

放电等离子烧结制备石墨烯增强7075铝基复合材料的显微组织与力学性能*

雷 洋¹, 田文明²

(1. 航空工业哈尔滨飞机工业集团有限责任公司, 哈尔滨 150066;

2. 北华航天工业学院, 廊坊 065000)

[摘要] 通过放电等离子烧结(SPS)技术制备了不同石墨烯含量的7075铝合金基复合材料,测试了石墨烯含量对复合材料力学性能的影响。结果表明,铝基复合材料的硬度、压缩强度、屈服强度均随石墨烯的加入而增加,在石墨烯质量分数达到1.0%时获得最大值;石墨烯与金属之间的界面为纯净的冶金结合,石墨烯与金属原子之间为原子扩散连接;SPS烧结过程中未形成有害的 Al_4C_3 相;随着石墨烯含量的进一步增加(达到3.0%~5.0%),铝基复合材料的力学性能反而会随石墨烯的增加而不断恶化,石墨烯含量的持续增加会使石墨烯片层间的团聚愈发严重,这是复合材料力学性能不断恶化的主要原因。

关键词: 石墨烯; 铝基复合材料; 放电等离子烧结(SPS); 力学性能; 显微组织

Microstructure and Mechanical Properties of Graphene-Reinforced 7075 Aluminum Composites Prepared by SPS

LEI Yang¹, TIAN Wenming²

(1. AVIC Harbin Aircraft Industry Group Co., Ltd., Harbin 150066, China;

2. North China Institute of Aerospace Engineering, Langfang 065000, China)

[ABSTRACT] Graphene-reinforced 7075 aluminum alloy composites with different contents of graphene were prepared by spark plasma sintering (SPS). The structure and mechanical properties of the composites were investigated. Testing results showed that the hardness, compressive strength, and yield strength of the composites were improved with the addition of 1.0% graphene. A clean, strong interface was formed between graphene and the metal matrix via metallurgical bonding on the atomic scale. Harmful aluminum carbide (Al_4C_3) was not formed during SPS processing. Further addition of graphene (3.0%–5.0%) deteriorated the mechanical properties of the composites. The agglomeration of graphene plates was exacerbated with increasing graphene content, which was the main reason for this deterioration.

Keywords: Graphene; Aluminum matrix composites; Spark plasma sintering (SPS); Mechanical property; Microstructure

DOI:10.16080/j.issn1671-833x.2019.05.074

Al-Zn-Mg-Cu系铝合金由于其良好的机械性能及较低的密度,被广泛应用于航空航天工业,进一步增强Al-Zn-Mg-Cu系铝合金的力学性能并降低其密度是材料领域的研究热点,通过加入增强相制备铝合金基复合材料是可行方案之一。石墨烯是由 sp^2 杂化的碳原子构成的二维点阵结构,又称寡层石墨,由于其出色的热性能、电性能及机械性能,近年来受到广泛关注^[1]。单层石

墨烯的断裂强度达到了130GPa,杨氏模量为1TPa,而其密度仅为 $1.06g/cm^3$,比表面积巨大,能够成为优秀的金属基复合材料增强相^[2]。至今,研究者们已成功制备了多种石墨烯增强的金属基复合材料,相对于基材,机械性能得到了显著提升^[2-7]。

但石墨烯与金属材料间的物理、化学性质差别很大,二者的界面润湿能力很差,造成较差的相容性和很弱的界面结合力,往往会恶化复合材料的力学性能^[2-4,6]。石

* 基金项目: 北华航天工业学院博士科研启动项目(BKY-2018-10)。

石墨烯片层在金属基体中的均匀分布是金属基复合材料获得良好性能的首要因素。传统的石墨烯增强金属基复合材料的制备方法,如搅拌铸造等难以解决这个问题,研究者们通常采用机械合金化的方法(如高能球磨)来提高石墨烯在金属基体中的均匀分散性^[2-5],机械合金化后对混合粉末进行压实和烧结,但是烧结后的复材中微观孔隙总是难以避免,因此烧结后通常要进行热挤出加工,以便提高金属基复合材料的致密程度^[4-7],但该类制备方法制备周期很长成本很高,此外球磨过程中会增加石墨烯片层上的缺陷密度,在高温高压烧结过程中会促进有害金属碳化物的生成并恶化复合材料的力学性能^[2-8]。

放电等离子烧结(Spark Plasma Sintering, SPS)技术提供了一种快速、低温度、低压力、高质量的金属基复合材料制备方法^[9-11],但是截至目前使用SPS烧结技术制备石墨烯增强金属基复合材料的研究还较少。本研究采用液相超声混合法预混合石墨烯和金属粉末,并采用SPS技术烧结了石墨烯增强的7075铝合金基复合材料,同时研究了石墨烯含量对铝基复合材料力学性能的影响。

1 试验及方法

1.1 原料及复材制备

采用直径10 μm 的7075铝合金粉末作为基体材料,由氧化石墨烯通过肼还原得到的石墨烯作为增强体。烧结成的材料中石墨烯的质量分数分别为0、1.0%、3.0%及5.0%,按照上述质量比将石墨烯粉末(片层)与7075铝合金粉末混合,加入丙酮并放入超声水浴中进行液相超声混合2h,混合好的粉末在50 $^{\circ}\text{C}$ 温度下进行真空干燥12h。将干燥好的混合粉末装入内径15mm的圆柱形石墨模具中进行SPS烧结,烧结模式选择自动,烧结温度为450 $^{\circ}\text{C}$,保温时间为2min,烧结时施加60MPa的轴向压力,升温速率为50 $^{\circ}\text{C}/\text{min}$,烧结后自然冷却,烧结及冷却过程均处于真空环境中。

1.2 测试表征

维氏硬度测试采用300g的加载重量,10s的保压时间;烧结后的铝基复合材料圆柱采用线切割加工成尺寸为 $\phi 4 \times 10\text{mm}$ 的圆柱进行恒应变压缩测试,压缩速率为0.3mm/s;X射线衍射(X-Ray Diffraction, XRD)分析用于确定烧结后复合材料的相组成,2 θ 角测试范围为20 $^{\circ}$ ~90 $^{\circ}$,扫描步进为0.02 $^{\circ}$,采用Cu靶K α 放射源;采用波长为633nm的激光进行拉曼光谱测试;扫描电镜(Scanning Electron Microscope, SEM)测试选用电子背散射(Backscattered Electron Images, BEI)模式,电子加速电压为25kV;使用透射电镜(Transmission Electron

Microscopy, TEM)观察铝合金基体与石墨烯增强体之间的界面,电子加速电压为200kV。

2 结果分析与讨论

2.1 复合材料的拉曼光谱

含有不同质量分数(1.0%、3.0%、5.0%)石墨烯的复合材料及纯石墨烯的拉曼光谱如图1所示,所有图谱均显示出了寡层石墨烯的特征峰:D峰、G峰及2D峰^[12]。拉曼光谱特征峰的强度随复合材料中石墨烯含量的增加而增强,在纯石墨烯上获得最大值。纯石墨烯的G峰在1573 cm^{-1} ,相对于纯石墨烯,烧结后复材的G峰均存在明显的红移,而且随复材基体中石墨烯含量的增加G峰的红移会更严重(复材中石墨烯含量为1.0%时G峰在1586 cm^{-1} ,为3.0%时G峰在1598 cm^{-1} ,为5.0%时G峰在1610 cm^{-1})。这表明随复材基体中石墨烯含量的增加,石墨烯片层与铝基体界面上的电子相互作用(电连接特性)变弱了,石墨烯片层间产生了更多的偏聚和团聚,并且团聚程度随石墨烯含量的增加而加重^[1,13-14],由于团聚的石墨烯片层被烧结在一起后,其界面间的结合力很弱,因此石墨烯片层间的偏聚团聚对复合材料的力学性能是有害的。

拉曼光谱D峰与G峰的强度比值(I_D/I_G)可用于表征石墨烯片层上无序结构及缺陷的密度^[7-8]。对于石墨烯质量分数分别为1.0%、3.0%和5.0%的铝基复合材料,其 I_D/I_G 值分别为1.387、1.457和1.599,表明 I_D/I_G 值会随复合材料基体中石墨烯含量的增加而增加。不断增大的 I_D/I_G 值主要来源于石墨烯片层上不断增加的无序结构和缺陷数量,以及石墨烯向普通石墨的转变^[1,3,6]。2D峰与G峰的强度比值(I_{2D}/I_G)同样能够表征复合材料中石墨烯增强体上缺陷的密度^[14]。 I_{2D}/I_G 值随复合

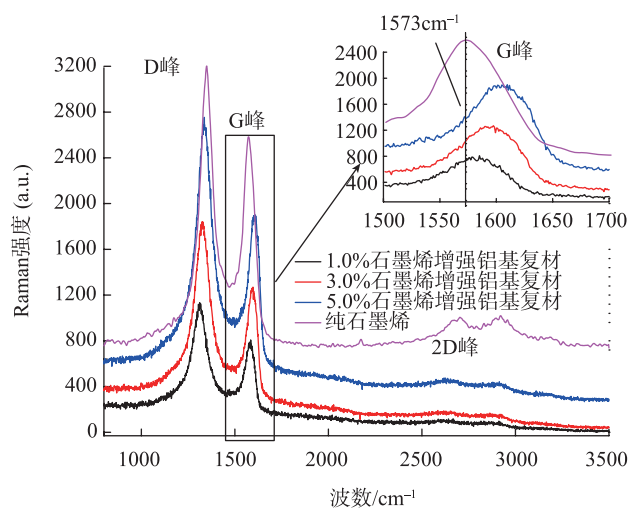


图1 石墨烯增强铝基复合材料及纯石墨烯的拉曼光谱

Fig.1 Raman spectra of sintered composites and pure graphene

材料中石墨烯含量的增加而减小(石墨烯含量 1.0% 时为 0.164, 石墨烯含量为 3.0% 时为 0.150, 石墨烯含量为 5.0% 时为 0.147), 这同样表明随复材中石墨烯含量的增加, 石墨烯片层上的缺陷密度也是增加的, 这主要是由于偏聚团聚的石墨烯经过烧结后存在大量的弱界面及薄弱点, 这些部位含有大量微裂纹、孔隙、无序结构及晶格缺陷^[15]。拉曼光谱测试表明, 随着复合材料中石墨烯含量的增加, 石墨烯片层间的团聚偏聚会变得更加严重, 促使增强体片层上产生了更多的缺陷, 烧结过程中偏聚的石墨烯也会转变为普通石墨, 同时生成更多的有害金属碳化物, 对铝合金基复合材料的力学性能十分不利。

2.2 复合材料的力学性能

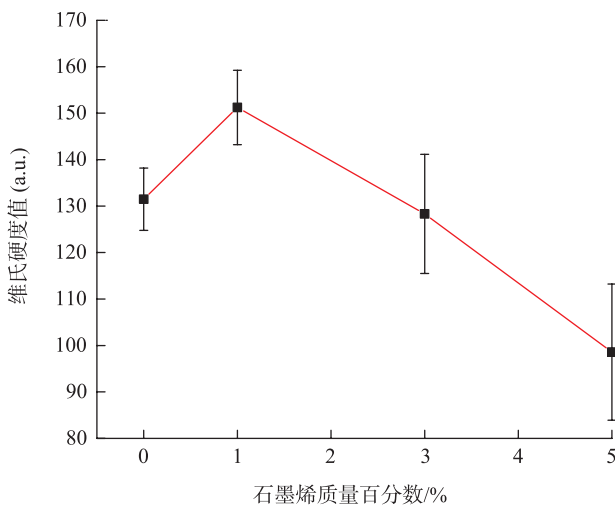
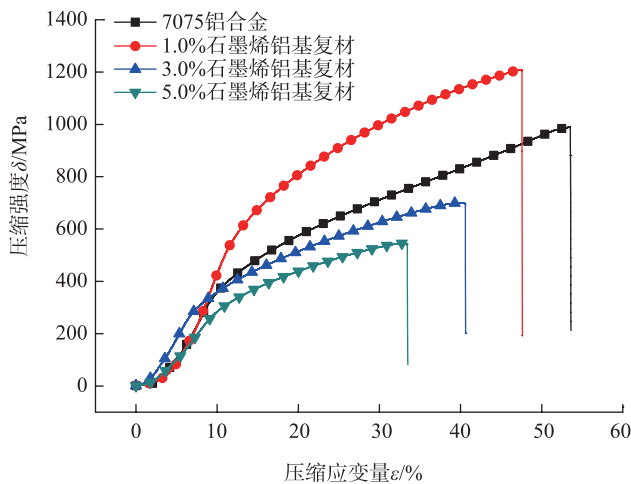


图2 不同石墨烯含量的铝基复合材料的维氏硬度

Fig.2 Vickers hardness of sintered composites with different graphene contents

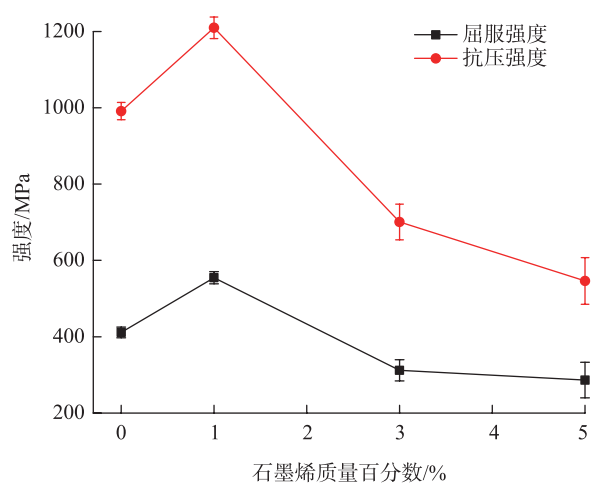


(a) SPS 烧结材料压缩测试曲线

图 2 是 SPS 烧结成的纯 7075 铝合金及复合材料的维氏硬度 (HV) 值, 由图 2 可知, 纯 7075 铝合金的 HV 值为 131.5, 含有 1.0% 石墨烯时复合材料的 HV 达到了 151.2, 但随着石墨烯添加量的增加, 材料的 HV 反而会下降, 含 3.0% 石墨烯时为 128.3, 含 5.0% 石墨烯时材料的 HV 仅为 98.6, 已低于纯铝合金的硬度值。

复合材料及纯 7075 铝合金的压缩强度测试结果如图 3 所示。相对于纯 7075 铝合金, 含有 1.0% 石墨烯时, 复合材料的强度明显增加, 屈服强度增加了 34.9%, 抗压强度增加了 22.1%。复合材料强度的提高首先归因于石墨烯本身极高的强度; 其次是石墨烯片层在合金基体中的均匀分布; 同时, 像其他增强体如 AlN、B₄C、SiC 及碳纳米管一样, 石墨烯也能通过晶界钉扎作用防止晶粒长大^[16-20]; 石墨烯与铝合金基体间纯净有力的界面连接也是复合材料强度提高的重要因素。此外, 合金基体中的石墨烯片层也会阻碍位错和空位的移动, 因此相对于纯合金, 含 1.0% 石墨烯的复合材料的压缩应变变量会有微弱下降。当石墨烯的质量分数达到 3.0% 及 5.0% 时, 复合材料的压缩强度及压缩应变变量均会明显下降, 且石墨烯的含量越高, 力学性能恶化越严重, 由前文中的拉曼光谱分析可知, 性能恶化主要来源于石墨烯片层间的团聚偏聚, 由于石墨烯的密度很低, 较低的质量分数就能产生很大的体积分数, 再加上 7075 铝合金粉末的尺寸较大 (10 μ m 直径), 当石墨烯的质量分数较高时 (达到或超过 3.0%), 石墨烯片层在复材基体中的团聚偏聚将不可避免。

很多研究^[3,6,8]都采用拉曼光谱测试证实了向金属基体中加入过多的石墨烯会产生严重的片层间团聚偏聚, 并恶化材料的力学性能。由于单片石墨烯片层上存



(b) SPS 烧结材料压缩测试结果

图3 SPS 烧结材料的压缩测试曲线及结果

Fig.3 Typical compressive strength curves and correlative test results

在较多的褶皱(石墨烯的特性之一),因此团聚的石墨烯片层间存在较多的孔隙和裂纹,界面结合力很弱,这是造成金属基复合材料力学性能下降的主要原因^[3-6];此外,经过SPS烧结,很多偏聚的石墨烯会转变为石墨,失去优秀的力学性能,这也是造成复合材料机械性能下降的一个因素。

对于金属材料中最佳的石墨烯添加量,不同的研究者有不同的结论。Li^[4]认为在铝合金中最佳的石墨烯添加量的质量百分数为0.5%;Bustamante^[3]则发现铝合金的硬度随基体中石墨烯含量的增加而增大,当质量百分数达到1.0%时,材料的硬度值最大;Dutkiewicz^[8]发现向纯铜中加入质量分数为1.0%的石墨烯,会使纯铜的硬度提高50%而电阻率下降30%,但进一步增加石墨烯的含量(超过2%),会使石墨烯片层的厚度增加到十几至几百nm,此时石墨烯片层间发生了严重的团聚偏聚,达到如此厚度的石墨烯已经转变为普通石墨,失去了出色的性能。金属中最佳的石墨烯添加量取决于金属基复合材料的制备工艺、金属粉末的粒径以及金属

基材的种类。针对10 μm 直径的金属粉末, Li^[4]通过理论计算得出铝合金中最佳的石墨烯理论添加量为质量分数4.0%,此时石墨烯片恰好均匀分布在晶界处,对每个金属粉末形成了完美包覆,但实际添加量很少能够超过1.0%而不引起基材力学性能下降,理论与实际的差异主要来源于以下几点:石墨烯不会完全均匀地分布在晶界(金属粉末的外表面)部位,总是或多或少存在偏聚;金属粉末的尺寸并不是均一的,形状也不都是规则的球形,这些都会造成理论计算的偏差。

2.3 复合材料的微观结构

复合材料(含1.0%石墨烯)的SEM电子背散射图像及相应的能谱线扫描结果如图4所示。石墨烯片层能均匀分布于金属基体中,表明液相超声混合及SPS烧结能获得均匀的增强相分布,这对金属基复合材料力学性能的提高非常有利。能谱(EDS)测试也表明图4中黑色的相均为石墨烯,C及Al元素的分布曲线也非常平滑,说明石墨烯与金属之间经过SPS烧结后形成了高质量、结合良好的界面,这对复合材料性能的提高也是

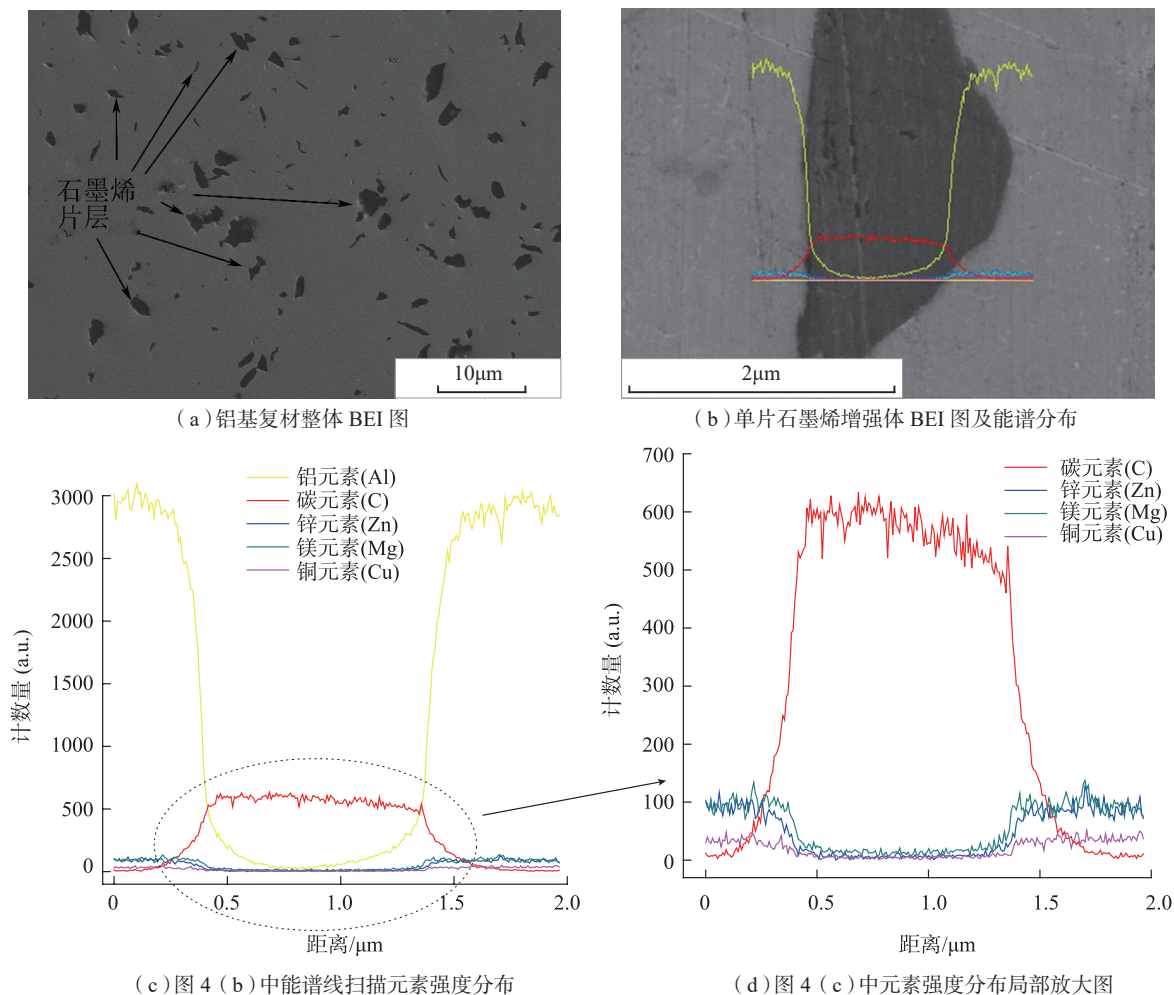


图4 含1.0%石墨烯的铝基复合材料的BEI图像及能谱线扫描结果
Fig.4 BEI images and EDS line scan results of 1.0 % graphene composites

有利的。

为了研究烧结后石墨烯与铝合金基体间的结合界面,采用TEM对复合材料进行观察。图5的TEM明场相图片就显示石墨烯与金属基体间的界面上不存在裂纹、孔隙及分层,界面区域C与Al元素是平滑过渡的,说明SPS烧结促使石墨烯与铝合金间形成了纯净的界面,C原子与Al原子互相嵌入对方的晶格当中,形成了强有力的冶金结合,能够有效地将基体上的载荷传递到增强相上,从而提高了复合材料的强度、硬度。其他研究者^[1-4,7]采用TEM观察到了类似的高质量的石墨烯/金属结合界面。此外,单片石墨烯增强体(图5(a)为含1.0%石墨烯的复材)的厚度也小于重叠的石墨烯片层(图5(b)为含3.0%石墨烯的复材),这也说明随石墨烯含量的增加,石墨烯片层间会发生团聚,增大了复合材料中石墨烯片层的厚度,而石墨烯的团聚偏聚对复合材料的力学性能是有害的。

2.4 复合材料的XRD测试结果

在石墨烯或碳纳米管增强的铝基复合材料中,Al₄C₃相的生成往往难以避免。Al₄C₃的热力学生成倾向很大,作为脆化相对金属基复合材料的力学性能危害较大,它的生成与复合材料的烧结(制备)温度密切相关,在高于500℃时,往往难以避免^[2,4,7]。Al₄C₃极易在石墨烯或碳纳米管的缺陷部位形成,因为缺陷部位的表面自由能较高^[4],会促进金属碳化物的生成;而在没有

缺陷的碳纳米管或石墨烯上,即使在很高的温度下(熔融铝液中),Al₄C₃也不会生成。

图6是纯7075铝合金及含有不同质量分数石墨烯的复合材料的XRD测试结果,所有材料的XRD图谱中均不存在Al₄C₃的特征峰,说明SPS烧结后的材料中不存在Al₄C₃,其他种类的金属碳化物也没有生成,即使是石墨烯的含量达到了3.0%以上,石墨的特征峰已经出现在XRD图谱中,烧结成的复合材料中依然没有生成有害的Al₄C₃相,这主要归功于SPS烧结温度较低(450℃),同时,粉末混合过程中未采用高能球磨的混合方式,石墨烯片层上不存在高密度的缺陷,限制了Al₄C₃的生成。由于含有3.0%和5.0%石墨烯的复合材料中均存在明显的石墨特征峰,XRD测试再次证明了团聚偏聚的石墨烯经过SPS烧结会转变为普通石墨。SPS烧结具有特殊的表面清洁功能^[9-11],烧结过程中的放电活化不但去除了石墨烯片层上的含氧基团及各类缺陷,也能有效清除铝合金粉末表面的氧化膜及吸附的各类污染物,结合特有的电阻热效应,使SPS能够制备具有高强度洁净界面,同时不含Al₄C₃的石墨烯增强的铝基复合材料。

在本研究中,金属粉末及石墨烯片层的尺寸都是较大的(μm尺度),如果铝合金粉末及石墨烯片层的(二维)尺寸均减小到nm尺度,石墨烯的最终添加量、均匀分散性及复合材料最终的力学性能均会进一步提高。

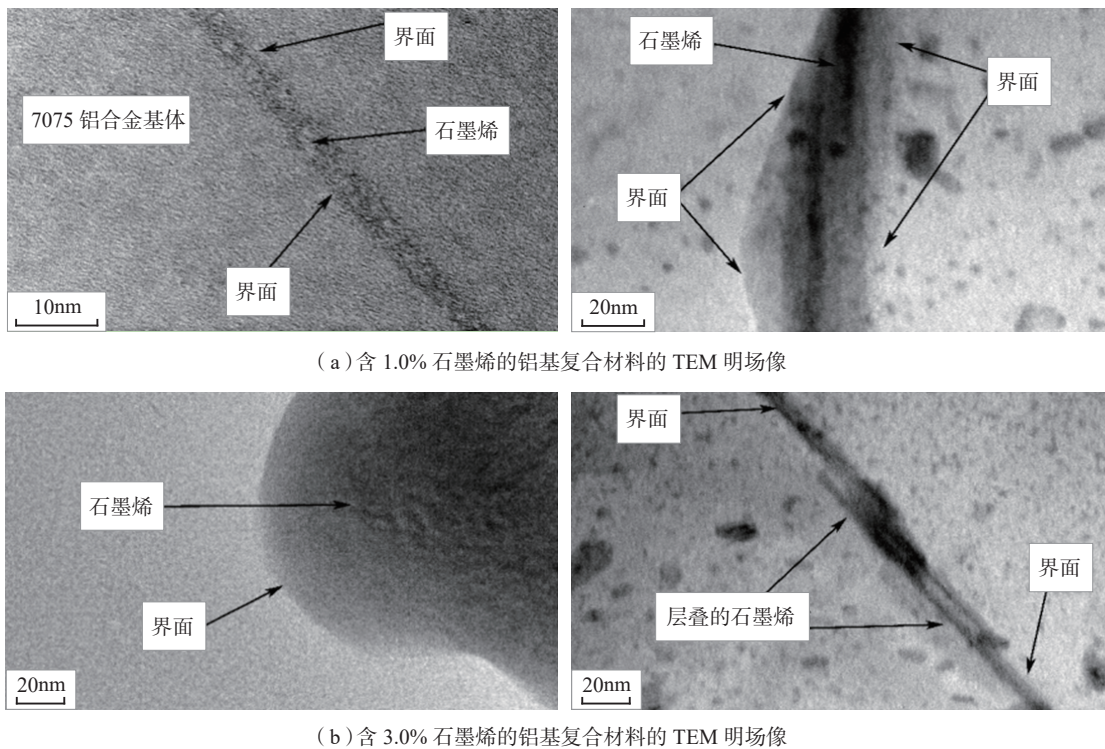


图5 石墨烯增强铝基复合材料的TEM明场像

Fig.5 Bright field TEM images of graphene-reinforced aluminum composites

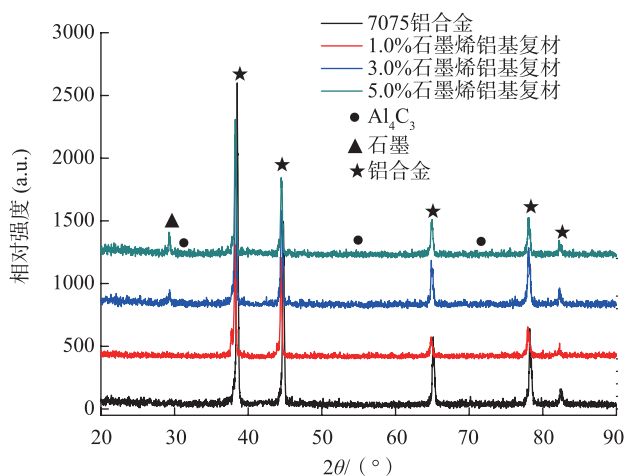


图6 SPS烧结7075铝合金及石墨烯增强铝基复合材的XRD测试结果

Fig.6 X-ray diffraction spectra of 7075 aluminum alloy and graphene-reinforced aluminum composites

此外,相对某些研究^[2,4],本研究中石墨烯的添加量相对较高,但由于SPS技术优秀的烧结原理及全致密的成型能力,本研究中制备的复合材料依然获得了比纯7075铝合金更优秀的力学性能。

3 结论

SPS烧结技术用于制备石墨烯增强的7075铝合金基复合材料,石墨烯与铝合金基体间通过原子尺度的冶金结合形成了纯净有力的结合界面,有利于提高复合材料的力学性能,这主要归因于SPS特有的表面清洁作用及电化学活化作用。SPS烧结温度较低,复合材料中均未生成有害的 Al_4C_3 脆化相。相对于纯7075铝合金,当石墨烯的质量分数达到1.0%时,复合材料的硬度、屈服强度、抗压强度均会显著增加;但进一步增加石墨烯的含量,使其质量分数达到3.0%及5.0%时,由于片层间越发严重的偏聚团聚,复合材料的力学性能会显著下降。SPS烧结技术能够高效地制备高质量的石墨烯增强金属基复合材料。

参考文献

- [1] TANG Y, YANG X, WANG R, et al. Enhancement of the mechanical properties of graphene-copper composites with graphene-nickel hybrids[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 599: 247–254.
- [2] BARTOLUCCI S F, PARAS J, RAFIEE M A, et al. Graphene-aluminum nanocomposites[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 528(27): 7933–7937.
- [3] PEREZ-BUSTAMANTE R, BOLANOS-MORALES D,

BONILLA-MARTINEZ J, et al. Microstructural and hardness behavior of graphene-nanoplatelets/aluminum composites synthesized by mechanical alloying[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2014, 615: 578–582.

[4] 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.

[5] RASHAD M, PAN F, TANG A, et al. Synergetic effect of graphene-nanoplatelets (GNPs) and multi-walled carbon nanotube (MW-CNTs) on mechanical properties of pure magnesium[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2014, 603: 111–118.

[6] JEON C, JEONG Y, SEO 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.

[7] LEE B, KOO M Y, JIN S H, et al. Simultaneous strengthening and toughening of reduced graphene oxide/alumina composites fabricated by molecular-level mixing process[J]. *Carbon*, 2014, 78: 212–219.

[8] DUTKIEWICZ J, OZGA P, MAZIARA W, et al. Microstructure and properties of bulk copper matrix composites strengthened with various kinds of graphene-nanoplatelets[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 628: 124–134.

[9] 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.

[10] 李国辉, 刘勇, 国秀花, 等. 放电等离子烧结制备 TiB_2/Cu 复合材料的组织和性能[J]. *材料热处理学报*, 2017, 38(5): 13–18.

LI Guohui, LIU Yong, GUO Xiuhua, et al. Microstructure and properties of TiB_2/Cu composites prepared by spark plasma sintering[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2017, 38(5): 13–18.

[11] 汤迁, 武世文, 赵炜康, 等. SPS温度对铜/镍粉/304不锈钢接头组织与剪切强度的影响[J]. *航空制造技术*, 2017, 60(12): 38–42, 56.

TANG Qian, WU Shiwen, ZHAO Weikang, et al. Influence of SPS temperature on microstructure and shear strength of copper/nickel powder/304 stainless steel joints[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2017, 60(12): 38–42, 56.

[12] BALANDIN A A, GHOSH S, BAO W, et al. Superior thermal conductivity of single-layer graphene[J]. *Nano Letters*, 2008, 8(3): 902–907.

[13] BASTWROS M, KIM G, ZHU C, et al. Effect of ball milling on graphene reinforced Al6061 composite fabricated by semi-solid sintering[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2014, 60: 111–118.

[14] FATTAHI M, GHOLAMI A R, EYNALVANDPOUR A, et al. Improved microstructure and mechanical properties in gas tungsten arc welded aluminum joints by using graphene nanosheets/aluminum composite filler wires[J]. *Micron*, 2014, 64: 20–27.

(下转第87页)

参 考 文 献

- [1] QI Z W, CONG B Q. Microstructure and mechanical properties of double-wire + arc additively manufactured Al-Cu-Mg alloys[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 255: 347-353.
- [2] 黄丹, 朱志华, 耿海滨, 等. 5A06 铝合金 TIG 丝材-电弧增材制造工艺[J]. *材料工程*, 2017, 45(3): 66-72.
- HUANG Dan, ZHU Zhihua, GENG Haibin, et al. TIG wire and arc additive manufacturing of 5A06 aluminum alloy[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2017, 45(3): 66-72.
- [3] WANG H, JIANG W, OUYANG J H, et al. Rapid prototyping of 4043 Al-alloy parts by VP-GTAW[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 148(1): 93-102.
- [4] OUYANG J H, WANG H, KOVACEVIC R. Rapid prototyping of 5356-aluminum alloy based on variable polarity gas tungsten arc welding: Process control and microstructure[J]. *Materials & Manufacturing Processes*, 2002, 17(1): 103-124.
- [5] 张新明, 刘胜胆. 航空铝合金及其材料加工[J]. *中国材料进展*, 2013, 32(1): 39-55.
- ZHANG Xinming, LIU Shengdan. Aeronautical aluminum alloy and processing[J]. *Materials China*, 2013, 32(1): 39-55.
- [6] 杨守杰, 戴圣龙. 航空铝合金的发展回顾与展望[J]. *材料导报*, 2005, 19(2): 76-80.
- YANG Shoujie, DAI Shenglong. Review and prospect of the development of aeronautical aluminum alloy[J]. *Materials Review*, 2005, 19(2): 76-80.
- [7] ZHONG H, ROMETSCH P, ESTRIN Y. Effect of alloy composition and heat treatment on mechanical performance of 6xxx aluminum alloys[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(7): 2174-2178.
- [8] ZHANG J, FAN Z, WANG Y Q, et al. Equilibrium pseudobinary Al-Mg₂Si phase diagram[J]. *Materials Science & Technology*, 2001, 17(5): 494-496.
- [9] GARRETT R P, LIN J, DEAN T A. An investigation of the effects of solution heat treatment on mechanical properties for AA 6xxx alloys: experimentation and modelling[J]. *International Journal of Plasticity*, 2005, 21(8): 1640-1657.
- [10] 张国鹏. 热处理工艺对新型 6XXX 系铝合金组织与性能的影响[D]. 长沙: 中南大学, 2010.
- ZHANG Guopeng. Influence of heat treatment on microstructure and property of new type 6XXX series aluminum alloy[D]. Changsha: Central South University, 2010.
- [11] 刘文静, 钟利萍. 6XXX 铝合金热处理工艺的研究概况[J]. *材料导报: 纳米与新材料辑*, 2012(1): 137-140.
- LIU Wenjing, ZHONG Liping. Status of heat treatment process for 6XXX series aluminum alloys[J]. *Materials Review: Nanomaterials and New Materials*, 2012(1): 137-140.
- [12] 张宏辉, 李旭, 项胜前, 等. 6XXX 系变形铝合金的合金化原理和生产应用[J]. *轻合金加工技术*, 2012, 40(3): 12-17.
- ZHANG Honghui, LI Xu, XIANG Shengqian, et al. Alloying principle and its application in production of 6XXX series wrought aluminum alloy[J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2012, 40(3): 12-17.
- [13] 李念奎. 铝合金材料及其热处理技术[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2012.
- LI Niankui. Aluminum alloys and heat treatment[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2012.
- 通讯作者: 从保强, 博士, 副教授, 研究方向为高效焊接与电弧增材制造, E-mail: cong bq@buaa.edu.cn.
- (责编 铃兰)
-
- (上接第 79 页)
- [15] CHEN L Y, KONISHI H, FEHRENBACHER A, et al. Novel nanoprocessing route for bulk graphene nanoplatelets reinforced metal matrix nanocomposites[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 67(1): 29-32.
- [16] 李勋, 柏帆, 付余, 等. 高体积比铝基 SiC 复合材料的铣磨试验研究[J]. *航空制造技术*, 2017, 60(1/2): 24-28.
- LI Xun, BAI Fan, FU Yu, et al. Experimental study on mill-grinding of high volume fraction SiC_p/Al metal matrix composites[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2017, 60(1/2): 24-28.
- [17] 聂俊辉, 樊建中, 魏少华, 等. 航空用粉末冶金颗粒增强铝基复合材料研制及应用[J]. *航空制造技术*, 2017, 60(16): 26-36.
- NIE Junhui, FAN Jianzhong, WEI Shaohua, et al. Research and application of powder metallurgy particle reinforced aluminum matrix composite used in aviation[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2017, 60(16): 26-36.
- [18] 张冰玉, 王岭, 焦健, 等. 界面层对 SiC_p/SiC 复合材料力学性能及氧化行为的影响[J]. *航空制造技术*, 2017, 60(12): 78-83.
- ZHANG Bingyu, WANG Ling, JIAO Jian, et al. Effect of interface on mechanical property and oxidation behavior of SiC_p/SiC composites[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2017, 60(12): 78-83.
- [19] 张文毓. 铝基复合材料国内外技术水平及应用状况[J]. *航空制造技术*, 2015, 58(3): 82-85.
- ZHANG Wenyu. Domestic and foreign technical level and application condition of aluminum matrix composites[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2015, 58(3): 82-85.
- [20] 张冀, 陈金梅, 冉申, 等. 碳化硅增强金属基复合材料的新型制备工艺[J]. *航空制造技术*, 2014, 57(6): 109-112.
- ZHANG Ji, CHEN Jinmei, RAN Shen, et al. New preparation technology of silicon carbide particles reinforced metal matrix composites[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2014, 57(6): 109-112.
- 通讯作者: 田文明, 博士, 副教授, 研究方向为金属材料、粉末冶金、金属基复合材料, E-mail: tianwenming.dhr@163.com.
- (责编 铃兰)