

## GNPs 含量对激光选区熔化成形 GNP/AlSi10Mg 复合材料组织及强化机理的影响

吴利芸<sup>1,2,3</sup>, 赵占勇<sup>2,3\*</sup>, 白培康<sup>2,3</sup><sup>1</sup>太原工业学院机械工程系, 山西 太原 030008;<sup>2</sup>中北大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030051;<sup>3</sup>金属凝固控制与精确成形山西省重点实验室, 山西 太原 030051

**摘要** 激光选区熔化技术相比传统材料加工技术具有成形速度快且能够成形复杂零件的优势。采用球磨法制备了 GNP/AlSi10Mg 复合粉末, 采用激光选区熔化技术成形了石墨烯纳米片(GNP)含量不同的 GNP/AlSi10Mg 复合材料, GNP的质量分数分别为 0、0.1%、0.3%、0.5%。研究了不同 GNP 含量对复合材料微观组织和力学性能的影响, 揭示了 GNP 强化 AlSi10Mg 的机理。结果表明: 激光选区熔化成形的 AlSi10Mg 合金的择优取向为〈100〉; GNP 的添加不会改变 GNP/AlSi10Mg 复合材料的择优取向, 但会降低复合材料中大角度晶界的比例。不同含量的 GNP/AlSi10Mg 复合材料的相组成均为  $\alpha$ -Al 相和共晶硅相; 随着 GNP 含量增加, 复合材料的硬度呈增大趋势, 最大为 168 HV; 随着 GNP 含量增加, 缺陷增加, 复合材料的极限抗拉强度、屈服强度和延伸率由 0.1% GNP/AlSi10Mg 的 (417±4) MPa、(254±5) MPa 和 (8.4±0.14)% 降低到 0.5% GNP/AlSi10Mg 的 (224±6) MPa、(150±3) MPa 和 (4.0±0.45)%; 激光选区熔化成形 0.1% GNP/AlSi10Mg 复合材料的强化主要是由热错配强化和载荷转移强化协同作用控制的。

**关键词** 激光技术; 激光选区熔化; 石墨烯纳米片; 力学性能; 强化机理

中图分类号 TG113.25 文献标志码 A

DOI: 10.3788/CJL230838

## 1 引言

AlSi10Mg 合金在汽车、航空航天以及船舶工业领域应用广泛, 然而, 其强度和硬度低、耐磨性较差等缺点限制了它的进一步推广和应用。开发新型铝基复合材料是未来结构设计和制备的重要选择和挑战<sup>[1-4]</sup>。因此, 制备高性能铝基复合材料受到了研究领域和工程领域相关人员的广泛关注。

石墨烯具有优异的力学性能, 是金属基复合材料的理想增强相<sup>[5-8]</sup>。然而, 在金属中引入均匀分散的石墨烯还是一个挑战。石墨烯的比表面积大, 与金属的密度相差大、润湿性差, 往往会发生团聚, 降低了载荷传递效率。目前, 采用化学法改性石墨烯表面存在着制备过程复杂、镀层不完整以及容易引入其他元素等缺点<sup>[9]</sup>。球磨法制备石墨烯复合粉末材料具有便捷、高效、无污染等优势。通常, 复合材料的制备包括复合粉末的混合及固结, 采用球磨+烧结和球磨+塑性变形等方法制备铝基复合材料具有一定优势<sup>[10-12]</sup>, 但存在着烧结过程中铝粉表面易氧化、周期长、成本高等不足, 而且难以制备形状复杂的零件。同时, 这些传统工

艺相对复杂的程序限制了其大规模应用。激光选区熔化(SLM)作为一种新兴的粉末床增材制造技术, 在过去 10 年中得到了快速发展<sup>[13-15]</sup>, 其独特的分层制造工艺可以快速生产复杂的几何部件, 并且可以缩短生产周期和节约成本<sup>[16-17]</sup>。此外, 激光选区熔化较快的冷却速度( $10^3 \sim 10^6$  °C/s)为制造具有独特和高度可定制微结构的零部件提供了一个有效选择<sup>[18-20]</sup>。以上特点使得激光选区熔化成为跨领域的先进制造技术之一。因此, 采用球磨法+激光选区熔化技术制备石墨烯纳米片(GNP)含量不同的 GNP/AlSi10Mg 复合材料, 研究不同 GNP 含量下复合材料的微观组织和力学性能, 探索 GNP/AlSi10Mg 复合材料的强化机制尤为重要。然而, 目前人们主要采用传统工艺(粉末冶金工艺、热压烧结工艺、搅拌摩擦工艺)来制备石墨烯强化铝基复合材料, 且相关研究主要集中在优化球磨时间和 GNP 含量以及复合材料微观结构和断裂机理上, 很少有人针对激光选区熔化成形的 GNP/AlSi10Mg 复合材料的强化机制进行研究。

本工作的主要目的是研究不同 GNP 添加量(添加 GNP 的质量分数分别为 0、0.1%、0.3% 和 0.5%)下激

收稿日期: 2023-05-16; 修回日期: 2023-06-28; 录用日期: 2023-07-06; 网络首发日期: 2023-07-25

通信作者: \*zhaoy@nuc.edu.cn

光选区熔化 GNP/AlSi10Mg 复合材料的微观组织和力学性能,揭示 GNP 强化 AlSi10Mg 的机理,为石墨烯强化金属基复合材料的推广应用提供理论基础。

## 2 实验材料及方法

实验原材料为球形 AlSi10Mg 粉末和 GNP,前者

的形貌和化学成分分别如图 1(a)和表 1 所示。实验中使用的石墨烯为纳米片状结构,其形貌如图 1(b)所示。使用球磨机(QM-3SP4)进行混料。球磨参数设置分别为:球料比 8:1,转速 230 r/min,球磨时间 2 h。为了避免过热和保护 GNP,在每个循环中球磨进行 20 min,停歇 10 min。

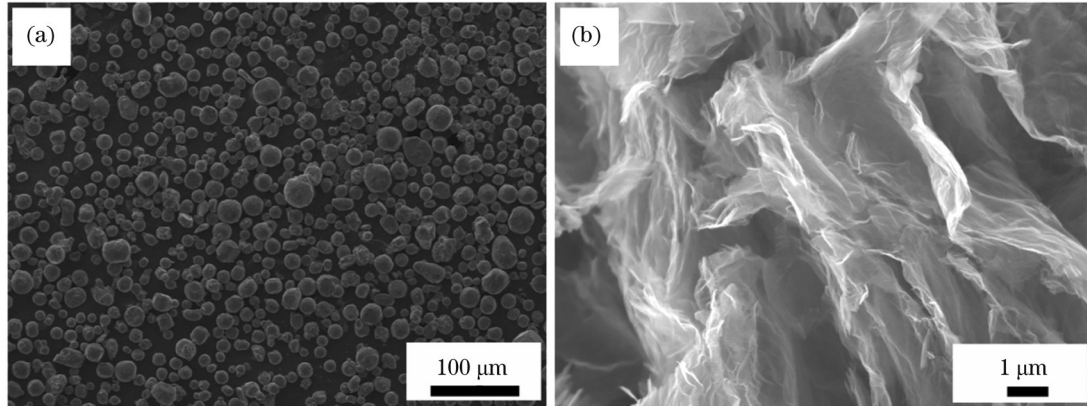


图 1 原材料形貌。(a) AlSi10Mg 粉末在扫描电镜(SEM)下的形貌;(b) GNP 在扫描电镜下的形貌

Fig. 1 Morphology of raw materials. (a) Morphology of AlSi10Mg powder captured by scanning electron microscope (SEM); (b) morphology of GNP captured by SEM

表 1 AlSi10Mg 粉末的化学成分

Table 1 Chemical composition of AlSi10Mg powder

Element	Mass fraction / %
Si	10
Mg	0.45
Cu	0.1
Ni	0.05
Fe	0.55
Mn	0.45
Ti	0.15
Sn	0.05
Pb	0.05
Al	Margin

GNP 含量不同的 GNP/AlSi10Mg 复合粉末的形貌和成分分析如图 2 所示(圆圈表示局部石墨烯团聚)。使用英国雷尼绍公司的激光选区熔化设备(AM400)成形 AlSi10Mg 及 GNP/AlSi10Mg 复合材料。成形 AlSi10Mg 和 GNP/AlSi10Mg 复合材料的参数除了激光功率(成形 AlSi10Mg 合金的激光功率为 300 W,成形 GNP/AlSi10Mg 复合材料的激光功率均为 330 W)不同以外,其他参数均一致,舱口间距和曝光时间也均相同,分别为 130 μm 和 140 μs。使用棋盘扫描策略,层间旋转 67°。粉末层铺粉厚度均为 30 μm。在进行激光选区熔化前,将基板加热至

180 °C。激光选区熔化过程中采用氩气作为保护气体,成形舱内氧气的体积分数小于 0.1%。激光选区熔化工艺参数如表 2 所示。

依次用 400 目、800 目、1500 目、2000 目、3000 目碳化硅砂纸对试样进行打磨,然后依次使用金刚石粒度为 2.5 μm 和 0.5 μm 的金刚石抛光剂进行抛光,随后对样品进行超声清洗,最后进行金相腐蚀。腐蚀液为 Keller 试剂,其由硝酸、盐酸、氢氟酸和去离子水按一定比例配制而成,其中硝酸的体积分数为 2.5%,盐酸的体积分数为 1.5%,氢氟酸的体积分数为 1.0%,去离子水的体积分数为 95%。采用扫描电子显微镜(SU5000)观察 AlSi10Mg 合金和 GNP/AlSi10Mg 复合材料的微观形貌和拉伸断口形貌,并采用能谱仪(EDS)对选区进行成分分析。使用集成在 JEOL JSM-7800F 场发射扫描电子显微镜中的背散射电子衍射(EBSD)仪进行晶体学结构分析,扫描步长为 2 μm。使用 Channel 5 软件对晶粒的形貌和分布进行分析。

采用精密自动转塔数显显微硬度计(JMHVS-1000AT 型)测量样品的硬度。加载载荷为 1.98 N,载荷保持时间为 15 s,对每个样品测量 3 个点并取这 3 个点的平均值作为测试位置材料的硬度。采用电子式万能试验机(SHIMADZU AG-X plus)对试样进行拉伸测试,分析材料抗拉强度、屈服强度、延伸率的变化。拉伸速度为 1 mm/min,板材拉伸试样的厚度为 1.5 mm,标距为 20 mm,试样尺寸如图 3 所示。



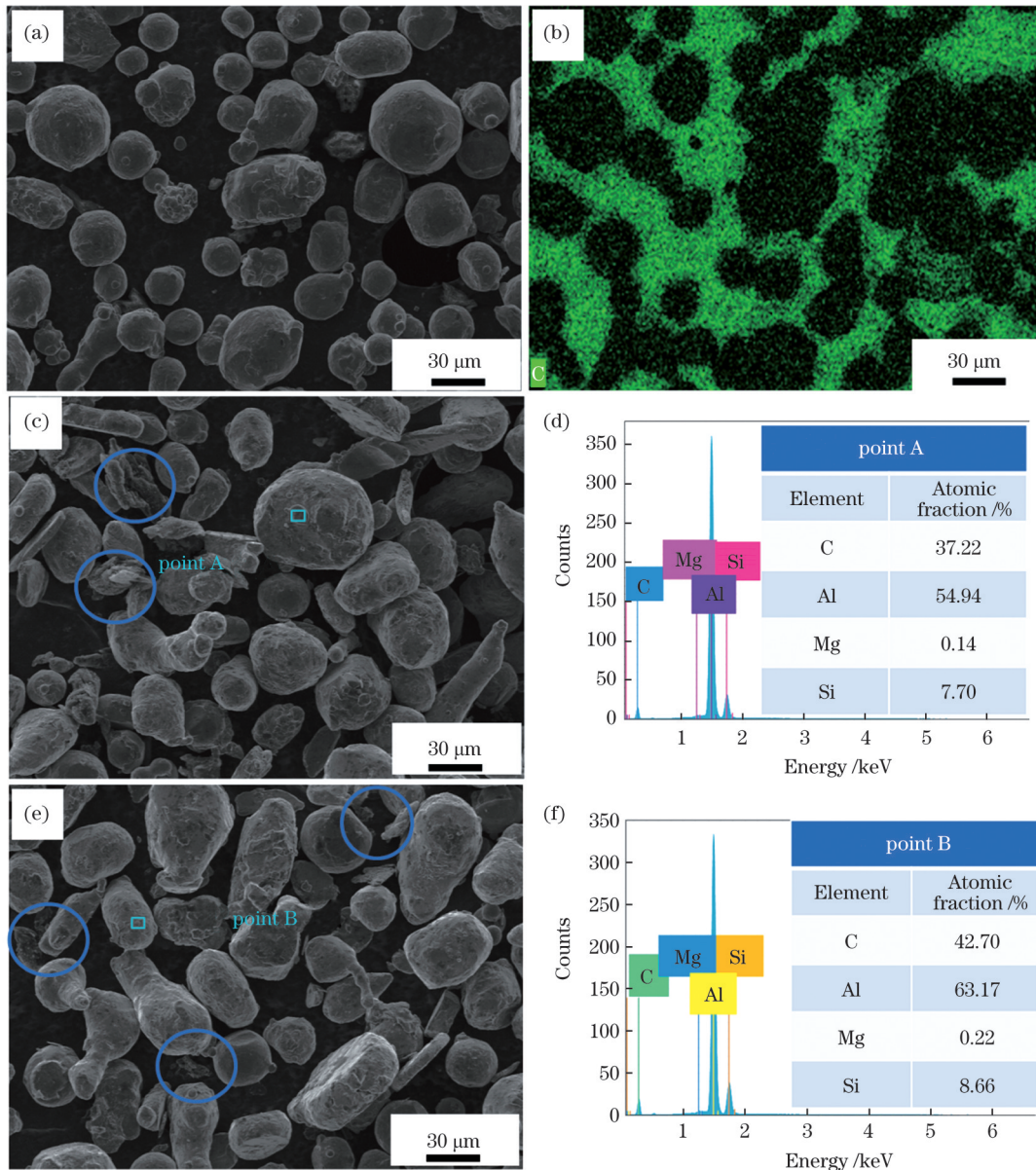


图2 GNPs/AlSi10Mg 复合粉末的形貌及成分分析。(a) 0.1%GNPs/AlSi10Mg 的 SEM 形貌; (b) 0.1%GNPs/AlSi10Mg 的碳元素分布图; (c) 0.3%GNPs/AlSi10Mg 的 SEM 形貌; (d) 0.3%GNPs/AlSi10Mg 的成分分析; (e) 0.5%GNPs/AlSi10Mg 的 SEM 形貌; (f) 0.5%GNPs/AlSi10Mg 的成分分析

Fig. 2 Morphology and composition analysis of GNPs/AlSi10Mg composite powders. (a) SEM morphology of 0.1%GNPs/AlSi10Mg; (b) carbon element distribution map of 0.1%GNPs/AlSi10Mg; (c) SEM morphology of 0.3%GNPs/AlSi10Mg; (d) composition analysis of 0.3%GNPs/AlSi10Mg; (e) SEM morphology of 0.5%GNPs/AlSi10Mg; (f) composition analysis of 0.5%GNPs/AlSi10Mg

表 2 激光选区熔化工艺参数  
Table 2 Selective laser melting process parameters

Process parameter	Content
Laser power /W	300
Exposure time /μs	140
Spot size /μm	70
Layer thickness /μm	30
Point distance	0.3
Atmosphere	Argon

### 3 结果及讨论

#### 3.1 微观组织

采用 EBSD 反极图对 AlSi10Mg 合金和 0.5%GNPs/AlSi10Mg 复合材料纵截面(构建方向)的微观组织进行表征,如图 4 所示。从图 4 中看到,两者都是由一个个搭接的熔池构成的。熔池内部由一个个沿构建方向的柱状晶粒组成,熔池边界由一个个等轴晶粒构成,这是由激光选区熔化“一道道一层层”的搭接方式使相邻道或者上下层之间重熔造成的<sup>[21]</sup>。由图 4(a)、

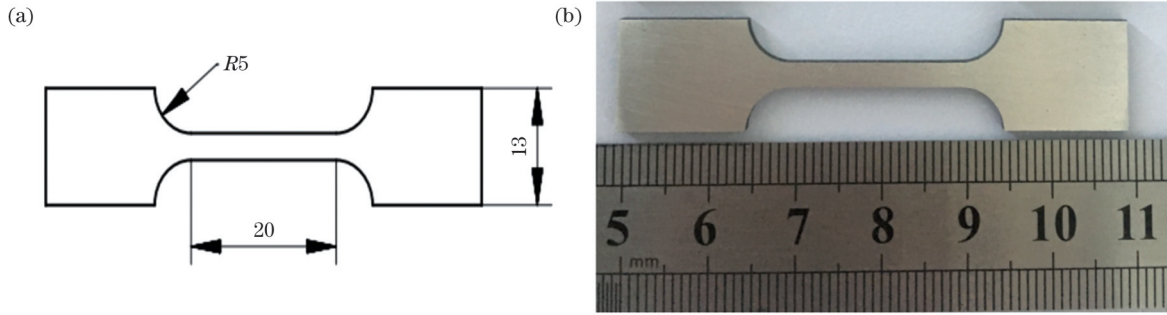


图3 拉伸试样的尺寸。(a)示意图;(b)实物图

Fig. 3 Size of tensile specimen. (a) Schematic diagram; (b) physical image

(b)也可以直观地看出晶粒的取向,不同的颜色代表不同取向的晶粒。AlSi10Mg合金和GNPs/AlSi10Mg复合材料中的晶粒均形成了 $\langle 100 \rangle // Z$ (构建方向)织构,因为 $\langle 100 \rangle$ 是FCC晶体结构的择优生长取向<sup>[22]</sup>。图4(c)、(d)中的极图表明石墨烯的加入不会引起晶粒取向的变化,同时图4(c)、(d)也显示了晶粒尺寸分布。加入石墨烯后,晶粒直径由原来的 $15.81 \mu\text{m}$ 减小到 $13.44 \mu\text{m}$ 。微观组织倾向细化由以下2个原因造成:1) GNPs作为异质形核基底,可以显著增加非均匀形核位点的数量,

足够多的晶核数量可以有效抑制晶粒的长大;2) 温度梯度( $G$ )和生长速率( $R$ )共同决定了晶体结构的形貌特性。 $G/R$ 控制着凝固前沿微观组织的形态。 $GR$ 值代表冷却速率,决定微观结构的大小。石墨烯优异的导热性可以提高复合材料的冷却速率,即:随着 $GR$ 值增大,晶粒变小。在熔池内, $G$ 沿着熔池边界指向熔池中心方向逐渐减小,而 $R$ 逐渐增大,因此 $G$ 和 $R$ 的比值( $G/R$ )由熔池边界指向熔池中心方向逐渐减小,晶粒的形状由柱状晶向等轴晶转变<sup>[23]</sup>。

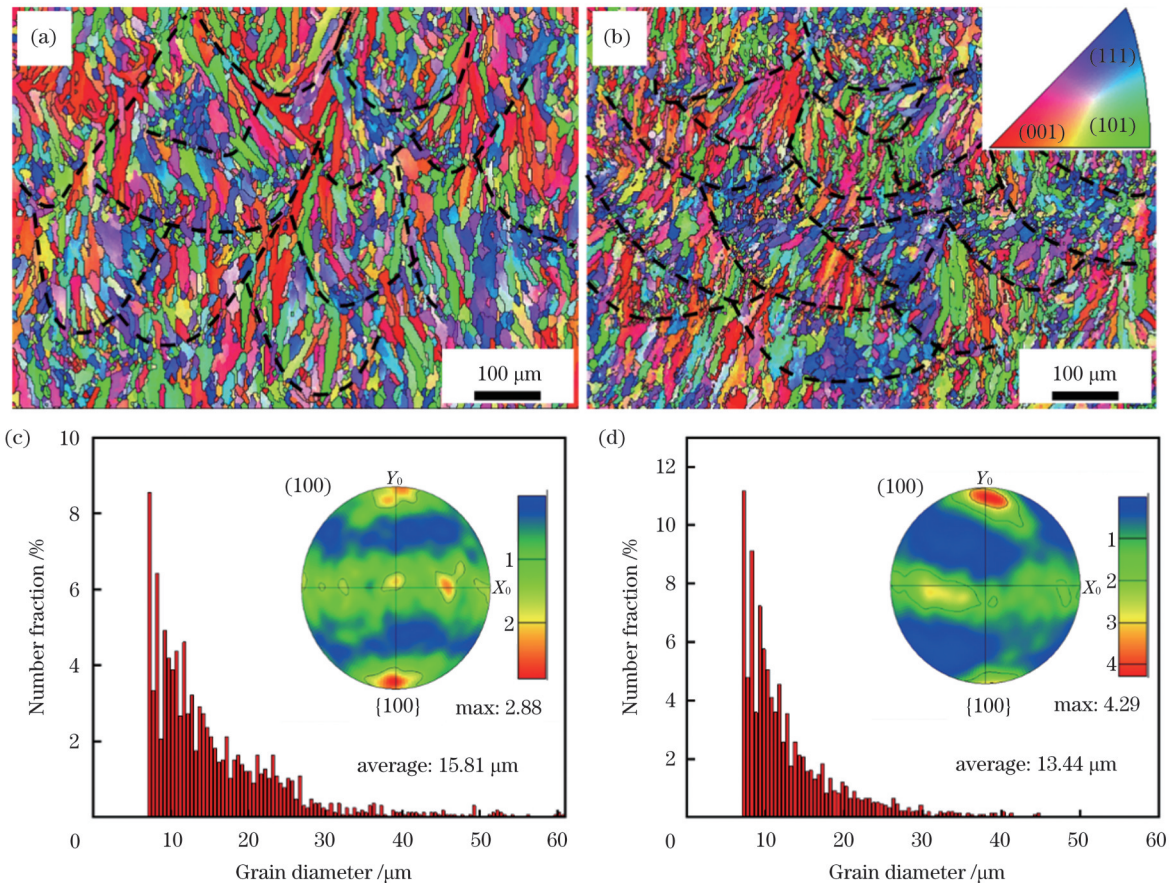


图4 AlSi10Mg合金和0.5%GNPs/AlSi10Mg复合材料的EBSD反极图、晶粒大小分布图和极图。(a)(c)AlSi10Mg合金;

(b)(d)0.5%GNPs/AlSi10Mg复合材料

Fig. 4 EBSD inverse pole figure (IPF) maps, distributions of the grain size and the pole figures (PFs) of AlSi10Mg alloy and 0.5%GNPs/AlSi10Mg composite. (a)(c) AlSi10Mg alloy; (b)(d) 0.5%GNPs/AlSi10Mg composite



图 5 (a)、(b) 所示为 AlSi10Mg 合金和 0.5%GNPs/AlSi10Mg 复合材料纵截面(构建方向)的晶界取向差分布图。根据相邻晶粒之间的取向差角度,将取向差角度小于  $15^\circ$  的晶界定义为小角度晶界(LAGB),取向差角度大于  $15^\circ$  的晶界定义为大角度晶界(HAGB)。图中绿色线和黑色线分别代表 LAGB 和 HAGB,它们的统计结果如图 5(c)、(d) 所示。AlSi10Mg 合金和 0.5%GNPs/AlSi10Mg 复合材料中 HAGB 的数量占比分别为 74.2% 和 50.7%。这表明石墨烯的添加减小了 HAGB 的比例,增加了 LAGB 的比例。通常,材料的韧性与其结构中 HAGB 的占比密

切相关。HAGB 可以阻碍裂纹扩展,即材料中的 HAGB 越多,其韧性越好。LAGB 和 HAGB 之间的转换机制与激光选区熔化过程密切相关。随着激光选区熔化过程中材料的快速熔化和凝固,大量亚晶形核和长大。这些亚晶粒往往首先形成 LAGB。此外,激光选区熔化工艺中的重熔现象类似于传统铸造工艺中的回火热处理,会导致再结晶以及 HAGB 增多<sup>[24-26]</sup>。由于 GNP 的添加增大了材料的冷却速率,LAGB 没有完全转化为 HAGB,成为样品中残留的 LAGB。此外,GNPs 的添加增加了形核位点同时阻碍了晶粒的长大,导致熔池内部的 LAGB 增加,韧性降低。

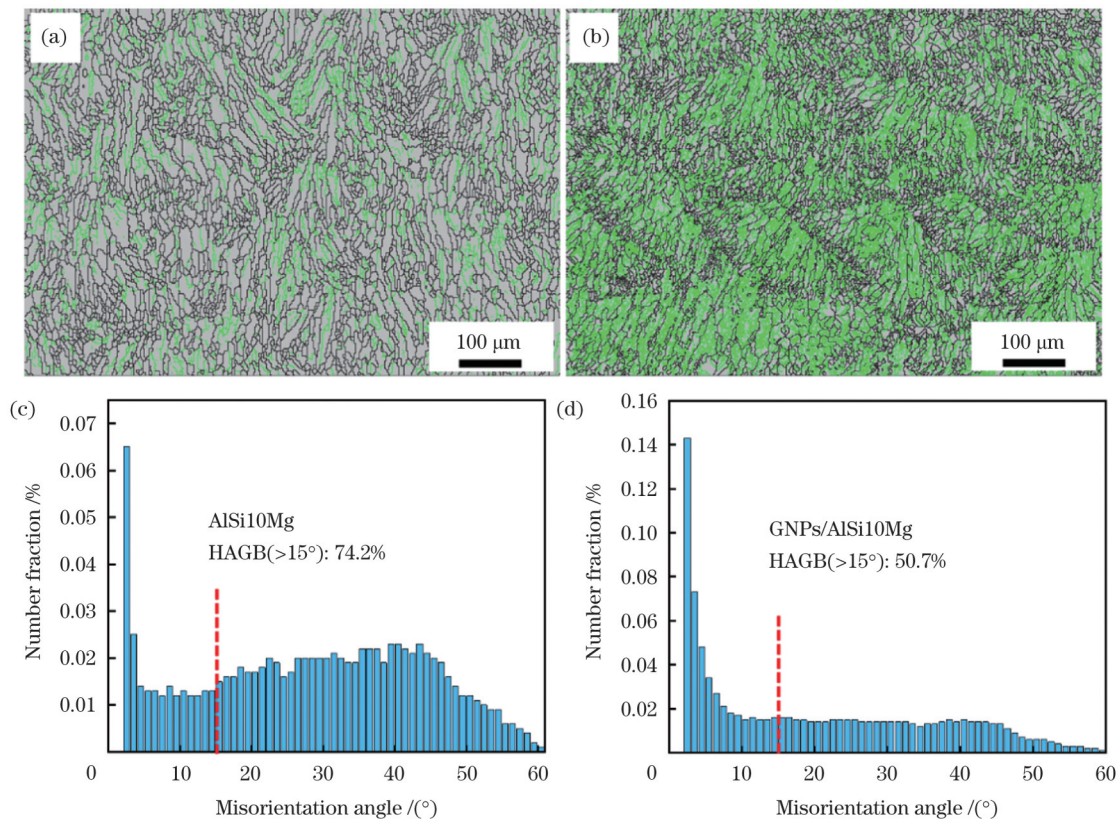


图 5 AlSi10Mg 合金和 0.5%GNPs/AlSi10Mg 复合材料的 EBSD 晶界取向差分布图及 HAGB 比例图。(a)(c) AlSi10Mg 合金;

(b)(d) 0.5%GNPs/AlSi10Mg 复合材料

Fig. 5 Grain boundary misorientation difference distribution images and proportion diagrams of HAGB of AlSi10Mg alloy and 0.5%GNPs/AlSi10Mg composite. (a)(c) AlSi10Mg alloy; (b)(d) 0.5%GNPs/AlSi10Mg composite

图 6 所示为不同 GNP 含量的 GNP/AlSi10Mg 复合材料横截面的 SEM 形貌图,它们均由细晶区、粗晶区和热影响区组成,图中用字母“A”“B”“C”分别标记这三个区。图 6(b)为图 6(a)中细晶区的放大图,可以看到该区域呈现为一个均匀分布的蜂窝状结构,其中深灰色部分是胞状铝固溶体,浅灰色网状结构为共晶硅<sup>[1]</sup>。图 6(d)、(f)、(h)分别为图 6(c)、(e)、(g)中细晶区的放大图。由图 6(c)、(e)、(g)可以看出,随着 GNP 含量增加,气孔以及未熔合等缺陷增加,样品的致密度降低。由图 6(d)、(f)、(h)可以看到:当石墨烯质量分数为 0.1% 时,胞状结构最小,晶粒的平均直

径为  $0.32 \mu\text{m}$ ;随着石墨烯含量增加,胞状结构逐渐增大;当石墨烯质量分数为 0.3% 和 0.5% 时,晶粒的平均直径分别增大到  $0.36 \mu\text{m}$  和  $0.41 \mu\text{m}$ ,均小于 AlSi10Mg 中胞状结构的平均直径( $0.49 \mu\text{m}$ )。这表明石墨烯的添加可以达到晶粒细化的效果。这主要是由于均匀分散的 GNP 提供了大量的纳米级形核位点,GNP 的存在阻碍了晶粒的进一步长大。随着 GNP 含量增加,蜂窝状结构的尺寸呈现先减小后增大的趋势。这主要是由于 GNP 的团聚减弱了对蜂窝状结构的细化效果。这与 Yuan 等<sup>[27]</sup>的研究结果一致。



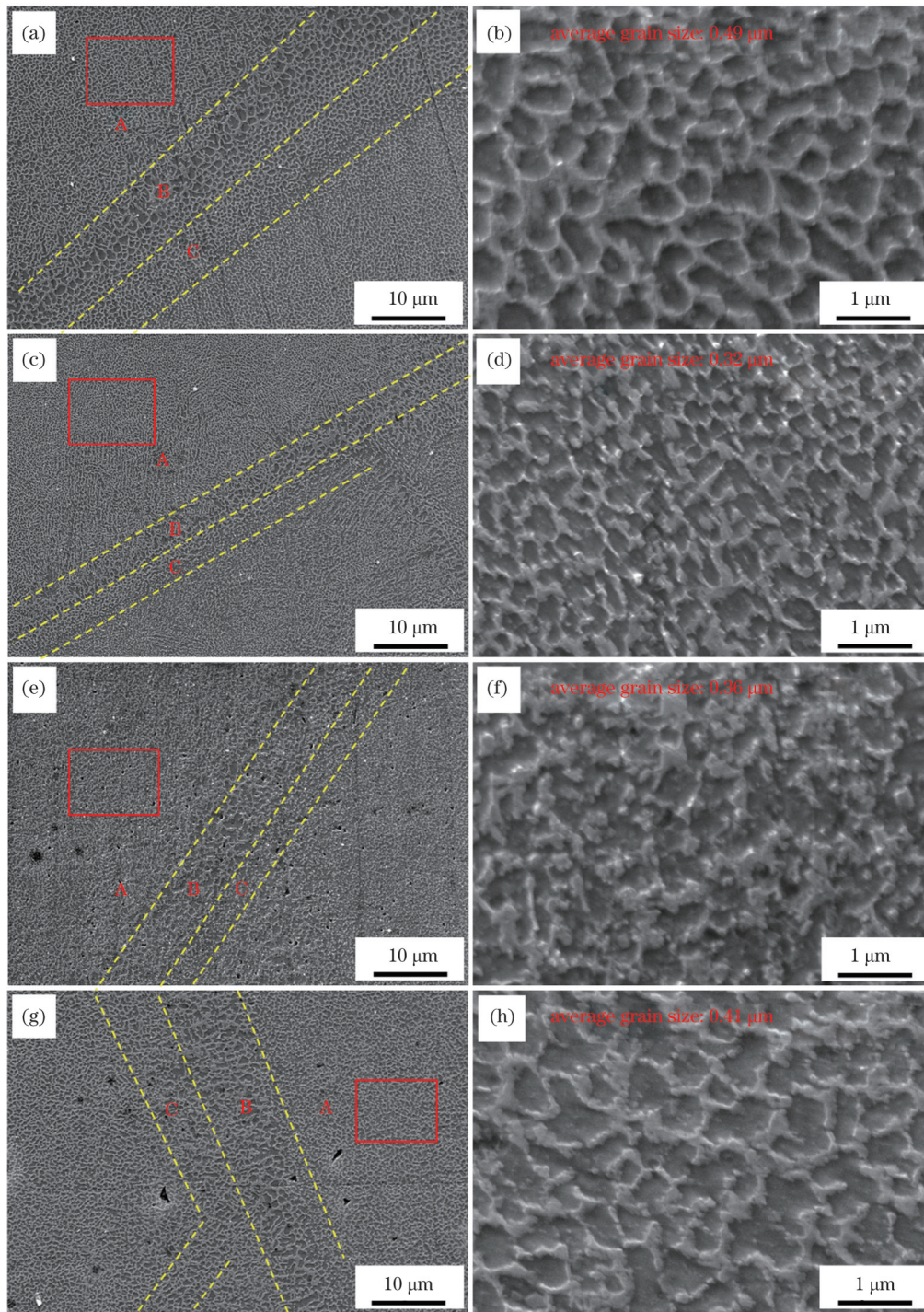


图6 GNP/AlSi10Mg复合材料横截面的SEM形貌。(a)(b)AlSi10Mg合金;(c)(d)0.1%GNPs/AlSi10Mg复合材料;

(e)(f)0.3%GNPs/AlSi10Mg复合材料;(g)(h)0.5%GNPs/AlSi10Mg复合材料

Fig. 6 Cross-sectional SEM morphology of GNP/AlSi10Mg composites. (a)(b) AlSi10Mg alloy; (c)(d) 0.1%GNPs/AlSi10Mg composite; (e)(f) 0.3%GNPs/AlSi10Mg composite; (g)(h) 0.5%GNPs/AlSi10Mg composite

图7(a)给出了AlSi10Mg合金和GNP/AlSi10Mg复合材料的X射线衍射图谱。可以看出:它们的相组成均为 $\alpha$ -Al和Si,复合材料的衍射峰与基体材料的衍射峰相似,在复合材料中没有检测到碳化物。图7(b)所示为GNP/AlSi10Mg复合材料的硬度分布,可见:随着石墨烯含量增加,硬度呈增大趋势。这说明GNPs含量对硬度有积极影响。

### 3.2 力学性能

图8所示为AlSi10Mg合金和GNP/AlSi10Mg复合材料的拉伸性能。GNPs含量对GNP/AlSi10Mg复合材料的拉伸性能和断裂机理具有显著影响。AlSi10Mg的极限抗拉强度(UTS)和屈服强度(YS)分别为 $(383 \pm 4)$  MPa和 $(241 \pm 3)$  MPa。随着GNPs含量增加,增强效果呈降低趋势。表3列出了GNPs/



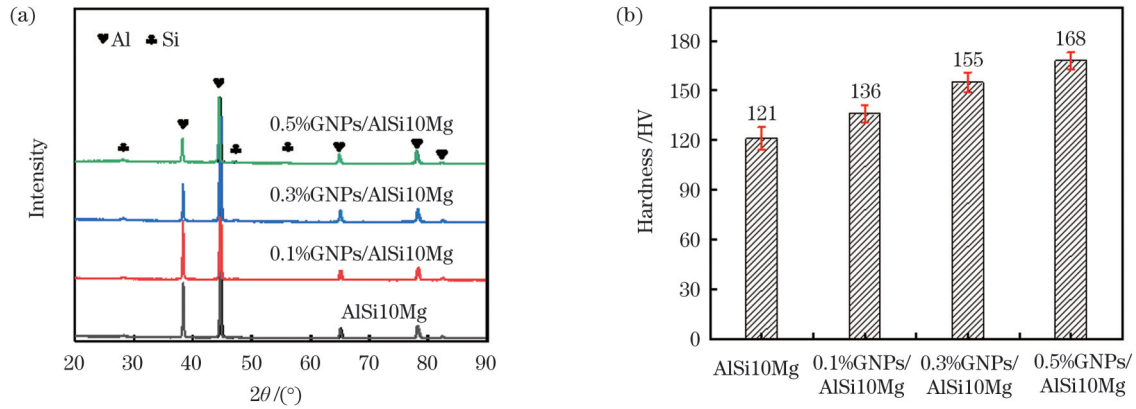


图 7 AlSi10Mg 合金和 GNP/AlSi10Mg 复合材料的 X 射线衍射图谱和硬度图。(a) X 射线衍射图谱; (b) 硬度图

Fig. 7 X-ray diffraction patterns and hardness histogram of AlSi10Mg alloy and GNP/AlSi10Mg composites. (a) X-ray diffraction patterns; (b) hardness histogram

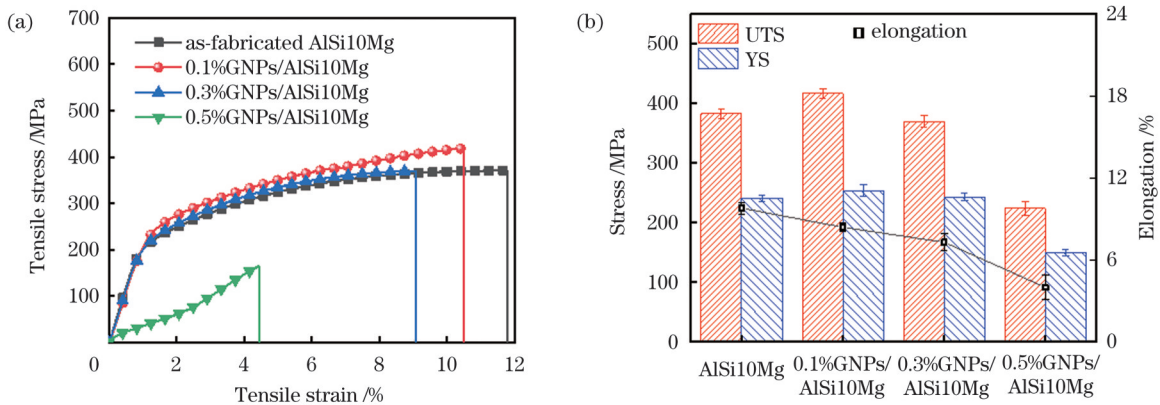


图 8 AlSi10Mg 合金和 GNP/AlSi10Mg 复合材料的拉伸性能。(a) 应力-应变曲线; (b) 拉伸性能

Fig. 8 Tensile properties of AlSi10Mg alloy and GNP/AlSi10Mg composites. (a) Stress-strain curves; (b) tensile properties

表 3 AlSi10Mg 合金和 GNP/AlSi10Mg 复合材料的拉伸性能  
Table 3 Tensile properties of AlSi10Mg alloy and GNP/AlSi10Mg composites

Material	Yield strength $\sigma_{0.2}$ /MPa	Ultimate tensile strength /MPa	Elongation /%
AlSi10Mg	241 ± 3	383 ± 4	9.8 ± 0.21
0.1%GNPs/AlSi10Mg	254 ± 5	417 ± 4	8.4 ± 0.14
0.3%GNPs/AlSi10Mg	243 ± 3	370 ± 5	7.3 ± 0.32
0.5%GNPs/AlSi10Mg	150 ± 3	224 ± 6	4.0 ± 0.45

AlSi10Mg 复合材料拉伸性能的详细值。

当 GNP 质量分数为 0.1% 时,复合材料的抗拉强度达到最大值,比用相同工艺制备的 AlSi10Mg 合金的抗拉强度提高了约 9%。增强效率  $R^{[28]}$  定义为

$$R = \frac{\sigma_c - \sigma_m}{\sigma_m V_{fGNPs}}, \quad (1)$$

式中:  $\sigma_c$  和  $\sigma_m$  分别为复合材料和基体的抗拉强度;  $V_{fGNPs}$  是石墨烯的体积分数。0.1%GNPs/AlSi10Mg 复合材料的增强效率  $R$  为 74。0.1%GNPs/AlSi10Mg 复合材料的断裂延伸率高达  $8.4\% \pm 0.14\%$ , 略低于 AlSi10Mg 合金,表明该复合材料具有良好的延展性。随着石墨烯含量继续增加,复合材料的极限抗拉强度降低,0.3%GNPs/AlSi10Mg 的极限抗拉强度为  $(370 \pm 5)$  MPa,0.5%GNPs/AlSi10Mg 复合材料的极

限抗拉强度为  $(224 \pm 6)$  MPa。延伸率也随着石墨烯的增加而降低。随着 GNP 含量增加,GNP/AlSi10Mg 复合材料的极限抗拉强度(UTS)和屈服强度(YS)均呈降低趋势。0.5%GNPs/AlSi10Mg 复合材料应力-应变曲线的变化是由层片状 GNP 造成的。这是由于随着 GNP 含量增加,复合粉末中裹挟的氧含量增加,影响了材料的延展性。此外,当 GNP 的质量分数达到 0.5% 时,复合材料内部出现了局部的 GNP 团聚,这使得复合材料承受拉伸载荷过程中裂纹处产生的应力集中较大,裂纹在这些区域优先扩展,小尺寸的裂纹扩展后相交形成大尺寸裂纹,最终导致 0.5%GNPs/AlSi10Mg 复合材料失效。当 GNP 的质量分数为 0.1% 时,复合材料的极限抗拉强度和屈服强度均达到

最大值。与基体 AlSi10Mg 相比,本次实验成形的 0.1%GNPs/AlSi10Mg 复合材料的极限抗拉强度的增加不足 100 MPa。这可能是由以下三个原因造成的: 1) 添加的不是单层石墨烯,而是石墨烯纳米片,其断裂强度远低于 125 GPa; 2) GNPs 的层间强度远小于面内强度,因此那些未沿拉伸方向排列的 GNPs 无法充分发挥其潜力; 3) 所使用的 GNPs/AlSi10Mg 复合材料的加工工艺参数没有经过优化,还有很大的改进空间。复合材料的延伸率随着 GNPs 含量的增加而逐

渐减小,这说明 GNPs 的引入会降低复合材料的延伸率。其主要原因可能是团聚的 GNPs 之间通常存在裂纹和间隙,降低了界面处的束缚能,从而降低了复合材料的力学性能<sup>[29]</sup>。此外,在采用激光选区熔化制备的复合材料中,一些团聚的 GNPs 会变成石墨并失去其优异的力学性能。

### 3.3 断口形貌

图 9 所示为 AlSi10Mg 合金和 GNPs/AlSi10Mg 复合材料的拉伸断口形貌。图 9(a)、(b)分别为 AlSi10Mg

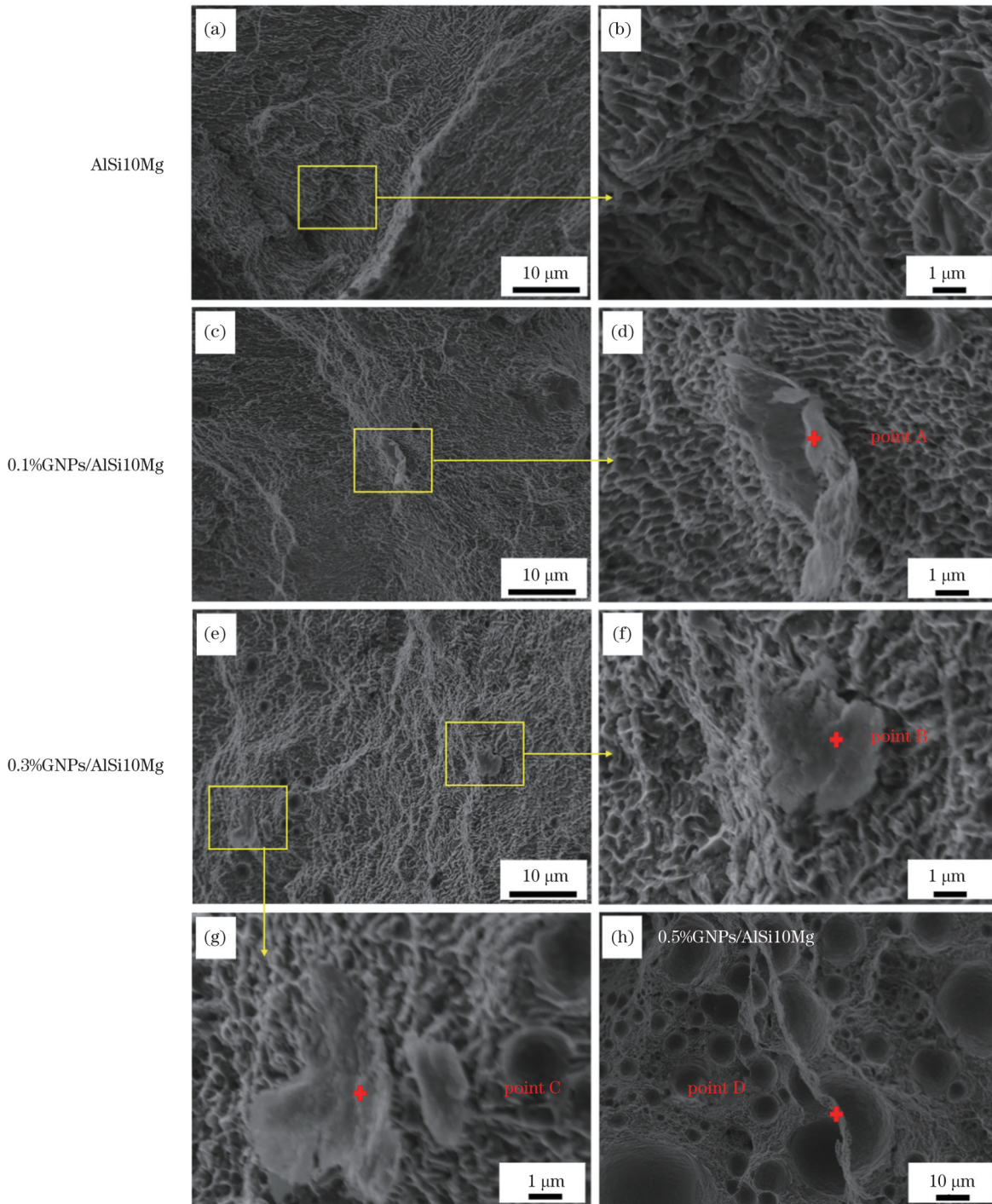


图 9 AlSi10Mg 合金和 GNPs/AlSi10Mg 复合材料的断口形貌  
Fig. 9 Fracture morphology of AlSi10Mg alloy and GNPs/AlSi10Mg composites



在低倍下和高倍下的断口形貌。AlSi10Mg 合金断口上存在高低不平的撕裂棱、舌状花样和明显的拉长韧窝,断口呈现典型的塑性断裂特征。图 9(c)、(d) 是 0.1%GNPs/AlSi10Mg 复合材料的断口形貌。可见:该断口较 AlSi10Mg 断口更加平坦,断口上存在由一系列小解理台阶组成的河流状花样、起伏较小的撕裂棱、细小的韧窝以及片层断裂的 GNPs;断口的塑性较 AlSi10Mg 合金有所降低,呈现典型的塑性断裂特征。图 9(e)、(f)、(g) 为 0.3%GNPs/AlSi10Mg 复合材料的断口形貌,断口上存在河流状花样、小撕裂棱、片层断裂的 GNPs 以及大小相间的韧窝。当 GNPs 质量分数增加到 0.5% 时,断口比较平直。由于 GNPs 含量增加造成团聚并且 GNPs 携带的气体增加,韧窝和气孔较大,合金的致密度和界面结合强度降低,断口上存在沿界面拔出的 GNPs,断裂形式转变为脆性断裂。拔出和撕裂的石墨烯特征表明 GNPs/AlSi10Mg 复合材料的强化机制存在载荷转移强化。

表 4 所示为图 9 中 A~D 点的 EDS 点扫描结果。通过测定不同石墨烯含量的复合材料中点 A、B、C、D 处的碳元素分布,再次确认了石墨烯在复合材料断口上存在。通常,石墨烯增强金属基复合材料存在 4 种可能的强化机制,即位错强化、载荷转移强化、晶粒细化及 Orowan 强化。

表 4 图 9 中复合材料不同位置处的能谱分析结果

Table 4 EDS analysis of different locations in the composites showed in Fig.9

Element	Atomic fraction / %			
	Point A	Point B	Point C	Point D
C	72.56	66.31	65.82	39.82
Al	23.39	29.85	30.28	49.40
Mg	0.11	0.29	0.33	0.60
Si	3.94	3.55	3.56	10.18

### 3.4 强化机理

首先,当复合材料承受拉伸载荷后,被拉紧的基体通过沿强化相-基体界面产生的剪应力将载荷转移到强化相上。界面上平行于载荷方向的剪切力与横截面上垂直于载荷方向的法向力平衡。当剪切力大于界面可以承受的力时,GNPs 将载荷传递到基体进行有限伸长。如果剪切力小于增强材料可以承受的法向力,则界面发生脱黏。因为石墨烯的固有强度(GPa 量级)比铝合金基体的强度(MPa 量级)大得多,拔出效应是界面剥离的典型现象。对于机械强度为 130 GPa 的石墨烯,剪切力几乎不大于石墨烯可以承受的法向力,因此,界面结合对于负载转移非常重要。可以通过修正的剪切滞后模型来评估载荷转移强化的贡献<sup>[30]</sup>,即

$$\Delta\sigma_{LT} = V_{\text{GNPs}} \left( \frac{M}{N} \right) \left( \frac{\tau_m}{2} \right) + \sigma_m V_m - \sigma_m, \quad (2)$$

式中:  $V_{\text{GNPs}}$  和  $V_m$  分别为 GNPs 的体积分数和基体的

体积分数;  $M$  和  $N$  分别为石墨烯纳米片的平面面积和截面面积;  $\sigma_m$  是基体的屈服强度;  $\tau_m$  是铝基体剪切强度,其值等于  $\sigma_m/2$ 。

$$\text{当 GNPs 的质量分数为 } 0.1\% \text{ 时, } \frac{M}{N} = \frac{2(l+t)l}{lt},$$

其中  $l$  和  $t$  分别为 GNPs 的长度和厚度,分别约为  $1.3 \mu\text{m}$  和  $7 \text{ nm}$ 。此时,载荷转移强化的贡献为  $27 \text{ MPa}$ 。

其次,热变形过程触发晶粒内部的位错倍增,这归因于石墨烯( $0.9 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ )和铝基体( $23.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ )之间热膨胀系数(CTE)的不匹配<sup>[31]</sup>。铝基体和石墨烯纳米片之间的热膨胀系数不匹配会导致 Al-GNPs 界面处产生多向应力,同时提高位错密度。热错配引起的屈服强度的增加可以表示为

$$\Delta\sigma_{\text{CTE}} = \alpha G_{\text{shear}} b \sqrt{\rho}, \quad (3)$$

其中,

$$\rho = \frac{DV_{\text{GNPs}}(\Delta C \times \Delta T)}{b(1 - V_{\text{GNPs}})t}, \quad (4)$$

式中:  $\rho$  是位错密度;  $\alpha$  是几何常数(1.25);  $G_{\text{shear}}$  是铝基体的剪切模量( $2.6 \times 10^4 \text{ MPa}$ );  $b$  是铝基体的柏氏矢量的大小( $0.286 \text{ nm}$ )<sup>[32]</sup>;  $D$  是几何常数,对于片状强化相,其值为 8;  $\Delta C$  是强化相和基体之间的热膨胀系数差;  $\Delta T$  是加工温度和退火温度之间的温度差( $773 \text{ K}$ );  $t$  是强化相最小维度的值。因此,热错配强化的贡献为  $67 \text{ MPa}$ 。

再次,细晶强化已被认为是复合材料强化的重要机制之一,在成形过程中,GNPs 可使凝固过程中的晶粒细化。根据前面的 EBSD 结果,复合材料的晶粒尺寸小于纯 AlSi10Mg 的晶粒尺寸。尽管差别很小,但晶粒细化对强度产生了积极的影响。

通常,晶粒细化的贡献可根据 Hall-Petch 公式进行评估,即

$$\Delta\sigma_{\text{HP}} = K(d_{\text{com.}}^{-1/2} - d_{\text{matr.}}^{-1/2}), \quad (5)$$

式中:  $d_{\text{com.}}$  和  $d_{\text{matr.}}$  分别为复合材料和基体的平均晶粒直径;  $K$  是铝的 Hall-Petch 系数( $K=0.04 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ )。因此,晶粒细化的贡献为  $1 \text{ MPa}$ 。

最后,Orowan 强化可以产生背应力阻碍位错运动,也可能导致屈服强度增大。Orowan 强化的贡献可表示为

$$\Delta\sigma_{\text{Orowan}} = \frac{0.13G_{\text{shear}}b}{d_p \left[ \left( \frac{1}{2V_{\text{GNPs}}} \right)^{1/3} - 1 \right]} \times \ln \left( \frac{d_p}{2b} \right), \quad (6)$$

式中:  $d_p$  是强化相的平均直径;  $V_{\text{GNPs}}$  是石墨烯的体积分数。由于  $d_p$  为微米尺度,因此  $\Delta\sigma_{\text{Orowan}}$  的值小于  $0.1 \text{ MPa}$ 。可见,二维石墨烯的 Orowan 强化效果可以忽略。

如上所述,  $\Delta\sigma_{\text{LT}}$  和  $\Delta\sigma_{\text{CTE}}$  不仅取决于已知因素  $V_{\text{GNPs}}$ , 还取决于不确定因素  $l$  和  $t$ , 由复合材料中 GNPs

的分散程度决定。 $\Delta\sigma_{HP}$  不仅由复合材料的平均晶粒尺寸决定,还受基体中 GNP 分散程度的影响。计算得到 0.1%GNPs/AlSi10Mg 的  $\Delta\sigma_{LT}$ 、 $\Delta\sigma_{CTE}$  和  $\Delta\sigma_{HP}$  值分别为 27、67、1 MPa,其总和(95 MPa)高于实验得到的增强强度(34 MPa)。造成以上偏差可能归因于 0.1%GNPs/AlSi10Mg 复合材料成形工艺参数、GNPs 尺寸以及 GNP 分散程度的优化。

图 10 所示为激光选区熔化成形 0.1%GNPs/AlSi10Mg 复合材料以及文献[33-46]报道的铝基复合材料极限抗拉强度与延展性的关系。可见,激光选区熔化成形复合材料在强度提高的基础上牺牲了一定的延展性,其强度低于粉末冶金+热挤压法、粉末冶金+多道次轧制法制备的铝基复合材料<sup>[36,42]</sup>。

为了说明 GNP 对位错的钉扎作用,图 11 给出了石墨烯在拉伸前后的强化机理。可以发现,当不施加载荷时,基体中的石墨烯以不同的角度随机且均匀分布在 AlSi10Mg 基体中,图 11(a)、(b)给出了其内部和截面示意图。当对 GNP/AlSi10Mg 复合材料施加载荷时,沿拉伸方向的 GNP 将进行有限的伸长,以进行载荷传递,如图 11(c)、(d)所示。GNP 可以提供更多的界面来阻碍位错的运动。因此,位错在复合材料中的储存能力可以得到极大提高。一旦位错达到一定程度,微裂纹就会

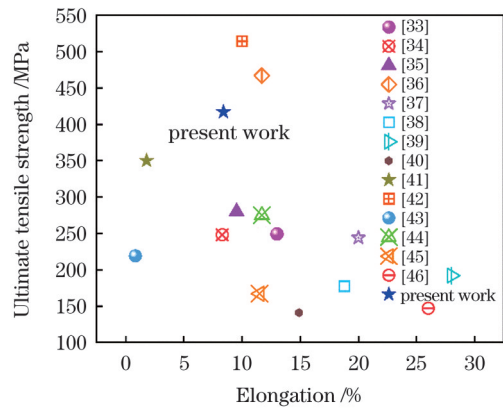


图 10 极限抗拉强度与延展性的关系  
Fig. 10 Relationship between ultimate tensile strength and ductility

在 GNP 与基体的界面处引发。界面处可容纳的位错数量与界面强度密切相关,更紧密的界面结合意味着更高的位错耐受性<sup>[28,47]</sup>。当 GNP 的质量分数为 0.1% 时,GNP/AlSi10Mg 复合材料的强度最高,GNP 与基体良好的界面结合效果以及 GNP 在基体中的良好分散效果有助于改善界面脱黏的临界应力,延缓塑性不稳定性。因此,0.1%GNPs/AlSi10Mg 复合材料的延伸率在 3 个不同 GNP 含量复合材料中是最优的。

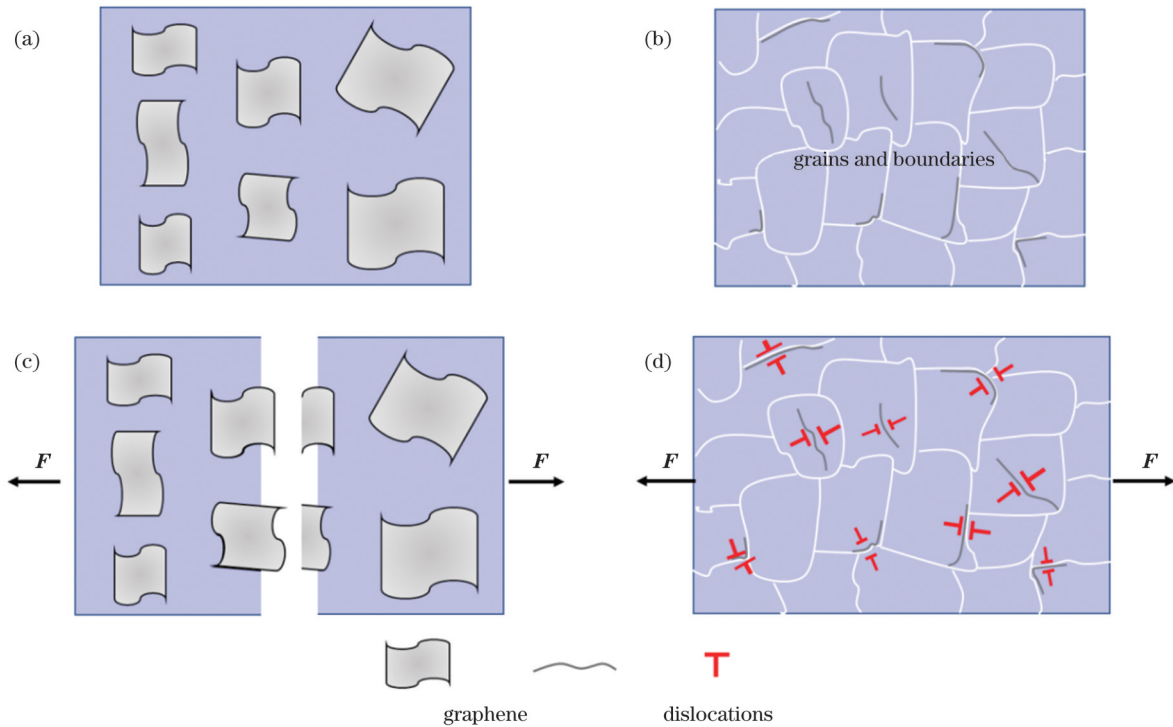


图 11 石墨烯强化机理示意图。(a) 拉伸前;(b) 拉伸后

Fig. 11 Schematic diagrams of the strengthening mechanism of graphene. (a) Before tensile experiment; (b) after tensile experiment

## 4 结 论

采用激光选区熔化技术制备了不同 GNP 含量的 GNP/AlSi10Mg 复合材料,研究了不同 GNP 含量对复合材料微观组织、断口形貌和强化机理的影响。得

出如下结论:

- 1) AlSi10Mg 合金的择优取向为  $\langle 100 \rangle$ ; GNP 的添加不会改变 GNP/AlSi10Mg 复合材料的择优取向,但会降低复合材料中大角度晶界的比例。
- 2) 不同 GNP 含量的 GNP/AlSi10Mg 复合材料



的相组成均为  $\alpha$ -Al 相和共晶硅相。随着石墨烯含量增加,复合材料的硬度呈增大趋势,最大值为 168 HV。

3) 随着 GNP 含量增加,复合材料的缺陷增加,复合材料的极限抗拉强度、屈服强度和延伸率均降低。

4) 激光选区熔化成形 0.1%GNPs/AlSi10Mg 复合材料的强化机制主要是由热错配强化和载荷转移强化协同控制的。

### 参 考 文 献

- [1] Thijs L, Kempen K, Kruth J P, et al. Fine-structured aluminium products with controllable texture by selective laser melting of pre-alloyed AlSi10Mg powder[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(5): 1809-1819.
- [2] Kempen K, Thijs L, van Humbeeck J, et al. Processing AlSi10Mg by selective laser melting: parameter optimisation and material characterisation[J]. *Materials Science and Technology*, 2015, 31(8): 917-923.
- [3] 王欣, 刘栋, 程序. 热处理工艺对激光增材制造铝锂合金组织及力学性能的影响[J]. *中国激光*, 2018, 45(5): 0502004.  
Wang X, Liu D, Cheng X. Effect of heat treatment process on microstructures and mechanical properties of laser additive manufactured Al-Li alloys[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2018, 45(5): 0502004.
- [4] Wu L Y, Zhao Z Y, Bai P K, et al. The effect of silicon phase morphology on microstructure and properties of AlSi10Mg alloys fabricated by selective laser melting[J]. *Materials*, 2022, 15(24): 8786.
- [5] Li X P, Ji G, Chen Z, et al. Selective laser melting of nano-TiB<sub>2</sub> decorated AlSi10Mg alloy with high fracture strength and ductility [J]. *Acta Materialia*, 2017, 129: 183-193.
- [6] Zhao Z Y, Bai P K, Du W B, et al. An overview of graphene and its derivatives reinforced metal matrix composites: preparation, properties and applications[J]. *Carbon*, 2020, 170: 302-326.
- [7] Zhao Z Y, Bai P K, Li L, et al. The reaction thermodynamics during plating Al on graphene process[J]. *Materials*, 2019, 12(2): 330.
- [8] Wu L Y, Zhao Z Y, Bai P K, et al. Wear resistance of graphene nano-platelets (GNPs) reinforced AlSi10Mg matrix composite prepared by SLM[J]. *Applied Surface Science*, 2020, 503: 144156.
- [9] Wang Y, Zhu C, Lei T. Preparation and properties of graphene reinforced aluminum matrix composites[J]. *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*, 2018, 23(5): 518-526.
- [10] Zeng X, Teng J, Yu J G, et al. Fabrication of homogeneously dispersed graphene/Al composites by solution mixing and powder metallurgy[J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2018, 25(1): 102-109.
- [11] Rajeshkumar R, Udhayabanu V, Srinivasan A, et al. Microstructural evolution in ultrafine grained Al-graphite composite synthesized via combined use of ultrasonic treatment and friction stir processing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 726: 358-366.
- [12] Zhao L Y, Lu H M, Gao Z J. Microstructure and mechanical properties of Al/graphene composite produced by high-pressure torsion[J]. *Advanced Engineering Materials*, 2015, 17(7): 976-981.
- [13] 梅胜敏, 余大民. 提高 Al/SiC 复合材料抗蚀性的准分子激光气体合金化研究[J]. *中国激光*, 2000, 27(4): 377-380.  
Mei S M, Yu D M. On improving the corrosion resistance of Al/SiC composite by excimer laser gas alloying[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2000, 27(4): 377-380.
- [14] 杨永强, 吴世彪, 张越, 等. 光纤激光器在金属增材制造中的应用进展及展望[J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 0500012.  
Yang Y Q, Wu S B, Zhang Y, et al. Application progress and prospect of fiber laser in metal additive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 0500012.
- [15] Li Y X, Nie J H, Liang Z G, et al. Microstructure evolution and high-temperature oxidation behavior of FeCrAlNbNi alloyed zone prepared by laser surface alloying on 304 stainless steel[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 888: 161468.
- [16] Yoo S J, Han S H, Kim W J. Magnesium matrix composites fabricated by using accumulative roll bonding of magnesium sheets coated with carbon-nanotube-containing aluminum powders[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 67(2): 129-132.
- [17] Amirhanlou S, Ketabchi M, Parvin N, et al. Accumulative press bonding; a novel manufacturing process of nanostructured metal matrix composites[J]. *Materials & Design*, 2013, 51: 367-374.
- [18] Li X F, Yi D H, Liu B, et al. Graphene-strengthened Inconel 625 alloy fabricated by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 798: 140099.
- [19] 石川, 雷剑波, 周圣丰, 等. 连续纤维增强金属基复合材料研究进展及其激光熔覆[J]. *激光与光电子学进展*, 2017, 54(6): 060003.  
Shi C, Lei J B, Zhou S F, et al. Research progress on continuous fiber-reinforced metal matrix composites and their laser cladding[J]. *Laser & Optoelectronics Progress*, 2017, 54(6): 060003.
- [20] 顾冬冬, 张红梅, 陈洪宇, 等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. *中国激光*, 2020, 47(5): 0500002.  
Gu D D, Zhang H M, Chen H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components [J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2020, 47(5): 0500002.
- [21] Akram J, Chalavadi P, Pal D, et al. Understanding grain evolution in additive manufacturing through modeling[J]. *Additive Manufacturing*, 2018, 21: 255-268.
- [22] Qiu X W, Liu C G. Microstructure and properties of Al<sub>2</sub>CrFeCoCuTiNi<sub>x</sub> high-entropy alloys prepared by laser cladding [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2013, 553: 216-220.
- [23] Bourell D, Kruth J P, Leu M, et al. Materials for additive manufacturing[J]. *CIRP Annals*, 2017, 66(2): 659-681.
- [24] Dadbakhsh S, Vrancken B, Kruth J P, et al. Texture and anisotropy in selective laser melting of NiTi alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 650: 225-232.
- [25] Cizek P. The microstructure evolution and softening processes during high-temperature deformation of a 21Cr-10Ni-3Mo duplex stainless steel[J]. *Acta Materialia*, 2016, 106: 129-143.
- [26] Lim S C V, Yang K V, Yang Y, et al. Tracking microstructure, texture and boundary misorientation evolution of hot deformed and post-deformation annealed Ti-6Al-4V alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2016, 651: 524-534.
- [27] Yuan Q H, Zhou G H, Liao L, et al. Interfacial structure in AZ91 alloy composites reinforced by graphene nanosheets[J]. *Carbon*, 2018, 127: 177-186.
- [28] Han T L, Liu E Z, Li J J, et al. A bottom-up strategy toward metal nano-particles modified graphene nanoplates for fabricating aluminum matrix composites and interface study[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 46: 21-32.
- [29] Tian W M, Li S M, Wang B, et al. Graphene-reinforced aluminum matrix composites prepared by spark plasma sintering[J]. *International Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*, 2016, 23(6): 723-729.
- [30] Shin S E, Choi H J, Shin J H, et al. Strengthening behavior of few-layered graphene/aluminum composites[J]. *Carbon*, 2015, 82: 143-151.
- [31] Bisht A, Srivastava M, Kumar R M, et al. Strengthening mechanism in graphene nanoplatelets reinforced aluminum composite fabricated through spark plasma sintering[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 695: 20-28.
- [32] Jiang Y Y, Xu R, Tan Z Q, et al. Interface-induced strain hardening of graphene nanosheet/aluminum composites[J]. *Carbon*, 2019, 146: 17-27.
- [33] Wang J Y, Li Z Q, Fan G L, et al. Reinforcement with graphene nanosheets in aluminum matrix composites[J]. *Scripta Materialia*,

- 2012, 66(8): 594-597.
- [34] Li J L, Xiong Y C, Wang X D, et al. Microstructure and tensile properties of bulk nanostructured aluminum/graphene composites prepared via cryomilling[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 626: 400-405.
- [35] Rashad M, Pan F S, Tang A T, et al. Effect of graphene nanoplatelets addition on mechanical properties of pure aluminum using a semi-powder method[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2014, 24(2): 101-108.
- [36] Yan S J, Dai S L, Zhang X Y, et al. Investigating aluminum alloy reinforced by graphene nanoflakes[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 612: 440-444.
- [37] Khodabakhshi F, Nosko M, Gerlich A P. Effects of graphene nano-platelets (GNPs) on the microstructural characteristics and textural development of an Al-Mg alloy during friction-stir processing[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2018, 335: 288-305.
- [38] Zhou W W, Mikulova P, Fan Y C, et al. Interfacial reaction induced efficient load transfer in few-layer graphene reinforced Al matrix composites for high-performance conductor[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2019, 167: 93-99.
- [39] Jeon C H, Jeong Y H, Seo J J, et al. Material properties of graphene/aluminum metal matrix composites fabricated by friction stir processing[J]. *International Journal of Precision Engineering and Manufacturing*, 2014, 15(6): 1235-1239.
- [40] Sharma A, Sharma V M, Sahoo B, et al. Effect of multiple micro channel reinforcement filling strategy on Al6061-graphene nanocomposite fabricated through friction stir processing[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2019, 37: 53-70.
- [41] Huang Y, Bazarnik P, Wan D Q, et al. The fabrication of graphene-reinforced Al-based nanocomposites using high-pressure torsion[J]. *Acta Materialia*, 2019, 164: 499-511.
- [42] 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.
- [43] Li J C, Zhang X X, Geng L. Improving graphene distribution and mechanical properties of GNP/Al composites by cold drawing[J]. *Materials & Design*, 2018, 144: 159-168.
- [44] Yang W S, Zhao Q Q, Xin L, et al. Microstructure and mechanical properties of graphene nanoplates reinforced pure Al matrix composites prepared by pressure infiltration method[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 732: 748-758.
- [45] Wu Y H, Zhan K, Yang Z, et al. Graphene oxide/Al composites with enhanced mechanical properties fabricated by simple electrostatic interaction and powder metallurgy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 775: 233-240.
- [46] Dixit S, Mahata A, Mahapatra D R, et al. Multi-layer graphene reinforced aluminum-manufacturing of high strength composite by friction stir alloying[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2018, 136: 63-71.
- [47] Tian Y Z, Zhao L J, Park N, et al. Revealing the deformation mechanisms of Cu-Al alloys with high strength and good ductility [J]. *Acta Materialia*, 2016, 110: 61-72.

## Effect of GNPs Content on Microstructure and Strengthening Mechanism of GNPs/AlSi10Mg Composite Fabricated by Selective Laser Melting

Wu Liyun<sup>1,2,3</sup>, Zhao Zhanyong<sup>2,3\*</sup>, Bai Peikang<sup>2,3</sup>

<sup>1</sup>Department of Mechanical Engineering, Taiyuan Institute of Technology, Taiyuan 030008, Shanxi, China;

<sup>2</sup>School of Materials Science and Engineering, North University of China, Taiyuan 030051, Shanxi, China;

<sup>3</sup>Shanxi Key Laboratory of Controlled Metal Solidification and Precision Manufacturing, Taiyuan 030051, Shanxi, China

### Abstract

**Objective** Compared to conventional material processing techniques, selective laser melting (SLM) technology possesses several advantages, including rapid processing capabilities and the ability to fabricate complex parts. The increasing demand for lightweight aluminum matrix composites has imposed higher requirements on their preparation methods. Graphene has excellent mechanical properties and is an ideal reinforcement material for metal matrix composite. However, the uniform dispersion of graphene into metals remains a challenge, and the strengthening mechanism of graphene nano-platelets (GNPs) in SLM-fabricated GNPs/AlSi10Mg composite materials needs to be explored. This study aims to investigate the effect of varying GNPs mass fraction (0, 0.1%, 0.3%, and 0.5%) on the microstructure and mechanical properties of SLM-fabricated AlSi10Mg composites, to reveal the strengthening mechanism of GNPs-reinforced AlSi10Mg composites.

**Methods** Different types of GNPs/AlSi10Mg composite powders were prepared using a QM-3SP4 ball mill. The ball-milling parameters were set as follows: a ball material ratio of 8:1, speed of 230 r/min, and ball-milling time of 2 h. Different types of GNPs/AlSi10Mg composite materials were prepared using a laser melting forming equipment (AM400, Renishaw, UK). Tensile testing was conducted using a universal tensile-testing machine (SHIMADZU AG-X plus). Sample hardness was measured using a precision automatic turret digital microhardness tester (JMHVS-1000AT type). The crystallographic structure was analyzed using an electron backscatter diffraction (EBSD) equipment, integrated into a JEOL JSM-7800F field-emission scanning electron microscope. The microstructure and phase composition of the composite materials were characterized using X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM), and energy-dispersive spectroscopy (EDS).

**Results and Discussions** EBSD inverse pole figure (IPF) maps of the longitudinal section of the AlSi10Mg alloy and 0.5% GNPs/AlSi10Mg composite show that the addition of graphene does not change the grain orientation but refine the grains (Fig. 4). The EBSD grain boundary misorientation distribution in Fig. 5 indicates that the addition of GNPs increases the number of nucleation sites and hinders grain growth, resulting in an increase in LAGBs inside the melt pool and a decrease in the toughness. The SEM and XRD



results show that the microstructures of the matrix and composite are composed of fine grains, coarse grains, and heat-affected zones. The dark grey color represents the aluminum solid solution phase, while the light grey network structure represents the eutectic silicon phase. Tensile tests show that the ultimate tensile strength of the 0.1%GNPs/AlSi10Mg composite material is  $(383 \pm 4)$  MPa, with an elongation at break of  $8.4\% \pm 0.14\%$ , indicating a good ductility strength. As the amount of GNPs increases, the ultimate tensile strength (UTS) and yield strength (YS) of the GNPs/AlSi10Mg composite materials show a decreasing trend. With an increase in the GNPs content, the fracture morphology of the composite material (Fig. 9) shows a series of small cleavage steps, a river-like pattern, small tearing edge undulations, and plastic fracture characteristics formed by ductile dimples, transitioning towards brittle straight fractures. The strengthening mechanism of the 0.1%GNPs/AlSi10Mg composite material formed by selective laser melting is mainly controlled by the synergistic effect of thermal mismatch and load transfer strengthening. The pinning effect of the GNPs on the dislocations provides additional interfaces that can hinder their movement. In the 0.1%GNPs/AlSi10Mg composite material, the interface bonding between the GNPs and matrix is strong, and the dislocation resistance is high, resulting in the best plasticity and toughness among the composite materials.

**Conclusions** The preferred orientation of the SLM-fabricated AlSi10Mg alloy is  $\langle 100 \rangle$ . The addition of GNPs does not change the preferred orientation of the GNPs/AlSi10Mg composite material, although it reduces the proportion of the large-angle grain boundaries in the composite material. The phase composition of all GNPs/AlSi10Mg composite materials investigated are  $\alpha$ -Al and eutectic silicon phases. As the GNPs content in the composite material increases, the hardness also increased, reaching a maximum of 168 HV. However, an increase in the number of GNPs led to an increase in the number of defects in the composite material. The ultimate tensile strength, yield strength, and elongation of the 0.1%GNPs/AlSi10Mg composite materials are  $(417 \pm 4)$  MPa,  $(254 \pm 5)$  MPa, and  $8.4\% \pm 0.14\%$ , respectively. These values gradually decrease to  $(224 \pm 6)$  MPa,  $(150 \pm 3)$  MPa, and  $4.0\% \pm 0.45\%$ , respectively, for 0.5%GNPs/AlSi10Mg composite material. The strengthening of the 0.1%GNPs/AlSi10Mg composite material is mainly controlled by the synergistic effect of the thermal mismatch and load transfer strengthening.

**Key words** laser technique; selective laser melting (SLM); graphene nano-platelets (GNPs); mechanical behavior; strengthening mechanism