

# CNTs/Al5083 复合材料力学性能及增强机制

Mechanical Property and Enhancement  
Mechanism of Aluminum 5083 Composites  
with Carbon Nanotubes

李 铮,蔡晓兰,周 蕾,易 峰,余明俊,张文忠,郭 鲤  
(昆明理工大学 冶金与能源工程学院,昆明 650093)

LI Zheng,CAI Xiao-lan,ZHOU Lei,YI Feng,  
YU Ming-jun,ZHANG Wen-zhong,GUO Li

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

**摘要:**采用高能球磨和冷轧工艺制备出 3%(质量分数)碳纳米管增强 Al5083 复合材料。利用 SEM,TEM 观察球磨后复合粉末表面形貌,采用拉曼光谱和 XRD 对复合粉末和成型后的材料进行物相分析。最后测试了复合材料的力学性能。结果表明:在球磨 1.5h 的复合粉体中 CNTs 分散均匀,结构较完整,部分嵌入 Al 基体中并结合良好。冷压烧结并冷轧成型后的复合材料力学性能表现优异,球磨 1.5h 下,复合材料抗拉强度和屈服强度分别达到 278MPa 和 247MPa,断裂延伸率为 0.07,硬度 HV 达到 95。将热不匹配模型与奥罗万模型所预测的屈服强度与实验值进行对比,结果表明 CNTs/Al5083 复合材料符合奥罗万机制。

**关键词:**金属基复合材料;高能球磨;碳纳米管;冷轧

**doi:** 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.08.001

**中图分类号:** TB331 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)08-0001-06

**Abstract:** The composite materials of 3%(mass fraction)carbon nanotubes(CNTs)/Al5083 were fabricated by high-energy ball milling and cold rolling. The surface morphology of the composite powder of ball milled was observed using SEM and TEM,the phase of composite powder and composite material were analyzed by Raman spectrum and XRD. Finally,the mechanical properties of composite material were tested. The results show that,the CNTs have a good structure and are well-distributed in the for 1.5h milled aluminum matrix. The composite material exhibits high strength for the tensile strength of 278MPa, yield strength of 247MPa and elongation rate of 0.07, Vickers hardness of 95. Compared with the predicted value of yield strength by thermal mismatch model and Orowan model,the experiment value indicates that the mechanism of CNTs/Al5083 accords with Orowan mechanism.

**Key words:** metal matrix composite;high-energy ball milling;carbon nanotube;cold rolling

碳纳米管(Carbon Nanotubes,CNTs)具有低的热膨胀系数、高强度比、优异的热传导性和电导性能,是制备复合材料的理想纳米晶须增强体,对增强复合材料的力学性能以及电学性能具有很大的发展潜力<sup>[1,2]</sup>。CNTs 增强金属基复合材料(Metal Matrix Composites,MMCs)是近十年来研究的热点之一,尤其是在制备铝基复合材料中,所制备的 CNTs/Al 基体复合材料具有密度小、力学性能高等特点,成为 CNTs-MMCs 的研究重点<sup>[3-8]</sup>。在制备 CNTs/金属

基复合材料过程中,提高 CNTs 在基体中的分散及其与金属基体的结合是关键。Kwon 等<sup>[9]</sup>利用天然橡胶作为混合介质将 CNTs 分散在 Al 粉中;Liao 等<sup>[10]</sup>用聚丙烯酸丁酯方法将 CNTs 覆盖在 Al 粉表面;He 等<sup>[11]</sup>在 Al 粉中原位合成 CNTs;袁晓敏等<sup>[12]</sup>利用激光熔铸法制造出碳纳米管管增强铝基复合材料。然而,由于这些处理方法的过程较复杂,设备的成本较高等因素,限制了其应用。而利用球磨法改善 CNTs 分散性是最为广泛使用的方法,将球磨后的粉末进行热

压烧结<sup>[3]</sup>或等离子烧结<sup>[4]</sup>,然后,将成型的材料进行轧制<sup>[6]</sup>或是挤压<sup>[7,8]</sup>,以增加材料的致密度以及改善CNTs在基体中的分散性。

本工作通过高能球磨制备出CNTs增强Al5083复合粉末。对不同球磨时间下复合粉末的微观结构与复合材料的力学性能进行了分析,并且对CNTs增强Al5083机理进行了研究。

## 1 实验

实验选用铝合金5083粉末(12.58 $\mu\text{m}$ ,纯度为99.5%),成分(质量分数/% ,下同)为4.5Mg,0.7Mn,0.1Cr,0.1Ti,0.1Zn,0.1Cu,其余为Al。5083合金抗拉强度约为270MPa,屈服强度约为110MPa。多壁碳纳米管(Multi-Walled Nanotubes, MWNT)为深圳纳米港提供,直径为40nm,长度为5~15 $\mu\text{m}$ 。利用高能球磨(ZOZ,CM-01)制备出CNTs/Al5083复合粉末,CNTs加入量为3%,过程控制剂硬脂酸加入量为1%,复合粉末在球料比为20:1保护下进行球磨。搅拌轴转速为1000r/min,分别球磨0.5,1.0,1.5,2.5,3.5h。球磨后的复合粉末经660MPa冷压、570 $^{\circ}\text{C}$ 烧结保温3h后,复合材料利用铝箔包覆冷轧2道次,总变形率为10%,冷轧后的样品在300 $^{\circ}\text{C}$ 下退火1h。

采用扫描电镜(SEM)观察球磨后的复合粉末和

复合材料拉伸断口形貌;在透射电镜(TEM)中观察复合粉末微观结构的变化;利用拉曼光谱和XRD检测不同球磨时间下复合粉末无定型碳和复合材料 $\text{Al}_4\text{C}_3$ 含量;在万能材料试验机上测试复合材料室温拉伸性能,试样标距为15mm,十字夹头移动速率为0.5mm/min;硬度在HV-100ZDT型维氏硬度计上测定。

## 2 结果与分析

### 2.1 球磨中复合粉末及CNTs形貌演变

图1为不同球磨时间下CNTs/Al5083复合粉末的SEM图。可以看出,经过高能球磨后的复合粉末呈片状结构,造成此现象的主要原因是铝合金粉末具有良好的延展性,在球磨的过程中,由于磨球的强烈碰撞和撞击,铝合金粉发生塑性变形。图1(a)为球磨0.5h后复合粉末的SEM图。由于球磨时间短,CNTs基本上没有被切断破坏,多数CNTs缠结团聚在Al基体片状粉末之间,未形成与基体的良好结合;图1(b)为球磨1.5h后的SEM图。CNTs被切断变短,从原始5~15 $\mu\text{m}$ 切到3~7 $\mu\text{m}$ 长度,并且大部分的CNTs以单根形式存在,CNTs的团聚被打开,均匀地分散或被嵌入在铝基体中;图1(c)为球磨2.5h后的SEM图。CNTs在长时间的球磨中继续变短,平均长度达到1~2 $\mu\text{m}$ ,并且观察到部分的CNTs一端嵌入在片状Al粉中,另一部分裸露在外。

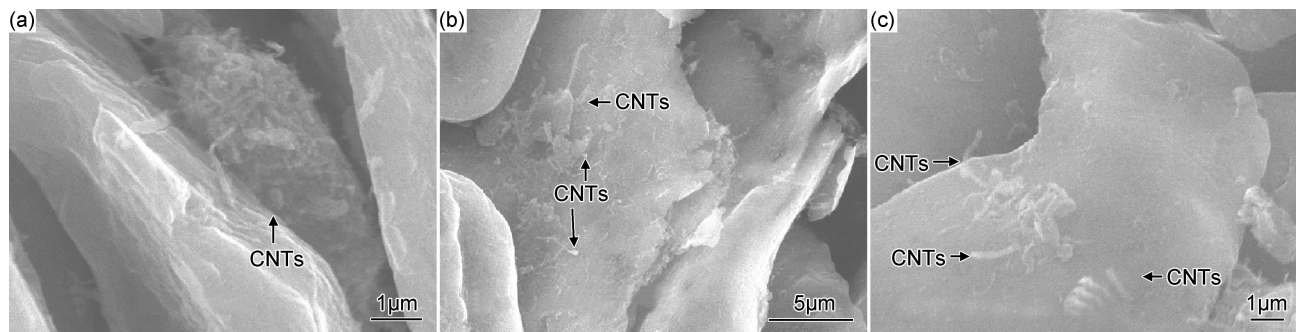


图1 不同球磨时间下CNTs/Al5083复合粉末表面形貌 (a)0.5h;(b)1.5h;(c)2.5h

Fig.1 Morphologies of CNTs/Al5083 composite powders milled for 0.5h(a),1.5h(b) and 2.5h(c)

图2为不同球磨时间下CNTs/Al5083复合粉末TEM图。由图2(a)可知,CNTs在所团聚的地方被切断,其切断区域主要集中在Al基体边界及外部,这主要是因为球磨过程中,CNTs会部分嵌入到铝基体中,而另一部分裸露在铝基体外部,由于CNTs的力学性能强于铝合金,同时,该铝合金具有良好的延展性能,在球磨过程中通过塑性变形来吸收磨球撞击的能量,因而使铝基体中的CNTs保持了较完整的结

构,而裸露在Al基体外部的CNTs缺乏有效的保护,在磨球的撞击下发生弯曲破裂,并被切断,因此,CNTs的断口通常发生在Al基体外部。图2(b)中嵌入在Al粉中的CNTs保持了完整的结构,而裸露在外的部分,在球磨过程中被切断,其断口处的高分辨率透射电镜(HRTEM)如图2(c)所示。CNTs端口被打开,其断口处原子排列呈现阶梯状,并在断口边缘保持着CNTs独有的中空结构。图2(d)为球磨2.5h的复

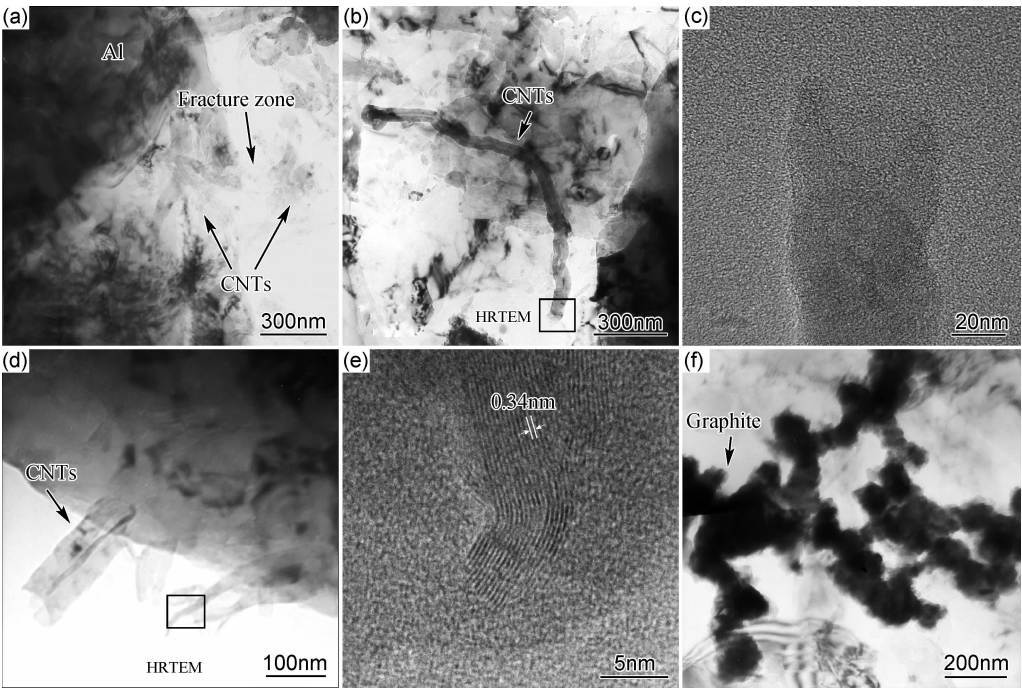


图 2 不同球磨时间下 CNTs/Al5083 复合粉末微观结构 (a)1h;(b)1.5h;(c)HRTEM 1.5h;(d)2.5h;(e)HRTEM 2.5h;(f)3.5h

Fig. 2 Microstructures of CNTs/Al5083 composite powders milled for 1h(a), 1.5h(b), HRTEM 1.5h(c), 2.5h(d), HRTEM 2.5h(e) and 3.5h(f)

合粉末 TEM 图。CNTs 的中空结构消失,其完整结构遭到破坏。图 2(e)为 2(d)图断口处的 HRTEM 图。断口呈非平齐状态,并且从断口中部到边缘石墨层数逐渐减小,其石墨层间距与理想石墨(002)晶面间距一致,约为 0.34nm。CNTs 表面缺陷增加,并且其断口处已经没有中空结构。图 2(f)为球磨 3.5h 的复合粉末 TEM 图。CNTs 在长时间的球磨中,其结构被完全破坏掉,CNTs 石墨化,中空结构消失,其特有的层状结构也随之消失。

CNTs/Al5083 复合粉末球磨过程演变示意图如图 3 所示。在球磨开始阶段,球形的 Al 粉在高能球磨的磨球碰撞和撞击下,变为片状结构,同时,球磨的碰撞也使 CNTs 部分嵌入到片状 Al 粉中,而另一部分裸露在 Al 粉外;继续球磨,嵌入到片状 Al 粉中的 CNTs,由于 Al 粉的塑性变形,吸收了磨球撞击的能量,使 CNTs 结构保持完整,而裸露在外的 CNTs 因磨球的撞击而断裂变短,长径比变小,同时,团聚的 CNTs 被打开,CNTs 均匀地分散在 Al 粉中。

图 4 为不同球磨时间下 CNTs/Al5083 复合粉末的拉曼光谱。在拉曼光谱中,位于 1570~1600cm<sup>-1</sup> 区域的峰为 G 峰,G 峰起源于晶体碳,反映 CNTs 的有序度;而位于 1340~1360cm<sup>-1</sup> 区域的峰为 D 峰,D 峰起源于非晶体碳,是 CNTs 中缺陷和有序度的反映。二者的比值  $I_G/I_D$  通常表示 CNTs 结构的变化,比值

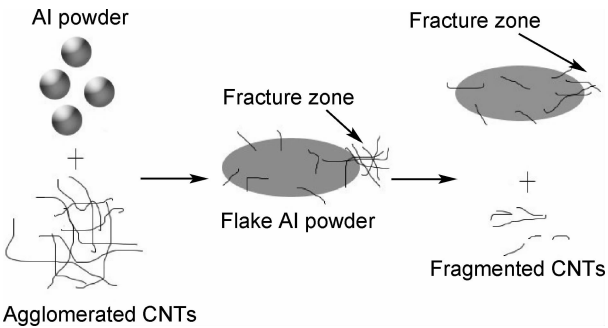


图 3 CNTs/Al5083 复合粉末球磨过程示意图

Fig. 3 Milling process diagram of CNTs/Al5083 composite powders

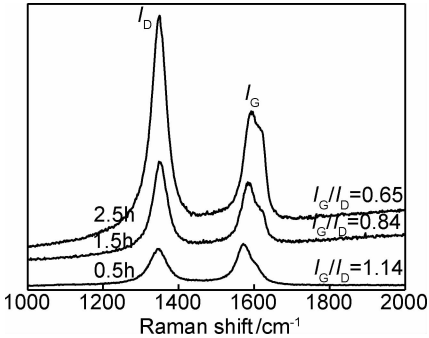


图 4 不同球磨时间下 CNTs/Al5083 复合粉末的拉曼光谱

Fig. 4 Raman spectra of CNTs/Al5083 composite powders

越大说明 CNTs 结构越完整,表面缺陷越少,石墨化程度越高。可以看出,随着球磨时间的增加,G 峰逐渐

变大,  $I_G/I_D$  的值逐渐变小, 说明复合粉末中无定形碳含量逐渐增多, 碳纳米管的石墨层结构遭到一定程度的破坏。

## 2.2 复合材料物相分析

图 5 为 CNTs/Al5083 复合材料退火后 XRD 图谱。可以发现, 随着球磨时间的增加, 退火后的复合材料中 CNTs 峰逐渐减弱, 这是因为, 随球磨时间的增加, CNTs 结构被破坏, 表面缺陷增加, 同时, 一部分转变为无定型碳, 而完整结构的 CNTs 具有极高的化学稳定性, 在烧结过程中, 不易与铝反应, 但是, 球磨后 CNTs 表面的缺陷以及无定型碳容易跟铝反应生成  $Al_4C_3$ , 导致了 CNTs 峰的强度减弱。复合材料的  $Al_4C_3$  峰随着球磨时间的延长逐渐明显和尖锐, 说明

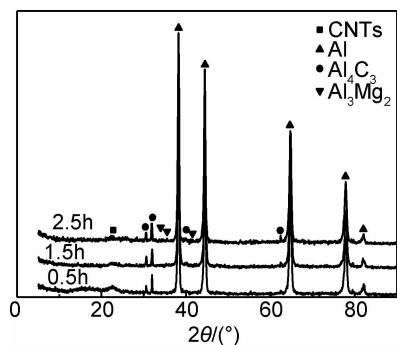


图 5 CNTs/Al5083 复合材料退火后 XRD 图谱

Fig. 5 XRD patterns of CNTs/Al5083 composites after annealing

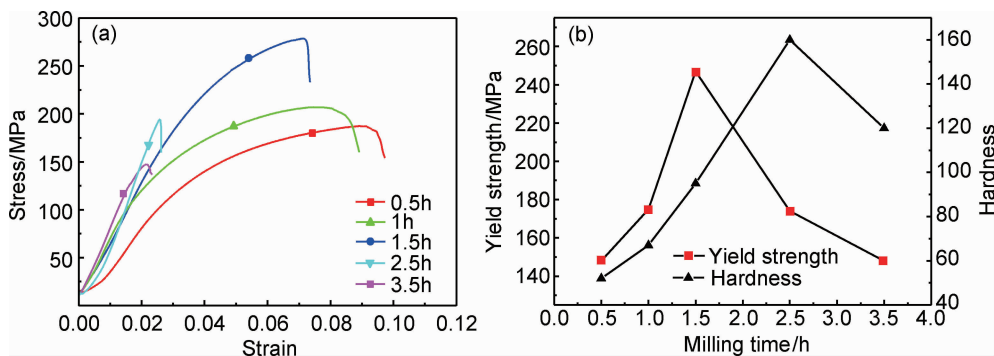


图 6 球磨时间对 CNTs/Al5083 复合材料应力-应变(a), 屈服强度和硬度(b)的影响

Fig. 6 Effect of milling time on stress-strain(a), yield strength and hardness(b) of CNTs/Al5083 composites

## 2.4 复合材料断口分析

不同球磨时间下 CNTs/Al5083 复合材料室温拉伸断口形貌如图 7 所示。可以看出, 断面由韧窝和基体撕裂的皱褶组成, 韧窝是典型韧性断裂特征。随着球磨时间的延长, 断口处的韧窝数量逐渐减少, 复合材料特征由韧性断裂转变为脆性断裂。球磨 1.5h 下的高倍 SEM 观察如图 7(d) 所示, 发现断口上存在被拉拔出来的 CNTs, 表明 CNTs 与铝基体之间有较强的

球磨时间越长, CNTs 被破坏的越严重, 复合粉末中 CNTs 表面的缺陷以及无定型碳越多, 生成的  $Al_4C_3$  也逐渐增多。铝碳反应生成的  $Al_4C_3$  能有效地改善铝和 CNTs 界面润湿性, 有利于复合材料力学性能的提高, 但是, 铝基体中过量的  $Al_4C_3$  将导致材料的脆性增加, 同时, 过长的球磨时间会使 CNTs 石墨化, CNTs 优异的力学性能消失, 对复合材料的力学性能产生不利的影响。

## 2.3 复合材料力学性能

球磨时间对 CNTs/Al5083 复合材料力学性能的影响如图 6 所示。可以看出, 复合材料的断裂延伸率随着球磨时间的增加逐渐降低, 这是因为复合材料中  $Al_4C_3$  的含量随着球磨时间延长而增加,  $Al_4C_3$  为脆性相, 其含量过高使复合材料脆性增加, 断裂延伸率降低。且随着球磨时间的延长, 复合材料的抗拉强度和硬度逐渐增加。在球磨 1.5h 时, 抗拉强度达到 278MPa, 屈服强度达到 247MPa, 硬度 HV 达到 95。这是由于球磨时间的延长, 复合粉末中 CNTs 被切断变短, 团聚被打开, 并均匀地分散或嵌入在铝基体中, 使复合材料的力学性能增加; 球磨 2.5h 时硬度 HV 达到 160。因为此时生成较多的硬脆相  $Al_4C_3$ , 所以复合材料的硬度高而抗拉强度差, 但是, 过长的球磨时间导致 CNTs 完整结构遭到破坏或石墨化, 降低复合材料的力学性能。

界面结合力, 在拉伸过程中起到了有效的承载作用。受到外力拉伸时, 复合材料断裂分为两种形式: 一种是基体受力产生塑性变形时, CNTs 不会随基体变形, 从而使 CNTs 与基体结合的地方产生小空穴, 并且在外力的作用下逐渐长大, 导致材料断裂失效, 这种断裂属于韧性断裂; 另一种断裂形式是由于复合材料中存在大量的  $Al_4C_3$  脆性相, 拉伸过程中在  $Al_4C_3$  周围形成裂纹源, 并向基体中扩散, 从而使材料断裂失效, 这属

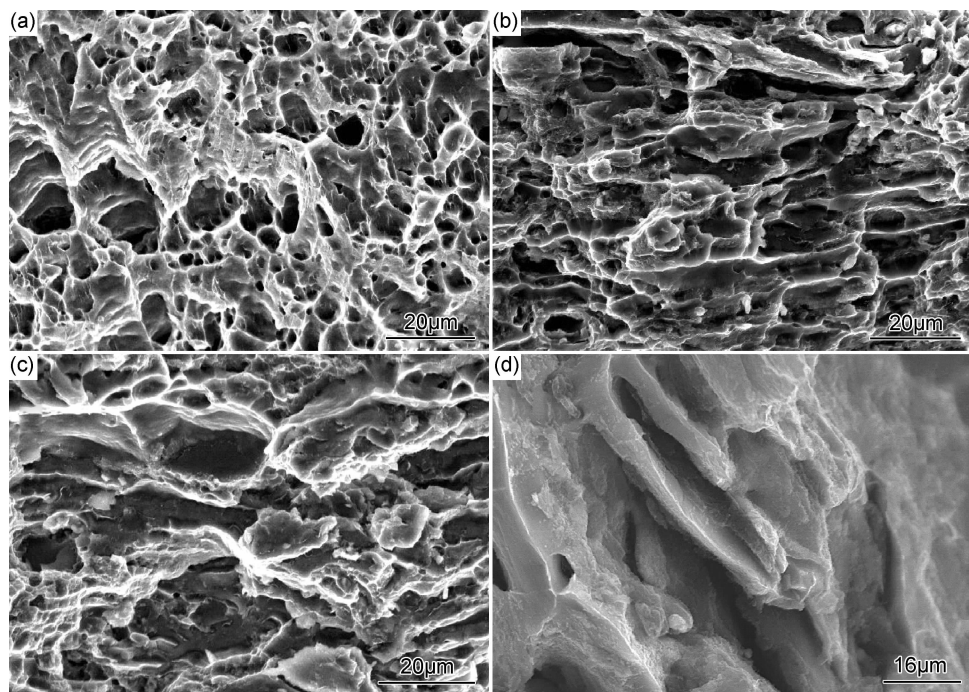


图 7 不同球磨时间下 CNTs/Al5083 复合材料断口分析 (a)1h;(b)1.5h;(c)2.5h;(d)图 7(b)的放大图  
Fig. 7 Fracture analysis of CNTs/Al5083 composites (a)1h;(b)1.5h;(c)2.5h;(d)magnification of fig. 7(b)

于脆性断裂。

## 2.5 CNTs 增强机理探讨

对于 CNTs 增强金属基复合材料的机理研究主要有四类模型:热不匹配、剪切滞后、奥罗万循环和细晶强化。剪切滞后模型是基于外界应力,通过纤维与基体的界面切应力转移到纤维增强体上的机制建立的,通常用于短纤维增强体的复合材料,并且仅适用于纤维增强体的取向一定。但是,经过 Bakshi 等<sup>[13]</sup>研究证明,修正后的剪切滞后模型也能预测 CNTs 增强 Al 基复合材料的力学性能,例如 Kelly-Tyson 模型<sup>[14]</sup>以及经过修正的 Halpin-Tsai 模型<sup>[15]</sup>。奥罗万模型对于解释尺寸较小的增强体复合材料的强化机理十分重要,由于 CNTs 具有良好的力学性能以及纳米尺寸,奥罗万机制也是解释 CNTs 增强 Al 基复合材料的重要机理之一。由于本实验中 CNTs 均匀且随机地分布在金属基体中,并且复合材料在经过冷轧退火后,根据图 5,采用 Scherrer 公式<sup>[16]</sup>计算出复合材料的晶粒大小,发现退火后复合材料的晶粒大小相差不大,因此,剪切滞后跟细晶强化模型并不适合该实验。

热不匹配模型是基体与增强体之间热膨胀系数存在较大差异,在成型过程中,将会在增强体与基体界面处产生加工硬化和高密度位错,从而使复合材料强度提高。CNTs 的热膨胀系数(CTE)约为  $1 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ,然而铝的热膨胀系数约为  $23.6 \times 10^{-6} \text{ K}^{-1}$ ,CNTs/

Al5083 复合材料的屈服强度可利用式(1)计算<sup>[17]</sup>:

$$\Delta\sigma_{\text{CTE}} = \alpha G b \left( \frac{12\Delta T}{b(1-f_v)} \left( \frac{\Delta C f_v}{d_f} \right) \right)^{1/2} \quad (1)$$

式中: $\alpha$  为常数,1.25; $G$  为剪切模量,25.4GPa; $\Delta T$  为成型过程与拉伸测试之间的温度差,550K; $\Delta C$  为基体与增强体热膨胀系数之差; $f_v$  为增强体的体积分数(碳纳米管密度为  $2.1 \text{ g/cm}^3$ ); $b$  为伯格矢量,0.286nm; $d_f$  为增强体直径,40nm。

奥罗万强化机制是指基体中的位错运动在碰到增强体时,受到阻碍和塞积位错会绕过增强体继续向前运动,并在增强体周围留下位错环,位错弯曲将会增强晶格畸变能,增加位错运动的阻力,从而增强复合材料的强度。此机制下的屈服强度可用式(2)<sup>[18]</sup>预测:

$$\Delta\sigma_{\text{Orowan}} = \frac{0.8MGb}{2\pi(1-\nu)^{1/2}} \frac{\ln(d_f/b)}{(\lambda - d_f)} \quad (2)$$

式中: $M$  为泰勒因子,3.06; $\nu$  为泊松比,0.33; $\lambda$  为基体中增强体间距( $\lambda = d_f \sqrt{\pi/2f_v}$ )。

对于相同工艺,未加 CNTs 时 Al5083 基体的屈服强度为 161MPa,利用热不匹配模型(式(1))和奥罗万模型(式(2))预测,在 CNTs 含量为 3% 时的屈服强度分别为 361MPa 和 239MPa,利用热不匹配模型所预测的值远大于实验值 247MPa,而奥罗万模型与实验所测得的值较为一致。说明高能球磨制备的 CNTs 增强 Al5083 复合材料强化机制符合奥罗万机制。

## 4 结论

(1)利用高能球磨制备 CNTs/Al5083 复合粉体时,机械力作用切断 CNTs,使 CNTs 变短,从而改善 CNTs 的分散性并打开其断口,提高了复合材料的性能。但是,过长的球磨时间导致 CNTs 结构破坏,复合粉体中无定型碳增加,石墨化的趋势明显,对复合材料的性能产生不利的影响。

(2)复合粉体经过冷压、烧结、冷轧和退火成型后,复合材料在球磨 1.5h 下,抗拉强度和屈服强度分别达到 278MPa 和 247MPa,断裂延伸率为 0.07,硬度 HV 达到 95。而在球磨 2.5h 下,复合材料硬度 HV 达到 160。

(3)成型后的复合材料中形成  $Al_4C_3$  脆性相,随着球磨时间的延长,其含量增加,并且复合材料从韧性断裂向脆性断裂转变。在高倍 SEM 下观察到被拉拔出来的 CNTs,表明 CNTs 与铝基体界面结合力强,在拉伸过程中起到了有效的承载作用。

(4)通过对热不匹配模型和奥罗万模型预测值与实验值的对比,发现 CNTs 增强 Al5083 复合材料符合奥罗万机制。

## 参考文献

- [1] PARK Y, CHO K, PARK I, et al. Fabrication and mechanical properties of magnesium matrix composite reinforced with Si coated carbon nanotubes[J]. *Procedia Engineering*, 2011, 10: 1446—1450.
- [2] BERBER S, KWON Y K, TOMANEK D. Unusually high thermal conductivity of carbon nanotubes[J]. *Physical Review Letters*, 2000, 84(20): 4613—4614.
- [3] ZHONG R, CONG H, HOU P. Fabrication of nano-Al based composites reinforced by single-walled carbon nanotubes[J]. *Carbon*, 2003, 41(4): 848—851.
- [4] KWON H, ESTILI M, TAKAGI K, et al. Combination of hot extrusion and spark plasma sintering for producing carbon nanotube reinforced aluminum matrix composites[J]. *Carbon*, 2009, 47(3): 570—577.
- [5] LAHA T, KUCHIBHATLA S, SEAL S, et al. Interfacial phenomena in thermally sprayed multiwalled carbon nanotube reinforced aluminum nanocomposite[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(3): 1059—1066.
- [6] CHOI H J, MIN B H, SHIN J H, et al. Strengthening in nano-structured 2024 aluminum alloy and its composites containing carbon nanotubes[J]. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*, 2011, 42(10): 1438—1444.
- [7] SRIDHAR I, NARAYANAN K R. Processing and characterization of MWCNT reinforced aluminum matrix composites[J]. *Journal of Materials Science*, 2009, 44(7): 1750—1756.
- [8] YOO S J, HAN S H, KIM W J. Strength and strain hardening of aluminum matrix composites with randomly dispersed nanometer-length fragmented carbon nanotubes[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 68(9): 711—714.
- [9] KWON H, ESTILI M, TAKAGI K, et al. Combination of hot extrusion and spark plasma sintering for producing carbon nanotube reinforced aluminum matrix composites[J]. *Carbon*, 2009, 47(3): 570—577.
- [10] LIAO J Z, TAN M J. Mixing of carbon nanotubes(CNTs) and aluminum powder for powder metallurgy use[J]. *Powder Technology*, 2011, 208(1): 42—48.
- [11] HE C, ZHAO N, SHI C, et al. An approach to obtaining homogeneously dispersed carbon nanotubes in Al powders for preparing reinforced Al-matrix composites[J]. *Advanced Materials*, 2007, 19(8): 1128—1132.
- [12] 袁晓敏, 严家武, 何宜柱. 激光熔铸多壁碳纳米管增强铝基复合材料[J]. *焊接学报*, 2006, 27(6): 17—20.  
YUAN Xiao-min, YAN Jia-wu, HE Yi-zhu. Multi-walled carbon nanotubes reinforced aluminum matrix composites prepared by laser casting[J]. *Transactions of the China Welding Institution*, 2006, 27(6): 17—20.
- [13] BAKSHI S R, SINGH V, SEAL S, et al. Aluminum composite reinforced with multiwalled carbon nanotubes from plasma spraying of spray dried powders[J]. *Surface & Coatings Technology*, 2009, 203(10): 1544—1554.
- [14] LIAO J Z, TAN M J, SANTOSO A. High strength aluminum nanocomposites reinforced with multi-walled carbon nanotubes[J]. *Advanced Materials Research*, 2011, 311: 80—83.
- [15] SUL I H, YOUNG J R, SONG Y S. Quantitative dispersion evaluation of carbon nanotubes using a new analysis protocol[J]. *Carbon*, 2011, 49(4): 1473—1478.
- [16] MORSE 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.
- [17] KIM W J, YU Y J. The effect of the addition of multi-walled carbon nanotubes on the uniform distribution of TiC nanoparticles in aluminum nanocomposites[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 72: 25—28.
- [18] AIKIN R M Jr, CHRISTODOULOU L. The role of equiaxed particles on the yield stress of composites[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1991, 25(1): 9—14.

收稿日期: 2013-12-01; 修订日期: 2014-09-04

通讯作者: 蔡晓兰(1965—), 女, 教授, 从事专业: 粉体材料制备, 联系地址: 云南省昆明市学府路 296 号昆明理工大学冶金与能源工程学院 (650093), E-mail: CXL9761@163.com