

АРМИРОВАННЫЕ УГЛЕРОДНЫМИ НАНОТРУБКАМИ КОМПОЗИТЫ С МЕТАЛЛИЧЕСКОЙ МАТРИЦЕЙ, ПОЛУЧЕННЫЕ ИНТЕНСИВНОЙ ПЛАСТИЧЕСКОЙ ДЕФОРМАЦИЕЙ

Назаров А.А.¹, Мулюков Р.Р.¹, Зубаиров Л.Р.¹, Хисамов Р.Х.¹, Назаров К.С.¹,
Фуонг Д.Д.², Луан Н.В.², Чин П.В.²

¹Институт проблем сверхпластичности металлов РАН, Уфа, Россия

AANazarov@imsp.ru

²Институт материаловедения ВАНТ, Ханой, Вьетнам, *phuongdd@ims.vast.ac.vn*

В связи с чрезвычайно высокой прочностью углеродных нанотрубок (УНТ), в последнее десятилетие значительный интерес вызывает исследование возможности получения металломатричных композитов на основе УНТ с высокими механическими и функциональными свойствами [1,2]. Среди множества различных способов компактирования этих композитов перспективным представляется использование методов интенсивной пластической деформации (ИПД). Преимущество ИПД при комнатной или умеренно повышенной температуре перед горячим прессованием заключается в том, что она позволяет, во-первых, избежать образования карбидов, а во-вторых, достигать суммарного эффекта упрочнения за счет УНТ и измельчения зерен матрицы. Первые работы по использованию ИПД для получения металл-УНТ композитов появились всего 4-5 лет назад, и имеющиеся к настоящему времени публикации можно пересчитать по пальцам [3-7]. Для выяснения потенциала ИПД в получении композитов с высокими механическими свойствами необходимо проведение систематических исследований воздействия ИПД при различных режимах и параметрах на микроструктуру композитов с различным содержанием УНТ.

В настоящей работе представлены предварительные результаты исследования структуры и свойств металл-УНТ композитов на основе алюминия и меди, полученных компактированием с помощью метода кручения под квазигидростатическим давлением (КГД).

Для получения смесей металлических порошков с УНТ были использованы многостенные УНТ диаметром 20-30 нм, длиной до 30 мкм, порошок Al чистоты около 99.5% с диаметром частиц 8-15 мкм и порошок Cu чистоты около 99.5% с диаметром частиц 10-15 мкм. УНТ функционализировались в смеси кислот H_2SO_4 и HNO_3 в молевом соотношении 3:1, при обработке в которой на боковой поверхности УНТ образуются карбоксильные группы. Функционализированные УНТ растворялись в этаноле в соотношении 1 г УНТ на 100 мл этанола. Для улучшенного диспергирования УНТ раствор обрабатывался ультразвуком. Суспензия металл-УНТ далее обрабатывалась в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице в течение 6 ч при скорости 300 об/мин. Далее полученная илообразная масса высушивалась в вакууме для удаления этанола. На последней стадии полученные смеси порошок-УНТ подвергались холодному компактированию под невысоким давлением на ручной установке. В результате получались таблетки диаметром 7 мм и толщиной около 1 мм.

Были получены исходные образцы (предкомпакты) с различным массовым содержанием УНТ: тип 1 – Al+0,5%CNT, Al+0,6%CNT, Cu+1%CNT, Cu+1,5%CNT; тип 2 – чистый алюминий (далее Al), Al+0,5%CNT, Al+0,6%CNT, Al+1%CNT, чистая медь (далее Cu), Cu+1%CNT, Cu+2%CNT.

Деформационное компактирование исходных образцов проводили методом КГД при следующих условиях: усилие пресса - 40 тонн, скорость кручения - 2 об/мин, число оборотов $N=5$. Полученные после КГД образцы имели вид диска диаметром $d=10$ мм, толщиной около $h=0.1$ мм. При этом на образцах из алюминия и меди без УНТ, а также на образцах алюминия с различным содержанием УНТ после деформации кручением отсутствовали трещины. На образцах меди с УНТ наблюдались трещины по всему объему образца, и образцы были более хрупкими.

Микроструктура предкомпактов и композитов, полученных КГД, была изучена с помощью растровой и просвечивающей электронной микроскопии (РЭМ и ПЭМ).

Изображения типичных микроструктур предкомпакта Al-УНТ, полученные РЭМ, представлены на рис. 1 а, б, предкомпакта Cu-УНТ – на рис. 2 а, б. Кроме того, на рис. 1 в изображена микроструктура композита Al+0,5%CNT, полученного КГД.

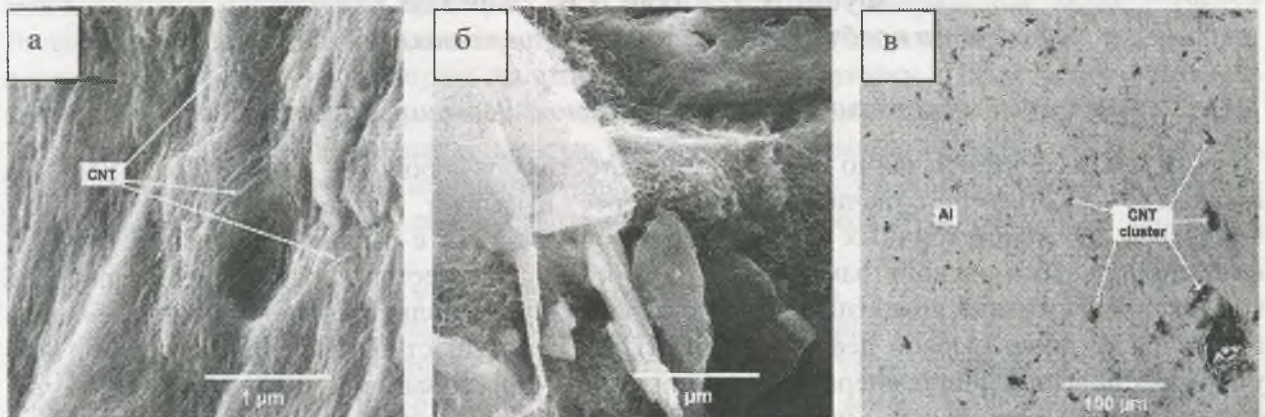


Рисунок 1 – Микроструктура участков предкомпакта Al+0,6%CNT с единичными УНТ (а), с кластерами УНТ (б) и компактированного методом КГД композита Al+0,5%CNT (в). На (б) видны также обломки пленки неизвестного происхождения, образованные, по-видимому, из остатков растворов.

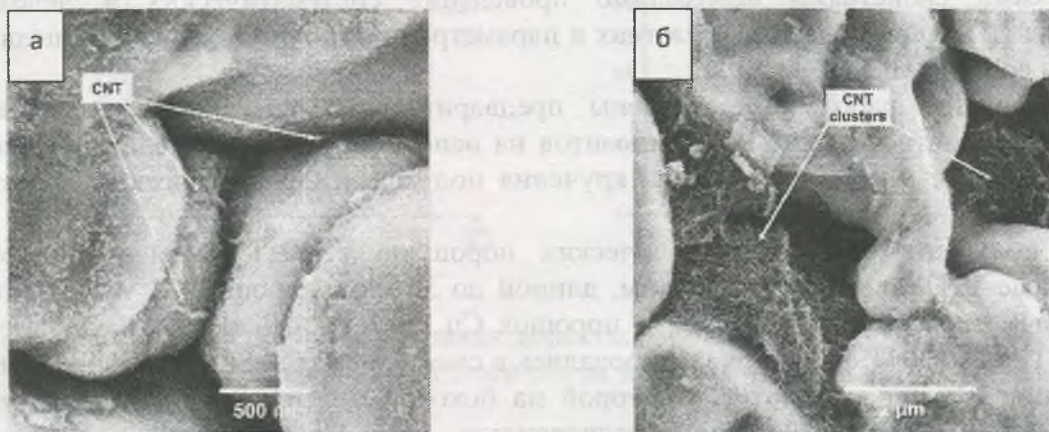


Рисунок 2 – Микроструктура участков предкомпакта Cu+1,5% CNT: (а) единичные УНТ; (б) кластеры УНТ.

Несмотря на то, что в структуре предкомпактов наблюдаются области, где отдельные УНТ распределены относительно равномерно, во многих участках остаются нераспределенные кластеры УНТ. Соответственно эти участки сохраняются в компактированном композите (рис.1в). Иными словами, ИПД кручением не обеспечивает распределения УНТ, если оно не достигнуто на стадии смешивания порошков и УНТ.

Результаты исследования методом ПЭМ композита Cu-УНТ (рис.3а, б) показывают, что, если в чистой меди М1 после деформационного наноструктурирования кручением формируется микроструктура с четко выраженными зернами со средним размером зерен около 200 нм, то средний размер фрагментов в композите составляет в среднем около 50 нм.

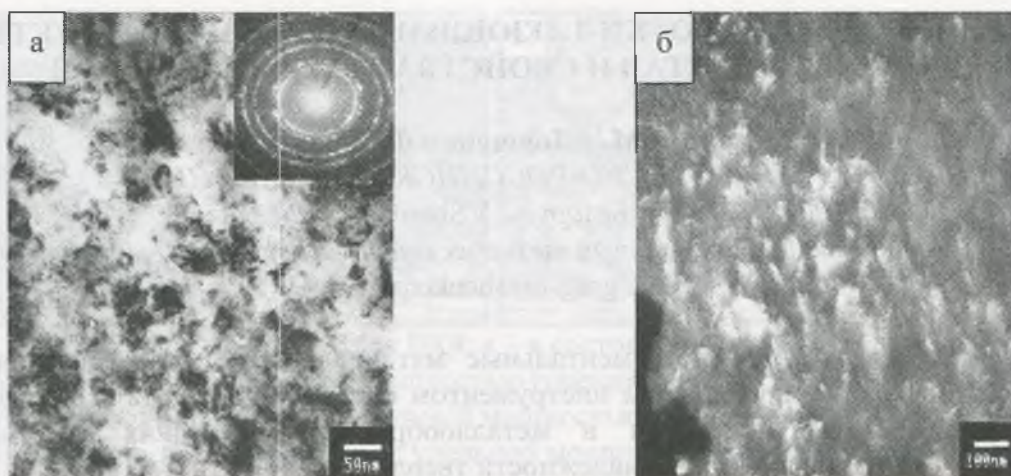


Рисунок 3 – ПЭМ-изображение микроструктуры композита Cu+1,5% CNT, полученного КГД (а) светлое поле; (б) темное поле.

Таким образом, предварительные структурные исследования показывают, что композиты металл-УНТ, полученные КГД, получаются неоднородными, кластеры УНТ частично расщепляются в процессе кручения, но полностью не распределяются в материале. Распределение кластеров улучшается по мере удаления от центра образца по радиусу, то есть с увеличением степени деформации.

Как вытекает из результатов, интенсивная пластическая деформация (ИПД) не может привести к равномерному распределению УНТ, если они не были распределены еще на стадии смешивания порошков с УНТ. Потому основной проблемой является развитие методов предварительной подготовки смеси.

Работа была поддержана грантом РФФИ 12-08-93001-Вьет_a.

Список литературы

1. Bakshi S. R., Lahiri D., Agarwal A. Carbon nanotube reinforced metal matrix composites – a review // *Int. Mater. Rev.* – 2010. - V. 55 - No 1 - p. 41-64.
2. Agarwal A., Bakshi S.R., Lahiri D. Carbon nanotubes reinforced metal matrix composites. CRC Press, Boca Raton, 2011.
3. Tokunaga T., K. Kaneko, Z. Horita. Production of aluminum-matrix carbon nanotube composite using high pressure torsion // *Mater. Sci. Eng.* - 2008. - V. A490. - P. 300-304.
4. Joo S.-H., Yoon S.C., Lee C.S., Nam D.H., Hong S.H., Kim H.S. Microstructure and tensile behavior of Al and Al-matrix carbon nanotube composites processed by high pressure torsion of the powders // *J Mater Sci.* - 2010. - V. 45. – P. 4652–4658.
5. Jenei P., Yoon E.Y., Gubicza J., Kim H.S., Lábár J.L., Ungár T. Microstructure and hardness of copper–carbon nanotube composites consolidated by High Pressure Torsion // *Mater. Sci. Eng.* - 2012. - V. 528. - P. 4690-4695.
6. Quang P., Jeong Y.G., Hong S.H., Kim H.S. Equal Channel Angular Pressing of Carbon Nanotube Reinforced Metal Matrix Nanocomposites // *Key Eng. Mater.* - 2006. - V. 326-328 - P. 325-328.
7. Quang P., Jeong Y.G., Yoon S.C., Hong S.H., Kim H.S. Consolidation of 1 vol.% carbon nanotube reinforced metal matrix nanocomposites via equal channel angular pressing // *J. Mater. Process. Technol.* - 2007. - V. 187-188. - P. 318-320.