG H, et al. A flexible carbon nanotube-pyrolytic carbon sandwich paper with a stable structure and high heat-dissipation capacity[J]. New Carbon Materials, 2019, 34(5):417-425.
- [17] YANG J S, YE F, CHENG L F. In-situ formation of Ti₃SiC₂ interphase in SiC_f/SiC composites by molten salt

- synthesis[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2022, 42(4):1197-1207.
- [18] LIN Z J, ZHUO M J, ZHOU Y C, et al. Microstructural characterization of layered ternary Ti_2AlC [J]. Acta Materialia, 2006, 54(4):1009-1015.
- [19] XIAO Z Y, ZHU X G, CHU Z Q, et al. Investigation of Ti_2AlC formation mechanism through carbon and TiAl diffusional reaction[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(4):1246-1252.
- [20] WANG J Y, ZHOU Y C, LIN Z J, et al. Raman active phonon modes and heat capacities of Ti_2AlC and Cr_2AlC ceramics: first-principles and experimental investigations [J]. Applied Physics Letters, 2005, 86(10):101902.
- [21] CUI B, JAYASEELAN D D, LEE W E. TEM study of the early stages of Ti_2AlC oxidation at 900°C [J]. Scripta Materialia, 2012, 67(10):830-833.
- [22] FOGARASSY Z, OLÁH N, CORA I, et al. The structural and mechanical characterization of TiC and TiC/Ti thin films grown by DC magnetron sputtering[J]. Journal of the European Ceramic Society, 2018, 38(7):2886-2892.
- [23] SLACK G A, BARTRAM S F. Thermal expansion of some diamondlike crystals[J]. Journal of Applied Physics, 1975, 46(1):89-98.
- [24] SARINGER C, KICKINGER C, MUNNIK F, et al. Thermal expansion of magnetron sputtered $\text{TiC}_x\text{N}_{1-x}$ coatings studied by high-temperature X-ray diffraction[J]. Thin Solid Films, 2019, 688:137307.
- [25] KIM C S, HWANG S I, HA J S, et al. Synthesis of a $\text{Cr}_2\text{AlC-Ti}_2\text{AlC}$ ternary carbide[J]. Journal of Ceramic Processing Research, 2010, 11(1):82-85.
- [26] LUO W F, FU Y W, ZHANG S Y, et al. Thermal expansion behaviors of unidirectional carbon/carbon composites from 800 to 2500°C [J]. Ceramics International, 2014, 40(4):6319-6323.

Investigation on the behavior of PyC deriving $\text{TiC-Ti}_2\text{AlC}$ coating on the surface of silicon carbide fibers

WANG Yuhuai^{1,2,3}, LI Peng^{2,3}, HUANG Qing^{2,3}

(1.School of Materials Science and Chemical Engineering, Ningbo University, Ningbo 315211, China;

2.Ningbo Institute of Materials Technology and Engineering, Chinese Academy of Sciences, Ningbo 315201, China;

3.Qianwan Institute of CHiTECH, Ningbo 315336, China)

Abstract: The interface layer has an important effect on the properties of SiC fiber reinforced SiC matrix ceramic composites. In this study, PyC coating was prepared on the surface of SiC fiber by chemical vapor deposition process. Then PyC was converted into $\text{TiC-Ti}_2\text{AlC}$ coating by in-situ reaction in molten salt. Through the characterization and analysis of the phase composition, microstructure and morphology of the reaction products, it is found that the TiC in the $\text{TiC-Ti}_2\text{AlC}$ coating is bonded with the fiber with large layered grains, while the Ti_2AlC is dispersed in the TiC layer with small grains. Further study showed that the coating thickness of PyC has important effects on the conversion behavior, thus could be used to regulate the bonding strength of $\text{TiC-Ti}_2\text{AlC}$ and fiber.

Key words: silicon carbide fiber; interface; chemical vapor deposition; pyrolytic carbon; $\text{TiC-Ti}_2\text{AlC}$

(责任编辑 史小丽)