

机械搅拌和烧结制备 GNP_s/Al 复合材料力学性能

于欢¹, 周明哲², 夏金环¹, 王荣荣¹, 马百常¹, 周吉学¹, 张素卿¹,
吴建华¹, 王西涛¹

(1. 齐鲁工业大学 (山东省科学院) 山东省轻质高强金属材料重点实验室 山东省科学院新材料研究所, 山东 济南 250014)

(2. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

摘要: 采用机械搅拌和烧结工艺制备了 GNP_s/Al 复合材料, 实现了无损伤 GNP_s 的完全铺展及在铝基体中均匀弥散分布。研究了 GNP_s 对复合材料粉末冷压-烧结致密化行为的作用机制, 阐明了 GNP_s 对复合材料强度和塑性的作用机理, 探讨了烧结时间对 GNP_s/Al 复合材料力学性能的影响规律。结果表明, GNP_s 质量分数小于 0.5%, 烧结合态 GNP_s/Al 复合材料相对密度达到 98% 以上。烧结合态 Al-0.5%GNP_s 屈服强度达到 204 MPa, 相对于纯铝提高了 18.6%。以 Al-0.5%GNP_s 为例, 烧结 6 h 后, 复合材料硬度 HV 为 602.7 MPa, 烧结 4 h 后屈服强度为 173 MPa, 压缩应变 40% 时未发生明显破坏。

关键词: 粉末冶金; 金属基复合材料; 石墨烯; 强化机制

中图分类号: TB333

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)08-3041-08

石墨烯具有优异的力学性能, 其弹性模量可达到 1 TPa, 拉伸强度可达到 125 GPa, 是非常理想的金属基体强化相^[1-5]。增强效果优异的石墨烯密度仅为 2.24 g/cm³ 低于纯铝, 使得石墨烯增强铝基复合材料具有更佳的比强度, 研究学者通过机械混合与放电等离子烧结制备的 Al-1%GNP 复合材料其比强度达到 24.6 kN m/kg, 高于纯铝 86%^[6]。因此, 将石墨烯材料与轻质结构材料纯铝及铝合金复合, 能够进一步提高材料比强度, 对于推动铝基复合材料在航空航天结构零部件领域应用具有重要意义^[7-10]。

石墨烯优异的力学和物理性能严重依赖于单碳原子层所带来的极大的比表面积, 然而作为二维材料其片层直径与厚度的比值较大, 引起极高的不稳定性, 容易出现褶皱、团聚现象, 因此实现石墨烯的铺展及其在基体中的均匀分布成为石墨烯增强铝基复合材料制备工艺的研究重点^[11,12]。目前, 根据石墨烯弥散化过程中铝基体状态的不同, 石墨烯增强铝基复合材料的制备工艺可以分为液相法和固相法^[13,14]。液相法通常指铸造工艺, 其中搅拌铸造应用最为广泛, 具有效率高、低成本、工艺简单的特点, 但存在石墨烯的团聚、分布不均匀及与铝基体的界面结合较差等问题。上海交通大学 Haiyan Gao 等^[15]通过机械球磨与铸造工艺结合成功解决了石墨烯团聚及分散的难题。固相法即粉末冶金工艺, 首先通过机械手段实现石墨烯增

强铝基复合材料粉末的制备, 随后通过传统的塑性加工工艺对复合材料粉末进行固结成形。固相法在改善石墨烯在基体材料分散性方面具有显著地优势, 成为获得石墨烯增强铝基复合材料最为普遍的制备工艺。美国 Kim 等^[16]通过机械球磨与固结成形工艺制备了 Al6061-1.0% 复合材料, 材料强度得到显著优化。然而, 研究证实机械球磨将带来石墨烯二维结构的永久性破坏, 对材料性能造成不利影响^[16,17]。

基于此, 采用机械搅拌工艺实现无损伤石墨烯的铺展及其在铝基体中均匀分布, 研究烧结过程中复合材料粉末的致密化行为, 阐明石墨烯对 GNP_s/Al 复合材料组织性能的影响机制, 以 Al-0.5%GNP_s 复合材料为例, 探讨烧结时间对 GNP_s/Al 复合材料力学性能的影响。

1 实验

采用长沙天九金属材料有限公司生产的气体雾化纯铝粉(纯度>99.7%), 铝粉呈球状, 其粒径介于 1~2 μm, 平均粒径约为 1.2 μm, 如图 1a 所示。采用苏州碳丰石墨烯技术有限公司物理剥离技术制造的 GNP_s 粉末, 纳米颗粒的厚度为 1~1.77 nm, 粒径为 50~100 μm, 单层 GNP 含量大于 30%, 如图 1b 所示, 由于其巨大的比表面积而出现褶皱现象。

采用高速机械搅拌技术, 实现 GNP_s 在纯铝粉末

收稿日期: 2021-09-26

基金项目: 国家自然科学基金(52004135, 51804190); 山东省自然科学基金(ZR2020QE147); 山东省科学院青年基金(2020QN0020); 山东省重点研发计划(2019JZZY020329, 2019JZZY010364); 济南市高校院所创新团队项目(2019GXRC030)

作者简介: 于欢, 男, 1989年生, 博士, 助理研究员, 齐鲁工业大学(山东省科学院), 山东 济南 250014, E-mail: yuhuan@sdas.org

中的均匀分布及其铺展。将总质量为 240 g 的 GNP_s 和纯 Al 粉按 GNP_s 质量分数 0%、0.25%、0.5% 和 1.0% 的比例加入无水乙醇中。在 2000 r/min 机械搅拌 1 h 后, 采用喷雾干燥技术对悬浊液进行干燥, 干燥过程中气压约为 0.4 MPa。在室温下, 将干燥的粉末在 200 MPa 下压制成块体, 随后, 在 873 K 下进行烧结, 烧结时间为 1、2、4 和 6 h。

采用德国蔡司公司生产的 EVOMA10 扫描电子显微镜(SEM)和能谱仪(EDS)观察粉末及块体微观组织结构和形貌。采用拉曼光谱仪测试初始石墨烯粉末和机械搅拌制备的复合粉末的拉曼光谱。在 D/max-rb 型 X 射线衍射仪上, 以 10°/min 的扫描速率, 在 D/max-rb 衍射仪上进行了 X 射线衍射(XRD)测试, 在 X 射线衍射测试之前, 用线切割将样品切割成直径 10 mm、高度 10 mm 的样品。依次对试验表面进行打磨、抛光和清洁。采用显微硬度计(HV, HV-1000)测试硬度, 负载为 1000 g, 停留时间为 15 s。使用 MTS 公司生产的型号为 E45 试验机在室温下以 0.001 s⁻¹ 的应变率进行单轴压缩试验。

2 结果与分析

2.1 机械搅拌制备 GNP_s/Al 复合材料粉末的组织特性

图 2 所示为机械搅拌和喷射干燥制备纯铝和 GNP_s/Al 复合粉末形貌, 干燥后纯铝粉末仍呈球状, 表面光滑, 图 2 给出了 GNP_s/Al 复合粉末形貌。可以看出 GNP_s 呈层片状, 表面观察到初始团聚态时

的折痕, 部分折痕用黄色点划线标出, 复合材料粉末 GNP_s 具有较高的透明度, 这主要是由于在高速机械搅拌过程中, 起皱的 GNP_s 在两侧面受到不同的剪切力, 有利于褶皱的展开, 机械搅拌后 GNP_s 得到完全铺展, 在铝基体中均匀分布, 无重叠、褶皱等现象, 在干燥过程中细小的纯铝颗粒起到支撑作用, 抑制层片状纳米 GNP_s 颗粒重新团聚。

GNP_s 的缺陷、结晶和微观结构可以用拉曼光谱进行表征。初始 GNP_s 粉末和机械搅拌制备的 GNP_s/Al 复合材料粉末的拉曼光谱如图 3 所示。从图中可以明显观察到 3 个典型的宽峰, 分别位于 1343 cm⁻¹(D 峰, 缺陷结构)、1575 cm⁻¹(G 等, 石墨烯结构)、2723 cm⁻¹(2D

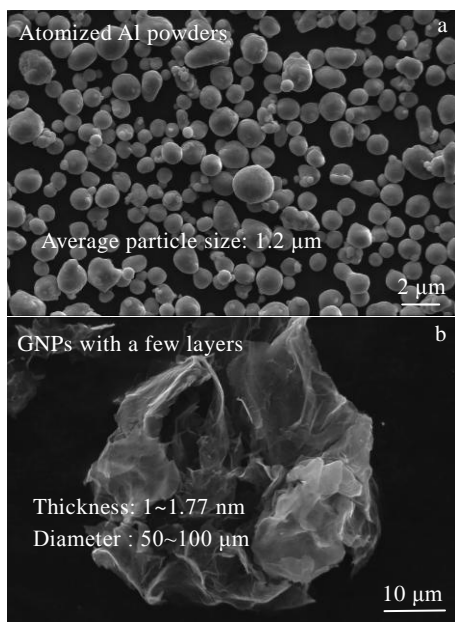


图 1 初始纯铝和 GNP_s 的 SEM 形貌

Fig.1 Morphologies of initial materials: (a) pure Al and (b) GNP_s

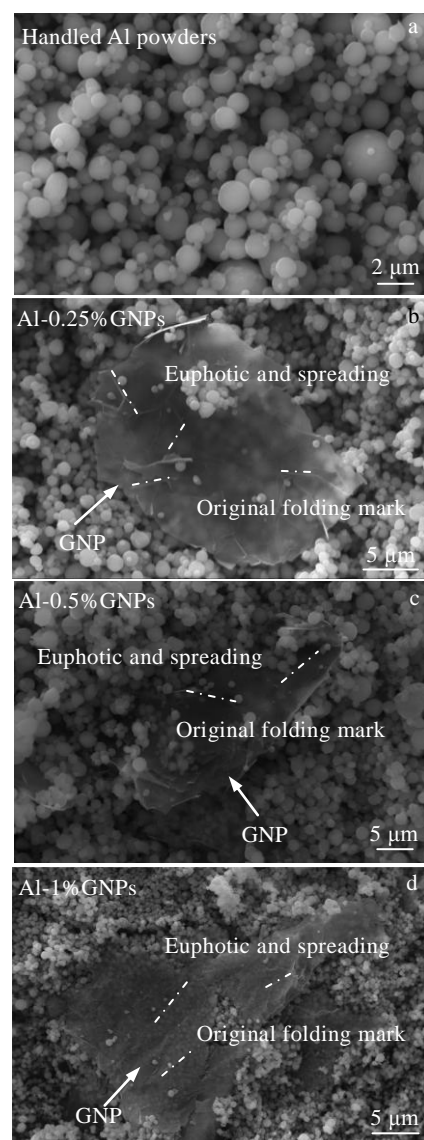


图 2 机械搅拌后纯铝及 GNP_s/Al 复合粉末形貌

Fig.2 Morphologies of mechanically stirred pure Al and GNP_s/Al composites powders: (a) pure Al, (b) Al-0.25% GNP_s, (c) Al-0.5% GNP_s, and (d) Al-1% GNP_s

峰，宽二级)处。根据 D 峰和 G 峰对应无序有序的碳原子这一事实，D 峰与 G 峰的强度比 (I_D/I_G) 定性表明了 GNP_s 的结构缺陷^[18]。基于拉曼光谱结果，初始 GNP_s 粉末 I_D/I_G 为 0.1019，机械搅拌制备的复合材料粉末的 I_D/I_G 为 0.0646，可以看出机械搅拌工艺能够修复 GNP_s 的部分缺陷，主要归因于机械搅拌利用剪切力的作用实现石墨烯的无损铺展，初始褶皱位置的碳原子排列得到优化。Bastwros 等^[16]采用机械球磨制备石墨烯增强 Al6061 铝基复合材料，发现球磨过程中发生了石墨烯的损伤，球磨 90 min 后 I_D/I_G 从初始的 1.08 增大为 1.46。Shin 等^[19]采用机械球磨实现团聚状石墨烯的铺展，发现球磨后 I_D/I_G 值明显增大。因此，采用的机械搅拌工艺制备具有较低结构缺陷的 GNP_s/Al 复合粉末具有显著的优越性。

2.2 GNP_s/Al 复合材料微观组织

采用阿基米德排水法测量冷压态和烧结态块体材料密度(ρ_c)。根据体积复合模型，不同 GNP_s 含量 GNP_s/Al 复合材料理论密度可由如下公式算得：

$$\rho_c = \rho_m(1 - V_f) + \rho_f V_f \quad (1)$$

式中， ρ_c 为复合材料密度， ρ_m 为 Al 基体密度， ρ_f 为 GNP_s 增强体密度， V_f 为增强体体积分数。因此，GNP_s 质量分数为 0.25%、0.5% 和 1.0% 的复合材料理论密度分别为 2.6987、2.6973 和 2.6946 g/cm³。基于此，材料的相对密度($\rho_{\%}$)可由如下公式算得：

$$\rho_{\%} = \rho_c / \rho_c \times 100\% \quad (2)$$

图 4 给出了冷压态及烧结态(873 K 保温 1 h)不同石墨烯含量块体材料的相对密度。可以看出冷压后，随着石墨烯含量的增加，材料相对密度有所降低，纯铝冷压坯的相对密度为 97.8%，GNP_s 含量 0.25%、0.5%

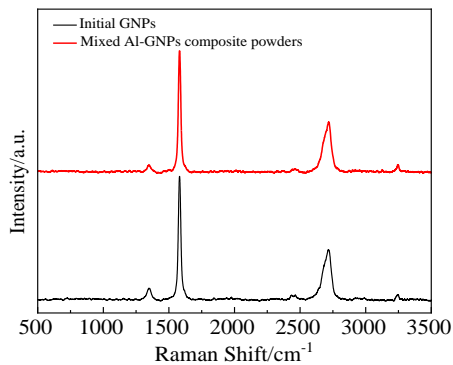


图 3 初始 GNP_s 粉末及机械搅拌制备的 GNP_s/Al 复合材料粉末拉曼光谱

Fig.3 Raman spectra of initial GNP_s powders and GNP_s/Al composite powders prepared by mechanical stirring

和 1.0% 的复合材料的相对密度分别为 97.6%、97.2% 和 95.8%。烧结过程中，块体内部发生扩散，冷压后残留的孔洞将形成自由表面，可视为晶体的缺陷，原子沿着表面扩散速度(D_s)略大于晶界扩散(D_B)，均远大于晶体内扩散(D_L)，这种“短路”扩散将带来块体材料进一步的致密化，从图 4 中可以看出 873 K 保温 1 h 烧结后材料相对密度均得到提升，纯铝从 97.6% 提高到 99.6%，接近完全相对密度，GNP_s 含量低于 0.5% 时，复合材料相对密度达到 98% 以上。

图 5 所示为冷压态 Al-0.5%GNP_s 复合材料 SEM 组织，图 5a 中部分 GNP_s 已用蓝色箭头标出，GNP_s 在铝基体中分布均匀，没有团聚现象，图 5b 为高倍数 SEM 组织，从图中可以看出，石墨烯与铝基体的结合处出现孔洞，如图红色椭圆标记。主要归因于 GNP_s 与 Al 粉末界面处 Al 粉颗粒受力状态发生改变，变形初期由点接触转变为面接触，相同作用力时，单个粉末颗粒受到的应力减小，变形过程中，界面附近未充分变形 Al 粉颗粒将会带来孔洞，进而影响了复合材料的致密化进程。因此，随着石墨烯含量增加，冷压态材料相对密度有所降低。

图 6 所示为烧结态 GNP_s/Al 复合材料微观组织及 EDS 分析结果。图 6e 和 6f 分别为图 6d 中 A 点和 B 点的 EDS 分析结果，从图中可以看出，A 点全部为 Al 元素，B 点含有 Al、C、O 3 种元素。可以推断，SEM 图中黑色线状为 GNP_s，其余为纯 Al 基体。图 6a~6c 分别用蓝色箭头对 GNP_s 进行标记，可以看出 GNP_s/Al 复合材料中 GNP_s 均呈线状，没有明显的取向，分布较为均匀，无偏聚现象。团聚状 GNP_s 粉末在机械搅拌过程中呈片层状分布于铝粉中，复合材料在冷压成型时，片状 GNP_s 将会发生弯曲变形，因此，对烧结态复合材料横截面进行组织观察，GNP_s 呈无明显取向的曲线状。

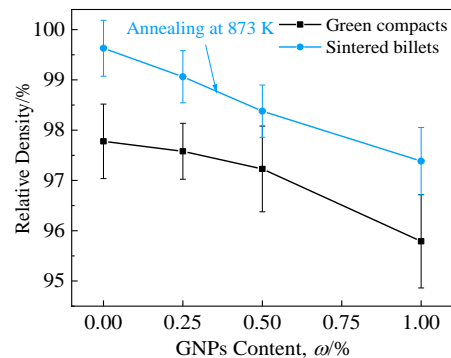


图 4 冷压态及烧结态纯铝和 GNP_s/Al 复合材料相对密度
Fig.4 Densification of cold pressed and sintered pure aluminum and GNP_s/Al composites

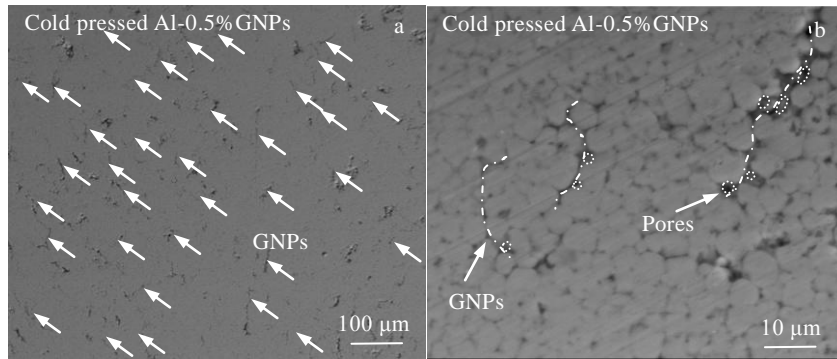


图 5 冷压态 GNP/Al 复合材料微观组织

Fig.5 SEM microstructures of cold pressed GNP/Al composites

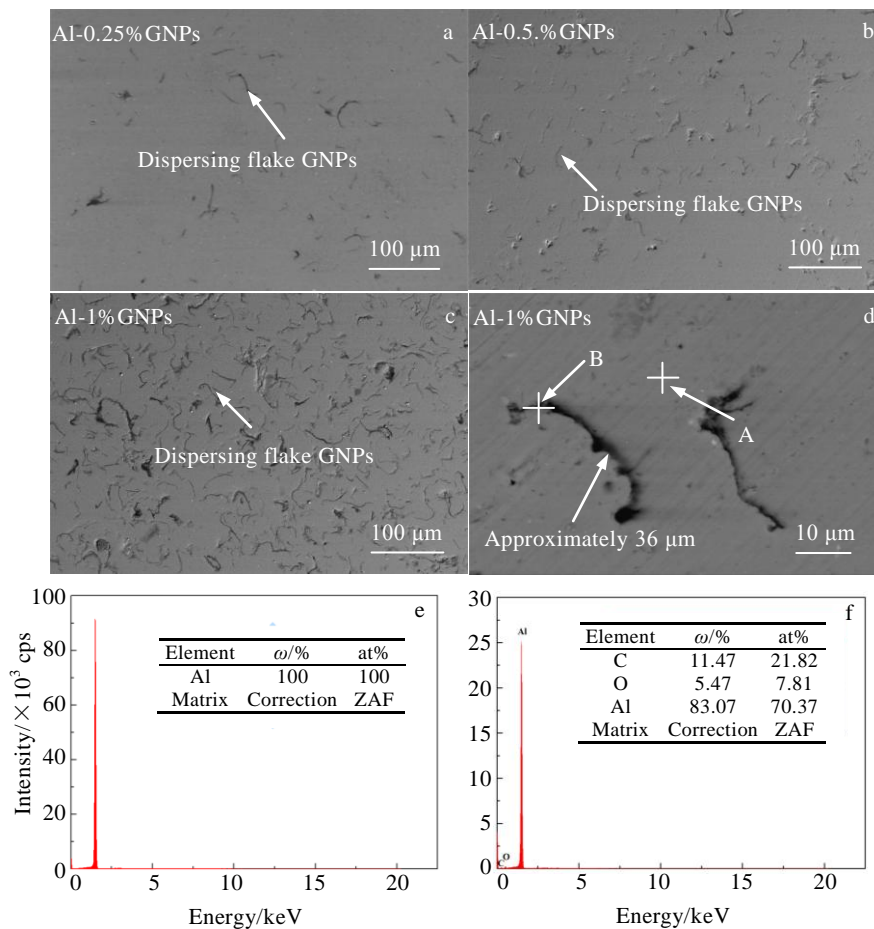


图 6 烧结态 GNP/Al 复合材料微观组织及 EDS 分析结果

Fig.6 SEM microstructures of Al-0.25%GNPs (a), Al-0.5%GNPs (b), Al-1%GNPs (c, d) composites and EDS results of point A (e) and point B (f) in Fig.6d

2.3 GNP/Al 复合材料力学性能

图 7 给出了烧结态(873 K 保温 1 h)纯铝及 GNP/Al 复合材料硬度。从图中可以看出, 烧结后, GNP 含量 0.25% 和 0.5% 的复合材料硬度 HV 高于纯铝(607.6 MPa), 材料硬度分别 612.5 和 620.3 MPa。图 7 的插图为 Al-0.5%GNPs 复合材料硬度测试点的 SEM

形貌, 可以看出测试点区域分布有石墨烯, 弥散分布较为均匀的石墨烯, 使得复合材料不同位置显微硬度值相差不大。复合材料中 GNP 含量达到 1.0% 时, 材料硬度降低较为明显, 硬度为 593.9 MPa, 这主要是由于此时复合材料相对密度显著降低, 较大的孔隙率严重影响复合材料的力学性能。

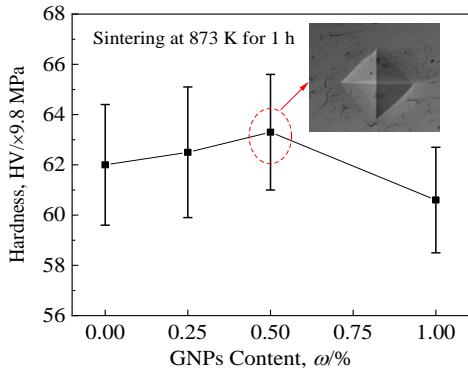


图 7 烧结态纯铝及 GNP/Al 复合材料硬度

Fig.7 Hardness of as sintered pure Al and GNP/Al composites

分别对烧结态纯铝和 GNP/Al 复合材料进行了室温压缩试验，图 8 给出了材料的应力-应变曲线。从图中可以看出，随着 GNP 含量的增加，材料强度逐渐增大，塑性逐渐降低。纯铝的屈服强度为 172 MPa，压缩应变 40% 没有发生破坏，具有优异的塑性。GNP 含量为 0.25% 时，材料塑性稍有降低，压缩断裂应变为 39%，屈服强度提高到 189 MPa；随着 GNP 含量的增加，复合材料强度逐渐增大，Al-0.5%GNP 复合材料屈服强度达到 204 MPa，压缩断裂应变为 21%；GNP 含量增加到 1.0% 时，GNP/Al 复合材料的强度和塑性均有所降低，屈服强度和压缩断裂应变分别为 188 MPa 和 20%，这主要归因于 GNP 含量的增加抑制了复合材料粉末的冷压致密化，873 K 烧结 1 h 后，Al-1%GNP 的相对密度为 97.4%，孔隙率的增加将会促进材料在变形过程中的裂纹萌生，导致强度和塑性的同时降低。

金属基复合材料的强化机制包括^[20]：(a) 细晶强化；(b) 承载强化；(c) Orowan 强化；(d) 热错配强化。

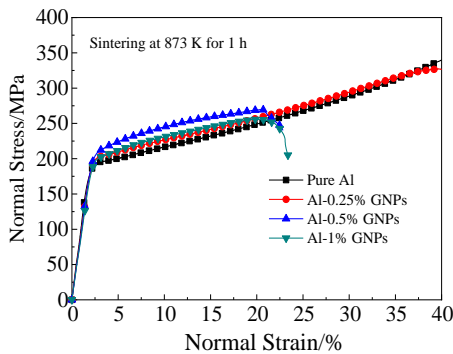


图 8 纯铝和 GNP/Al 复合材料压缩应力-应变曲线

Fig.8 Compressive stress-strain curves of pure aluminum and GNP/Al composites

研究表明，由于 GNP 片层直径较大，Orowan 强化效果可忽略不计^[21]，以 Al-0.5%GNP 复合材料为例，石墨烯的添加使得材料屈服强度增大 32 MPa，主要可以归因于石墨烯所带来的承载强化和热错配强化。图 9 给出了 GNP/Al 复合材料及 CNT/Al、SiCp/Al 复合材料第二相含量和压缩屈服强度增加率之间的关系图^[18, 22-26]，从图中可以看出，在第二相含量较低时，相比于 CNT 和 SiCp，GNP 具有出优异的强化效果。Bhadauria 等^[23]采用超声分散和放电等离子烧结制备了 Al-0.5%GNP 复合材料，材料的抗压缩屈服强度为 147 MPa，相对于纯铝提高了 13%。Asgharzadeh 等^[24]通过冷压-烧结工艺制备了 GNP 含量 1.0% 的 GNP/Al 复合材料，屈服强度增加比例约为 7%。本研究制备的 Al-0.5%GNP 复合材料压缩屈服强度达到 204 MPa，相对于纯铝提高了 18.6%，呈现出较高的强化效果，其原因在于本研究制备工艺实现了无损伤石墨烯的完全铺展。

2.4 烧结时间对 GNP/Al 复合材料微观组织与力学性能的影响

以 Al-0.5%GNP 为研究对象，研究了烧结时间对材料组织结构和力学性能的影响规律，图 10 给出了冷压态纯铝和 Al-0.5%GNP 复合材料，以及不同烧结时间 Al-0.5%GNP 复合材料的 XRD 图谱，从图中可以看出冷压态纯铝仅能观察到 Al 相衍射峰，证实了制备过程中没有引入杂质元素，铝粉末也没有发生反应。冷压态复合材料可以观察到明显的 Al 相衍射峰和微弱的 GNP 的(003)衍射峰，烧结态复合材料，仍能观察到 GNP 的(003)衍射峰，没有发现 Al₄C₃相衍射峰，说明了烧结过程中没有 Al₄C₃相的生成或生成的 Al₄C₃相太少未被检测到。通过对衍射图谱 2θ 为 24°~28° 位置处曲线的放大可以发现，烧结后 6 h 仍存在 GNP 的

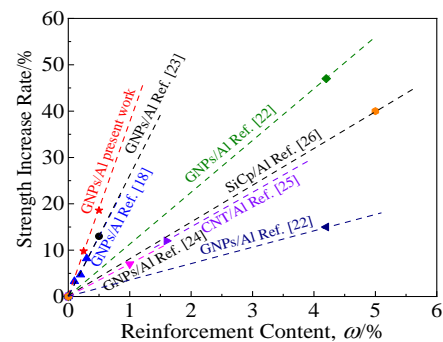


图 9 铝基复合材料强度增加率和第二相含量的关系

Fig.9 Relationship between increase rate of strength and second phase content of aluminum matrix composites^[18,22-26]

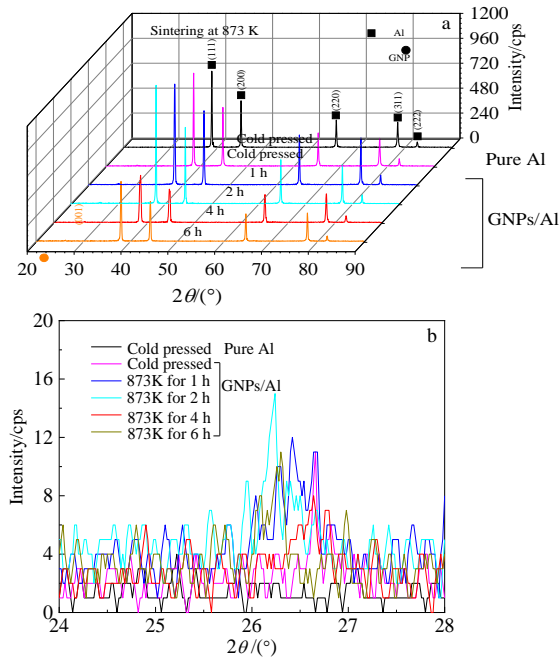


图 10 纯铝及 Al-0.5%GNPs 复合材料 XRD 图谱

Fig.10 XRD patterns of pure Al and Al-0.5%GNPs composites: (a) 3D image and (b) 2D image

(003)衍射峰。因此, 烧结后 GNP/Al 复合材料的主要的强化相仍为弥散分布 GNP 纳米相。

对不同烧结时间 Al-0.5%GNPs 复合材料的硬度演变进行了测定, 并以相同工艺制备的纯铝作为对照。图 11 给出了不同烧结时间纯铝和 Al-0.5%GNPs 复合材料硬度的演变。随着烧结时间的延长, 纯铝的硬度 HV 逐渐降低, 从 1 h 的 607.6 MPa 降低到 6 h 的 531.2 MPa, 降低 12.6%。Al-0.5%GNPs 复合材料硬度从 620.3 MPa 降低到 602.7 MPa, 降低 2.8%, 材料表现出优异的热稳定性。GNPs 为二维材料, 具有极大的表面积, 大量的 Al/GNP 界面能够很好地抑制晶界原子的迁移, 从而改善铝基体的热稳定性。Gürbüz 等^[27]在对 Al-0.5%GNPs 复合材料烧结过程中硬度演变的研究中也发现相同的现象。烧结 6 h 后, Al-0.5%GNPs 复合材料硬度高于纯铝 13.5%。

不同烧结时间 Al-0.5%GNPs 复合材料室温压缩应力-应变曲线如图 12 所示。从图中可以看出随着烧结时间的增加, 复合材料屈服强度有所降低, 塑性得到改善。873 K 保温 2 h 复合材料屈服强度从 1 h 的 204 MPa 降低到 191 MPa, 压缩断裂应变为 27%, 保温时间延长到 4 h, 复合材料表现出优异的塑性, 应变为 40% 时, 材料仍未发生破坏, 此时屈服强度为 173 MPa。随着烧结时间的增加, 材料屈服强度降低趋缓。

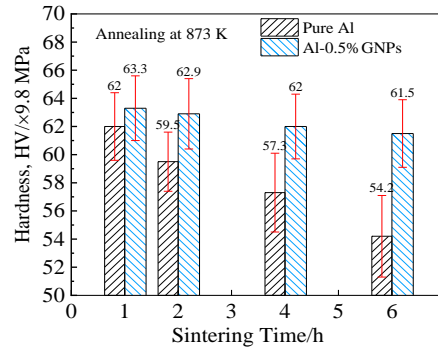


图 11 873 K 烧结不同时间纯铝和 Al-0.5%GNPs 复合材料硬度
Fig.11 Hardness of sintered pure Al and Al-0.5%GNPs composites at 873 K for different time

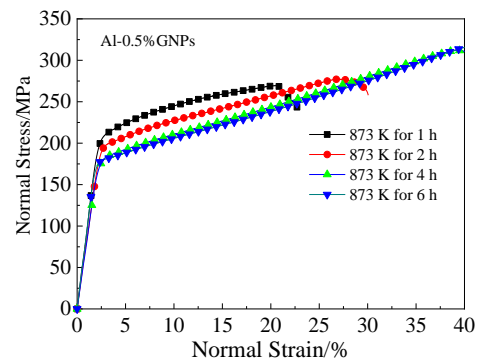


图 12 不同烧结时间的 Al-0.5%GNPs 复合材料压缩应力-应变曲线
Fig.12 Compressive stress strain curves of Al-0.5%GNPs composites sintered at 873 K for different time

3 结 论

1) 采用机械搅拌与喷雾干燥制备了 GNP 质量分数分别为 0.25%、0.5%和 1.0%的 GNP/Al 复合材料粉末, 实现了片状 GNP 的完全铺展及在铝基体中均匀弥散分布, GNP 材料 I_D/I_G 比值由初始 0.1019 降低到 0.0646, 有效避免了复合粉末制备过程中 GNP 的损伤。

2) 阐明了 GNP/Al 复合材料粉末冷压-烧结致密化行为。随着 GNP 含量的增加, 冷压制备的复合材料相对密度有所降低, GNP 质量分数 0.25%、0.5%和 1.0%的复合材料的相对密度分别为 97.6%、97.2%和 95.8%, 低于纯铝的 97.8%; 873 K 保温 1 h 烧结后, 相对密度得到提升, GNP 质量分数小于 0.5%, 相对密度达到 98% 以上, 接近完全致密。

3) 研究了 GNP 对复合材料力学行为的作用机制。

GNPs 有利于复合材料强度的优化, 0.5% 的 GNP 使得复合材料屈服强度达到 204 MPa, 相对于纯铝(172 MPa)提高了 18.6%, 材料塑性有所降低, 压缩断裂应变为 21%。

4) 揭示了烧结时间对复合材料力学性能的影响规律。随着烧结时间的增加, GNP/Al 复合材料强度有所降低, 烧结 6 h 后, Al-0.5%GNPs 复合材料硬度 HV 从 620.3 MPa 降低到 602.7 MPa; 烧结 4 h 后, 材料屈服强度降低为 173 MPa, 材料塑性改善明显, 应变为 40% 时, 材料未发生明显破坏。

参考文献 References

- [1] Li Duosheng, Ye Yin, Liao Xiaojun *et al. Nano Research*[J], 2018, 11(3): 1642
- [2] Chen Lianyi, Xu Jiaquan, Choi Hongseok *et al. Nature*[J], 2015, 528(7583): 539
- [3] Geim A K, Novoselov K S. *Nature Materials*[J], 2007, 6(3): 183
- [4] Stankovich Sasha, Dikin Dmitriy A, Dommett Geoffrey H B *et al. Nature*[J], 2006, 442(7100): 282
- [5] Xiao Bolv(肖伯律), Liu Zhenyu(刘振宇), Zhang Xingxing(张星星) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2016, 35(9): 666
- [6] Bisht Ankita, Srivastava Mukul, Kumar R M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 695: 20
- [7] Lou Shumei(娄淑梅), Guo Guangxin(郭广鑫), Liu Yongqiang(刘永强) *et al. Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2020, 44(12): 75
- [8] Seyed Pourmand Nima, Asgharzadeh Hamed. *Critical Reviews in Solid State and Materials Sciences*[J], 2019(1): 1
- [9] Dixit Saurabh, Mahata Avik, Mahapatra D R *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2018, 136: 63
- [10] Chen Fei, Gupta Nikhil, Behera Rakesh K *et al. JOM*[J], 2018, 70(6): 837
- [11] Shin S E, Ko Y J, Bae D H. *Composites Part B: Engineering*[J], 2016, 106: 66
- [12] Shin Hyeon-Jin, Kim Ki Kang, Benayad Anass *et al. Advanced Functional Materials*[J], 2009, 19(12): 1987
- [13] Lou Shumei(娄淑梅), Zhang Pingping(张苹苹), Ran Lingwei(冉令伟) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2021, 50(8): 51
- [14] Wang Yong(王勇), Zhou Jixue(周吉学), Cheng Kaiming(程开明) *et al. Materials Reports*(材料导报)[J], 2017, 31(S1): 451
- [15] Li Min, Gao Haiyan, Liang Jiamiao *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 140: 172
- [16] Bastwros Mina, Kim Gap-Yong, Zhu Can *et al. Composites Part B: Engineering*[J], 2014, 60: 111
- [17] Shao Puzhen, Yang Wenshu, Zhang Qiang *et al. Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2018, 109: 151
- [18] Zhang Le, Hou Guangmei, Zhai Wei *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 748: 854
- [19] Shin S E, Choi H J, Shin J H *et al. Carbon*[J], 2015, 82: 143
- [20] Li Jianchao, Zhang Xuexi, Geng Lin. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2019, 121: 487
- [21] Yu H, Zhang S Q, Xia J H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 802: 140 669
- [22] Zheng Zhong, Zhong Shijiang, Zhang Xuexi *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2020, 798: 140 234
- [23] Bhadauria Alok, Singh Lavish K, Laha Tapas. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 749: 14
- [24] Asgharzadeh Hamed, Sedigh Maryam. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 728: 47
- [25] Zare Hassan, Jahedi Mohammad, Toroghinejad Mohammad Reza *et al. Materials & Design*[J], 2016, 106: 112
- [26] El-Kady Omya, Fathy A. *Materials & Design*[J], 2014, 54: 348
- [27] Gürbüz Mevlüt, Can Şenel Mahmut, Koç Erdem. *Journal of Composite Materials*[J], 2017, 52(4): 553

Mechanical Properties of GNP/Al Composites Prepared by Mechanical Stirring and Sintering

Yu Huan¹, Zhou Mingzhe², Xia Jinhuan¹, Wang Rongrong¹, Ma Baichang¹, Zhou Jixue¹, Zhang Suqing¹,
Wu Jianhua¹, Wang Xitao¹

(1. Shandong Provincial Key Laboratory of High Strength Lightweight Metallic Materials, Advanced Materials Institute, Qilu University of Technology (Shandong Academy of Sciences), Jinan 250014, China)

(2. Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: GNPs/Al composites were prepared by mechanical stirring and sintering method. The complete spreading of non-destructive GNPs and uniform distribution of GNPs in aluminum matrix were realized. The effect mechanism of GNPs on the densification behavior of composite powder during cold pressing and sintering was studied. The effect mechanism of GNPs on the strength and plasticity of composite was clarified. The effect of sintering time on the mechanical properties of GNPs/Al composite was discussed. The results show that the relative density of sintered GNPs/Al composite is more than 98% when the content of GNPs is less than 0.5wt%. The yield strength of as sintered Al-0.5wt%GNPs reaches 204 MPa, which is 18.6% higher than that of pure aluminum. Taking Al-0.5wt%GNPs as an example, after sintering for 6 h, the hardness HV of the composite is 602.7 MPa; after sintering for 4 h, the yield strength is 173 MPa. No obvious failure occurs at the compression strain being 40%.

Key words: powder metallurgy; metal-matrix composites; graphene nanoplatelets; strengthening mechanisms

Corresponding author: Zhou Jixue, Ph. D., Researcher, Shandong Provincial Key Laboratory of High Strength Lightweight Metallic Materials, Advanced Materials Institute, Qilu University of Technology (Shandong Academy of Sciences), Jinan 250014, P. R. China, E-mail: zhoujx@sdas.org