



## 一维/二维混合碳纳米相增强 铝基复合材料的微观组织与力学性能

陈俊锋<sup>1,3</sup>, 柳超农<sup>1</sup>, 卢锐涵<sup>1</sup>, 王文龙<sup>1</sup>, 汪炳叔<sup>1</sup>, 邹林池<sup>2,3</sup>

- (1. 福州大学 材料科学与工程学院, 福州 350116;
2. 福建工程学院材料科学与工程学院, 福州 350118;
3. 福建省新材料制备与成形技术重点实验室, 福州 350118)

**摘要:** 碳纳米管(CNT)和石墨烯(Graphene)拥有优秀的力学和物理性能, 是金属基复合材料中理想的增强体。本文采用球磨工艺+氢热还原法将碳纳米管(CNT)和还原氧化石墨烯(RGO)引入到铝粉表面构建CNT-RGO混合增强体, 然后利用放电等离子烧结系统(SPS)和轧制工艺, 制备CNT-RGO/Al复合材料。通过EBSD、SEM、TEM以及拉伸等方法分析研究了CNT-RGO/Al复合材料内CNT和RGO增强相分布、界面结构、晶粒形貌和力学性能, 探索了复合材料内CNT和RGO的协同强化机制。结果表明: CNT-RGO/Al复合材料表现出优异的力学性能, 屈服强度和抗拉强度分别为228 MPa和268 MPa, 比纯铝的屈服强度和抗拉强度分别增大了153%和143%, 伸长率仍保持在8.5%。复合材料内还原氧化石墨烯的添加不仅促使一维的CNT和二维的RGO形成桥连结构, 有益于载荷的传递, 而且能够调控C与Al基体间的界面反应, 有利于复合材料的C-Al界面结合。CNT-RGO混合增强体协同强化效果优于单纯的一维CNT增强体。

**关键词:** 铝基复合材料; 碳纳米相; 微观组织; 力学性能; 界面特征

文章编号: 1004-0609(2022)-03-0800-15

中图分类号: TB331

文献标志码: A

**引文格式:** 陈俊锋, 柳超农, 卢锐涵, 等. 一维/二维混合碳纳米相增强铝基复合材料的微观组织与力学性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(3): 800-814. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42171

CHEN Jun-feng, LIU Chao-nong, LU Rui-han, et al. Microstructure and mechanical properties of 1D/2D carbon nanophase reinforced aluminum matrix composites[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(3): 800-814. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42171

铝基复合材料具有高的比模量、比强度以及优异的导电导热性能, 在工业领域具有广阔的应用前景<sup>[1-2]</sup>。在众多的增强体中, 碳纳米相(Carbon nanophase, CNP)材料主要包括碳纳米纤维(Carbon nanofiber, CNF)、碳纳米洋葱(Carbon nano-onion, CNO)、碳纳米管(Carbon nanotube, CNT)和石墨烯(Graphene, GN)等, 它们拥有高的强度和模量、大的比表面积、优良的导热导电性能, 从而在结构材

料和功能材料应用领域受到研究者的青睐<sup>[3-5]</sup>。肖伯律等<sup>[6]</sup>采用粉末冶金法制备了高强度的CNT/Al复合材料。但随着对碳纳米相增强铝基复合材料的研究不断深入, 发现不论是CNO/Al、CNT/Al复合材料还是GN/Al复合材料, 单一的碳纳米相增强体都在不同程度上强化了复合材料。但是由于增强体自身结构形状的限制, 单一的碳纳米相很难均匀地分散到金属基体内, 引起局部碳纳米相增多而降低

**基金项目:** 国家自然科学基金资助项目(51871057, 51901044); 福建省自然科学基金资助项目(2019J01227, 2017J01477); 福建省新材料制备与成形技术重点实验室开放基金资助项目(KF-C19003)

**收稿日期:** 2021-08-09; **修订日期:** 2021-09-26

**通信作者:** 陈俊锋, 副教授; 电话: 0591-22866532; E-mail: chenjunfeng@fzu.edu.cn

材料性能, 并且与基体界面结合性差, 造成 C-Al 界面大量生成粗大的  $\text{Al}_4\text{C}_3$  硬脆相<sup>[7]</sup>。因此, 单一碳纳米相增强效果有限, 复合材料的塑性随着增强体含量的增加而下降, 呈现出一种“香蕉型”的倒置关系<sup>[8-12]</sup>。碳纳米相材料的分散性差和结构易破坏严重地限制了复合材料的增强效率, 显著制约了复合材料的工程应用。为了改善这种强度与塑性之间的矛盾, 研究者们主要集中对碳纳米相的分散和 C-Al 界面结构的调控进行研究。这些不同形态的 CNP 具有不同的特点和性能, 它们的维度、尺度及其在基体中的空间分布、与基体的界面结合等因素对复合材料的性能都有重要影响<sup>[1, 9-12]</sup>。许多研究者开始探索构建碳纳米相的复杂结构和多种碳纳米相的联合结构等方法来解决复合材料领域中突出的“强韧化倒置”难题。李志强等<sup>[13]</sup>设计并制备的仿生层状 CNT 增强复合材料不仅提升了合金的强度, 并且保持良好的塑性。师春生等<sup>[14-15]</sup>结合冷冻干燥和 CVD 技术, 制备了三维网络状 GN 增强铝基复合材料, 该复合材料具有良好的强韧性匹配增强效果。上海交通大学的张荻等<sup>[16]</sup>通过 CNT 与 GN 球磨混合制备三维混合 CNP 增强的铝基复合材料, KOSYNKIN<sup>[17]</sup>和 SHA 等<sup>[18]</sup>采用模板法也制备了三维 CNP 增强的铝基复合材料, 均取得了优异的强韧化效果。相对于传统的单一碳纳米相增强的铝基复合材料而言, 碳纳米管和石墨烯可以通过  $\pi-\pi$  化学键相互结合, 形成一个复合增强体, 能够更有效地提升复合材料中增强体的载荷传递能力<sup>[19-21]</sup>。

在 CNP/Al 复合材料制备过程中, 由于 CNP 大的比表面积和范德华力作用, CNP 在 Al 基体中容易团聚, 无法充分发挥强化效果<sup>[22-23]</sup>。此外, CNP 与金属基体之间较差的润湿性和界面结合也会降低铝基复合材料的强韧性<sup>[24-25]</sup>。在过去十几年里, 研究者尝试了通过以下方法实现 CNP 在 Al 中均匀分散, 如粉末冶金法、搅拌摩擦加工法和原位自生法等<sup>[26-28]</sup>。其中, 粉末冶金法工艺简单, 近年来广泛用于制备各种 CNP/Al 复合材料<sup>[29-30]</sup>。研究发现在粉末冶金法制备 CNP 增强铝基复合材料过程中, 采用高能球磨工艺容易损伤 CNP 的结构促进 C 与 Al 基体界面反应大量生成  $\text{Al}_4\text{C}_3$  相, 采用低能球磨工艺能够有效抑制 CNP 的损伤, 减少生成  $\text{Al}_4\text{C}_3$

相, 但是难以阻止 CNP 的团聚<sup>[30]</sup>。为了改善 CNT 的分散性以及 C-Al 界面结合, GUO 等<sup>[16]</sup>利用化学氧化法在 CNT 表面添加了含氧官能团, 可以提高 CNT 在乙醇等极性溶剂中的分散性, 并且化学氧化会轻微腐蚀 CNT 的外壁, 有利于 CNT 内壁和 Al 基体之间的锚固结合。为了实现更好的 C-Al 界面结合, 研究者们尝试了很多原位合成的方法制备各种 CNP 增强铝基复合材料<sup>[31-35]</sup>, 利用这类方法制备的复合材料一般拥有良好的综合性能, 但此类方法生产周期长, 且在制备过程中难以控制制备出的碳纳米相的形貌, 还需要不断改进。

当前, 关于 CNP 增强铝基复合材料的研究多集中在 CNP 的含量和均匀分散上, 要想实现 CNP 的高效利用, 提升复合材料的力学性能, 研究不同 CNP 增强体在复合材料中的构效关系及其与基体的界面结合同样十分重要。合理地设计混合的多维 CNP 增强体构型, 调控其在基体中的分布, 充分发挥各增强体间的优势, 避免各增强相之间的拮抗作用, 实现增强相与基体良好的界面结合, 成为研制先进 CNP 增强铝基复合材料的关键问题。因此, 本工作以纯铝粉和多壁碳纳米管(WMCNT)、还原氧化石墨烯(RGO)为原材料, 采用粉末冶金法制备一维/二维混合的 CNP 增强铝基复合材料。通过深入分析复合材料力学性能和微观组织结构, 进一步探索一维碳纳米管与二维石墨烯共同添加在铝基复合材料中的协同强韧化机理, 为制备高强韧的 CNP 增强铝基复合材料提供理论与实验依据。

## 1 实验

本文采用高纯球形铝粉(Al 元素质量分数大于 99.9%)作为原料, 铝粉粒径约为 20  $\mu\text{m}$ , 表面较光滑, 部分铝粉附着有少量的微型球(见图 1)。CNP 增强体包含商用一维的多壁碳纳米管(MWCNT)以及二维的还原氧化石墨烯(RGO)。其中 CNT 选用深圳纳米港公司生产的多壁碳纳米管, 直径 10~20 nm, 长度 5~15  $\mu\text{m}$ , 纯度 97%, 比表面积 100~160  $\text{m}^2/\text{g}$ 。为了增强 CNT 的分散性, 先对其进行超声辅助酸化处理。将 CNT 加入 100 mL 混酸(浓硝酸与浓硫酸的体积比为 3:7)中超声震荡 8 h, 之后利用去离子水稀释至中性, 抽滤并真空干燥。将酸化处理后

的CNT与氧化石墨烯(GO)添加到100 mL的无水乙醇中,溶液中CNT与GO的体积比为4:1,超声震荡1 h后得到均匀分散的CNT和GO混合的悬浊液。接着将悬浊液和铝粉放入球磨罐中,添加无水乙醇没过混合粉末表面并抽真空通入氩气。采用QM-3SPA行星式球磨机进行变速球磨,球料比为10:1,先低速球磨6 h,转速为180 r/min;后高速球磨2 h,转速为400 r/min;待变速球磨结束后,抽滤并真空干燥得到CNT-GO/Al复合粉末。然后将CNT-GO/Al复合粉末置于OTF-1200X管式炉(通入氢气+氩气的混合气体)在500 °C下氢热还原2 h,得到CNT-RGO/Al复合粉末。

将CNT-RGO/Al复合粉末置于石墨模具(直径30 mm)中振实预压,然后放入LABOX-650F放电等离子(SPS)烧结炉,在600 °C、40 MPa压力下进行热压烧结,保温保压时间为20 min,之后随炉冷却,炉腔始终保持低真空状态。制备CNT-RGO/Al复合材料的流程如图2所示。根据文献中的方法进行计算<sup>[6]</sup>,本文制备体积分数为1.5%的CNT与GO混合碳纳米相增强CNT-RGO/Al复合材料。然后对烧结得到的CNT-RGO/Al复合材料在300 °C下轧制变形,变形量为50%。轧制后试样在350 °C,保温

30 min,进行退火处理。此外,采用相同的球磨、烧结、轧制和退火工艺分别制备碳纳米管体积分数为1.5%的CNT/Al复合材料试样和纯铝试样进行对比试验。

制备成功的CNT-RGO/Al复合材料、CNT/Al复合材料和纯铝试样分别通过MTS-6104万能力学试验机沿轧制方向进行拉伸测试,拉伸速率为1 mm/min。拉伸试样为标距10 mm、厚度2 mm的板状试样,试样尺寸如图3所示。每种材料至少测试3个试样,并取3个测试数据的平均值作为材料的测试结果。

采用D/max Ultima III型X射线衍射仪( $\text{Cu K}\alpha$ )对复合材料进行物相分析,X射线管电流为30 mA,管电压为36 kV,扫描角度为 $5^\circ\sim 80^\circ$ ,扫描步长为 $4^\circ/\text{min}$ 。采用Thermo Scientific DXR 2xi Raman光谱仪评估CNT损伤和界面反应程度。通过配备EBSD探头的ZEISS SUPRA 55扫描电子显微镜(SEM)观察复合材料的显微组织和拉伸断口形貌。采用Talos F200i透射电子显微镜(TEM)表征复合材料内CNT和RGO的形貌,以及这些碳纳米相与铝基体的界面结构特征。

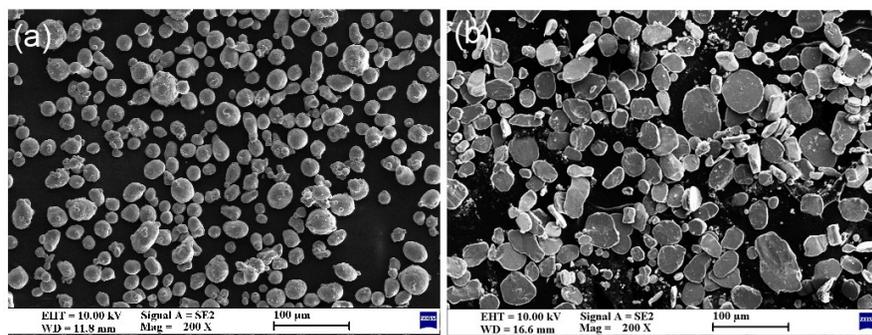


图1 铝粉球磨前后形貌

Fig. 1 Morphologies of Al powder: (a) Original Al; (b) After ball milling process

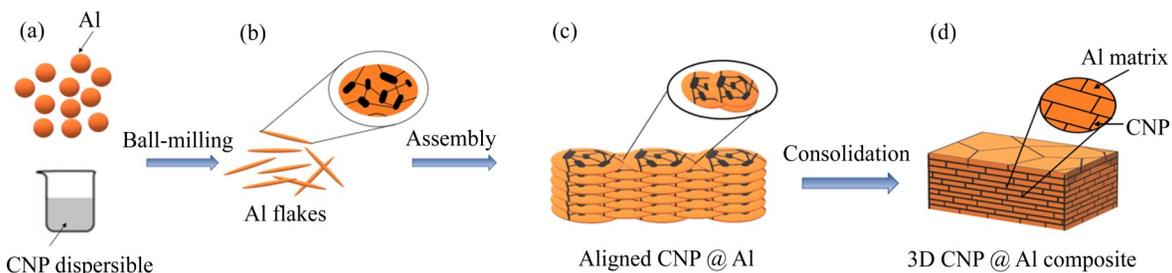


图2 一维/二维混合CNT-RGO/Al复合材料的构建过程示意图

Fig. 2 Schematic diagrams of construction process of 1D/2DCNT-RGO/Al composites

## 2 结果与分析

### 2.1 铝粉表面一维 CNT 与二维 RGO 混合的微观形貌

按照上述方法制备所得 CNT-RGO/Al 复合粉末

的表面形貌如图 4 所示。由图 4(a)和(b)可以看出, 铝粉表面较为均匀地分布着一维 CNT 和二维 RGO, 并且存在两者相互重合连接的结构。图 4(c)和图 4(d)清晰地显示 Al 粉末表面 CNT 与 RGO 相互吸附在一起。其中图 4(d)所示为图 4(c)中局部区域的放大图, 由图 4(d)可知 RGO 与 CNT 之间主要有两种不

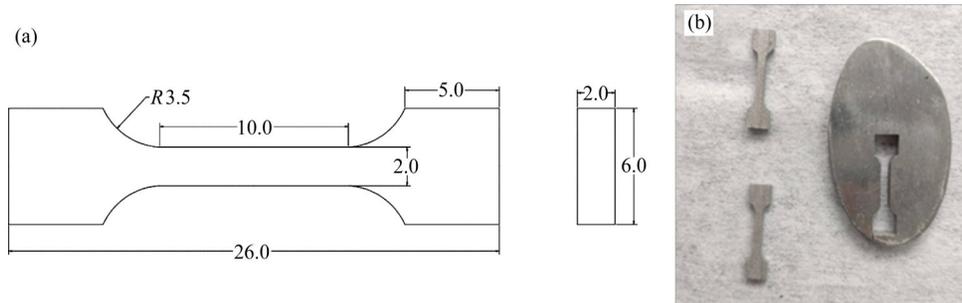


图 3 拉伸试样的形状与尺寸

Fig. 3 Shape and dimension of tensile specimen (Unit: mm): (a) Dimension of sample; (b) Macro-morphology of samples

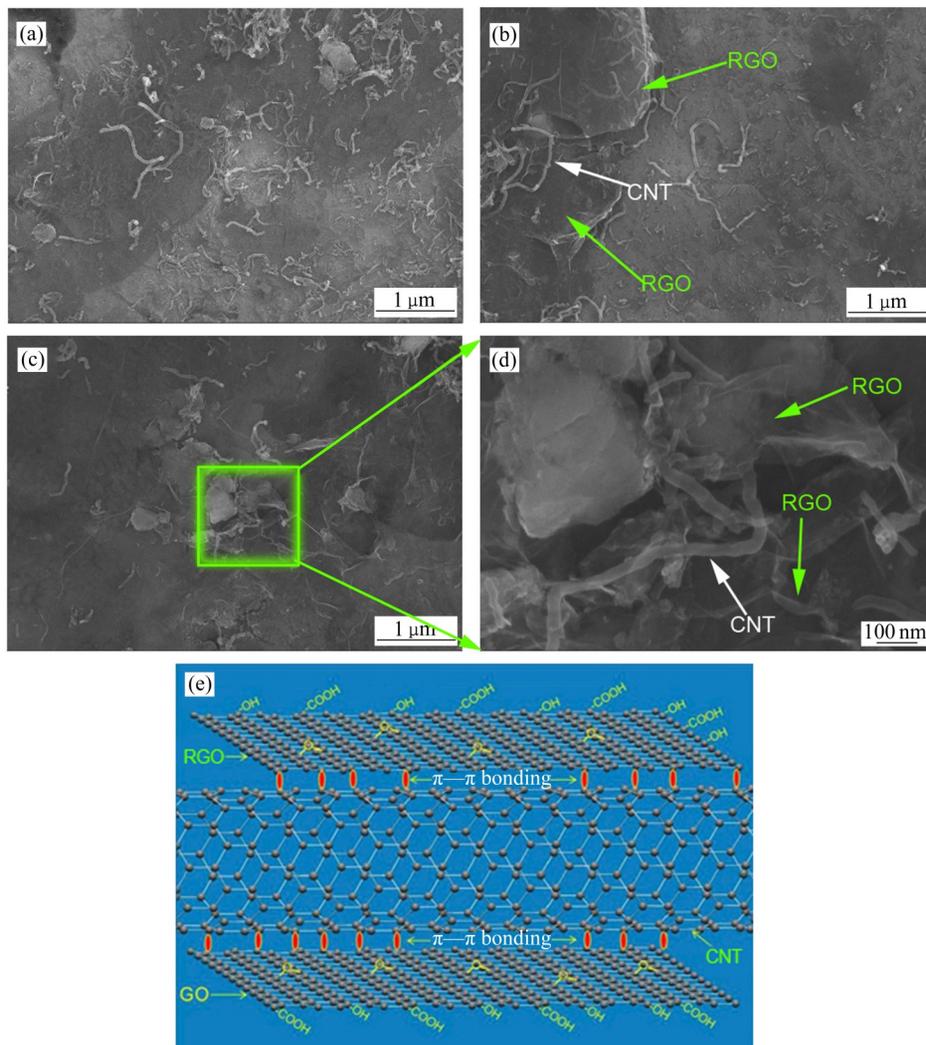


图 4 CNT-RGO/Al 复合粉末的表面形貌

Fig. 4 Surface morphologies of CNT-RGO/Al powder: (a), (b) CNT and RGO distribution; (c), (d) Connection of CNT-RGO; (e) CNT-RGO:  $\pi-\pi$  bonding

同的吸附形式：一种是CNT吸附在RGO薄片上(在RGO薄片的上表面或者是下表面)，RGO又覆盖在Al基体表面，形成CNT-RGO-Al相互叠加的层状结构；另一种是CNT的一端与RGO相交联，另一端与Al基体机械连接，形成Al-CNT-RGO-CNT-Al桥连结构。这两种结构并不是完全独立的存在。由于RGO比表面积大，促使其易于与CNT相互吸附和桥连。经过变速球磨和氢热还原，碳纳米管和石墨烯两者可以通过 $\pi-\pi$ 化学键相互结合，在铝粉表面形成一个CNT-RGO相互连接的复合增强体<sup>[19-21]</sup>，有利于复合材料在受力时的应力传递，协同发挥CNT和RGO自身优异的力学性能。一维CNT和二维RGO两增强体的 $\pi-\pi$ 化学键相互结合的示意图如图4(c)所示。

## 2.2 纯铝及铝基复合材料的晶粒形貌特征

采用EBSD定量分析CNP/Al复合材料和纯铝试样的晶粒形貌特征。图5和6所示分别为纯铝、CNT/Al复合材料和CNT-RGO/Al复合材料试样的EBSD图像以及其统计的晶粒尺寸和晶界取向差。由图5可见，三组试样经过相同工艺轧制退火后，纯铝内多为再结晶的等轴晶粒，大部分晶粒尺寸粗

大无明显取向，而CNT/Al复合材料和CNT-RGO/Al复合材料内晶粒多为细小扁长的变形晶粒，大部分晶粒仍然保持轧制变形取向。进一步统计分析不同试样的晶粒尺寸和晶界取向差分布如图6所示。由图6可知，CNT-RGO/Al复合材料和CNT/Al复合材料的晶粒尺寸均远小于纯铝试样，且CNT-RGO/Al复合材料晶粒略小于CNT/Al复合材料的晶粒。统计不同试样内的小角晶界含量(晶界 $<10^\circ$ 为小角晶界)可知，纯铝试样的小角晶界含量最少，所占比例仅12.90%，然而CNT/Al复合材料和CNT-RGO/Al复合材料试样的小角晶界含量显著上升，所占比例分别为40.30%和42.73%。轧制退火后CNT/Al和CNT-RGO/Al两种复合材料试样内保留有大量高密度的位错构成的小角晶界，不仅能够显著地引发位错强化作用，而且还会影响材料的变形协调性，降低材料塑性。由此可知，复合材料内的CNT和RGO均会阻碍位错和晶界的迁移，对变形晶粒的回复再结晶具有明显的抑制作用。

## 2.3 复合材料的拉伸力学性能

图7所示为纯铝、CNT/Al复合材料和CNT-RGO/Al复合材料试样的拉伸曲线。三种材料的屈

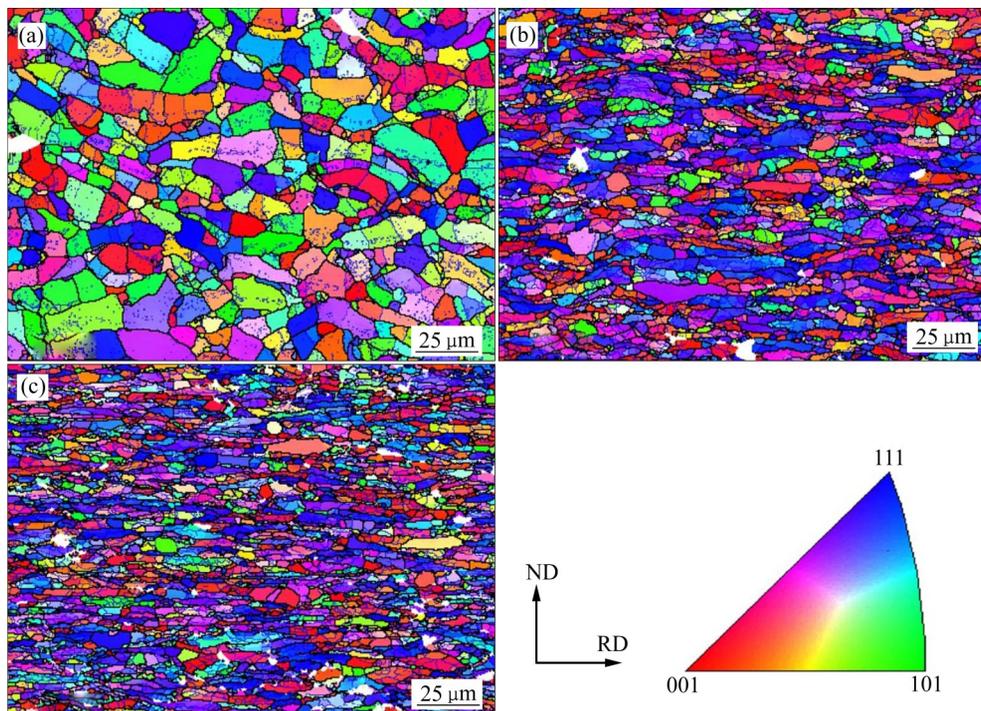


图5 纯铝和不同碳纳米增强相铝基复合材料试样的晶粒形貌

Fig. 5 Grain features of pure aluminum and different CNP reinforced Al composites samples: (a) Pure aluminum; (b) CNT/Al composites; (c) CNT-RGO/Al composites

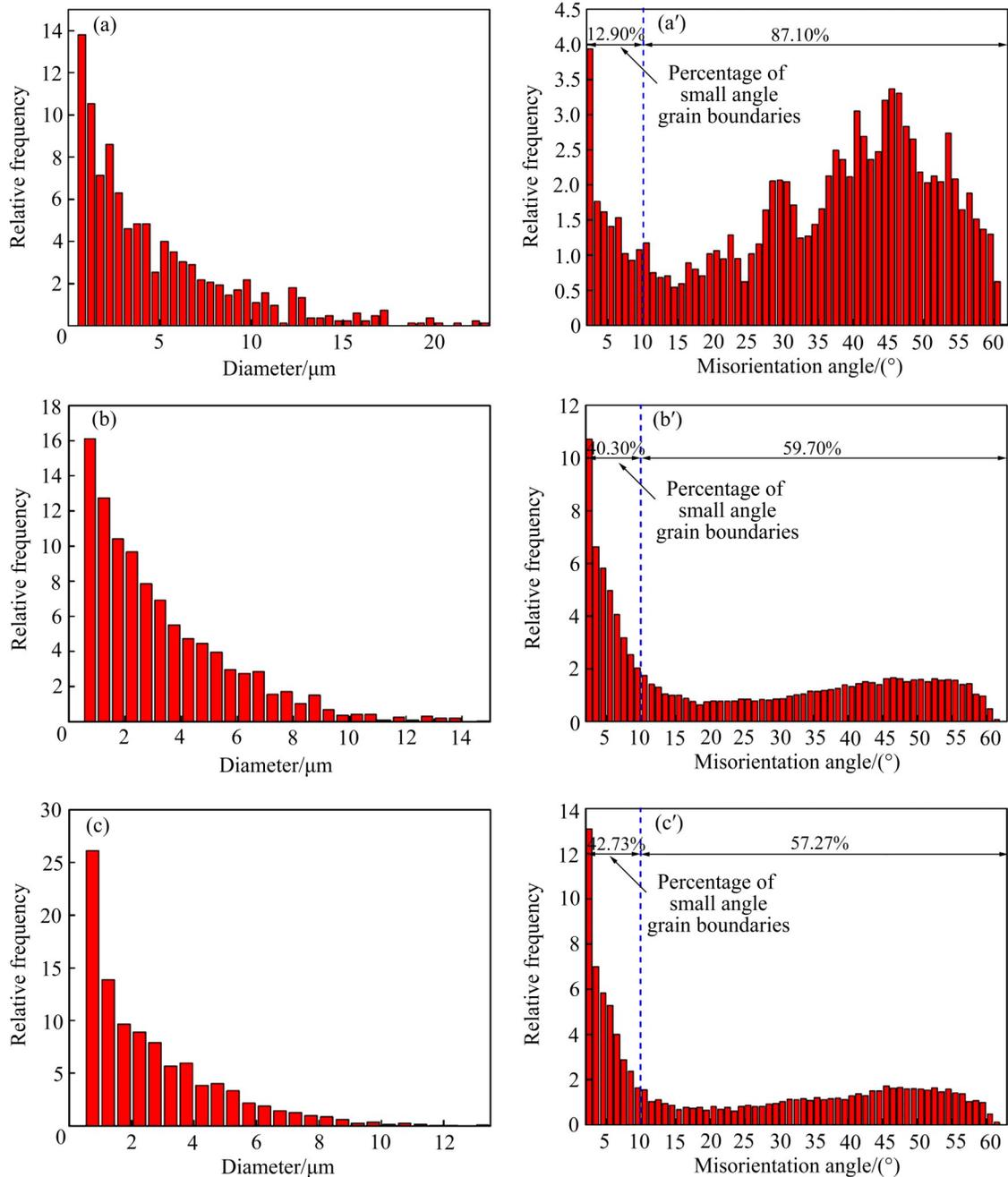


图 6 纯铝和不同碳纳米增强相铝基复合材料试样的晶粒尺寸和取向差

Fig. 6 Grain size and orientation difference of pure aluminum and different CNP reinforced Al composites samples: (a), (a') Pure aluminum; (b), (b') CNT/Al composites; (c), (c') CNT-RGO/Al composites

服强度、抗拉强度和伸长率如表 1 所列, 其中也列出了其他学者<sup>[6, 33]</sup>报道的 CNP 增强铝基复合材料的力学性能。许世娇等<sup>[6]</sup>利用高能球磨制备的碳纳米管增强铝基复合材料, 当 CNT 体积分数为 1.5% 时, 力学性能达到最高值, 屈服强度相对于纯 Al 基体提高了 53.6%, 强化效率( $E_s$ )为 21.5。刘兴海等<sup>[33]</sup>用采用原位化学气相沉积(CVD)工艺在铝粉生长石墨烯纳米片, 当 GN 含量体积分数为 2.5% 时, 复合

材料的抗拉强度最大, 为 318 MPa, 与未增强的纯铝(104 MPa)相比, 提高了 200% 以上, 强化效率( $E_s$ )为 81.2。由图 7 和表 1 可知, 三种材料试样中强度顺序是 CNT-RGO/Al 复合材料 > CNT/Al 复合材料 > 纯铝, 伸长率顺序则是 CNT/Al 复合材料 < CNT-RGO/Al 复合材料 < 纯铝。CNT 和 RGO 增强相的添加对复合材料的力学性能具有显著的增强效果, 特别是 CNT-RGO/Al 复合材料的屈服强度和抗

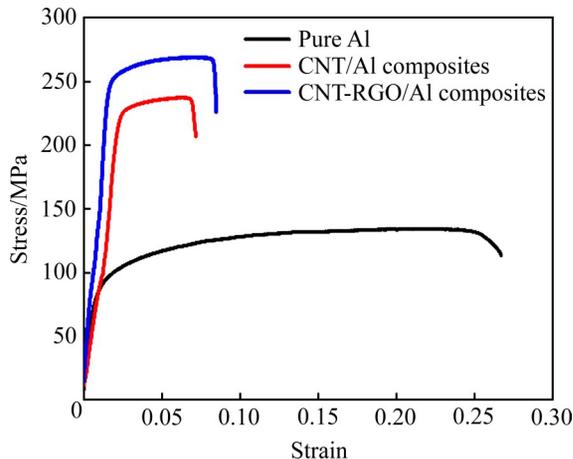


图7 纯铝和不同碳纳米增强相铝基复合材料试样的工程应力-应变曲线

Fig. 7 Stress-strain curves of pure aluminum and different CNP reinforced Al composites samples

拉强度较纯铝试样分别增大了153%和143%，强化效率( $E_s$ )为95.2。虽然CNP的添加显著降低了铝基体的塑性，但是一维的CNT与二维RGO混合添加要优于单纯添加CNT。其中，强化效率( $E_s$ )利用式(1)进行计算。

$$E_s = (\sigma_c - \sigma_m) / \varphi_f \sigma_m \quad (1)$$

式中： $\sigma_c$ 为复合材料的抗拉强度，MPa； $\sigma_m$ 为基体的抗拉强度，MPa； $\varphi_f$ 为增强体的体积分数。

#### 2.4 复合材料的拉伸断口形貌特征

三种材料的拉伸断口形貌如图8所示。其中，图8(a)和(b)所示分别为纯铝试样拉伸断口与局部放大形貌，图8(c)和(d)所示分别为CNT/Al复合材料试样拉伸断口与局部放大形貌，图8(e)和(f)所示分别为CNT-RGO/Al复合材料试样拉伸断口与局部放大形貌。由图8(a)和(b)可见，纯铝试样拉伸断口颈缩明显，存在大量的韧窝，表现为典型的塑性断裂。CNT/Al复合材料和CNT-RGO/Al复合材料试

样的拉伸断口均表现出韧窝与层片状结构相间的形貌。在复合材料断口的韧窝处均可以看到被拔出的CNT，说明CNT与基体的界面结合较好，能够发挥载荷传递作用。两种复合材料的断口的表面仍有小部分团聚的CNT，这会降低复合材料的力学性能。此外，在CNT-RGO/Al复合材料试样中的CNT区域还能清楚地看到RGO纳米片，在载荷传递过程中这些褶皱的RGO与CNT混合在一起能缓解应力集中提升材料的强塑性。

综上所述，在拉伸过程中CNT-RGO/Al复合材料的断裂方式包含两个部分：基体材料的断裂以及CNT(或包含RGO)的拔出。通过CNT在断裂表面的明显拔出行为，可以确定在拉伸过程中应力从铝基体传递到了CNT(或RGO)上，CNT-RGO的混合增强体在拉伸时起到了很好的增强效果。

### 3 讨论

#### 3.1 复合材料内CNT-RGO碳纳米增强相的分布

为了进一步了解CNT和RGO在复合材料晶粒间的分布及其与铝基体的界面结合状况，对CNT-RGO/Al复合材料的截面进行了SEM表征，如图9所示。图9(a)所示为CNT-RGO/Al复合材料截面宏观形貌，CNT和RGO主要分布在复合材料烧结晶界处，CNT、RGO和铝基体在复合材料中共同构成了网状结构。对CNT和RGO分布的区域进一步放大可见，晶界处分布着团聚的CNT以及片状的RGO，如图9(b)和(c)所示。团聚的CNT形成原因可能是复合材料电解抛光后Al基体被腐蚀，CNT相互吸附形成团簇。此外，图9(b)中RGO表面负载有一些纳米尺度的白色颗粒，结合EDS分析和XRD谱分析可知，该白色颗粒为 $Al_2O_3$ 相。

CNP/Al复合材料的截面进行EDS面扫描，结

表1 纯铝和不同碳纳米增强相铝基复合材料试样的力学性能

Table 1 Mechanical properties of pure aluminum and different CNP reinforced Al composites samples

Sample	Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%
Pure Al	90.3±8.2	110.4±8.2	27.1±1.8
1.5%CNT/Al	196±13.5	236±11.4	7.1±1.3
1.5%CNT-RGO/Al	228±11.6	268±14.6	8.5±1.7
CNT/Al <sup>[6]</sup>	165	230	11.2
GN/Al <sup>[33]</sup>	205	318	7.3

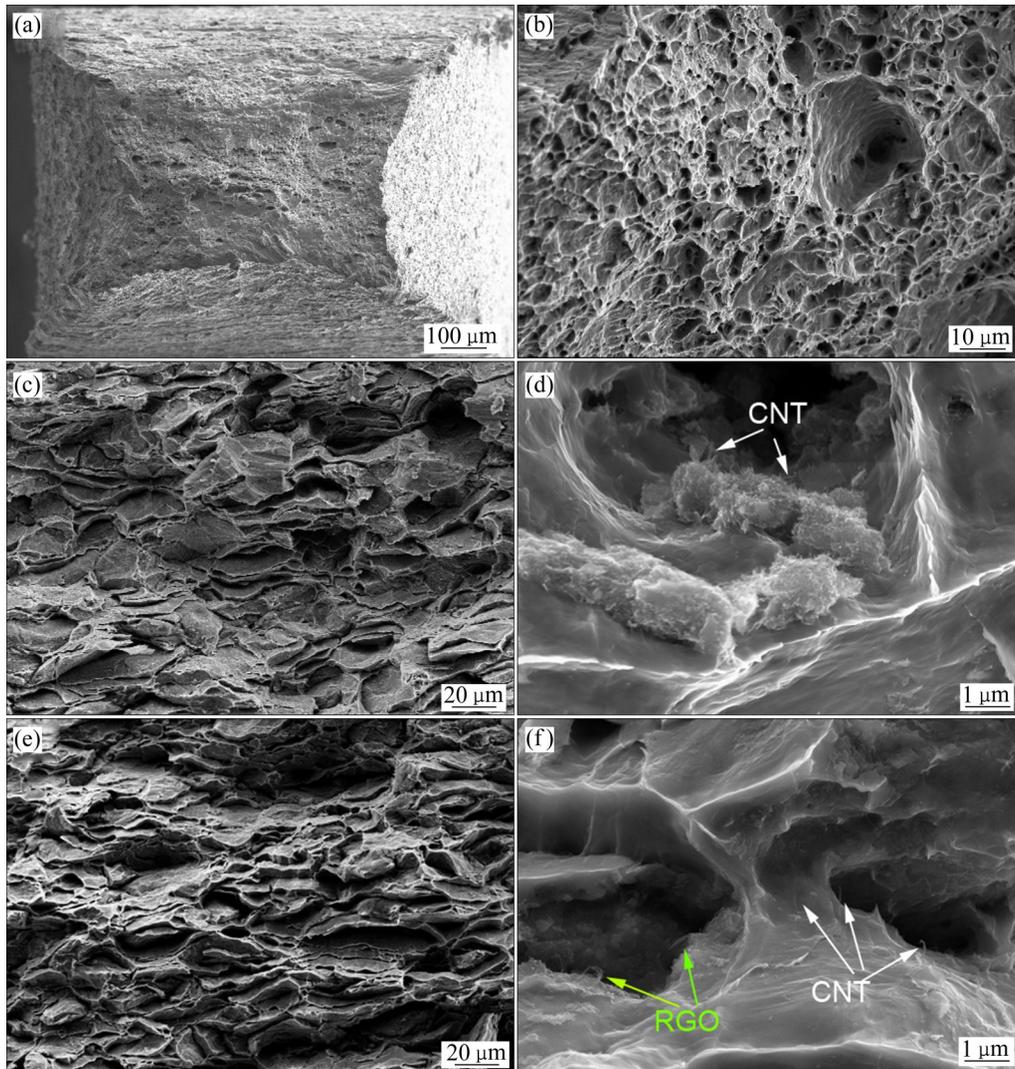


图 8 纯铝和不同碳纳米增强相铝基复合材料试样拉伸的断口形貌

Fig. 8 Tensile fracture morphologies of pure aluminum and different CNP reinforced Al composites samples: (a), (b) Pure aluminum; (c), (d) CNT/Al composites; (e), (f) CNT-RGO/Al composites

果如图 10 所示。从图 10 可以看出, 复合材料中主要是 Al、C 以及 O 元素。Al 和 C 元素分别来源于复合材料的基体和增强体, O 元素的来源可能有两种: 一是预处理后的 CNT 和 GO 本身含有的含氧官能团, 在制备复合材料的过程中虽然经过氢热还原反应, 但仍然有少量的残留含氧官能团未能反应, 并在后续的 SPS 烧结过程中与 Al 基体反应, 生成 Al 的氧化物。二是 SPS 烧结炉在低真空环境中且未通入保护气体, 这也会导致氧化产物的生成。从图 10(d) 中可以看到, CNP 主要分布在晶界处, 其上附着的一些细小的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒。这些  $\text{Al}_2\text{O}_3$  颗粒是实验过程中一些不可控的因素所形成的, 其尺度、粒径、数量不可控。少量的  $\text{Al}_2\text{O}_3$  纳米颗粒对复合材

料有一定的增强作用, 大量的大尺寸  $\text{Al}_2\text{O}_3$  相反会影响 CNT-RGO 复合相的协同增强效果, 构成材料内的硬脆相, 降低复合材料整体的力学性能<sup>[43]</sup>。

### 3.2 复合材料内 CNT-RGO 碳纳米增强相的损伤与界面反应

拉曼光谱对于无序的碳分子结构十分灵敏, 采用拉曼光谱表征 CNT-RGO/Al 复合材料内 CNT 和 RGO 的损伤情况, 结果如图 11 所示。原始 CNT 和 CNT-RGO/Al 复合材料内的 CNT 均在光谱中  $1340\text{ cm}^{-1}$  附近出现了 D 峰, 在  $1570\text{ cm}^{-1}$  附近出现了 G 峰, 两者的峰位没有发生明显的偏移。G 峰是碳材料的完整石墨结构所产生的拉曼光谱特征峰, 而 D

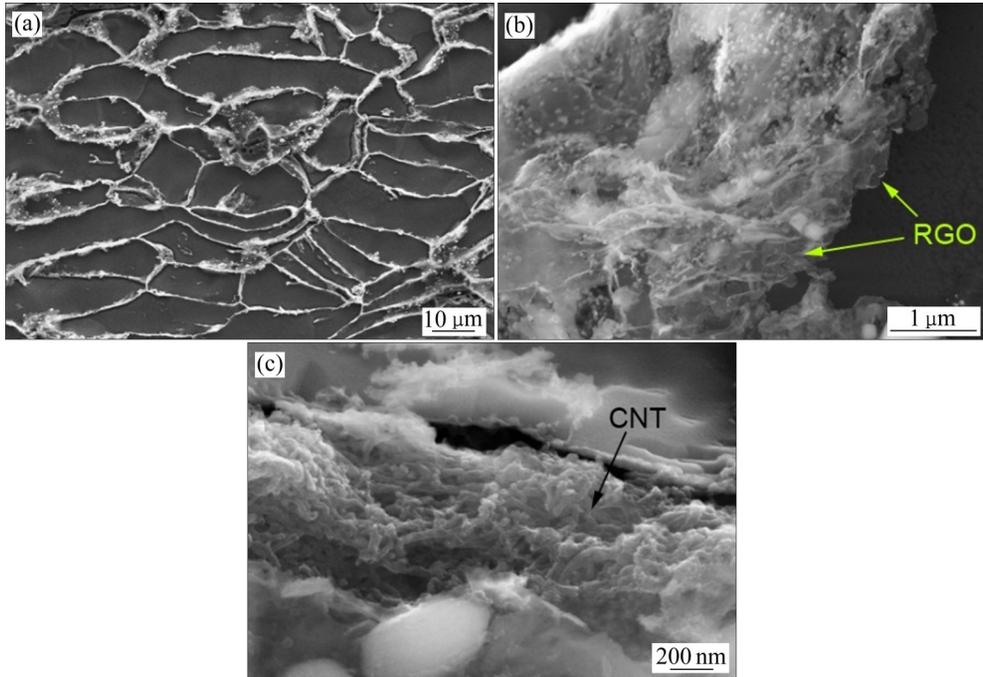


图9 CNT-RGO/Al复合材料的截面显微形貌

Fig. 9 Cross-section micro morphologies of CNT-RGO/Al composites: (a) Overall distribution morphology; (b) RGO distributed area; (c) CNT distributed area

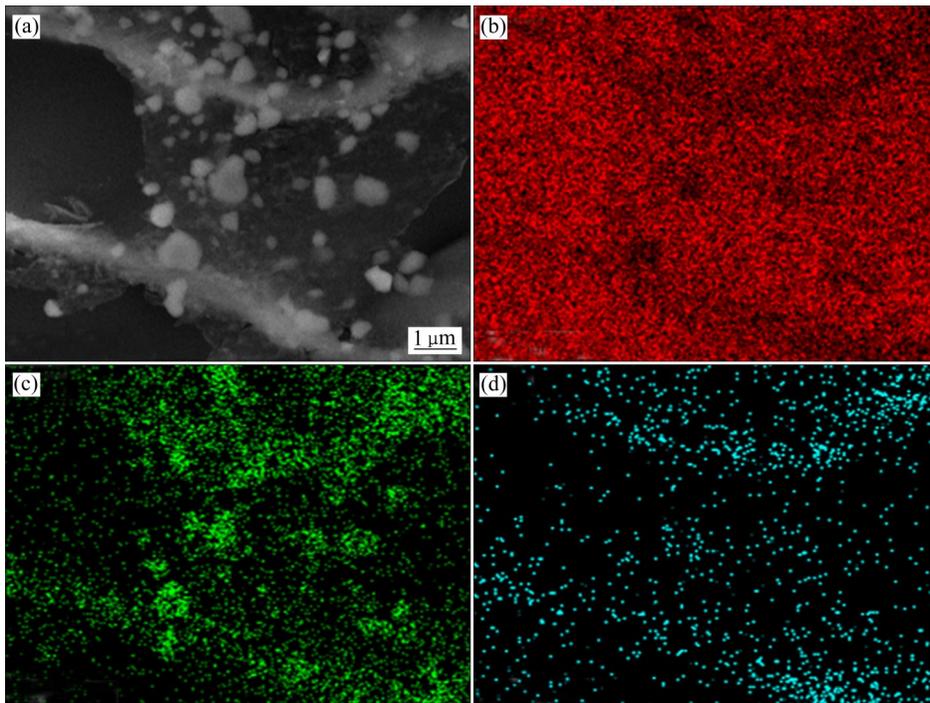


图10 CNP/Al复合材料内显微组织及元素面分布

Fig. 10 Microstructure and EDS element mapping results of CNP/Al composite: (a) SEM image of particles in composite; (b) Al; (c) O; (d) C

峰是碳材料结构中 $sp^2$ 杂化、碳颗粒或无定型碳等低石墨化结构所形成的特征峰。 $I_D/I_G$ 越大表示CNT表面缺陷越多, 结构完整性越差。由图11可以明

显看出, 原始的CNT的 $I_D/I_G$ 较低接近1, 说明其石墨化程度较高, 缺陷较少。采用本文的方法制备完成后, CNT/Al复合材料的 $I_D/I_G$ 则由0.99增加到

1.19, CNT-RGO/Al 复合材料的  $I_D/I_G$  则由 0.99 增加到 1.27。CNT-RGO/Al 复合材料的  $I_D/I_G$  值最高, 这主要由于复合材料制备过程中球磨工艺会损伤原始 CNT 和 GO 的石墨化结构; 其次是由于 RGO 的生成, 其空位的引入使得空位附近的 C 原子失去周围原子的约束而向 Al 基体方向偏移易于形成 C—Al 键, 降低石墨化结构。此外, 由于复合材料粉末内 CNT 和 GO 在球磨过程受到压缩应变, 其 G 峰容易由  $1570\text{ cm}^{-1}$  向高频方向移动。高速球磨通常会使得 G 峰偏移至  $1610\text{ cm}^{-1}$  处<sup>[31]</sup>, 但是本文中复合材料的 G 峰偏移量非常小, 进一步显示变速球磨工艺对复合材料内 CNT 和 RGO 的损伤不大。此外, 两种复合材料的拉曼光谱中  $860\text{ cm}^{-1}$  处均出现了非常微弱的  $\text{Al}_4\text{C}_3$  的特征峰。这表明两种复合材料的制备过程中均发生了 C-Al 界面反应。与 XU 等<sup>[30]</sup>通过高能球磨法制备的 CNT/Al 复合材料相比, 本文中 CNT-RGO/Al 复合材料内界面反应生成  $\text{Al}_4\text{C}_3$  的量明显较少。

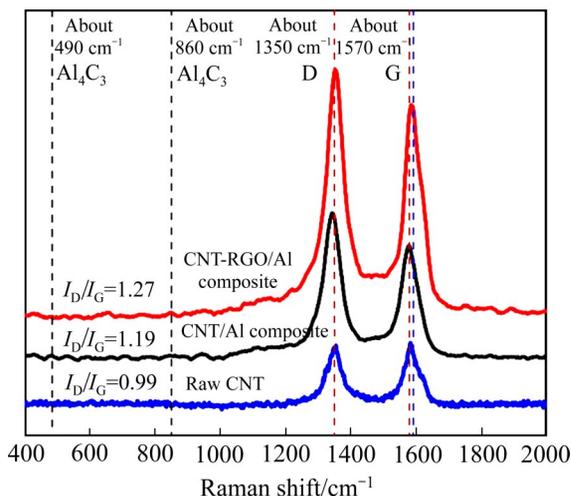


图 11 原始碳纳米管和不同碳纳米增强相铝基复合材料试样的拉曼光谱图

Fig. 11 Raman spectra of raw CNT and different CNP reinforced Al composites samples

通过 XRD 进一步分析复合材料制备过程中的界面反应及其生成物, 纯铝、CNT/Al 复合材料和 CNT-RGO/Al 复合材料的 XRD 谱如图 12 所示。由图 12 可知两种复合材料内不仅存在  $\text{Al}_2\text{O}_3$  相, 还有  $\text{Al}_4\text{C}_3$  相。 $\text{Al}_2\text{O}_3$  相的生成原因主要是球磨时能量较高导致部分铝粉氧化, 生成了  $\text{Al}_2\text{O}_3$ , 其次是 SPS 烧结环境既不是高真空, 又未通入惰性保护气体,

导致  $\text{Al}_2\text{O}_3$  的生成。第三是, CNT-RGO/Al 复合材料内 GO 自身的含氧官能团未能充分还原, 在后续的 SPS 烧结过程中与 Al 基体反应, 生成  $\text{Al}_2\text{O}_3$ 。 $\text{Al}_4\text{C}_3$  的生成原因则是由于 CNT 和 GO 经过酸化和球磨处理其自身的石墨化结构被破坏, 产生了缺陷; 在缺陷处 C 容易与 Al 基体发生反应, 生成  $\text{Al}_4\text{C}_3$ 。此外, CNT-RGO/Al 复合材料内 RGO 更大的比表面积和更多的空位又促进 C-Al 界面反应生成  $\text{Al}_4\text{C}_3$ 。复合材料内适量界面反应生成碳化物和氧化物有助于 C-Al 界面的结合, 将 CNP 钉扎在界面处, 有助于应力的传递。相比而言, 适当的界面反应帮助 CNT-RGO/Al 复合材料更好地发挥 CNP 增强相优异的力学性能。

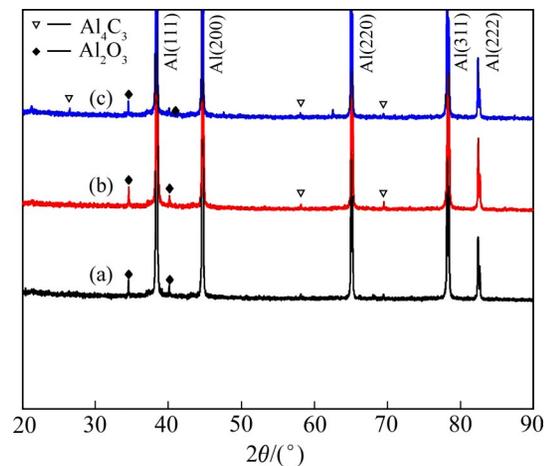


图 12 纯铝和不同碳纳米增强相铝基复合材料试样的 XRD 图谱

Fig. 12 XRD patterns of pure aluminum and different CNP reinforced Al composites samples: (a) Pure Al; (b) 1.5CNT/Al; (c) 1.5CNT-RGO/Al

### 3.3 复合材料的 CNT-RGO 碳纳米增强相与基体的界面特征

铝基复合材料中, 基体与增强体之间的界面结合是制约增强体作用的关键因素<sup>[37]</sup>。图 13 所示为 CNT-RGO/Al 复合材料的显微组织和界面形貌的 TEM 像。从图 13(a)可以看出, 铝基体的晶粒尺寸约为  $1\sim 2\ \mu\text{m}$ , 与 EBSD 所统计的数据相近, 碳纳米相与基体的界面特征如图 13(a)中红框的区域所示, 进一步放大得到图 13(b)和图 13(c)。图 13(b)为二维 RGO 与一维 CNT 在铝基复合材料中相互桥连的结构图。从图 13(b)可见 CNT 的管状结构与图 4 所示的 CNT 和 RGO 球磨后在铝粉表面的结构相似,

CNT的两端分别连接两片RGO。氧化石墨烯具有疏水的共轭芳环结构和亲水的含氧官能团( $-OH$ ,  $-COOH$ )。当石墨烯氧化物与碳纳米管在无水乙醇中分散时,碳纳米管穿插于还原氧化石墨烯之间,并在芳香烃结构区通过 $\pi-\pi$ 键附着氧化石墨烯上<sup>[38-40]</sup>。此外,RGO为平面状结构且与铝基体的接触面积较大,与铝基体界面结合润湿优于CNT<sup>[5]</sup>。除了CNT与RGO之间的连接,CNT与CNT之间也存在桥连结构。图13(c)所示为CNT-RGO/Al复合材料内RGO片层的表面微区图像。由图13(c)可知,RGO表面的黑色颗粒为 $Al_2O_3$ ,大尺寸的针状物为 $Al_4C_3$ 。 $Al_4C_3$ 相对碳纳米相复合材料的性能具有两面性:一方面, $Al_4C_3$ 相属于脆性相,过多存在会造成复合材料过早出现微观裂纹,降低材料的力学性能<sup>[41-42]</sup>;另一方面, $Al_4C_3$ 相可以有效改善碳纳米管与铝基体之间的润湿性,提高两者之间的界面结合强度。紧密附着在碳纳米管表面的纳米级碳化物是由铝与碳纳米管上的非晶碳涂层之间的化学反应形成的。形成的碳化物与碳纳米管的末端紧密相连,从而将碳纳米管紧紧地锁在铝基体内。这些末端锁定的碳纳米管加上沿界面的纳米级碳化物,在加载期间为复合材料内部提供了应力传递机制。实验研究表明:当纳米颗粒的体积分数低于4%时,纳米颗粒能均匀地分散在铝基体表面;但由于这些颗粒具有比较大的比表面积,随着体积分数的增大,越容易发生团聚,大大限制了复合材料的增强效率<sup>[43]</sup>。在铝基复合材料制备过程中,虽然是C-Al反应为自发反应,但其反应速率受动力学控制。在材料制备过程中,温度和保温时间是影响C-Al化学反应动力学条件的关键。本文采用变速球磨能够降低碳纳米相损伤,减少缺陷,通过SPS系统烧结,烧结温度低,保温时间短,抑制了粗大的 $Al_4C_3$ 和 $Al_2O_3$ 相生成,而在C-Al界面处原位生成了少量细小的 $Al_4C_3$ 和 $Al_2O_3$ 。文献报道<sup>[1,6,43]</sup>铝基复合材料内界面处形成的大量粗大的 $Al_4C_3$ 和 $Al_2O_3$ 相会降低材料的塑性,但是原位生成的少量细小的 $Al_4C_3$ 和 $Al_2O_3$ 相对增强C-Al界面结合强度是有益的。因此,本研究制备的CNT-RGO/Al复合材料内CNT和RGO形成了桥连结构,有助于复合材料受力过程中应力的传递,并且反应生成的少量 $Al_4C_3$ 和 $Al_2O_3$ 在一定程度上有助于C-Al界面的结

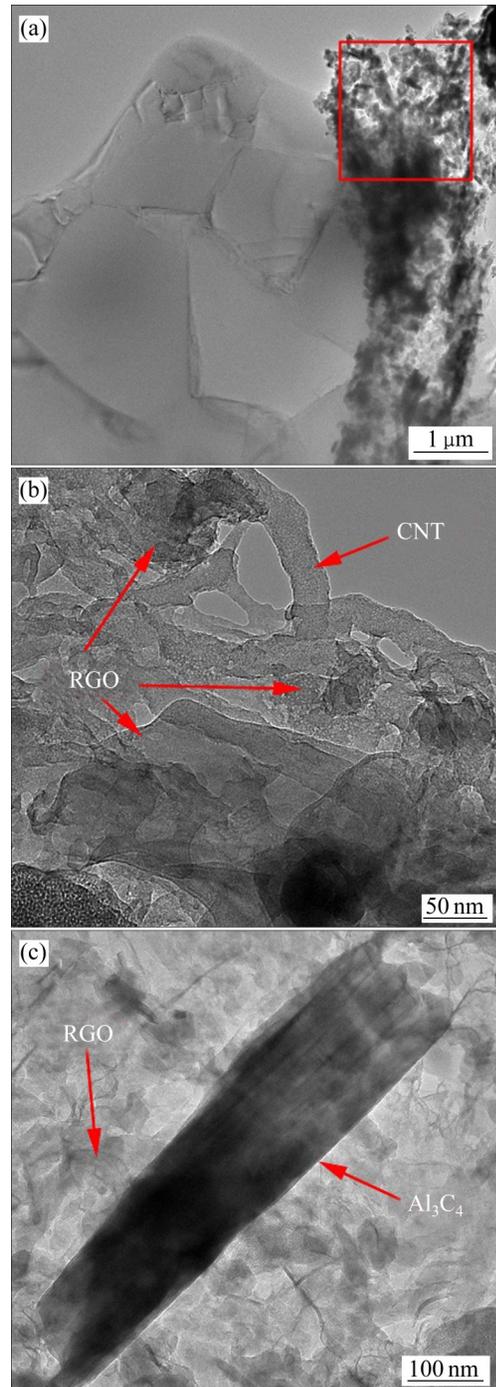


图13 CNT-RGO/Al复合材料界面微区TEM像

Fig. 13 Interface TEM images of CNT-RGO/Al composites: (a) Matrix; (b) RGO, CNT connect area; (c)  $Al_4C_3$  at interface

合<sup>[44]</sup>,更有效地发挥CNT-RGO增强效果。

综合以上分析,采用不同CNP增强体的铝基复合材料的断裂模式如图14所示。从图14中可以看到,当CNT或RGO单独作为增强体时,结构完整的CNT或RGO与Al基体的润湿性很差,难以形

成有效的 C-Al 界面连接, 从而导致在受力的过程中 CNT 和 RGO 的拔出。这种断裂模式无法充分利用 CNT 或 RGO 的力学性能, 因此对复合材料的增强效果有限。当 CNT 和 RGO 同时均匀地负载在铝粉表面时, CNT 与 RGO 之间通过  $\pi-\pi$  键相互桥连形成的网状结构大幅度地增加了增强相的整体尺寸。在 Kelly-Tyson 理论模型<sup>[45]</sup>中, 碳纳米相在复合材料中的断裂模型取决于增强相的临界长度  $L_c$ , 当增强相的长度  $L_f$  大于临界长度  $L_c$  时, 复合材料的失效方式将由拉出模式转化为断裂模式。本研究构建了 CNT-RGO 混合增强结构, 部分增强相的理论长度  $L_{cmp}$  远大于临界长度  $L_c$ , 其失效方式为断裂模式, 这大大增加了增强相的载荷传递能力, 具有显著强化作用。

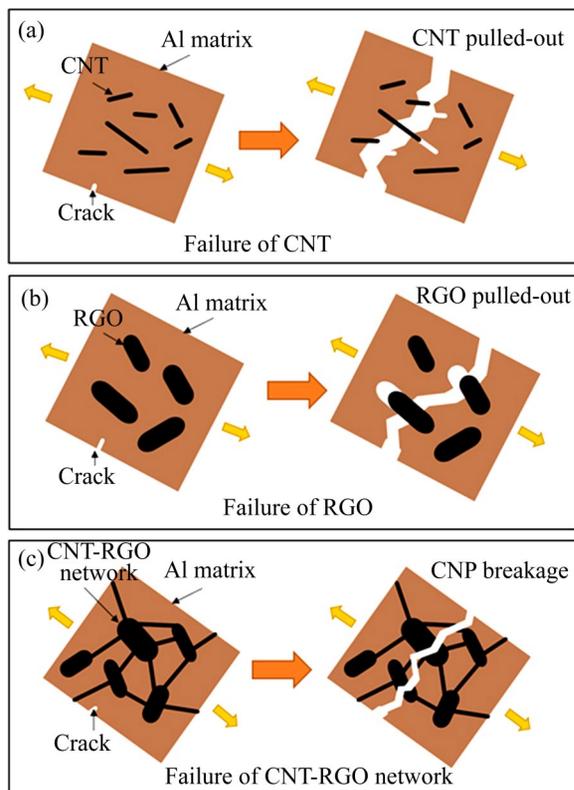


图 14 铝基复合材料中不同碳纳米增强相的断裂模式示意图

Fig. 14 Schematic diagrams of fracture modes of different CNP reinforcements in aluminum matrix composites: (a) CNT; (b) RGO; (c) CNT-RGO

## 4 结论

1) 采用变速球磨+氢热还原的方法在铝粉表面构建了均匀分散的 CNT-RGO 混合增强体。该形成

的 CNT-RGO 混合增强体通过  $\pi-\pi$  键相互连接, 再与铝基体之间机械连接, 不仅有助于在复合材料中形成三维网状结构, 而且较好地保持了 CNP 的完整性。

2) 碳纳米相体积分数 1.5% 的 CNT-RGO/Al 复合材料表现出优异的力学性能, 屈服强度和抗拉强度分别为 228 MPa 和 268 MPa, 比纯铝材料屈服强度和抗拉强度较纯铝试样分别增大了 153% 和 143%, 断后伸长率仍保持在 8.5%, CNT-RGO 复合增强体的强化效果优于单纯的一维 CNT。

3) CNT-RGO/Al 复合材料内 CNT-RGO 增强体强韧化作用表现为: CNT-RGO 增强体能够有效地阻碍位错运动, 并且细化晶粒, 提升材料强塑性; CNT 与 RGO 之间形成桥连结构大幅度地增加了增强相的整体尺寸, 有利于载荷的传递, 复合材料内增强相的失效模式将由拉出模式转化为断裂模式; RGO 周围空位的引入降低了对自身 C 原子的约束, 促进 C 与 Al 发生界面反应, 有利于复合材料的 C-Al 界面结合。

## REFERENCES

- [1] 赵乃勤, 刘兴海, 蒲博闻. 多维度碳纳米相增强铝基复合材料研究进展[J]. 金属学报, 2019, 55(1): 1-15.  
ZHAO Nai-qin, LIU Xing-hai, PU Bo-wen. Progress on multi-dimensional carbon nanomaterials reinforced aluminum matrix composites: A review[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2019, 55(1): 1-15.
- [2] KUILA T, BOSE S, MISHRA A K, et al. Chemical functionalization of graphene and its applications[J]. Progress in Materials Science, 2012, 57(7): 1061-1105.
- [3] GUO W H, LIU C, SUN X M, et al. Aligned carbon nanotube/polymer composite fibers with improved mechanical strength and electrical conductivity[J]. Journal of Materials Chemistry, 2012, 22(3): 903-908.
- [4] YUAN Q H, FU D M, ZENG X S, et al. Fabrication of carbon nanotube reinforced AZ91D composite with superior mechanical properties[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(8): 1716-1724.
- [5] 袁秋红, 曾效舒, 刘勇, 等. 碳纳米管增强镁基复合材料弹性模量的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(1): 86-97.  
YUAN Qiu-hong, ZENG Xiao-shu, LIU Yong, et al. Research progress of elastic modulus of magnesium matrix

- composite reinforced by carbon nanotubes[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2015, 25(1): 86–97.
- [6] 许世娇, 肖伯律, 刘振宇, 等. 高能球磨法制备的碳纳米管增强铝基复合材料的微观组织和力学性能[J]. *金属学报*, 2012, 48(7): 882–888.
- XU Shi-jiao, XIAO bo-lü, LIU Zhen-yu, et al. Microstructures and mechanical properties of CNT/Al composites fabricated by high energy ball-milling method[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2012, 48(7): 882–888.
- [7] NEUBAUER E, KITZMANTEL M, HULMAN M, et al. Potential and challenges of metal-matrix-composites reinforced with carbon nanofibers and carbon nanotubes[J]. *Composites Science and Technology*, 2010, 70(16): 2228–2236.
- [8] MENG X, LIU T, SHI C S, et al. Synergistic effect of CNTs reinforcement and precipitation hardening in in-situ CNTs/Al-Cu composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2015, 633: 103–111.
- [9] LI Z, GUO Q, LI Z Q, et al. Enhanced mechanical properties of graphene (reduced graphene oxide)/aluminum composites with a bioinspired nanolaminated structure[J]. *Nano Letters*, 2015, 15(12): 8077–8083.
- [10] CHEN B, KONDOH K, IMAI H, et al. Simultaneously enhancing strength and ductility of carbon nanotube/aluminum composites by improving bonding conditions[J]. *Scripta Materialia*, 2016, 113: 158–162.
- [11] ZHAO K, LIU Z Y, XIAO B L, et al. Origin of insignificant strengthening effect of CNTs in T6-treated CNT/6061Al composites[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2018, 31(2): 134–142.
- [12] ZHANG H P, XU C, XIAO W L, et al. Enhanced mechanical properties of Al5083 alloy with graphene nanoplates prepared by ball milling and hot extrusion[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 658: 8–15.
- [13] WEI H, LI Z Q, XIONG D B, et al. Towards strong and stiff carbon nanotube-reinforced high-strength aluminum alloy composites through a microlaminated architecture design[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 75: 30–33.
- [14] ZHANG X, SHI C S, LIU E Z, et al. Achieving high strength and high ductility in metal matrix composites reinforced with a discontinuous three-dimensional graphene-like network[J]. *Nanoscale*, 2017, 9(33): 11929–11938.
- [15] ZHANG X, SHI C S, LIU E Z, et al. In-situ space-confined synthesis of well-dispersed three-dimensional graphene/carbon nanotube hybrid reinforced copper nanocomposites with balanced strength and ductility[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2017, 103: 178–187.
- [16] LI Z, FAN G L, GUO Q, et al. Synergistic strengthening effect of graphene-carbon nanotube hybrid structure in aluminum matrix composites[J]. *Carbon*, 2015, 95: 419–427.
- [17] KOSYNKIN D V, HIGGINBOTHAM A L, SINITSKII A, et al. Longitudinal unzipping of carbon nanotubes to form graphene nanoribbons[J]. *Nature*, 2009, 458: 872–876.
- [18] SHA J W, SALVATIERRA R V, DONG P, et al. Three-dimensional rebar graphene[J]. *ACS Applied Materials & Interfaces*, 2017, 9: 7376–7384.
- [19] ZHANG C, REN L L, WANG X Y, et al. Graphene oxide-assisted dispersion of pristine multiwalled carbon nanotubes in aqueous media[J]. *The Journal of Physical Chemistry C*, 2010, 114(26): 11435–11440.
- [20] ROMANO M S, LI N, ANTIOHOS D, et al. Carbon nanotube-reduced graphene oxide composites for thermal energy harvesting applications[J]. *Advanced Materials*, 2013, 25(45): 6602–6606.
- [21] JO I, CHO S, KIM H, et al. Titanium dioxide coated carbon nanofibers as a promising reinforcement in aluminum matrix composites fabricated by liquid pressing process[J]. *Scripta Materialia*, 2016, 112: 87–91.
- [22] ESAWI A M K, MORSI K, SAYED A, et al. Effect of carbon nanotube(CNT) content on the mechanical properties of CNT-reinforced aluminium composites[J]. *Composites Science and Technology*, 2010, 70(16): 2237–2241.
- [23] JAFARI M, ABBASI M H, ENAYATI M H, et al. Mechanical properties of nanostructured Al<sub>2024</sub>-MWCNT composite prepared by optimized mechanical milling and hot pressing methods[J]. *Advanced Powder Technology*, 2012, 23(2): 205–210.
- [24] LIU X Q, LI C J, ECKERT J, et al. Microstructure evolution and mechanical properties of carbon nanotubes reinforced Al matrix composites[J]. *Materials Characterization*, 2017, 133: 122–132.
- [25] 李子全. 预处理 SiC 颗粒在 ZA-27 合金中的分散润湿过程和界面反应模型[J]. *南京航空航天大学学报*, 2002, 34(3): 240–244.
- LI Zi-quan. Dispersion and wettability process of pretreated SiC particles in ZA-27 alloy and model for interface reaction wettability[J]. *Journal of Nanjing University of Aeronautics & Astronautics*, 2002, 34(3): 240–244.
- [26] JIANG L, LI Z Q, FAN G L, et al. The use of flake powder metallurgy to produce carbon nanotube (CNT)/aluminum composites with a homogenous CNT distribution[J]. *Carbon*, 2012, 50(5): 1993–1998.
- [27] YANG X D, ZOU T C, SHI C S, et al. Effect of carbon nanotube(CNT) content on the properties of in-situ synthesis

- CNT reinforced Al composites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 660: 11–18.
- [28] LIU Z Y, XIAO B L, WANG W G, et al. Analysis of carbon nanotube shortening and composite strengthening in carbon nanotube/aluminum composites fabricated by multi-pass friction stir processing[J]. *Carbon*, 2014, 69: 264–274.
- [29] LIU Z Y, ZHAO K, XIAO B L, et al. Fabrication of CNT/Al composites with low damage to CNTs by a novel solution-assisted wet mixing combined with powder metallurgy processing[J]. *Materials & Design*, 2016, 97: 424–430.
- [30] XU R, TAN Z Q, XIONG D B, et al. Balanced strength and ductility in CNT/Al composites achieved by flake powder metallurgy via shift-speed ball milling[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2017, 96: 57–66.
- [31] ZHAO K, LIU Z Y, XIAO B L, et al. Origin of insignificant strengthening effect of CNTs in T6-treated CNT/6061Al composites[J]. *Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*, 2018, 31(2): 134–142.
- [32] CHEN X, TAO J, LIU Y, et al. Interface interaction and synergistic strengthening behavior in pure copper matrix composites reinforced with functionalized carbon nanotube-graphene hybrids[J]. *Carbon*, 2019, 146: 736–755.
- [33] LIU X H, LI J J, SHA J W, et al. In-situ synthesis of graphene nanosheets coated copper for preparing reinforced aluminum matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 709: 65–71.
- [34] 赵冬梅, 李振伟, 刘领弟, 等. 石墨烯/碳纳米管复合材料的制备及应用进展[J]. *化学学报*, 2014, 72(2): 185–200.  
ZHAO Dong-mei, LI Zhen-wei, LIU Ling-di, et al. Progress of preparation and application of graphene/carbon nanotube composite materials[J]. *Acta Chimica Sinica*, 2014, 72(2): 185–200.
- [35] WANG M Z, TANG M, CHEN S L, et al. Graphene-armed aluminum foil with enhanced anticorrosion performance as current collectors for lithium-ion battery[J]. *Advanced Materials*, 2017, 29(47): 1703882.
- [36] MENG L L, WANG X J, NING J L, et al. Beyond the dimensional limitation in bio-inspired composite: Insertion of carbon nanotubes induced laminated Cu composite and the simultaneously enhanced strength and toughness[J]. *Carbon*, 2018, 130: 222–232.
- [37] ZHANG Z W, LIU Z Y, XIAO B L, et al. High efficiency dispersal and strengthening of graphene reinforced aluminum alloy composites fabricated by powder metallurgy combined with friction stir processing[J]. *Carbon*, 2018, 135: 215–223.
- [38] ZHU Y W, MURALI S, CAI W W, et al. Graphene and graphene oxide: synthesis, properties, and applications[J]. *Advanced Materials*, 2010, 22(35): 3906–3924.
- [39] TABANDEH-KHORSHID M, KUMAR A, OMRANI E, et al. Synthesis, characterization, and properties of graphene reinforced metal-matrix nanocomposites[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2020, 183: 107664.
- [40] XIONG C Z, LI D S, YE Y, et al. Research on the performance of rGO-CNTs synergistically enhanced copper matrix composites[J]. *Powder Technology*, 2021, 394: 1–9.
- [41] CI L J, RYU Z, JIN-PHILLIPP N Y, et al. Investigation of the interfacial reaction between multi-walled carbon nanotubes and aluminum[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(20): 5367–5375.
- [42] SHIN S E, BAE D H. Strengthening behavior of chopped multi-walled carbon nanotube reinforced aluminum matrix composites[J]. *Materials Characterization*, 2013, 83: 170–177.
- [43] KANG Y C, CHEN S L I. Tensile properties of nanometric Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particulate-reinforced aluminum matrix composites[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2004, 85(2/3): 438–443.
- [44] CHEN B, K KONDOH, J UMEDA, et al. Interfacial in-situ Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanoparticles enhance load transfer in carbon nanotube (CNT)-reinforced aluminum matrix composites[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 789: 25–29.
- [45] KELLY A, TYSON W R. Tensile properties of fibre-reinforced metals: copper/tungsten and copper/molybdenum[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 1965, 13(6): 329–350.

## Microstructure and mechanical properties of 1D/2D carbon nanophase reinforced aluminum matrix composites

CHEN Jun-feng<sup>1,3</sup>, LIU Chao-nong<sup>1</sup>, LU Rui-han<sup>1</sup>, WANG Wen-long<sup>1</sup>, WANG Bing-shu<sup>1</sup>, ZOU Lin-chi<sup>2,3</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Fuzhou University, Fuzhou 350116, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Fujian University of Technology, Fuzhou 350118, China;

3. Fujian Provincial Key Laboratory of Advanced Materials Processing and Application, Fuzhou 350118, China)

**Abstract:** Carbon nanotubes (CNT) and graphene (Graphene) have excellent mechanical and physical properties and are ideal reinforcements in metal matrix composites. In this paper, ball milling process and hydrogen thermal reduction method were used to construct CNT-RGO hybrid reinforcement on the surface of aluminum powder, and then spark plasma sintering system (SPS) and rolling process were used to prepare CNT-RGO/Al composites. The CNT and RGO enhanced phase distribution, interface microstructure, grain morphology and mechanical properties were studied by EBSD, SEM, TEM and stretching, and the collaborative reinforcement mechanism of CNT and RGO in the CNT-RGO/Al composite was investigated. The results show that the CNT-RGO/Al composite exhibits excellent mechanical properties. The yield strength and tensile strength are 228 MPa and 268 MPa, respectively, which are higher than those of pure aluminum. The yield strength and tensile strength of CNT-RGO/Al composite increase by 153% and 143%, respectively compared with those of pure aluminum, and the elongation of CNT-RGO/Al composite still remains 8.5%. The addition of graphene in the composite not only causes the one-dimensional CNT and the two-dimensional RGO to form a bridge structure, which effectively refines the grains, and is beneficial to the transfer of load, but also promotes the interfacial reaction between C and Al, which is beneficial to bonding. C-Al interface of the material. The synergistic strengthening effect of CNT-RGO hybrid reinforcement is better than that of simple one-dimensional CNT.

**Key words:** aluminum matrix composites; carbon nanophase; microstructure; mechanical property; interface feature

---

**Foundation item:** Projects(51871057, 51901044) supported by the National Natural Science Foundation of China; Projects(2019J01227, 2017J01477) supported by the Natural Science Foundation of Fujian Province, China; Project(KF-C19003) supported by the Open research project of Fujian Provincial Key Laboratory of Advanced Materials Processing and Application, China

**Received date:** 2021-08-09; **Accepted date:** 2021-09-26

**Corresponding author:** CHEN Jun-feng; Tel: +86-591-22866532; E-mail: chenjunfeng@fzu.edu.cn

(编辑 龙怀中)