

Янмин Чэнь, И Фэн (✉), Юйцин Ван, Фэй Мо, Ган Цянь, Дунбо Юй,  
Вэньхун Лю, Сюэбинь Чжан

Хэфэйский технологический университет, школа материаловедения  
и технологии материалов, г. Хэфэй, Китай

УДК 661.666.23:[666.3:546.6-31].017:620.173.251(510)

## ЭФФЕКТИВНОЕ ДИСПЕРГИРОВАНИЕ УГЛЕРОДНЫХ НАНОТРУБОК ДЛЯ УЛУЧШЕНИЯ МЕХАНИЧЕСКИХ СВОЙСТВ КОМПОЗИТОВ НА ОСНОВЕ $Al_2O_3$

Композиты на основе  $Al_2O_3$ , армированные многостенными углеродными нанотрубками (МУНТ/ $Al_2O_3$ ), получены горячим прессованием, исследованы их механические свойства. Добавка МУНТ в количестве 1,5 мас. % в матрицу  $Al_2O_3$  значительно повышает предел прочности при изгибе (403,6 МПа) и трещиностойкость ( $4,21 \text{ МПа} \cdot \text{м}^{1/2}$ ) композитов, что эквивалентно одновременному увеличению этих показателей на 38 и 35 % соответственно. Установлено, что в структуре композитов МУНТ/ $Al_2O_3$  МУНТ однородно диспергированы и прочно встроены в матрицу  $Al_2O_3$  благодаря электростатическому взаимодействию между МУНТ и  $Al_2O_3$ . В результате этого достигается значительное повышение прочности на изгиб и трещиностойкости. Основной механизм упрочнения композитов — выдергивание МУНТ из матрицы, образование мостиковых связей МУНТ и отклонение трещин.

**Ключевые слова:** многостенные углеродные нанотрубки (МУНТ), композиты на основе  $Al_2O_3$ , механические свойства, микроструктура.

### ВВЕДЕНИЕ

Керамические изделия на основе  $Al_2O_3$  широко применяются в различных отраслях промышленности, поскольку обладают превосходной твердостью, сопротивлением истиранию, механической прочностью, электро- и теплоизоляционными свойствами [1, 2]. Однако проблема низкой вязкости разрушения (трещиностойкости) затрудняет широкое применение этих изделий в качестве передовых конструкционных материалов.

С момента открытия С. Иидзимой в 1991 г. углеродных нанотрубок (УНТ) они считаются перспективными армирующими элементами для традиционных композитных материалов благодаря чрезвычайно высокой прочности на разрыв, хорошей гибкости и превосходным электрическим и тепловым свойствам, а также низкой плотности [3–15]. УНТ добавляют в полимерную матрицу для улучшения физико-механических свойств композитов [16–18], введение УНТ в керамическую матрицу может повысить трещиностойкость керамики на основе  $Al_2O_3$ .

Однако из-за неоднородного диспергирования УНТ или слабых связей на границе раздела между УНТ и матрицей  $Al_2O_3$  керамические изделия, армированные УНТ, пока не продемонстрировали значительного улучшения механи-

ческих свойств. В композитах УНТ/ $SiC$ , полученных горячим прессованием при  $2000^\circ\text{C}$  (25 МПа в среде  $Ag$  в течение 1 ч), достигли лишь 10 %-ного увеличения трещиностойкости по сравнению с трещиностойкостью монолитного  $SiC$  [19]. В композитах УНТ/ $Fe-Al_2O_3$  получено однородное диспергирование УНТ в спеченную алюмооксидную матрицу, однако трещиностойкость композита немного уменьшилась из-за несовместимости используемых УНТ с керамической матрицей [20]. В композите с матрицей из 10 об. % одностенных углеродных нанотрубок (ОУНТ) и  $Al_2O_3$ , полученном искровым плазменным спеканием (spark plasma sintering — SPS), трещиностойкость осталась неудовлетворительной из-за недостаточной связи между ОУНТ и алюмооксидной матрицей [21]. При получении композитов смешением обработанных кислотами МУНТ и  $Al_2O_3$  в порошкообразной форме в процессе измельчения в шаровой мельнице, а затем горячим прессованием смеси при  $1600^\circ\text{C}$  в течение 1 ч добились лишь 13 %-ного увеличения предела прочности при изгибе по сравнению с прочностью монолитного нанокристаллического  $Al_2O_3$  [22]. Основная проблема при этом — неоднородное диспергирование УНТ в матрице.

Авторы настоящей статьи получили композиты УНТ/ $Al_2O_3$  по технологии адсорбции с переносом заряда. УНТ были модифицированы смесью серной и азотной кислот для присоединения функциональных групп  $COOH^-$ , притягивающих положительно заряженные частицы  $Al_2O_3$  за счет



И Фэн

E-mail: fyhfut@163.com

электростатических сил. В результате УНТ оказались однородно диспергированы в матрице; улучшилась совместимость на границе раздела УНТ и керамической матрицы. Кроме того, кислотная обработка обеспечила шероховатость поверхности УНТ, что усложнило их выдергивание. Однородное диспергирование УНТ и прочная связь на границе раздела позволили одновременно увеличить прочность на изгиб и трещиностойкость композита, в отличие от предыдущих исследований, в результате которых удалось повысить лишь трещиностойкость [22, 23]. В настоящей работе сочетание химически модифицированных УНТ с технологией адсорбции и переносом заряда демонстрирует альтернативный способ применения УНТ в композитах на основе армированной керамики.

### МЕТОДИКА ЭКСПЕРИМЕНТА

МУНТ диаметром 20–40 нм (чистота 95 %) для исследования были предоставлены компанией «Shenzhen Nanotech Co.», Ltd. Порошки чистого алюминия со средним размером частиц 500 нм (чистота 99,9 %) были приобретены у компании «Hefei Nanotech Co.», Ltd. Для удаления примесей и модифицирования поверхности МУНТ исходные МУНТ обрабатывали смесью 98 %-ной  $H_2SO_4$  и 68 %-ной  $HNO_3$  (в объемном соотношении 3:1) с последующим ультразвуковым перемешиванием и нагревали при 110 °С в течение 20 мин на масляной бане. Затем осадок фильтровали, несколько раз промывали дистиллированной водой до полного удаления кислот и высушивали при 120 °С. В конечном счете были получены МУНТ, прошедшие кислотную обработку.

Для получения хорошо диспергированных, обработанных кислотами МУНТ в алюмооксидной матрице применяли подход, основанный на электростатическом притяжении. В типичном случае подготовки к эксперименту порошки  $Al_2O_3$  помещали в деионизированную воду с добавкой 35 %-ной соляной кислоты, чтобы довести pH раствора до 4, с последующим перемешиванием в течение 30 мин. Затем в раствор вводили обработанные кислотой МУНТ и смесь перемешивали в течение 30 мин, а затем полностью высушивали в печи. В полученную смесь добавляли  $MgO$  и  $Y_2O_3$  в качестве интенсификаторов спекания; горячее прессование проводили в графитовой форме диаметром 45 мм при 1600 °С в течение 1 ч под дав-

лением 30 МПа. Плотность спеченных образцов определяли методом Архимеда с использованием деионизированной воды в качестве иммерсионной среды. Твердость измеряли с применением алмазного индентора Виккерса при нагрузке 10 кг, прикладываемой к полированной поверхности на 15 с, трещиностойкость — путем непосредственного измерения трещин (метод DCM), предел прочности при изгибе — в системе с трехточечным изгибом. Микроструктуру образцов изучали методами автоэлектронной сканирующей микроскопии (FESEM) и просвечивающей электронной микроскопии (ТЭМ).

### РЕЗУЛЬТАТЫ И ИХ ОБСУЖДЕНИЕ

Исходные УНТ всегда подвергаются агрегации из-за высокого относительного удлинения и больших ван-дер-ваальсовых сил между ними [24], что приводит к неоднородному диспергированию в матрице. Для решения этой проблемы исходные МУНТ обрабатывали смесью серной и азотной кислот, что также уменьшало их длину. Кроме того, кислотная обработка позволяла получить функциональные группы  $COOH^-$  на поверхности МУНТ в результате реакции между азотной кислотой и УНТ, а серная кислота, используемая в качестве катализатора для поглощения влаги, увеличивала скорость этой реакции. На рис. 1 показаны ТЭМ-изображения МУНТ, исходных и обработанных кислотами. Исходные МУНТ переплетены между собой и проявляют морфологические признаки агломератов (см. рис. 1, а), а МУНТ после кислотной обработки хорошо диспергированы и характеризуются сравнительно низким относительным удлинением (см. рис. 1, б). Кроме того, поверхность отдельных исходных МУНТ гладкая и имеет коаксиальную графито-

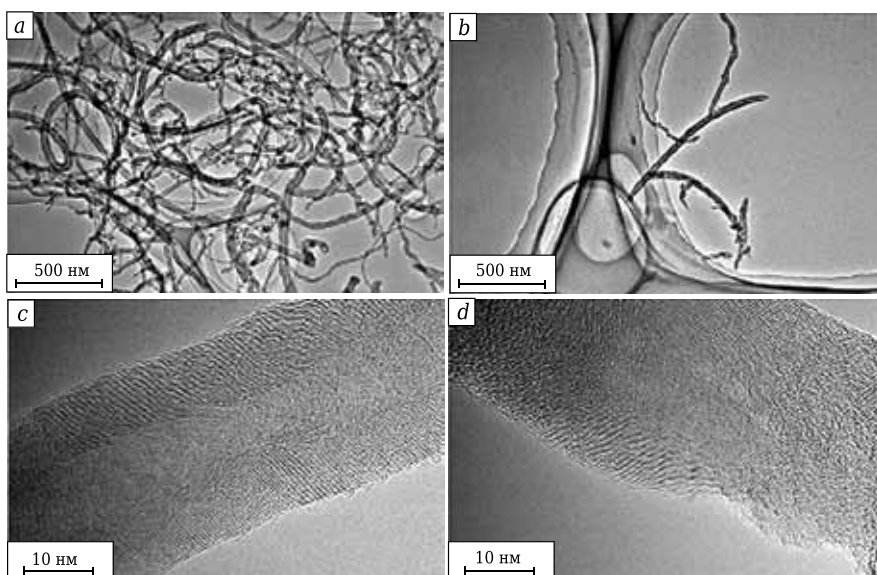


Рис. 1. ТЭМ-изображения МУНТ: а — исходные; б — после кислотной обработки; с — отдельные исходные; d — отдельные после кислотной обработки

вую структуру (см. рис. 1, с), а поверхность отдельных МУНТ после кислотной обработки (см. рис. 1, d) шероховатая, с нанодфектами.

На рис. 2 показан спектр МУНТ, полученный в результате рентгеновской фотоэлектронной спектроскопии (РФЭС). Спектр пиков  $C_{1s}$  исходных МУНТ (см. рис. 2, a) содержит три пика с центрами при 284,4 (C–C), 285,4 (C–OH) и 290,8 эВ (C–CO<sub>3</sub>). В МУНТ после кислотной обработки возникает отчетливый пик на уровне 288,9 эВ (см. рис. 2, b), что соответствует функциональным группам COOH<sup>-</sup>. Кроме того, отмечается рост высоты пика на уровне 285,4 эВ, что служит подтверждением увеличения содержания кислородосодержащих групп. По данным РФЭС, содержание кислорода на поверхности УНТ варьируется от 2,16 до 11,81 ат. %. Отрицательно заряженные функциональные группы (гидроксильные и карбоксильные) обеспечивают гидрофильность МУНТ, а также притягивают положительно заряженные частицы Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> за счет электростатических сил в кислой среде, что приводит в результате к однородному диспер-

гированию МУНТ в матрице Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и улучшению совместимости поверхностей МУНТ и матрицы.

На рис. 3 показаны рентгенограммы образцов с различными компонентами после спекания при 1600 °С. Никакой другой новой фазы не наблюдается (см. рис. 3, a); это указывает на то, что в процессе спекания химическая реакция между УНТ и матрицей Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> отсутствует, и УНТ сохраняются в матрице. Кроме того, пики Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> смещаются (см. рис. 3, b) при введении УНТ в матрицу; это можно объяснить остаточными напряжениями, вызванными встраиванием УНТ в керамическую матрицу. Как известно, разные ТКЛР УНТ и Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> обуславливают появление остаточных напряжений в композитах в процессе горячего прессования, в результате чего кристаллическая решетка Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> искажается, что видно на рентгенограмме (см. рис. 3).

Физико-механические свойства композитов приведены в таблице. Относительная плотность чистого Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> (99,3 %) близка к теоретической, а относительная плотность композитных материалов уменьшается с ростом содержания УНТ из-за

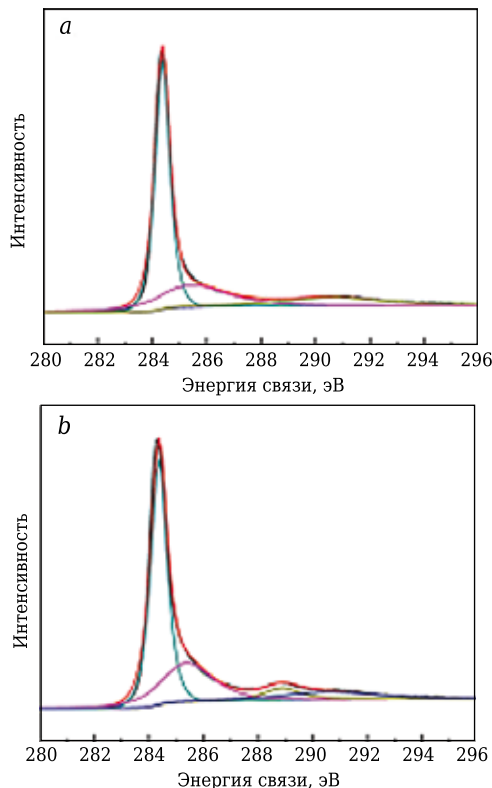


Рис. 2. Деконволюция спектра пиков  $C_{1s}$  исходных МУНТ и после кислотной обработки

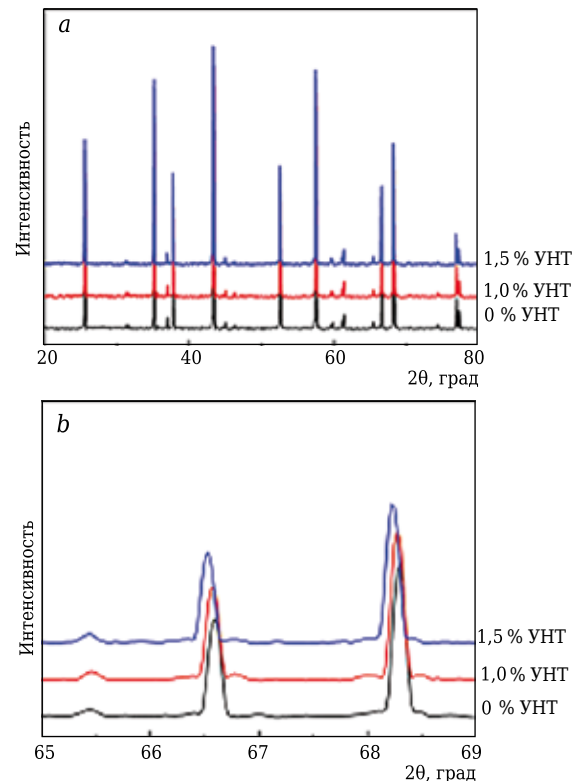


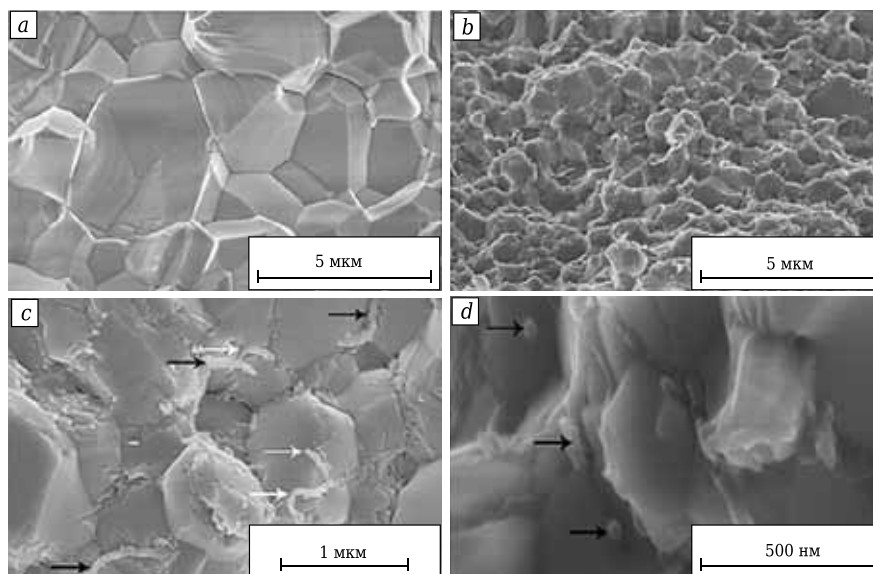
Рис. 3. Рентгенограммы чистого Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> и композитов УНТ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

#### Физико-механические свойства композитов УНТ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>

Материал	Относительная плотность, %	Твердость, ГПа	Предел прочности при изгибе, МПа	Трещиностойкость, МПа·м <sup>1/2</sup>
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> (монокристаллический)	99,3	17,9	292,8	3,11
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – 1 мас. % МУНТ	98,9	16,8	359,3	3,72
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – 1,5 мас. % МУНТ	98,2	16,2	403,6	4,21
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – 2 мас. % МУНТ	97,8	14,8	383,2	3,78
Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> – 3 мас. % МУНТ	96,0	13,1	337,3	3,54

наличия УНТ на границах зерен, что препятствует дальнейшему уплотнению этих материалов. Композит 1,5 мас. % МУНТ/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  демонстрирует наиболее высокие предел прочности при изгибе (403,6 МПа) и трещиностойкость ( $4,21 \text{ МПа}\cdot\text{м}^{1/2}$ ), что эквивалентно увеличению этих показателей на 38 и 35 % соответственно по сравнению с показателями чистого  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Значительное увеличение прочности на изгиб обусловлено армированием мелких зерен и образованием мостиковых связей УНТ, а причина повышения трещиностойкости заключается в образовании мостиковых связей МУНТ и отклонении трещин. Однако при введении в матрицу  $\text{Al}_2\text{O}_3$  3 мас. % УНТ механические свойства композита резко ухудшаются из-за агрегации УНТ.

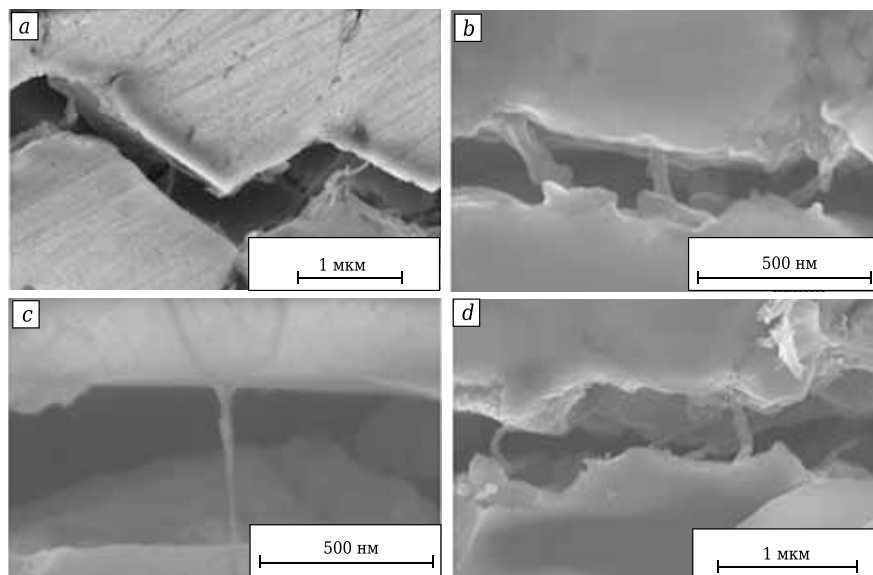
На рис. 4 показано FESEM-изображение чистого  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и композита 1,5 мас. % МУНТ/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ . На рис. 4, *a* видно характерное растрескивание чистого  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . В то же время УНТ встраиваются в матрицу композита 1,5 мас. % МУНТ/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  однородно, что указывает на неясную морфологию перехода разрушения от межзеренного излома в чистом  $\text{Al}_2\text{O}_3$  к трансзеренному излому в композитах (см. рис. 4, *b*) [23]. Очевидно, что средний размер зерен композита (~1 мкм) намного меньше, чем у чистого  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (~2 мкм), из-за присутствия на границах зерен  $\text{Al}_2\text{O}_3$  УНТ, которые препятствуют росту этих зерен в процессе спекания. Следует отметить, что мелкозернистая структура композита обеспечивает повышение прочности [21] в соответствии с полученными механическими свойствами, обсуждаемыми выше. FESEM-изображение композита также свидетельствует о том, что УНТ встраиваются в зерна  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и располагаются на границах зерен (см. рис. 4, *c*), обуславливая повышение трещиностойкости и прочности на изгиб. После растрескивания композита вы-



**Рис. 4.** FESEM-изображения чистого  $\text{Al}_2\text{O}_3$  и композита 1,5 мас. МУНТ /  $\text{Al}_2\text{O}_3$ : *a* — чистый  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; *b* — УНТ, диспергированные в матрице  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; *c* — УНТ, встроенные в зерна  $\text{Al}_2\text{O}_3$  (белые стрелки) и расположенные на границах зерен (черные стрелки); *d* — УНТ, выдернутые из композита

дернутые УНТ укорачиваются (см. рис. 4, *d*) из-за образования соответствующих связей между матрицей и УНТ, что затрудняет их выдергивание. Кроме того, шероховатая поверхность УНТ после кислотной обработки также препятствует их выскальзыванию из композитной матрицы. Таким образом, прочные связи на границе раздела могут максимально увеличить вклад УНТ в улучшение механических свойств композита.

На рис. 5 показаны трещины композитов 1,5 мас. % МУНТ/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  после измерения с использо-



**Рис. 5.** FESEM-изображения трещин композита 1,5 мас. МУНТ/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  после индентирования: *a* — образование мостиковых связей УНТ и отклонение трещин; *b* — прочная связь между УНТ и матрицей  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; *c* — упругая деформация УНТ; *d* — разрушившиеся УНТ



ванием индентора по Виккерсу. УНТ однородно диспергированы в направлении распространения трещины матрицы, и трещина отклоняется вдоль непрерывной границы раздела между УНТ и матрицей (см. рис. 5, а) в результате однородного диспергирования УНТ в матрице. На рис. 5, б УНТ образуют надежное мостиковое соединение между двумя частями композита, разделенными трещиной, что обеспечивает эффективный перенос нагрузки от матрицы к УНТ, препятствуя тем самым раскрытию и росту трещины. На рис. 5, с показано, что для УНТ предпочтительна упругая деформация, чем выдергивание в зоне прохождения трещины, из-за прочной связи между УНТ и  $\text{Al}_2\text{O}_3$ . Прочные связи на границе раздела обусловлены одновременно химическим и физическим факторами. Модификация поверхности с химической точки зрения может повысить совместимость на границе раздела, а шероховатая поверхность УНТ в результате кислотной обработки дает физический эффект, повышая сопротивление выдергиванию. Как показано на рис. 5, д, некоторые УНТ, образующие мостиковые связи, даже создают разлом в направлении распространения трещины. Это дополнительно подтверждает, что предлагаемый авторами настоящей статьи способ обеспечивает прочные связи на границе раздела между УНТ и алюмооксидной матрицей. Процесс разрушения УНТ требует больше энергии при распространении трещины, в результате чего наблюдается дополнительное повышение трещиностойкости. В заключение следует отметить, что образование мостиковых связей УНТ и отклонение трещин играют важ-

ную роль в увеличении прочности на изгиб и трещиностойкости композитов УНТ/ $\text{Al}_2\text{O}_3$ .

## ЗАКЛЮЧЕНИЕ

Методом горячего прессования получены композиты МУНТ/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  с однородным распределением УНТ. Кислотная обработка УНТ приводит к появлению отрицательно заряженных функциональных групп на поверхности, которые притягивают положительно заряженный  $\text{Al}_2\text{O}_3$  для достижения равномерного диспергирования УНТ в композите под действием электростатических сил. УНТ оказались прочно встроенными в матрицу  $\text{Al}_2\text{O}_3$ ; надежные связи между ними на границе раздела способствуют эффективному переносу нагрузки от матрицы к УНТ и затрудняют выдергивание УНТ, что приводит к улучшению механических свойств композитов. Композит 1,5 мас. % МУНТ/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  демонстрирует наиболее высокие предел прочности при изгибе (403,6 МПа) и трещиностойкость (4,21 МПа·м<sup>1/2</sup>) по сравнению с чистым  $\text{Al}_2\text{O}_3$  в результате выдергивания УНТ из матрицы, образования мостиковых связей УНТ и отклонения трещин. В дальнейшем планируется определить другие важные свойства композитов МУНТ/ $\text{Al}_2\text{O}_3$  и тщательно исследовать границу раздела между УНТ и керамической матрицей.

\*\*\*

Данная работа была выполнена при поддержке со стороны Программы высокотехнологичных научно-исследовательских проектов Китая (863)2013AA051402.

## Библиографический список

1. **Ohnabe, H.** Potential application of ceramic matrix composites to aero-engine components. Part A / H. Ohnabe, S. Masaki, M. Onozuka [et al.] // Appl. Sci. Manuf. — 1999. — Vol. 30. — P. 489–496.
2. **Ighodaro, O. L.** Fracture toughness enhancement for alumina systems: a review / O. L. Ighodaro, O. I. Okoli // Int. J. Appl. Ceram. Technol. — 2008. — № 5. — P. 313–323.
3. **Zhou, O.** Materials science of carbon nanotubes: fabrication, integration, and properties of macroscopic structures of carbon nanotubes / O. Zhou, H. Shimoda, B. Gao [et al.] // Acc. Chem. Res. — 2002. — Vol. 35. — P. 1045–1053.
4. **Salvetat, J. P.** Elastic modulus of ordered and disordered multiwalled carbon nanotubes / J. P. Salvetat, A. J. Kulik, J. M. Bonard [et al.] // Adv. Mater. — 1999. — Vol. 11. — P. 161–165.
5. **Salvetat, J. P.** Mechanical properties of carbon nanotubes / J. P. Salvetat, J. M. Bonard, N. Thomson [et al.] // Appl. Phys., A. — 1999. — Vol. 69. — P. 255–260.
6. **Walters, D.** Elastic strain of freely suspended single-wall carbon nanotube ropes / D. Walters, L. Ericson, M. Casavant [et al.] // Appl. Phys. Lett. — 1999. — Vol. 74. — P. 3803–3805.
7. **Ruoff, R. S.** Mechanical and thermal properties of carbon nanotubes / R. S. Ruoff, D. C. Lorents // Carbon. — 1995. — Vol. 33. — P. 925–930.
8. **Vaccarini, L.** Mechanical and electronic properties of carbon and boron-nitride nanotubes / L. Vaccarini, C. Goze, L. Henrard [et al.] // Carbon. — 2000. — Vol. 38. — P. 1681–1690.
9. **Iijima, S.** Structural flexibility of carbon nanotubes / S. Iijima, C. Brabec, A. Maiti, J. Bernholc // J. Chem. Phys. — 1996. — Vol. 104. — P. 2089–2092.
10. **Huang, J.** Superplastic carbon nanotubes / J. Huang, S. Chen, Z. Wang [et al.] // Nature. — 2006. — Vol. 439. — P. 281.
11. **Iijima, S.** Helical microtubules of graphitic carbon / S. Iijima // Nature. — 1991. — Vol. 354. — P. 56–58.
12. **Treacy, M.** Exceptionally high Young's modulus observed for individual carbon nanotubes / M. Treacy, T. Ebbesen, J. Gibson // Nature. — 1996. — Vol. 381. — P. 678–680.
13. **Salvetat, J. P.** Elastic and shear moduli of single-walled carbon nanotube ropes / J. P. Salvetat, G. A. D. Briggs, J. M. Bonard [et al.] // Phys. Rev. Lett. — 1999. — Vol. 82. — P. 944.

14. **Yu, M. F.** Tensile loading of ropes of single wall carbon nanotubes and their mechanical properties / *M. F. Yu, B. S. Files, S. Arepalli, R. S. Ruoff* // *Phys. Rev. Lett.* — 2000. — Vol. 84. — P. 5552.
15. **Yu, M. F.** Strength and breaking mechanism of multiwalled carbon nanotubes under tensile load / *M. F. Yu, O. Lourie, M. J. Dyer* [et al.] // *Science.* — 2000. — Vol. 287. — P. 637–640.
16. **Ajayan, P. M.** Single-walled carbon nanotube-polymer composites: strength and weakness / *P. M. Ajayan, L. S. Schadler, C. Giannaris, A. Rubio* // *Adv. Mater.* — 2000. — Vol. 12. — P. 750–753.
17. **Curran, S. A.** A composite from poly (*m*-phenylenevinylene-2,5-dioctoxy-*p*-phenylenevinylene) and carbon nanotubes: A novel material for molecular optoelectronics / *S. A. Curran, P. M. Ajayan, W. J. Blau* [et al.] // *Adv. Mater.* — 1998. — Vol. 10. — P. 1091–1093.
18. **Sandler, J.** Development of a dispersion process for carbon nanotubes in an epoxy matrix and the resulting electrical properties / *J. Sandler, M. Shaffer, T. Prasse* [et al.] // *Polymer.* — 1999. — Vol. 40. — P. 5967–5971.
19. **Ma, R.** Processing and properties of carbon nanotubes-nano-SiC ceramic / *R. Ma, J. Wu, B. Wei* [et al.] // *J. Mater. Sci.* — 1998. — Vol. 33. — P. 5243–5246.
20. **Laurent, C.** Carbon nanotubes-Fe-Alumina nanocomposites. Part II. Microstructure and mechanical

properties of the hot-pressed composites / *C. Laurent, A. Peigney, O. Dumortier, A. Rousset* // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 1998. — Vol. 18. — P. 2005–2013.

21. **Wang, X.** Contact-damage-resistant ceramic/single-wall carbon nanotubes and ceramic/graphite composites / *X. Wang, N. P. Padture, H. Tanaka* // *Nat. Mater.* — 2004. — № 3. — P. 539–544.
22. **Wei, T.** A new structure for multi-walled carbon nanotubes reinforced alumina nanocomposite with high strength and toughness / *T. Wei, Z. Fan, G. Luo, F. Wei* // *Mater. Lett.* — 2008. — Vol. 62. — P. 641–644.
23. **Ahmad, I.** Multi-walled carbon nanotubes reinforced Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> nanocomposites: Mechanical properties and interfacial investigations / *I. Ahmad, M. Unwin, H. Cao* [et al.] // *Compos. Sci. Technol.* — 2010. — Vol. 70. — P. 1199–1206.
24. **Zhang, S. C.** Pressureless sintering of carbon nanotube-Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> composites / *S. C. Zhang, W. G. Fahrenholtz, G. E. Hilmas, E. J. Yablowsky* // *J. Eur. Ceram. Soc.* — 2010. — Vol. 30. — P. 1373–1380. ■

Получено 24.02.16

© Янмин Чэнь, И. Фэн, Юйцин Ван, Фэй Мо, Ган Цянь, Дунбо Юй, Вэньхун Лю, Сюэбинь Чжан, 2017 г.

НАУЧНО-ТЕХНИЧЕСКАЯ ИНФОРМАЦИЯ



**9-я Европейская конференция металлургов**

25–28 июня 2017 г. | г. Лейпциг, Германия

**Тематика**

- Алюминий, легкие металлы, медь, свинец, цинк
- Драгоценные металлы
- Редкие металлы
- Стратегические металлы
- Утилизация / переработка отходов
- Пирометаллургия
- Побочные продукты
- ОГНЕУПОРНЫЕ МАТЕРИАЛЫ
- Новые технологические процессы
- Защита окружающей среды
- Стратегия ресурсосбережения
- Аналитика, качество
- Экономические перспективы



[www.emc.gdmb.de](http://www.emc.gdmb.de)