

# 高能球磨法制备的 CNTs/Al-5%Mg 复合材料的力学性能及断裂特性

Mechanical Properties and Fracture Feature of  
CNTs/Al-5%Mg Composite Prepared by  
High-energy Ball Milling

陈亚光,蔡晓兰,王开军,胡 翠,孙鸿鹏,乐 刚  
(昆明理工大学 冶金与能源工程学院,昆明 650093)

CHEN Ya-guang, CAI Xiao-lan, WANG Kai-jun,

HU Cui, SUN Hong-peng, LE Gang

(Faculty of Metallurgical and Energy Engineering, Kunming  
University of Science and Technology, Kunming 650093, China)

**摘要:** 采用高能球磨法制备了不同质量分数碳纳米管(CNTs)与 Al-5%Mg(质量分数)粉末的复合粉末,用热压烧结工艺制备了 CNTs/Al-5%Mg 复合材料。结果表明:高能球磨法可以将 CNTs 均匀的分散到基体中,并与其产生良好结合;CNTs 具有细化复合粉末晶粒尺寸的作用,当 CNTs 含量为 3%时,复合粉末的平均晶粒尺寸达到最小值为 63.6nm,继续增加 CNTs 的含量,复合粉末平均晶粒尺寸增大;当 CNTs 含量为 2%时,复合材料的抗拉强度和硬度达到最大值,与基体材料相比分别提高了 42.39%和 36.5%;CNTs/Al-5%Mg 复合材料的强化机制为细晶强化和载荷传递。

**关键词:** 高能球磨;铝基复合材料;碳纳米管;断口;强化机理

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2014.11.010

**中图分类号:** TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2014)11-0055-07

**Abstract:** The composite powders of carbon nanotubes(CNTs) and Al-5%Mg(mass fraction) were fabricated by high-energy ball milling and hot-pressing sintering were used to consolidate the ball-milled composite powders with different CNTs contents. The results show that a certain mass of CNTs can be homogeneously dispersed in the matrix through the high-energy ball milling, the most of CNTs are embedded in the Al matrix and the CNTs have a close bonding with the Al matrix. In addition, the CNTs can play the role of grain refining. When the CNTs content is increased to 3 %, the average grain size of the composite powder reaches the minimum value 63.6nm and then the CNTs content is further increased, the average grain size of the composite powder grows big. When the CNTs content reaches 2 %, tensile strength and hardness of the composites reaches the maximum value, up to 42.39% in tensile strength and 36.5% in hardness, compared to the matrix. Fine grain strengthening and load transfer are proved to be the strengthening mechanism of the CNTs/Al composite.

**Key words:** high-energy ball milling; Al matrix composite; carbon nanotubes(CNTs); fracture; mechanism

碳纳米管(CNTs)是一种结构中空的纳米材料,具有密度小、强度高、长径比大、比表面积大、高温稳定而不易与金属发生反应、电导率和热导率高、热膨胀系数低、耐强酸强碱和高温氧化等特性<sup>[1]</sup>。自从碳纳米管被发现以来<sup>[2]</sup>,就以独特的性能和结构受到国内外各领域学者关注<sup>[3,4]</sup>,由于 CNTs 的体积远小于常规碳纤维,因此,与金属基体复合时,不会破坏基体的连

续性,且可用较小的体积掺入量就能达到常规碳纤维复合材料的性能,被认为是理想的纳米晶须增强增韧材料,被称为纤维类强化相的终极形式。近年来,以 CNTs 作为增强体增强聚合物<sup>[5,6]</sup>、陶瓷<sup>[7,8]</sup>、金属<sup>[9-13]</sup>等基体复合材料的研究已成为热点。在金属基体中铝及铝合金具有较低的密度、高的比强度和比模量、良好的耐蚀性和加工性能等优点,被认为

是理想的轻质高强度金属基复合材料,在航空航天及汽车工业有广阔的应用前景<sup>[14]</sup>。

目前,CNTs 增强金属基复合材料的效果和理论预测还有一定差距,主要原因是还没有找到合适的方法将 CNTs 均匀地分布在金属基体中,并且有效控制热成型过程中脆性相  $Al_4C_3$  的生成。Kang 等<sup>[15]</sup>采用热喷射共沉积成型的方法制备 CNTs/Al 基复合材料,在 CNTs 表明的缺陷处产生了  $Al_4C_3$ ,恶化了复合材料的性能。Liu 等<sup>[16]</sup>采用搅拌摩擦加工技术制备了 CNTs/Al 复合材料,随着 CNTs 的含量的增加复合材料抗拉强度有所提高,延伸率明显降低。钟蓉等<sup>[17]</sup>将制备的 CNTs 和 Al 粉在酒精中混合并超声分散,干燥后热压成型,制备的复合材料性能有所提高,但是该混合工艺对 CNTs 的分散效果有限。研究发现,传统的球磨混料工艺输出能量较低,不能打开 CNTs 的团聚,而采用行星球磨机对 CNTs 和 Al 进行混合,有一定的分散效果<sup>[18,19]</sup>。相比于行星球磨机,卧式搅拌高能球磨机的输出能量和球磨效率更高,更有利于 CNTs 在基体中的分散。目前,关于星型球磨法分散 CNTs 的研究已有报道,而采用卧式搅拌高能球磨制备复合材料的研究鲜有报道。

在本研究中,采用卧式搅拌高能球磨工艺制备了不同质量分数的 CNTs/Al-5% Mg(质量分数,下同)复合材料,并对 CNTs 在复合粉末和复合材料中的形貌和分布进行了分析,阐明了球磨过程中 CNTs 的分散机制和影响因素。测试了复合材料的室温力学性能,观察分析了复合材料的断口形貌,深入讨论了复合材料的断裂机理及 CNTs 的强化机制。

## 1 实验方法

实验选用以平均粒径  $45\mu\text{m}$  的 Al-5% Mg 合金粉末为复合材料基体,平均直径  $40\sim 60\text{nm}$ 、平均长度  $5\sim 15\mu\text{m}$ 、纯度大于 97% 的碳氢化合物高温催化分解生成的多壁碳纳米管为增强体。

CNTs 的纯化:将原始的 CNTs 放入 250mL 的烧杯中,加入 100mL 体积分数为 65% 的浓  $\text{HNO}_3$  溶液,加热至  $110^\circ\text{C}$  回流 4h 静置,然后去除溶液上层酸液,用去离子水稀释并抽滤,直到中性,最后放入  $60^\circ\text{C}$  干燥箱内干燥。高能球磨法制备复合粉体:将纯化后的 CNTs 与 Al-5% Mg 合金粉末混合,CNTs 的掺杂量分别为:0%,0.5%,1%,2%,3%,5%,将混合粉末放入容积为 2L 的卧式搅拌高能球磨机中,并加入 1% 过程控制剂,球磨气氛为氩气,球磨介质为不锈钢钢球,球料比为 25:1,球磨时间为 90min。复合材料的制备:

将 CNTs/Al-5% Mg 复合粉末装入石墨模具中,在 ZTY-40-20 型真空热压机上压制烧结,热压温度为  $490^\circ\text{C}$ ,保压时间 60min,压力 100MPa。

采用 RISE-2000 激光粒度仪测定复合粉末的平均粒度,利用场发射扫描电镜观察纯化前后 CNTs 的分散状态、球磨后 CNTs 在复合粉末中的分布状态以及复合材料的断口形貌。在万能材料试验机上测试了复合材料的室温拉伸性能,拉伸试样的标距为 20mm,十字头的移动速率  $0.5\text{mm}/\text{min}$ ,硬度在 HB-3000 型布氏硬度计上测定。

## 2 结果与讨论

### 2.1 纯化处理对 CNTs 分散性的影响

采用 CVD 法制备的 CNTs,所得到的产物中往往含有其他杂质颗粒,主要有催化剂粒子(Fe, Co, Ni),无定形碳,含有五元环、七元环的碳纳米小颗粒等杂质。这些杂质的存在不利于 CNTs 在基体中均匀的分散,削弱晶体界面强度,从而影响复合材料的相关性能。此外,CNTs 的表面能比较大,在范德瓦耳力的作用下容易团聚在一起,并且 CNTs 的表面张力的临界值为  $100\sim 200\text{mN}/\text{m}$ ,远远低于大多数的金属表面张力,与金属的润湿性极差。因此,用 CNTs 作为复合材料增强体,对 CNTs 进行纯化及分散处理是很有必要的。目前常用的纯化处理方法是浓酸纯化法,浓酸纯化处理是利用 CNTs 耐强酸、强碱的腐蚀的特性,而其他杂质在浓酸强烈的氧化作用下被熔化解,从而达到了净化 CNTs 的目的。图 1 为 CNTs 纯化前后的 SEM 及 EDS 图,从图 1(a-1)可知由于原始的 CNTs 长度由于长径比大,很容易团聚缠绕在一起,不利于 CNTs 在金属基体中的分散。通过 EDS 能谱分析可以发现在团聚物内还存在着大量的杂质原子(图 1(a-2))。图 1(b-1)为浓  $\text{HNO}_3$  回流处理后的 CNTs 形貌,经观察可以发现团聚物已基本消失,CNTs 的表面比较干净,可以清楚地看到单根的碳纳米管。从图 1(b-2)的 EDS 能谱图上仅可以看到碳和氧原子的存在,其他杂质原子已经基本除掉。以上说明浓  $\text{HNO}_3$  纯化处理可以有效地提纯 CNTs,有助于 CNTs 与基体的结合及在金属基体中的均匀分散。

### 2.2 CNTs 与合金粉体的混合状况

图 2 为不同 CNTs 掺杂量的粉末球磨 90min 后的粒度分布图。从图 2 中可以看出,随着 CNTs 掺杂量的增加,粒度峰值逐渐向左偏移,粉末的平均粒度逐渐减小,在 Pérez-Bustamante<sup>[20]</sup>的研究中也有类似的现

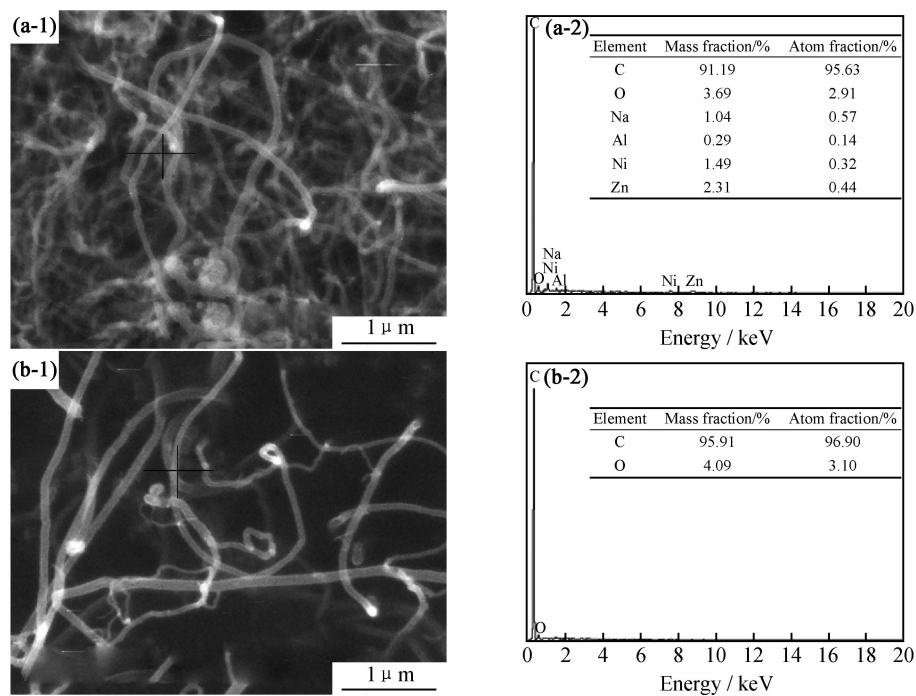


图 1 原始 CNTs(a)及纯化处理后 CNTs(b)的 SEM 形貌(1)及 EDS 分析(2)  
Fig. 1 SEM(1) and EDS (2)of CNTs (a)raw CNTs; (b)purified CNTs

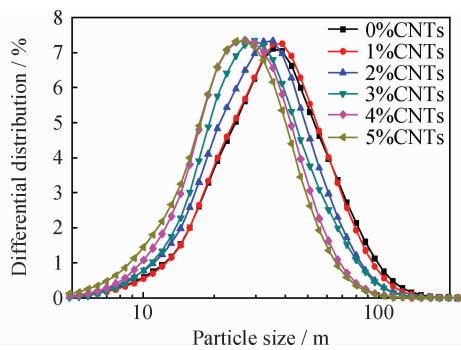


图 2 CNTs 掺杂量对球磨 90min 复合粉末粒度分布的影响  
Fig. 2 Effect of the content of CNTs on the particle size distribution of samples milled during 90min

象出现。此现象的主要是由于 CNTs 分散在基体中起到了助磨助剂的作用,阻碍了合金粉末的团聚和焊接,并且随着 CNTs 掺杂量的增加效果越明显<sup>[21,22]</sup>。为了更进一步探究复合粉末的微观形貌及 CNTs 在基体中的分布状况,对球磨时间为 90min 的不同 CNTs 掺杂量的复合粉末进行 SEM 观察分析,如图 3 所示。

从图 3 中可以看出,经过高能球磨后的粉末呈片层结构。当 CNTs 加入量为 1% 的时候,在图 3 中只能观察到单根存在的 CNTs,没有出现 CNTs 团聚现象。当 CNTs 含量为 2% 时,从图 3 中看到的 CNTs 数量增多,但 CNTs 仍以单根的形式存在,并且能够观察到有一部分 CNTs 的一端已经穿过了片状粉体

裸露在金属粉体表面,没有严重的团聚现象出现。造成此现象的主要是由于铝合金粉末的延展性良好,在球磨的过程中能够发生塑性变形,形成片状化的粉末,而纳米尺寸的 CNTs 的轴向方向的强度非常高,在钢球强烈的碰撞和撞击下,就有很大的机会穿透或嵌入在韧性较好的片状铝合金粉末。然而正是由于铝粉的延展性良好,在球磨过程中可以通过塑性变形来吸收大量的能量,从而减少了对 CNTs 的破坏<sup>[23]</sup>。Liu 等<sup>[24]</sup>研究发现,采用粉末冶金法制备铝基复合材料时,增强体在铝基体中有个临界值,当增强体含量超过临界值后,就会加剧增强体的团聚。当 CNTs 含量为 5% 时,从图 3(d)中可以看到大量 CNTs 开始重新团聚在一起附着在片状金属表面,此现象将对复合材料性能造成不利影响。

2.3 CNTs 掺杂量对复合材料的力学性能的影响

CNTs 掺杂量对复合材料硬度和抗拉强度的影响如图 4(a)所示。复合材料的抗拉强度和硬度随着 CNTs 掺杂量的增加逐渐增大,当 CNTs 含量为 2% 的时候,复合材料的抗拉强度和硬度都达到最大值,比相同工艺条件下制备的基体材料分别提高了 42.39% 和 36.5%。而继续增加 CNTs 的掺杂量,复合材料的抗拉强度和硬度明显下降。出现此结果的原因与 CNTs 在基体中的分布状态有很大关系。如图 3(c), (d)所示,当 CNTs 掺杂量为 3% 和 5% 时,其在基体粉末中发生团聚现象,团聚的 CNTs 会降低复合材料的

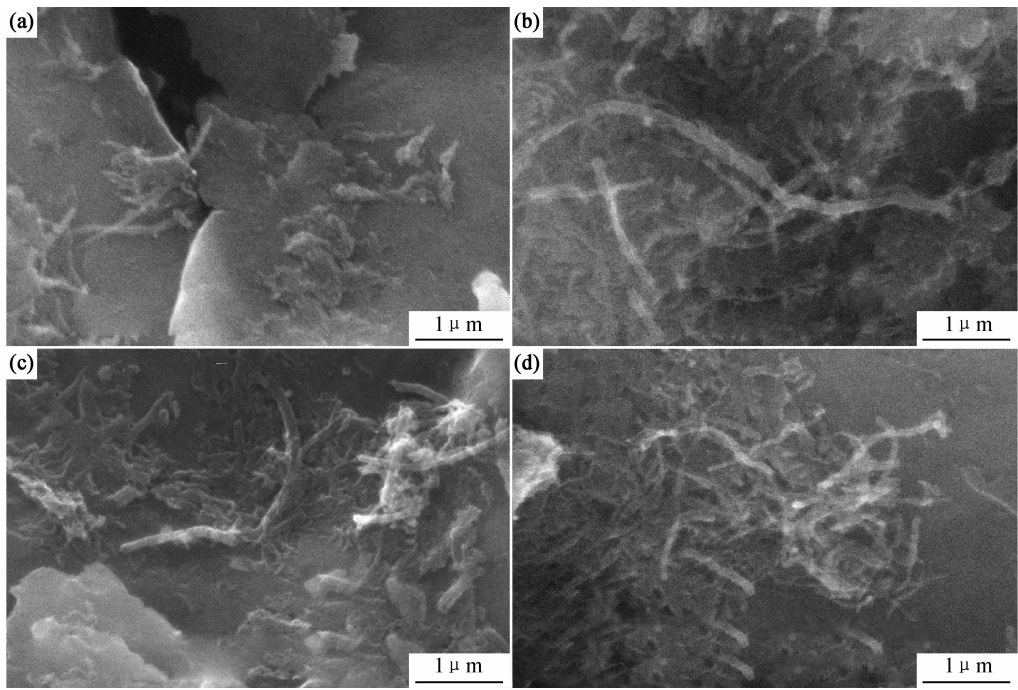


图 3 不同 CNTs 掺杂量的复合粉末 SEM 图 (a)1% CNTs; (b)2% CNTs; (c)3% CNTs; (d)5% CNTs  
Fig. 3 SEM images of composite powder with different contents of CNTs  
(a)1% CNTs; (b)2% CNTs; (c)3% CNTs; (d) 5% CNTs

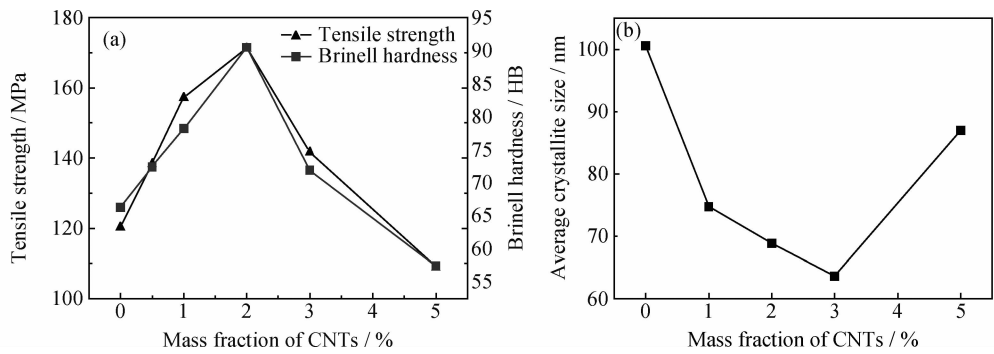


图 4 CNTs 掺杂量对复合材料性能及复合粉末平均晶粒尺寸的影响  
(a) 复合材料的抗拉强度和硬度; (b) 球磨复合粉末的平均晶粒尺寸  
Fig. 4 Influence of CNTs with different mass fraction on tensile strength, Brinell hardness (a)  
and average crystal size of milled powders (b)

界面结合强度,在材料成型过程中产生孔洞等缺陷。当受到载荷作用时,团聚的 CNTs 处将成为主要的裂纹源,从而降低了复合材料的性能。

采用 Scherrer<sup>[25]</sup> 公式,根据不同 CNTs 掺杂量的复合粉末 XRD 结果进行分析计算球磨复合粉体的平均晶粒尺寸,如图 4(b) 所示。结果表明,通过高能球磨可以有效地细化晶粒尺寸得到纳米晶复合粉末,在此过程中 CNTs 对于晶粒的细化起到很大作用。本研究使用的卧式搅拌高能球磨输出能量高,复合粉末在剧烈撞击所产生的剪切力和冲击力下,发生严重的塑性变形和加工硬化。经过反复的冷焊和破碎,在原始晶粒内部产生了高密度的位错。而 CNTs 的存在

起到了钉扎的作用,阻碍了位错的滑移和攀移,使其塞积缠结在晶界处。而塞积的位错相互湮灭和复合形成位错胞,随着球磨的延续位错胞进一步转化为亚晶和晶界,从而细化了晶粒。如图 4(b) 所示,随着 CNTs 含量的增加复合粉末的平均晶粒尺寸逐渐减小,当 CNTs 含量为 3% 时复合粉末的平均晶粒尺寸达到最小值为 63.6nm。然而,当 CNTs 含量增加到 5% 时,复合粉末的平均晶粒尺寸变大。主要原因是 5% 的 CNTs 含量超过了其在基体中分散的临界值,所以 CNTs 将发生团聚现象,从而降低了 CNTs 钉扎阻碍位错滑移和攀移的作用,导致 CNTs 细化晶粒的效果下降。通过比较复合粉末的晶粒尺寸和粒度的变

化发现,二者随 CNTs 含量的增加有着不同的变化规律。复合粉末的粒度随着 CNTs 含量的增加而逐渐降低,主要是由于 CNTs 具有类似石墨的性质可以起到过程控制剂的作用。CNTs 含量越多,其对复合粉末焊合的阻碍作用越显著,所以复合粉末的粒度就越小。

## 2.4 复合材料断口分析

CNTs 掺杂量为 2% 的复合材料的室温拉伸断口形貌如图 5 所示。从图 5(a)的断口处可以观察到韧窝的存在,断裂为韧性断裂的特征。在图 5(b)中,复合材料断口处可以观察到被拉拔出来和断裂的 CNTs,由此说明 CNTs 和基体的结合牢固,有效地起

到了传递载荷的作用。当受到外力作用时,复合材料承受载荷并发生断裂的过程如下:在初始阶段,材料受到的外部载荷大部分由基体材料来承担,CNTs 只是在一定的程度上有约束着基体的作用。随着载荷的增大,基体的脆弱部位开始产生裂纹,基体材料承受的载荷降低而 CNTs 开始承担主要载荷,由于 CNTs 和基体间的界面结合良好,载荷可以有效地传递到碳纳米管,复合材料的强度将提高。最后,基体已经完全断裂,而桥接在中间的 CNTs 将起到消耗能量的作用。由于 CNTs 的存在,材料承载的载荷将缓慢下降,不断地有 CNTs 被拔出发生断裂,最终复合材料完全断裂失效。

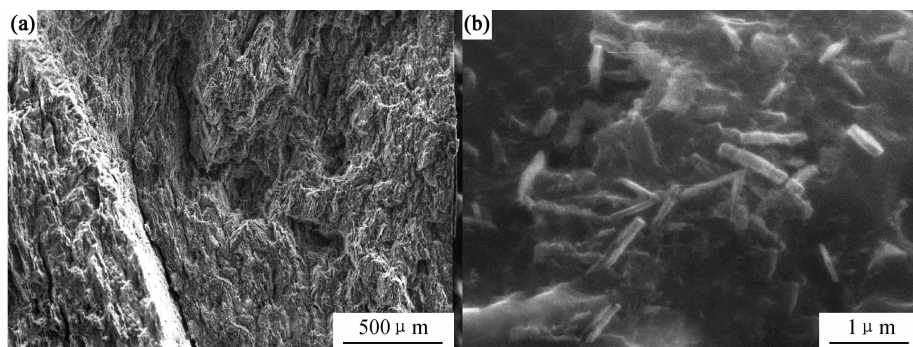


图 5 CNTs 含量为 2% 复合材料的断口形貌

Fig. 5 Fracture surfaces of Al/5%Mg-2% CNTs sample

以上的分析可知,少量 CNTs 的加入可以显著提高复合材料的性能,其强化机理可能以下几方面:(1)由于 CNTs 具有优异的力学性能,当复合材料受到拉伸载荷作用时,通过 CNTs 和基体之间的界面剪切应力来传递载荷,增强效果与 CNTs 含量以及 CNTs 的长径比有关,此模型称为剪切滞后模型<sup>[26]</sup>;(2)CNTs 为纳米尺寸,在基体中可以当做细小粒子处理。根据 Orowan<sup>[27]</sup> 强化机制,基体中的位错在运动的过程中遇到 CNTs 时,位错发生弯曲绕过 CNTs 后继续向前运动,而在 CNTs 的周围留下位错环。位错线的弯曲将会增加位错影响区的晶格畸变能,这就增加了位错线运动的阻力使滑移抗力增大,从而增强了材料的强度。此外,均匀分散的 CNTs 在复合材料热压成型的过程中,能起到阻止基体晶粒的粗化与长大,从而细化晶粒提高了材料的性能;(3)研究表明,CNTs 的热膨胀系数为  $1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ,而铝的热膨胀系数为  $23.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ <sup>[28]</sup>。因此,材料在热加工成型后的冷却过程中,由于碳纳米管和铝基体之间存在的较大的热膨胀不匹配将会在 CNTs 周围产生高密度的位错区,高密度的位错纠缠阻止晶体的滑移,从而提高复合材料的强度;(4)在热加工成型过程中,CNTs 和

Al 基体之间有可能发生界面化学反应生成碳化物  $\text{Al}_4\text{C}_3$ 。 $\text{Al}_4\text{C}_3$  的硬度较高,少量的  $\text{Al}_4\text{C}_3$  均匀分布在晶界处有利于界面强度的提高,对复合材料的力学性能有提高的作用<sup>[29,30]</sup>。铝及铝合金与碳的润湿性很差,润湿角为  $130 \sim 140^\circ$ <sup>[31]</sup>,然而当晶界处有  $\text{Al}_4\text{C}_3$  颗粒生产时,可以减小碳纳米管与基体之间的润湿角,使其能够更好地结合而提高界面强度,有效地传递应力载荷<sup>[32,33]</sup>。(5)此外,CNTs 有良好的润滑效果,在高能球磨的过程中在一定程度上起到了过程控制剂的作用,减少金属粉末间的焊合和团聚,有利于金属粉末的细化并形成纳米晶粉体,有利于改善复合材料的力学性能。在材料成型过程中,均匀分布在晶界处的 CNTs 还可以起到钉扎的作用,阻止晶粒的长大和恶化。经过细化后的晶粒将增加位错运动的阻力,导致位错在晶界处塞积,提高材料的强度<sup>[34]</sup>。在本研究中,高能球磨可以将 2% 的 CNTs 均匀地分散在基体中,并且可以细化粉末的平均晶粒尺寸得到纳米晶的复合粉末。而在 CNTs 含量为 2% 复合材料的断口处可以观察到 CNTs 被拉拔、断裂的现象。因此,本研究制备的复合材料性能提高是晶粒细化和 CNTs 的强化同作用的结果,其强化机制主要归因于细晶强化

和载荷传递。

### 3 结论

(1) 经过浓硝酸回流处理后的 CNTs 杂质明显减少, 在高能球磨过程中 CNTs 有助于细化复合粉体的平均晶粒尺寸; 当 CNTs 含量为 3% 时, 复合粉体的平均晶粒尺寸达到最小为 63.6 nm。

(2) 高能球磨可以将 CNTs 均匀的分散在基体中, 当 CNTs 含量过高时, 分散效果将下降, 部分 CNTs 出现团聚黏附现象。

(3) 采用高能球磨-真空热压的方法制备的复合材料, CNTs 与基体结合良好, 在材料断口处有 CNTs 的拉拔、桥接和断裂现象。当 CNTs 加入量为 2% 时, 复合材料的抗拉强度和硬度达到最大, 与基体材料相比分别提高了 42.39% 和 36.5%, 其强化机制主要归因于细晶强化和载荷传递。

### 参考文献

- [1] WONG P H S, AKINWANDE D. Carbon Nanotube and Graphene Device Physics [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2011, 74—81.
- [2] ODOM T W, HUANG J L, KIM P, et al. Atomic structure and electronic properties of single-walled carbon nanotubes[J]. Nature, 1998, 391: 62—64.
- [3] 丁鹤雁. 热处理前后包覆 Co 及 Co/Fe 碳纳米管电磁性能的研究[J]. 航空材料学报, 2013, 33(5): 54—60.  
DING He-yan. Electromagnetic properties of Co and Co/Fe coated MWCNTs before and after heat treatment[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2013, 33(5): 54—60.
- [4] TESSONNIER J P, ROSENTHAL D, HANSEN T W, et al. Analysis of the structure and chemical properties of some commercial carbon nanotubes[J]. Carbon, 2009, 47(7): 1779—1798.
- [5] ZOO Y S, AN J W, LIM D P, et al. Effect of carbon nanotube addition on tribological behavior of UHMWPE [J]. Tribology Letters, 2004, 16(4): 305—309.
- [6] CHEN L M, OZISIK R, SCHADLER L S. The influence of carbon nanotube aspect ratio on the foam morphology of MWNT/PMMA nanocomposite foams[J]. Polymer, 2010, 51(11): 2368—2375.
- [7] NING J W, ZHANG J J, PAN Y B, et al. Fabrication and thermal property of carbon nanotube/SiO<sub>2</sub> composites [J]. Journal of Materials Science Letters, 2003, 22(14): 1019—1021.
- [8] ZHU Y F, SHI L, LIANG J, et al. Synthesis of zirconia nanoparticles on carbon nanotubes and their potential for enhancing the fracture toughness of alumina ceramics[J]. Composites, 2008, 39(7—8): 1136—1141.
- [9] ESAWI A M K, MORSI K, SAYED A, et al. The influence of carbon nanotube (CNT) morphology and diameter on the processing and properties of CNT-reinforced aluminium composites [J]. Composites, 2011, 42(3): 234—243.
- [10] CHOI H J, BAE D H. Strengthening and toughening of aluminium by single-walled carbon nanotubes[J]. Materials Science and Engineering, 2011, 528(6): 2412—2417.
- [11] LIPECKA J, ANDRZEJCZUK M, LEWANDOWSKA M, et al. Evaluation of thermal stability of ultrafine grained aluminium matrix composites reinforced with carbon nanotubes[J]. Composites Science and Technology, 2011, 71(16): 1881—1885.
- [12] STEIN J, LENCZOWSKI B, FRETY N, et al. Mechanical reinforcement of a high-performance aluminium alloy AA5083 with homogeneously dispersed multi-walled carbon nanotubes [J]. Carbon, 2012, 50(6): 2264—2272.
- [13] CHOI H, WANG L, CHEON D, et al. Preparation by mechanical alloying of Al powders with single-, double-, and multi-walled carbon nanotubes for carbon/metal composites[J]. Composites Science and Technology, 2013, 74(24): 91—98.
- [14] 潘复生, 张丁非. 铝合金及应用 [M]. 北京: 化学工业出版社, 2006. 3—5.
- [15] KANG K, BAE G, KIM B, et al. Thermally activated reactions of multi-walled carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composite during the thermal spray consolidation[J]. Materials Chemistry and Physics, 2012, 133(1): 495—499.
- [16] LIU Q, KE L M, LIU F C, et al. Microstructure and mechanical property of multi-walled carbon nanotubes reinforced aluminium matrix composites fabricated by friction stir processing[J]. Materials and Design, 2013, 45: 343—348.
- [17] 钟蓉, 丛洪涛, 成会明, 等. 单壁纳米碳管增强纳米铝基复合材料的制备[J]. 材料研究学报, 2002, 16(4): 344—348.  
ZHONG Rong, CONG Hong-tao, CHENG Hui-ming, et al. Preparation of SWNTs/Nano-Al composites[J]. Chinese Journal Materials Research, 2002, 16(4): 344—348.
- [18] CHOI H J, SHIN J Y, MIN B H, et al. Reinforcing effects of carbon nanotubes in structural aluminum matrix nanocomposites [J]. Journal of Materials Research, 2009, 24(8): 2610—2616.
- [19] MA P C, WANG S Q, KIM J K, TANG B Z. In-situ amino functionalization of carbon nanotubes using ball milling [J]. Journal of Nanoscience and Nanotechnology, 2009, 9(2): 749—753.
- [20] PEREZ-BUSTAMANTE R, PEREZ-BUSTAMANTE F, ESTRADA-GUEL I, et al. Characterization of Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-CNTs composites produced by mechanical alloying[J]. Powder Technology, 2011, 212(3): 390—396.
- [21] WANG L, CHOI H, MYOUNG J M, et al. Mechanical alloying of multi-walled carbon nanotubes and aluminium powders for the preparation of carbon/metal composites [J]. Carbon, 2009, 47(15): 3427—3433.
- [22] MORSI K, ESAWI A. Effect of mechanical alloying time and carbon nanotube (CNT) content on the evolution of aluminium (Al)-CNT composite powders[J]. Journal of Materials Science, 2007, 42(13): 4954—4959.
- [23] ESAWI A, MORSI K. Dispersion of carbon nanotubes (CNTs) in aluminum powder[J]. Composites, 2007, 38(2): 646—650.
- [24] LIU Z Y, WANG Q Z, XIAO B L, et al. Experimental and mod-

eling investigation on SiCp distribution in powder metallurgy processed SiCp/2024 Al composites[J]. Materials Science and Engineering, 2010, 527(21-22): 5582-5591.

[25] MORSI K, ESAWI A, BORAH P, et al. Characterization and spark plasma sintering of mechanically milled aluminium-carbon nanotube (CNT) composite powders[J]. Journal of Composite Materials, 2010, 44(16): 1991-2003.

[26] DEMCZYK B G, WANG Y M, CUMINGS J, et al. Direct mechanical measurement of the tensile strength and elastic modulus of multiwalled carbon nanotubes[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 334(1-2): 173-178.

[27] OROWAN E. Von, zur kristallplastizitat III. über den Mechanismus des gleitvorganges[J]. Z Phys, 1934, 89: 634-659.

[28] COX H L. The elasticity and strength of paper and other fibrous materials[J]. British journal of applied physics, 1952, 3(3): 72-79.

[29] GEORGE R, KASHYAP K T, RAHUL R, et al. Strengthening in carbon nanotube/aluminium (CNT/Al) composites[J]. Scripta Materialia, 2005, 53(10): 1159-1163.

[30] ESAWI A, MORSI K, SAYED A, et al. Effect of carbon nanotube (CNT) content on the mechanical properties of CNT-reinforced aluminium [J]. Composites Science and Technology, 2010, 70(16): 2237-2241.

[31] LANDRY K, KALOGEROPOULOU S, EUSTATHOPOULOS N. Wettability of carbon by aluminum and aluminum alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 1998, 254(1-2): 99-111.

[32] KWON H, PARK D H, SILVAIN J F, et al. Investigation of carbon nanotube reinforced aluminum matrix composite materials [J]. Composites Science and Technology, 2010, 70(3): 546-550.

[33] SEONG H G, LOPEZ H F, ROBERTSON DP, et al. Interface structure in carbon and graphite fiber reinforced 2014 aluminum alloy processed with active fiber cooling[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 487(1-2): 201-209.

[34] INAM F, YAN X, PEIJS T, REECE M J. The sintering and grain growth behaviour of Ceramic-carbon nanotube nanocomposites[J]. Composites Science and Technology, 2010, 70(6): 947-952.

基金项目: 云南省应用基础研究计划项目(KKS0201152018)  
收稿日期: 2013-02-22; 修订日期: 2014-04-08  
通讯作者: 蔡晓兰(1965-), 女, 教授, 博士生导师, 从事特种金属粉体和材料制备及高能球磨设备开发, 联系地址: 云南省昆明理工大学莲华校区冶金与能源学院(690093), E-mail: cxl9761@163.com