

rGO/SiC 复合材料的制备与性能研究

黄毅华¹, 江天亮^{1,2}, 陈忠明¹, 刘学建¹, 张先锋³, 廖振魁⁴, 黄政仁^{1,2}

(1. 中国科学院 上海硅酸盐研究所, 结构陶瓷与复合材料工程研究中心, 上海 200050; 2. 中国科学院 上海硅酸盐研究所, 高性能陶瓷和超微结构国家重点实验室, 上海 200050; 3. 南京理工大学, 南京 210094; 4. 上海浩魁材料科技有限公司, 上海 200444)

摘要: 碳化硅(SiC)陶瓷具有优异的力学性能, 但是其断裂韧性相对较低。石墨烯的引入有望解决碳化硅陶瓷的断裂韧性较低的问题。本研究采用热压烧结工艺, 制备了具有不同还原-氧化石墨烯(rGO)掺入量的 SiC 复合材料。经过 2050℃保温、40 MPa 保压 1 h 后, 所制备的复合材料均烧结致密。对复合材料中 rGO 的掺入量、微观结构和力学性能的相互关系进行分析和讨论。加入 4wt% 的 rGO 后, 复合材料的三点抗弯强度达到 564 MPa, 比热压 SiC 陶瓷提高了 6%; 断裂韧性达到 4.02 MPa·m^{1/2}, 比热压 SiC 陶瓷提高了 54%。加入 6wt% 的 rGO 后, 复合材料的三点抗弯强度达到 420 MPa, 略低于热压 SiC 陶瓷, 但其断裂韧性达到 4.56 MPa·m^{1/2}, 比热压 SiC 陶瓷提高了 75%。裂纹扩展微观结果显示, 主要增韧机理有裂纹偏转、裂纹桥连和 rGO 片的拔出。

关键词: 石墨烯; 碳化硅陶瓷; 定向掺杂

中图分类号: TQ174 文献标识码: A

Fabrication and Property of rGO/SiC Composite

HUANG Yi-Hua¹, JIANG Dong-Liang^{1,2}, CHEN Zhong-Ming¹, LIU Xue-Jian¹,
ZHANG Xian-Feng³, LIAO Zhen-Kui⁴, HUANG Zheng-Ren^{1,2}

(1. Structural Ceramics and Composites Engineering Research Center, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China; 2. State Key Laboratory of High Performance Ceramics and Superfine Microstructure, Shanghai Institute of Ceramics, Chinese Academy of Sciences, Shanghai 200050, China; 3. Nanjing University of Science and Technology, Nanjing 210094, China; 4. Shanghai Haokui Material Ltd, Shanghai 200444, China)

Abstract: SiC ceramics have excellent mechanical properties, but its toughness is relatively low. To enhance the fracture toughness of SiC ceramics, graphene is introduced as fillers. In this study, the silicon carbide-reduced graphene oxide (SiC/rGO) composites with different contents of rGO were fabricated by hot press sintering (HP). Near fully-dense SiC/rGO composite was obtained after being hot-pressed under 2050℃, 40 MPa for 1 h. In addition, the influences of graphene reinforcement on the sintering process, microstructure, and mechanical properties (fracture toughness, bending strength, and Vickers hardness) of SiC/rGO composites were discussed. The three-point flexural strength of 4wt% rGO/SiC composite reached 564 MPa, and the fracture toughness reached 4.02 MPa·m^{1/2}, which were 6% and 54% higher than those of hot-pressed SiC ceramics, respectively. The flexural strength of the three points of 6wt% rGO/SiC composite was 420 MPa, which was lower than that of hot-pressed SiC ceramics. While its fracture toughness was up to 4.56 MPa·m^{1/2}, which was 75% higher than that of hot-pressed SiC ceramics. The results of crack propagation show that the toughening mechanism can be ascribed to crack deflection, crack bridging and rGO pullout.

Key words: reduced graphene oxide (rGO); SiC ceramics; oriental doping

收稿日期: 2018-02-10; 收到修改稿日期: 2018-06-08

基金项目: 国家自然科学基金(51572276); 中国科学院青年创新促进会项目

National Natural Science Foundation of China (51572276); Youth Innovation Promotion Association, Chinese Academy of Sciences

作者简介: 黄毅华(1982-), 男, 副研究员. E-mail: wyu@mail.sic.ac.cn

通讯作者: 黄政仁, 研究员. E-mail: zhrhuang@mail.sic.ac.cn

石墨烯具有优异的性能,是目前已知强度最高的物质^[1-4]。碳化硅(SiC)是传统的结构-功能陶瓷^[5],具有优良的力学、热学、电学等特性,被广泛应用于防弹装甲、精密轴承、热交换器部件等领域^[6-7]。但是,碳化硅的韧性较差,限制了其优异性能的发挥。碳化硅是制备高质量、大尺寸石墨烯的最佳原料之一,与石墨烯有很好的相容性^[8]。石墨烯/碳化硅陶瓷的研究也是近年来无机材料领域的一个热点^[9-12]。Belmonte 等^[13]利用 SPS 烧结技术(液相,添加剂 5wt% Y_2O_3 、3wt% Al_2O_3)制备并比较了石墨烯纳米片(10~20 nm 厚, 14 μm 面向尺寸)、还原-氧化石墨烯(5 nm 厚, 5 μm 面向尺寸)对石墨烯/碳化硅复合材料静态力学性能的影响。当掺入含量均为 5vol% 时,加入石墨烯纳米片的复合材料抗弯强度达到 622 MPa,而加入还原-氧化石墨烯的复合材料抗弯强度略低,但均比未加入石墨烯的提高了 60%~70%;加入 5vol% 还原-氧化石墨烯的复合材料的断裂韧性(K_{IC})高达 8.3 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,比未加入石墨烯的提高了 162%。石墨烯纳米片含量对复合材料的静态力学性能有影响,加入量为 10vol% 时,其断裂韧性最高,在 5.7 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 左右。电镜分析结果显示,石墨烯/碳化硅陶瓷的静态力学性能的提高是由于石墨烯片层对碳化硅晶粒的桥连作用。此外,他们利用少层石墨烯在碳化硅上的自生长,获得了 4vol% 石墨烯掺杂的复合材料,其断裂韧性为 4.5 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,维氏硬度为 18.6 GPa^[14]。张玉军等^[15]采用无压固相烧结法制备了石墨烯(3 nm 厚)/碳化硅复合材料。掺入 1wt% 石墨烯后,无压烧结的碳化硅陶瓷复合材料的断裂韧性(单边开槽法 SENB)达到 5.65 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,比未加入石墨烯的提高了 22.6%;三点抗弯强度为 434.14 MPa,维氏硬度为 29.21 GPa。

相比 SPS 方法,热压烧结可以制备尺寸更大的样品。Richard 等^[16]首次采用热压烧结法制备了石墨烯纳米片/碳化硅复合材料,但是由于采用石墨烯作为烧结助剂,导致晶粒过度生长,部分晶粒尺寸达到 20 μm ,材料抗弯强度只有 290 MPa。本工作采用热压烧结法,采用硼-碳作为烧结助剂,制备具有石墨烯纳米片定向掺杂的碳化硅陶瓷复合材料,以期获得更好的力学性能。

1 实验方法

实验原料选用平均粒径为 0.5 μm 的 SiC 粉体(FCP-1, Norton Co, Lillesand, Norway),还原-氧化石墨烯(常州第六元素)作为掺入相,碳化硼(B_4C)和

无定形碳(C)作为烧结助剂。将上述原料 SiC 粉体, B_4C -0.5wt% (占粉体总量), C-1wt% 与 0、1wt%、2wt%、4wt%、6wt% 的 rGO 按照比例加入到无水乙醇中,原料球磨混合后干燥,并过筛后在热压烧结炉中经 2050 $^{\circ}\text{C}$ 、50 MPa 保温 1 h 烧结。

采用阿基米德法测定烧结后 rGO/SiC 陶瓷复合材料的密度。采用三点弯曲法在 Instron 5566 材料试验机测试 rGO/SiC 陶瓷复合材料的力学性能,样品尺寸为 3 mm \times 4 mm \times 36 mm,加载速率为 0.5 mm/min,性能数据为 5 根试样数据的平均值。采用维氏硬度压痕法来测试复合材料的断裂韧性,性能数据为 5 个压痕裂纹韧性的平均值。采用扫描电镜(Scanning Electron Microscopy, SEM)观察 SiC 陶瓷复合材料的微观结构;采用透射电镜(TEM)观察 rGO 和 rGO/SiC 陶瓷复合材料离子减薄片的微观结构。在 SEM 照片中随机取 200 个晶粒尺寸的平均值,得到复合材料中碳化硅的晶粒尺寸。

2 结果与讨论

2.1 还原-氧化石墨烯性能

通常将层数少于 10 层的石墨二维材料统称为石墨烯。本研究采用的还原-氧化石墨烯(rGO)微观形貌如图 1 所示,层间距离为 0.331 nm,是典型的石墨(002)面的面间距离。其中,层数最少为 5 层,一般为几十层至上百层,厚度小于 100 nm。因此,本研究所用石墨烯材料为石墨烯纳米片范畴,并非严格意义上的少层石墨烯。

图 2 是 rGO 在 2050 $^{\circ}\text{C}$ 煅烧前后的 SEM 照片。经过高温煅烧,rGO 并未发生分解,面向尺寸为 8 μm 左右。煅烧前,rGO 形貌较为柔顺;而煅烧后,石墨

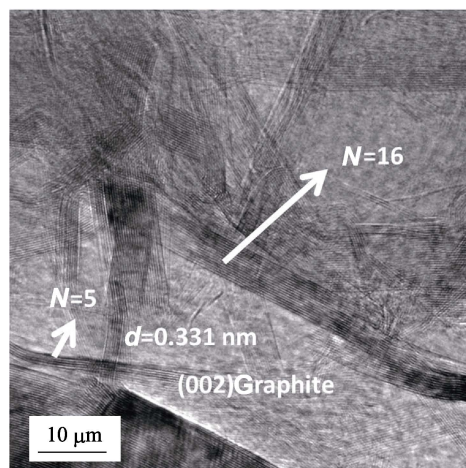


图 1 rGO 的高分辨 TEM 照片

Fig. 1 HRTEM image of rGO

烯纳米片层棱角更为明显,这是由于高温下 rGO 进一步石墨化,结晶度提高导致的。由此推断,高温煅烧可以提升 rGO 的力学性能。

本研究所采用 rGO 的 Raman 图谱如图 3(a)所示,其中 2 个主峰分别对应石墨烯的缺陷 D 峰(1335 cm^{-1})和面内振动 G 峰(1580 cm^{-1})。D 峰反映二阶双共振拉曼散射过程,涉及到一个 iTO 声子与一个缺陷的谷间散射;G 峰是一阶拉曼散射过程,源自 sp^2 碳原子的面内振动,是与布里渊区中心双重简并的 iTO 和 iLO 光学声子相互作用产生的,具有 E_{2g} 对称性。从图 3(b)中可以看出,石墨烯混合碳化硅粉体还出现了位于 772 和 943 cm^{-1} 处的两个拉曼峰,这两个峰分别对应 SiC 的横光学(TO)和纵光学(LO)特征振动。由于掺入的 rGO 含量较少,相比 SiC 的拉曼峰,石墨烯的 D 峰和 G 峰强度较弱。

2.2 rGO/SiC 复合材料密度及微观结构

经过高温热压烧结,不同 rGO 含量 rGO/SiC 复合材料的断面 SEM 照片如图 4 所示。随着 rGO 加入量的增加,嵌入碳化硅晶粒之间的条状材料等比例增加,其长度在 $8\text{ }\mu\text{m}$ 左右,与 rGO 的面向尺寸相当,由此推断条状材料为 rGO 纳米片。分散在 rGO/SiC 复合材料中的黑点为炭黑,主相为 SiC 晶

粒。材料断裂方式以穿晶断裂为主,通过断面较难得到晶粒尺寸。从图 4(b)~(d)中可以发现, SiC 晶粒的生长被 rGO 纳米片阻隔。因此,加入 rGO 后,碳化硅晶粒生长的路径被隔绝,晶粒生长得到抑制。但是,碳化硅陶瓷的致密化过程却没有被限制,图 4 中的 rGO/SiC 复合材料均较为致密, SiC 晶粒内不存在气孔。此外,图 4 中 rGO 呈现定向平行排列的趋势,局部具有 zig-zag 结构,总体呈现一定方向性。

这是由于热压过程中的压力作用使 rGO 纳米片垂直于压力方向。烧结后 rGO 纳米片的面向尺寸与加入时的面向尺寸都在 $8\text{ }\mu\text{m}$ 左右(见图 2),说明在整个碳化硅烧结过程, rGO 并未发生分解开裂等现象。An 等^[17]指出,这种具有定向层状的石墨烯纳米片掺杂结构有利于增加复合材料的力学性能。而这种 zig-zag 结构也能抑制裂纹扩展和界面滑移,增强材料的断裂韧性^[18]。

所制备的 rGO/SiC 复合材料的密度如图 5 所示,随着 rGO 加入量的增加,复合材料的相对密度有所提升,加入 4wt% rGO,复合材料的相对密度达到最高值,为 99.8%,实际密度达 3.103 g/cm^3 ; 进一步增加 rGO 加入量后,复合材料的相对密度下降为 97.4%。这可能与 rGO 的分散不均匀有关。图 6 是

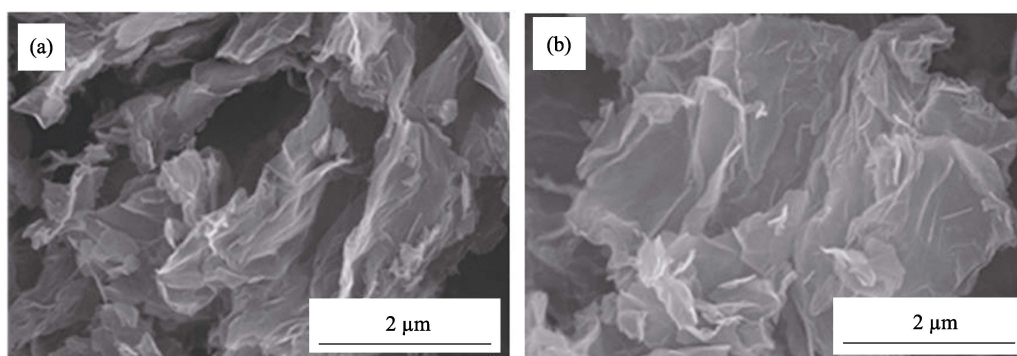


图 2 高温煅烧前(a)和后(b)rGO SEM 照片

Fig. 2 SEM images of rGO before (a) and after (b) calcination at 2050°C

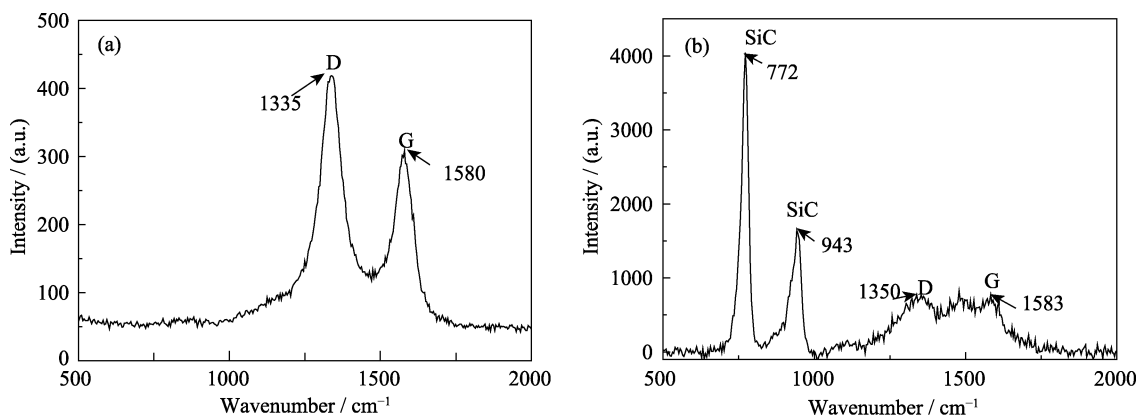


图 3 rGO(a)和 rGO 混合 SiC 粉体(b)的拉曼图谱

Fig. 3 Raman spectra of rGO (a) and rGO/SiC mixture powder (b)

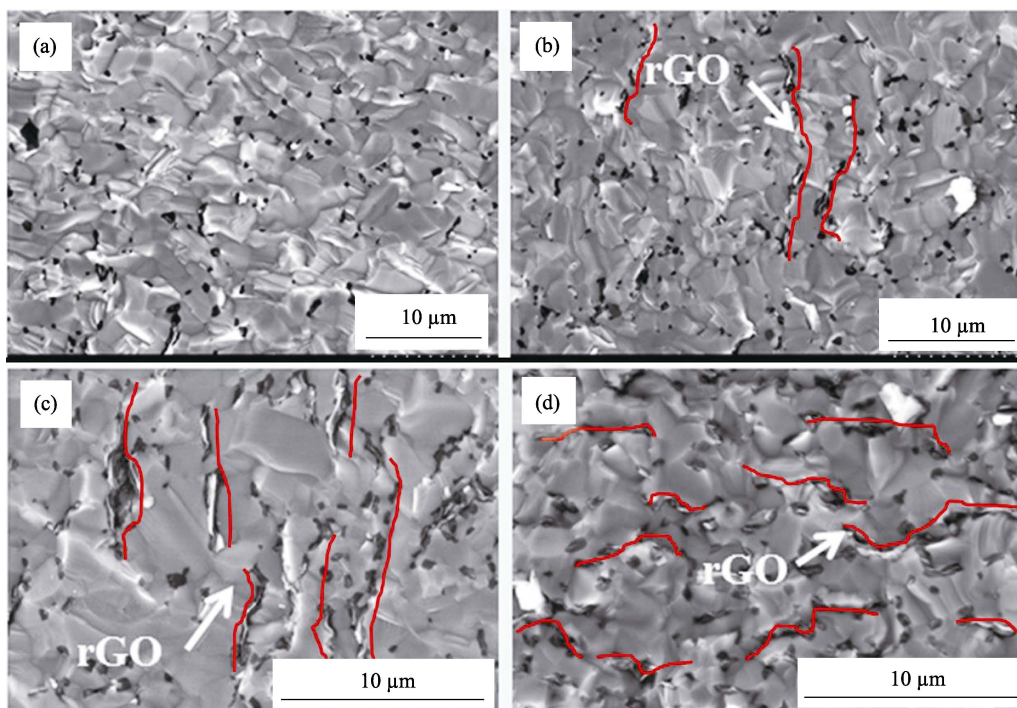
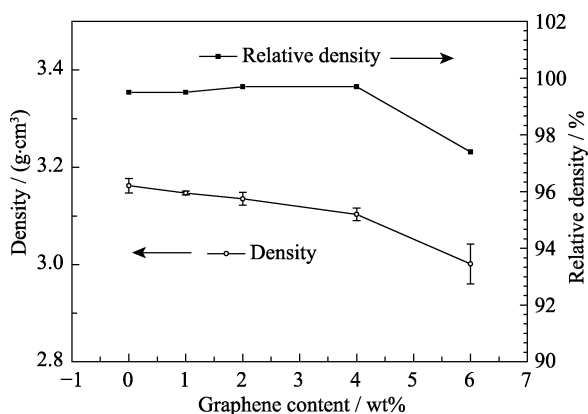


图 4 不同 rGO 含量复合材料的断面 SEM 照片

Fig. 4 SEM images of fractured surfaces of composites with different rGO contents
(a) 0; (b) 2wt%; (c) 4wt%; (d) 6wt%图 5 rGO/SiC 复合材料密度与相对密度随 rGO 含量的变化
Fig. 5 Density and relative density of rGO/SiC composites with different rGO contents

rGO/SiC 复合材料的抛光面微观形貌, 抛光面平行于热压方向。当 rGO 加入量为 0 时, 如图 6(a)所示, 有部分炭黑颗粒分布在 SiC 晶界处; 由于通道衬度的作用, SiC 晶粒清晰可见, 部分晶粒有长柱状生长趋势。当 rGO 加入量为 4wt% 时, 如图 6(b)所示, SiC 晶粒主要为等轴状; rGO 呈现平行条状排列的趋势。由于 rGO 的加入, SiC 晶粒生长得到一定抑制, 晶粒形貌由长柱状变为等轴状, 晶粒尺寸见表 1。

随着 rGO 加入量从 1wt% 增加到 6wt%, SiC 晶粒尺寸从 2.02 μm 略降至 1.87 μm 。考虑到测量误差以及晶粒尺寸分布重叠等因素, rGO 对于晶粒的抑制作用相当有限。这一尺寸与 Hanzel 等^[19]采用液相烧结的方法以及 Belmonte 等^[13]采用 SPS 方法制

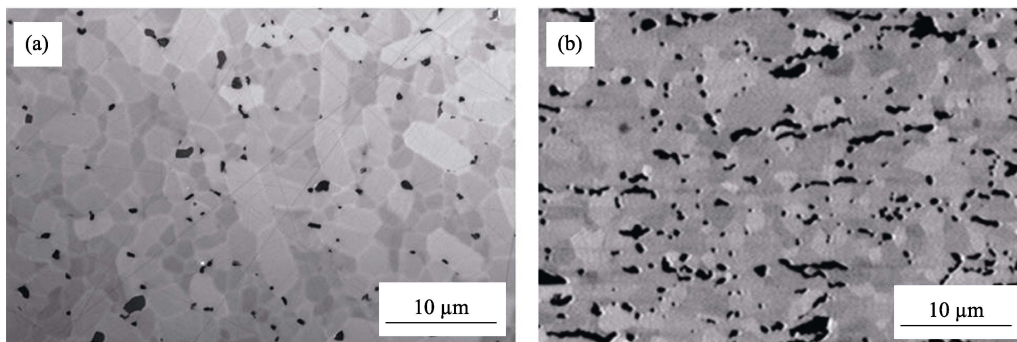


图 6 SiC(a)与 4wt% rGO/SiC 复合材料(b)的抛光表面(平行于热压方向)SEM 照片

Fig. 6 SEM images of the polished surface (parallel to pressing direction) of SiC (a) and 4wt% rGO/SiC composite (b)

表 1 不同 rGO 加入量下 rGO/SiC 复合材料中 SiC 的晶粒尺寸/ μm

Table 1 Grain size of rGO/SiC composites with different rGO contents/ μm

SiC+ 0rGO	SiC+ 1wt%rGO	SiC+ 2wt%rGO	SiC+ 4wt%rGO	SiC+ 6wt%rGO
2.04±0.75	2.02±0.65	2.01±0.86	1.86±0.58	1.87±0.75

备的石墨烯纳米片/SiC 复合材料的晶粒尺寸相当。与 Richard 等^[16]的工作相比,晶粒生长得到很大抑制,他们采用石墨烯纳米片作为烧结助剂,而不加炭黑,晶粒尺寸达到 10 μm ,说明相比石墨烯纳米片,少量炭黑抑制晶粒生长的效果更好。

为了进一步研究 rGO 定向掺杂 SiC 复合材料的定向度和真实性,通过能谱对其微观形貌做元素线扫描,如图 6 所示。从扫描结果看,材料中只发现 C、Si 两种元素;C 元素分布呈现间隔出峰的状态,遇片状结构出高峰,遇颗粒状结构则平缓;Si 元素的分布与之相反,遇片状结构出现谷峰,遇颗粒状结构则表现平稳。由此,基本可以确定,颗粒状结构就是加入的碳化硅,而带状结构应是加入的石墨烯

的侧面,并且 rGO 的掺杂呈现出定向的特点。

2.3 rGO/SiC 复合材料的力学性能及其增韧机理

rGO/SiC 复合材料的力学性能如图 8 所示。掺入 1wt% rGO 后,复合材料的抗弯强度相比不掺石墨烯的热压 SiC 陶瓷有所下降。但是,随着掺入量的增加,复合材料的抗弯强度逐渐提高,掺入 4wt% 时,抗弯强度达到最高值,为 564 MPa,比热压碳化硅陶瓷提高了 6%;断裂韧性为 4.02 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,比热压碳化硅陶瓷提高了 54%。当 rGO 掺入量为 6wt% 时,复合材料的抗弯强度下降至 420 MPa,低于热压碳化硅陶瓷;但是复合材料的断裂韧性达到 4.56 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$,比热压碳化硅陶瓷提高了 75%。rGO 掺入量为 6wt% 的复合材料的相对密度只有 97.4%,但是其力学性能依然较高,这主要归功于 rGO 优异特性。Richard 等^[16]也采用的是热压方法,与其相比,本研究制备的复合材料的抗弯强度是其 2 倍以上,断裂韧性相当。这一结果还优于无压烧结得到的 rGO/SiC 复合材料^[15]。

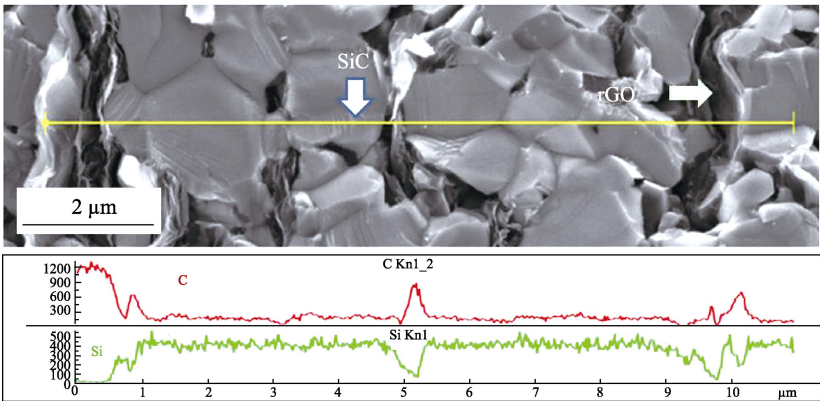


图 7 石墨烯定向掺杂碳化硅陶瓷的元素微观线扫描分析

Fig. 7 Elemental lining scanning of SiC ceramics with rGO oriental doping

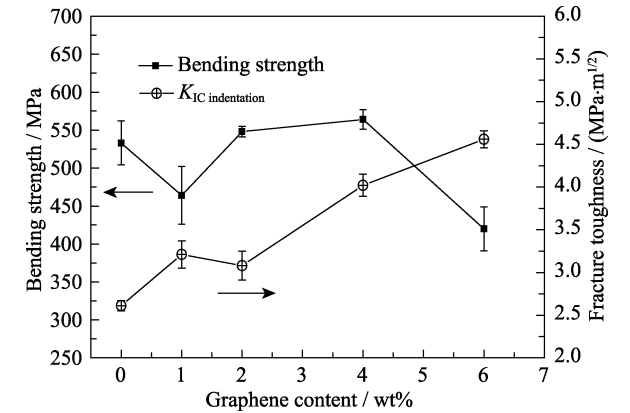


图 8 rGO/SiC 复合材料的抗弯强度与断裂韧性随 rGO 加入量的变化

Fig. 8 Bending strength and fracture toughness of rGO/SiC composites with different rGO contents

为了进一步研究 rGO 掺杂对 rGO/SiC 复合材料力学性能的提升作用,采用 TEM 观察了复合材料减薄片的断裂形貌(如图 9 所示)。TEM 照片显示,微观上石墨烯纳米片能很好地复合在碳化硅晶粒的断口处。片状石墨烯纳米片有拉伸和撕裂的痕迹,整体呈破裂状态,说明在复合材料断裂过程中出现了明显的 rGO 拔出现象,进一步证实复合材料力学性能的提高与添加 rGO 有关。Liu 等^[20]认为,拔出石墨烯纳米片比拔出纳米纤维需要更多的能量。另外,在致密化过程中石墨烯纳米片顺着晶粒生长出现的 zig-zag 结构,进一步增大了石墨烯与晶粒的接触面积,从而有效起到增韧作用。

rGO/SiC 复合材料的裂纹扩展情况如图 10 所

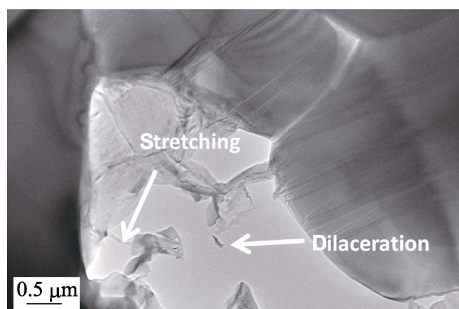


图 9 rGO/SiC 复合材料减薄片的断裂 TEM 照片
Fig. 9 TEM image of fracture face of rGO/SiC composite

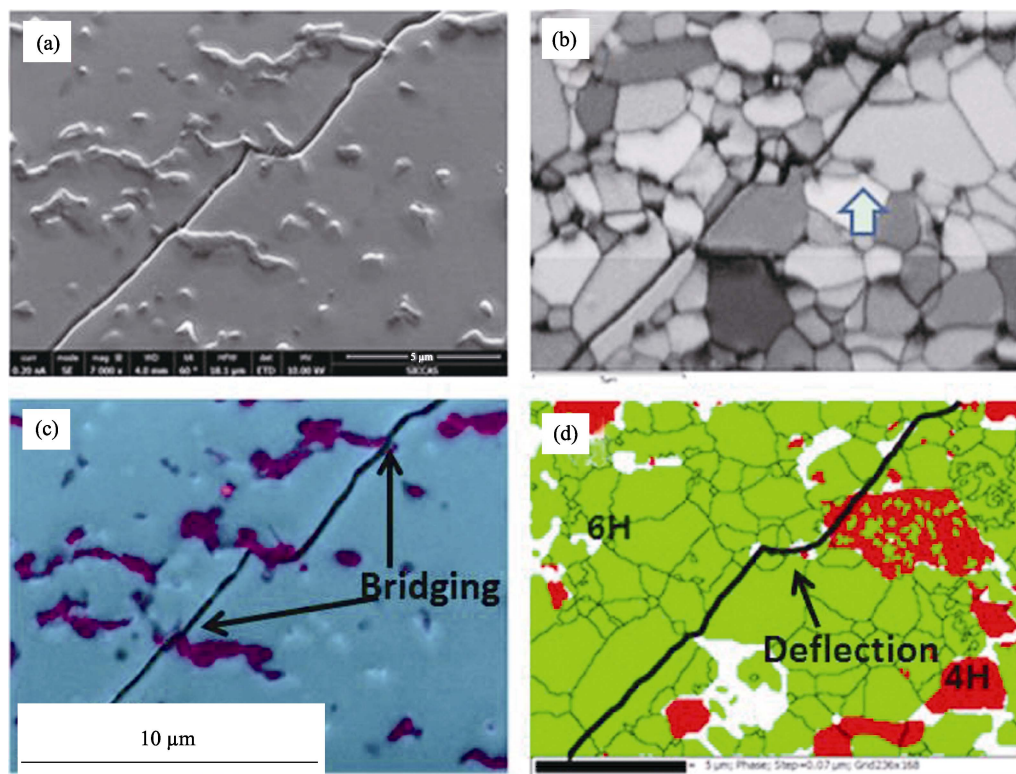


图 10 rGO/SiC 复合材料的增韧机理
Fig. 10 Toughening mechanism of rGO/SiC composite

3 结论

通过热压烧结制备了 rGO 定向掺杂的 rGO/SiC 复合材料, 通过对复合材料中 rGO 的掺入量、微观结构和力学性能相互关系进行分析与讨论, 得到如下结论:

- 1) 复合材料的断裂方式以穿晶断裂为主。
- 2) 加入 rGO 后, 复合材料的断裂韧性得到明显提高。加入 4wt% rGO 时, 复合材料的抗弯强度达到最高值 564 MPa, 比热压碳化硅陶瓷提高了 6%; 断裂韧性达到 $4.02 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$, 比热压碳化硅陶瓷提高了 54%。
- 3) 当 rGO 加入量为 6wt%, 复合材料的断裂韧

示。复合材料的断裂方式主要为穿晶断裂, 见图 10(b)。裂纹按照其扩展方向直接穿过晶粒, 而不是沿着晶界进行扩展。但是, 由于 rGO 的存在, 裂纹走向发生了偏转和桥连现象, 见图 10(c)。复合材料中 SiC 晶粒包括 6H 相(绿色)和 4H 相(红色), 其中 6H 相为主相, 见图 10(d)。因此, 结合图 9 中对石墨烯纳米片拔出现象的观察, 可以认为 rGO 的拔出、裂纹偏转和桥连是 rGO/SiC 复合材料韧性提高的主要原因。

性相比热压烧结 SiC 陶瓷提高了 75%, 同时能保持较高的力学强度。

4) 研究表明, rGO 拔出、裂纹偏转和桥连是 rGO/SiC 复合材料的主要增韧机理。

参考文献:

- [1] LEE C, WEI X D, KY SAR J W, *et al.* Measurement of the elastic properties and intrinsic strength of monolayer graphene. *Science*, 2008, **321**(5887): 385–388.
- [2] LEE J H, LOYA P E, LOU J, *et al.* Dynamic mechanical behavior of multilayer graphene via supersonic projectile penetration. *Science*, 2014, **346**(6213): 1092–1096.
- [3] BALANDIN A A, GHOSH S, BAO W Z, *et al.* Superior thermal conductivity of single-layer graphene. *Nano Lett.*, 2008, **8**(3): 902–907.
- [4] BOLOTIN K I, SIKES K J, JIANG Z, *et al.* Ultrahigh electron

- mobility in suspended graphene. *Solid State Commun.*, 2008, **146(9/10)**: 351–355.
- [5] JIANG D, ZHANG J. Properties of Carbide Ceramics from Gel-casting and Pressure-less Sintering. 3rd International Congress on Ceramics. IOP Conference Series-Materials Science and Engineering, 2011, 182011.
- [6] AHMAD SERJOUEI G G, ZHANG X F, SRIDHAR IDAPALAPATI, *et al.* On improving ballistic limit of bi-layer ceramic-metal armor. *International Journal of Impact Engineering*, 2017, **105(S1)**: 54–67.
- [7] LUO H Y, CHEN W N W, RAJENDRAN A M. Dynamic compressive response of damaged and interlocked SiC-N ceramics. *Journal of the American Ceramic Society*, 2006, **89(1)**: 266–273.
- [8] VIROJANADARA C, SYJARVI M, YAKIMOVA R, *et al.* Homogeneous large-area graphene layer growth on 6H-SiC (0001). *Phys. Rev. B*, 2008, **78(24)**: 245403–1–6.
- [9] LIORENTE J, ROMAN MANSO B, MIRANZO P, *et al.* Tribological performance under dry sliding conditions of graphene/silicon carbide composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 2016, **36(3)**: 429–435.
- [10] LI Q S, ZHANG Y J, GONG H Y, *et al.* Effects of graphene on the thermal conductivity of pressureless-sintered SiC ceramics. *Ceramics International*, 2015, **41(10)**: 13547–13552.
- [11] ROMAN-MANSO B, FIGUEIREDO F M, ACHIAGA B, *et al.* Electrically functional 3D-architected graphene/SiC composites. *Carbon*, 2016, **100**: 318–328.
- [12] ASL M S, KAKROUDI M G. Characterization of hot-pressed graphene reinforced ZrB₂-SiC composite. *Materials Science and Engineering a-Structural Materials Properties Microstructure and Processing*, 2015, **625**: 385–392.
- [13] BELMONTE M, NISTAL A, BOUTBIEN P, *et al.* Toughened and strengthened silicon carbide ceramics by adding graphene-based fillers. *Scripta Materialia*, 2016, **113**: 127–130.
- [14] MIRANZO P, RAMIREZ C, ROMAN-MANSO B, *et al.* In situ processing of electrically conducting graphene/SiC nanocomposites. *Journal of the European Ceramic Society*, 2013, **33(10)**: 1665–1674.
- [15] LI Q S, ZHANG Y J, GONG H Y, *et al.* Enhanced fracture toughness of pressureless-sintered SiC ceramics by addition of graphene. *J. Mater. Sci. Technol.*, 2016, **32(7)**: 633–638.
- [16] SEDLAK R, KOVALCIKOVA A, GIRMAN V, *et al.* Fracture characteristics of SiC/graphene platelet composites. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, **37(14)**: 4307–4314.
- [17] AN Y M, HAN J C, ZHANG X H, *et al.* Bioinspired high toughness graphene/ZrB₂ hybrid composites with hierarchical architectures spanning several length scales. *Carbon*, 2016, **107**: 209–216.
- [18] LIU L X, WANG Y, LI X H, *et al.* Enhancing toughness in boron carbide with reduced graphene oxide. *Journal of the American Ceramic Society*, 2016, **99(1)**: 257–264.
- [19] HANZEL O, SEDLAK R, SEDLACEK J, *et al.* Anisotropy of functional properties of SiC composites with GNPs, GO and *in-situ* formed graphene. *Journal of the European Ceramic Society*, 2017, **37(12)**: 3731–3739.
- [20] LIU J, YAN H X, REECE M J, *et al.* Toughening of zirconia/alumina composites by the addition of graphene platelets. *Journal of the European Ceramic Society*, 2012, **32(16)**: 4185–4193.