

УДК 669.056.9:620.3

УГЛЕРОДСОДЕРЖАЩИЕ КОМПОЗИТЫ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ

ВАГАНОВ В. Е., к. т. н., доц.

Кафедра материаловедения и обработки материалов, Государственное высшее учебное заведение «Приднепровская государственная академия строительства и архитектуры», ул. Чернышевского, 24-а, 49600, Днепропетровск, Украина, тел. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: vaganovv@bossmail.ru, ORCID ID: 0000-0002-4123-4036

Аннотация. Постановка проблемы. В числе разработанных технологий производства металломатричных композитов особое место занимает порошковая металлургия, имеющая принципиальные отличия от традиционно применяемых литейных технологий. Основными достоинствами этой технологии являются: возможность тонкого регулирования структуры и фазового состава исходных компонентов и в конечном итоге возможность получения объемных материалов в наноструктурированном состоянии с минимальным количеством технологических операций. К числу потенциальных упрочнителей, металлов относятся: микро- и наноразмерные оксиды, карбиды, нитриды, вискерсы и другие. Особое положение занимают углеродные наноструктуры (УНС): фуллерены C_{60} , одностенные и многостенные нанотрубки, онионы (сферические «луковицы»), наноалмазы и графены, свойства которых интенсивно исследуют в последние годы. Эти объекты обладают высокими значениями тепло- и электропроводности, сверхупругостью и имеют прочность, близкую к теоретической, что может обеспечить получение композиционных наноматериалов с уникальным комплексом физико-механических свойств. При создании металломатричных композиционных материалов (КМ), упрочненных различными УНС, уже на стадии подготовки исходных компонентов, особое внимание следует уделять процессам механоактивации (МА), влияющим на структуру, фазовый состав и свойства алюмоматричных композитов. **Цель работы** – исследовать влияние механоактивации на структуру и фазовый состав алюмоматричных композитов. **Вывод.** Представлены результаты исследования структуры и фазового состава исходных и механоактивированных порошков и объемных модифицированных металломатричных композитов, в зависимости от типа и концентрации модифицирующих разновидностей УНС, режимов МА и параметров компактирования. Проведены исследования трибологических свойств Al-УНС наноструктурированных материалов.

Ключевые слова: структура, фуллерен, алюминий, кристаллиты, механоактивация, карбиды

ВУГЛЕЦЕВМІСНІ КОМПОЗИТИ НА ОСНОВІ МЕТАЛІВ

ВАГАНОВ В. Є., к. т. н., доц.

Кафедра матеріалознавства та обробки матеріалів, Державний вищий навчальний заклад «Придніпровська державна академія будівництва та архітектури», вул. Чернишевського, 24-а, 49600, Дніпропетровськ, Україна, тел. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: vaganovv@bossmail.ru, ORCID ID: 0000-0002-4123-4036

Анотація. Постановка проблеми. У числі розроблених технологій виробництва металоматричних композитів особливе місце посідає порошкова металургія, що має принципові відмінності від традиційно застосовуваних ливарних технологій. Основні достоїнства цієї технології є: можливість тонкого регулювання структури і фазового складу вихідних компонентів і в кінцевому підсумку можливість отримання об'ємних матеріалів у наноструктурованому стані з мінімальною кількістю технологічних операцій. До числа потенційних зміцнювачів металів відносять: мікро- і нанорозмірні оксиди, карбіді, нітриди, вискерси та інші. Особливе положення займають вуглецеві наноструктури (ВНС): фулерени C_{60} , одностінні та багатостінні нанотрубки, оніони (сферичні «цибулини»), наноалмази і графени, властивості яких інтенсивно досліджують в останні роки. Ці об'єкти володіють високими значеннями тепло- та електропровідності, надпружні і мають міцність, близьку до теоретичної, що може забезпечити отримання композиційних наноматеріалів з унікальним комплексом фізико-механічних властивостей. Створюючи металоматричні композиційні матеріали (КМ), зміцнені різними УНС, уже на стадії підготовки вихідних компонентів особливу увагу слід приділяти процесам механоактивації, що впливають на структуру, фазовий склад і властивості алюмоматричних композитів. **Мета роботи** – дослідити вплив механоактивації на структуру і фазовий склад алюмоматричних композитів. **Висновок.** Наведено результати дослідження структури і фазового складу вихідних і механоактивованих порошків і об'ємних модифікованих металоматричних композитів залежно від типу і концентрації модифікувальних різновидів ВНС, режимів МА і параметрів компактування. Проведено дослідження трибологічних властивостей Al-УНС наноструктурованих матеріалів.

Ключові слова: структура, фулерен, алюміній, кристаліти, механоактивация, карбід

CARBON-CONTAINING COMPOSITES BASED ON METALS

VAGANOV V. E., *Ph.D.*

Department of Materials Science, State Higher Education Establishment «Prydniprov'ska State Academy of Civil Engineering and Architecture», 24-a, Chernyshevskogo str., Dnipropetrovsk 49600, Ukraine, tel. +38 (0562) 47-39-56, e-mail: vaganovv@bossmail.ru, ORCID ID: 0000-0002-4123-4036

Summary. Problem statement Among the developed technologies metal-composites production, a special place takes powder metallurgy, having fundamental differences from conventionally used foundry technologies. The main advantages of this technology are: the possibility of sensitive control, the structure and phase composition of the starting components, and ultimately the possibility of obtaining of bulk material in nanostructured state with a minimum of processing steps. The potential reinforcing metals include micro and nano-sized oxides, carbides, nitrides, whiskers. The special position is occupied with carbon nanostructures (CNS): C_{60} fullerenes, single-layer and multi-layer nanotubes, onions (spherical "bulbs"), nano-diamonds and graphite, their properties are being intensively studied in recent years. These objects have a high thermal and electrical conductivity values, superelasticity, and have a strength approximate to the theoretical value, which can provide an obtaining composite nanomaterial with a unique set of physical and mechanical properties. In creation of a metal matrix composite nanomaterials (CM), reinforced by various CNS, a special attention should be given to mechanical activation processes (MA) already at the stage of preparation of the starting components affecting the structure, phase composition and properties of aluminum-matrix composites. **Purpose.** To investigate the influence of mechanical activation on the structure and phase composition of aluminum-matrix composites. **Conclusion.** The results of the study of the structure and phase composition of the initial and mechanically activated powders and bulk-modified metal-composites are shown, depending on the type and concentration of modifying varieties CNS, regimes of MA and parameters of compaction. The study is conducted of tribological properties of Al-CNS OF nanostructured materials.

Key words: *structure, fullerene, aluminum, crystallites, mechanoactivation, carbides*

Введение. В числе разработанных технологий производства металломатричных композитов особое место занимает порошковая металлургия, имеющая принципиальные отличия от традиционно применяемых литейных технологий. Основными достоинствами этой технологии являются: возможность тонкого регулирования структуры и фазового состава исходных компонентов и в конечном итоге возможность получения объемных материалов в наноструктурированном состоянии с минимальным количеством технологических операций [1; 2].

К числу потенциальных упрочнителей металлов относятся: микро- и наноразмерные оксиды, карбиды, нитриды, вискерсы и другие. Особое положение занимают углеродные наноструктуры (УНС): фуллерены C_{60} , одностенные и многостенные нанотрубки, онионы (сферические «луковицы»), наноалмазы и графены, свойства которых интенсивно исследуют в последние годы [3-15]. Эти объекты обладают высокими значениями тепло- и электропроводности, сверхупругостью и имеют прочность, близкую к теоретической, что может обеспечить получение композиционных наноматериалов с уникальным комплексом физико-механических свойств.

При создании металломатричных КМ, упрочненных различными УНС, уже на стадии подготовки исходных компонентов необходимо решить ряд принципиальных научно-технических задач, связанных с вопросами: равномерности их распределения в объеме материала; защиты от окисления; предотвращения деструкции при механической активации и нагреве; обеспечения образования прочных связей между упрочнителем и матрицей и т. д.

Цель работы – исследовать влияние механоактивации (МА) на структуру и фазовый состав алюмоматричных композитов.

Материал и методы исследований. Объектом исследований являлись процессы влияния механической активации на структуру и фазовый состав исходных и механоактивированных порошков и объемных модифицированных алюмоматричных композитов.

Исследования структуры композиционных материалов было проведено с применением современных методов структурного анализа: просвечивающей электронной микроскопии, (ПЭМ) - JEM-2010; сканирующей электронной микроскопии (СЭМ): Quanta 200 3D, FEI Inc., Голландия; JSM-7600F.

Фазовый состав полученных материалов

исследовали методами РСА; спектроскопии комбинационного рассеяния света, TRIAX 552 (КРС); дифференциальной сканирующей калориметрии, DSC 8000 (ДСК).

Исследования на трение без смазки и износ проводили по схеме осевого нагружения «палец (образец) – диск (контртело из стали 45 (HRC \geq 63))» на установке CETR UMT Multi-Specimen Test System.

Экспериментальные результаты и их обсуждение. Динамика измельчения кристаллитов алюминия показана на рисунке 1. На начальном этапе МА, длящемся 10-15 мин., средний размер кристаллитов резко снижается от исходного значения 250-350 нм. до 90-120 нм для сплава АД0 (с 1 % по-

верхностно-активных веществ (ПАВ)) и до 40-70 нм (для алюмоматричных КМ, упрочненных 8 об. % УНС). Далее темп измельчения замедляется и размеры кристаллитов приближаются к некоторому предельному значению. Для всех исследованных составов алюмоматричных композиционных материалов скорость и степень измельчения кристаллитов алюминия увеличиваются при добавлении ПАВ и повышении концентрации УНС.

Полученные данные о среднем размере кристаллитов для исследованных составов алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных УНС, после механической активации приведены в таблице 1.

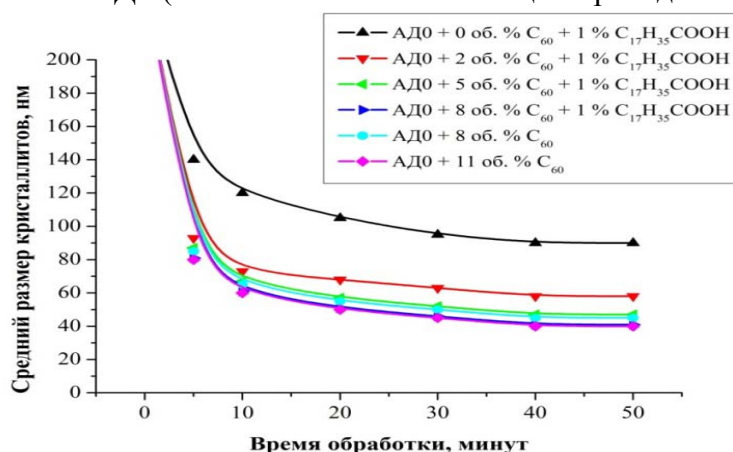


Рис. 1. Зависимость среднего размера кристаллитов алюминия от времени механоактивации, концентрации фуллерена C_{60} и наличия ПАВ

Таблица 1

Зависимость среднего размера кристаллитов алюминия после МА (1 800 об./мин., 40 мин.) от типа и концентрации УНС и наличия ПАВ

КМ	Концентрация УНС в КМ с ПАВ, об. %				Концентрация УНС в КМ без ПАВ, об. %	
	0	2	5	8	8	11
АД0 + C_{60}	90	58	46	41	44	40
АД0 + УНТ		72	65	59	64	61
АД0 + УДА		76	64	58	69	65
АД0 + OLC		72	55	51	67	53
АД0 + Графит		75	64	58	76	59

Сравнительный анализ данных, представленных на рисунке 1 и в таблице 1, показывает, что наибольший эффект измельчения достигается при использовании фуллеренов C_{60} в качестве добавки. Это может быть связано с малыми размерами молекул C_{60} (0,7 нм) и относительно слабыми связями между ними в решетке фуллерита, что обеспечивает их более равномерное и

быстрое распределение в матрице. Остальные УНС оказывают примерно одинаковый эффект на изменение среднего размера кристаллитов при МА. Применение стеариновой кислоты в качестве ПАВ позволило не только получить порошки алюмоматричных КМ с малым (до 5 об. %) содержанием УНС, но и ускорить процесс измельчения кристаллитов алюминия, а также снизить их

средний размер на 15-20 %.

Располагаясь по границам кристаллитов, агломератов и агрегатов, ПАВ и УНС образуют на них оболочки, работающие как барьеры, тормозящие рекристаллизацию и препятствующие свариванию металлических частиц, что приводит к более интенсивному измельчению кристаллитов и меньшему агломерированию порошков. Часть УНС могут претерпевать деструкцию и другие превращения, поэтому оболочки вокруг частиц КМ состоят из УНС, ПАВ и различных образовавшихся фрагментов УНС – графеноподобных структур, бесструктурного углерода, оксидов, карбидов и, возможно, стеаратов.

По данным РСА, ПЭМ и СЭМ, полученные порошки имеют сложную иерархическую структуру. Кристаллиты алюминия размером 40-70 нм (в зависимости от состава КМ) объединены в прочные высокоплотные агломераты. Агломераты имеют преимущественно глобулярную форму и

склонны слипаться в непрочные пористые агрегаты. Установлено, что положительное влияние ПАВ состоит в уменьшении размеров агрегатов и агломератов в среднем на $\approx 20-30\%$ по сравнению с образцами без ПАВ. Исследование структуры агрегатов и агломератов в порошках алюмоматричных композиционных материалов, упрочненных УНС, с помощью СЭМ при больших увеличениях показало, что кроме размерного фактора какие-либо видимые структурные различия образцов, содержащих ПАВ и без него, отсутствуют.

Исследования порошков после МА методом КРС показали (рис. 2), что в образцах присутствуют исходные УНС, а характерные для карбида алюминия Al_4C_3 линии в области 492 см^{-1} и 857 см^{-1} или не наблюдаются, или их интенсивность крайне мала. Кроме этого, на спектрах КРС видны дополнительные линии в области 700 см^{-1} , свидетельствующие о взаимодействии УНС с материалом матрицы.

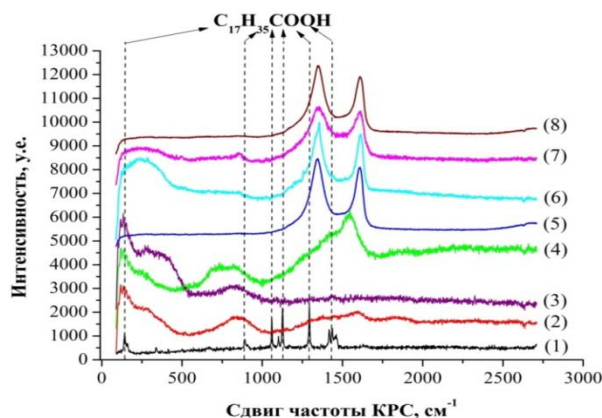


Рис. 2. Спектры КРС алюмоматричных КМ, с добавками УНС, после МА (1 800 об/мин, 40 мин.):
 (1) – ПАВ; (2) – АД0 + 0 % УНС + 1 % ПАВ; (3) – АД0 + 0 % УНС + 2 % ПАВ;
 (4) – АД0 + 8 об. % C_{60} + 1 % ПАВ; (5) – АД0 + 8 об. % УНТ + 1 % ПАВ; (6) – АД0 + 8 об. % УДА + 1 % ПАВ;
 (7) – АД0 + 8 об. % ОЛС + 1 % ПАВ; (8) – АД0 + 8 об. % графита + 1 % ПАВ

После МА исходных материалов на спектрах КРС следов от стеариновой кислоты не обнаружено. Это может говорить о том, что она или претерпела деструкцию до элементарных частиц кислорода, водорода и углерода, или превратилась в стеараты, однако из-за малой концентрации образующихся соединений их идентификация затруднена. Единственным отличием образцов, содержащих ПАВ, является образование на поверхности кристаллитов алю-

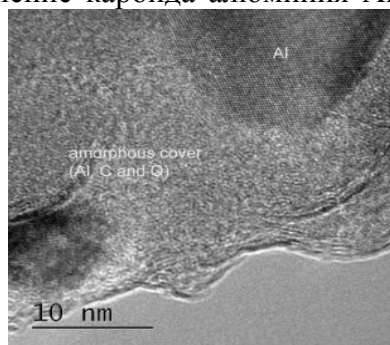
миния более толстых оболочек с несколько повышенным содержанием в них кислорода и углерода (рис. 3).

Таким образом, фазовый состав порошков алюмоматричных КМ, упрочненных УНС, представляет собой совокупность нескольких фаз: основой является чистая матрица из алюминия и УНС; присутствуют металлоуглеродные комплексы; наблюдаются также следы аморфного углерода; карбидов; оксидов и, возможно, стеаратов, но из-за

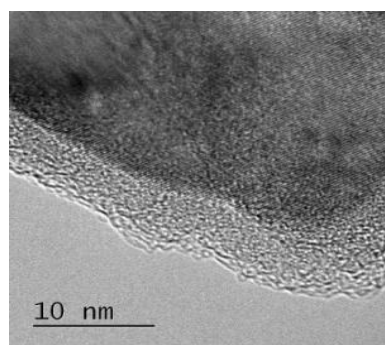
слишком малых концентраций с помощью используемых методов установить их количество не удалось.

При горячем прессовании ставилась задача достижения максимальной плотности и прочности образцов при соблюдении следующих ограничений: обеспечить минимальный рост зерен для сохранения наноструктуры; исключить деструкцию УНС; предотвратить образование карбида алюминия Al_4C_3 ; сохранить условия для активного образования прочных металлоуглеродных комплексов.

Появление карбида алюминия Al_4C_3 не-



а



б

Рис. 3. ПЭМ изображения оболочек в алюмоматричных КМ, упрочненных УНС: а – с ПАВ; б – без ПАВ

Для определения температуры начала карбидообразования в исследуемых материалах применялись методы ДСК, КРС и ПЭМ. Методом ДСК было установлено, что при нагревании механоактивированных порошков алюмоматричных КМ, упрочненных УНС, наблюдаются экзо- и эндотермические эффекты. Для матричного сплава АД0 без добавления ПАВ и УНС в температурном интервале 290-310°C никаких тепловых эффектов не наблюдается, что свидетельствует об отсутствии активных структурных превращений и каких-либо химических реакций. В материалах, содержащих УНС, в том же температурном интервале процесс характеризуется экзотермическим эффектом, в то время как для матричного сплава АД0 с добавлением 1 % ПАВ тепловой эффект является эндотермическим. Все это говорит о том, что наблюдаемые тепловые эффекты связаны не со структурными превращениями матричного сплава, а с протеканием химических реакций между УНС, ПАВ и матрицей.

Методом КРС было установлено, что те-

желательно, поскольку его наличие неизбежно приведет к снижению физико-механических и эксплуатационных свойств полученного материала. Присутствие на границах кристаллитов или агломератов поверхностного слоя из карбида может затруднить образование металлоуглеродных комплексов и ухудшить спекаемость порошков КМ. Кроме того, при эксплуатации материала возможен гидролиз Al_4C_3 , который будет сопровождаться коррозией по границам зерен алюминия, что приведет к возникновению пор и потере прочности.

пловой эффект, регистрируемый ДСК, даст реакция образования карбида алюминия Al_4C_3 . На рис. 9 представлены спектры КРС для образцов алюмоматричных КМ, упрочненных УДА и OLC, полученных при температуре 290 и 400°C. Положение характерных линий для карбида алюминия Al_4C_3 (492 и 857 cm^{-1}) показано на рисунке 4 стрелками.

В образцах, полученных методом горячего прессования при температуре 400°C, с помощью ПЭМ также наблюдались отдельные частицы карбида алюминия Al_4C_3 (3-5 шт. в 15-20 полях зрения) размером не более 25-30 нм.

Другой важной задачей при горячем прессовании является сохранность нанокристаллической структуры матрицы полученных КМ. Как известно, при повышенных температурах процессы рекристаллизации значительно ускоряются, что сопровождается активным ростом зерен, огрублением структуры и, как следствие, переходом материала из наноструктурного в микроструктурное состояние.

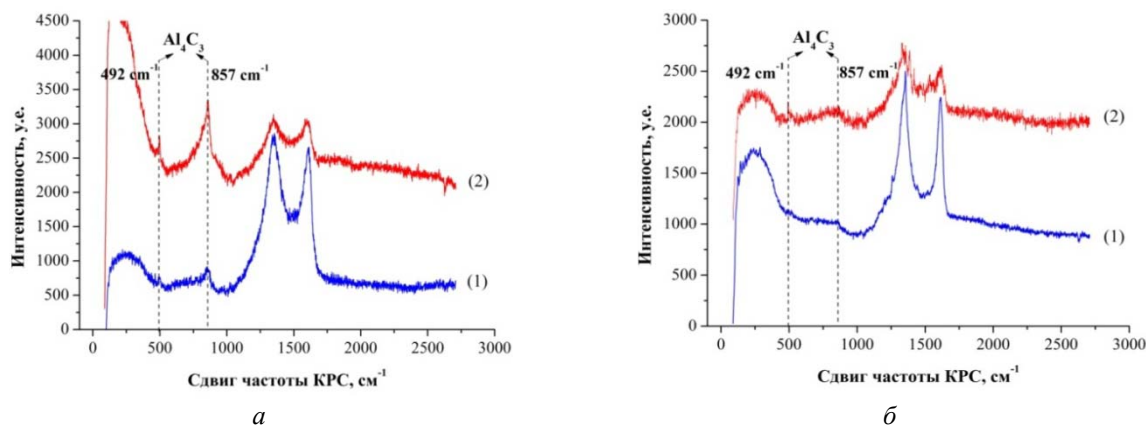


Рис. 4. Исследование фазового состава методом КРС на примере алюмоматричных КМ, упрочненных: а – OLC; б – УДА при температурах: (1) – 290 °С; (2) – 400 °С

Результаты измерений среднего размера кристаллитов алюминия в исследованных образцах разных составов после горячего прессования при температуре 290 °С показаны в таблице 2. Из приведенных данных

видно, что после горячего прессования средний размер кристаллитов увеличивается незначительно, а их рост можно замедлить за счет повышения концентрации УНС и применения ПАВ.

Таблица 2

Средний размер кристаллитов алюмоматричных КМ, упрочненных УНС, после горячего прессования (290 °С, 650 МПа, 7 мин.)

КМ	Концентрация УНС в КМ с ПАВ, об. %								Концентрация УНС в КМ без ПАВ, об. %			
	0	Δ	2	Δ	5	Δ	8	Δ	8	Δ	11	Δ
АД0 + С ₆₀	135	45	63	5	50	4	44	3	54	10	47	7
АД0 + УНТ			83	9	69	4	62	3	77	12	71	10
АД0 + УДА			90	15	77	14	73	10	84	15	80	13
АД0 + OLC			90	17	64	9	58	7	74	9	53	7
АД0 + Графит			90	15	64	13	68	10	76	12	59	7

Примечание: Δ – изменение среднего размера кристаллитов в алюмоматричных КМ после горячего прессования относительно образцов того же состава после МА

Как видно из таблицы 2, наименьшее изменение среднего размера кристаллитов алюминия достигается за счет применения фуллеренов С₆₀ и УНТ, что связано с особенностями их физико-химического взаимодействия. Увеличение среднего размера кристаллитов алюминия в образцах, содержащих ПАВ, оказывается в среднем на 15-20 % меньше, чем в образцах без него. Это может говорить о том, что стеариновая кислота способствует более равномерному распределению УНС по поверхностям агрегатов, агломератов и кристаллитов.

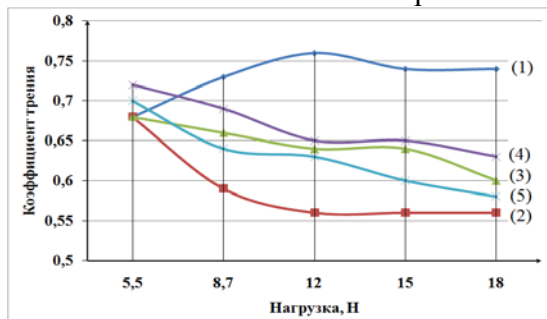
Для установления влияния морфологии УНС на трибологические характеристики алюмоматричных КМ были проведены испытания на трение без смазки по схеме «палец (образец) – диск (контртело)». Из пред-

ставленных на рисунке 5 данных видно, что введение УНС в алюминиевую матрицу дает возможность снизить коэффициент трения на 30 %, а износ – на 45 % (рис. 3).

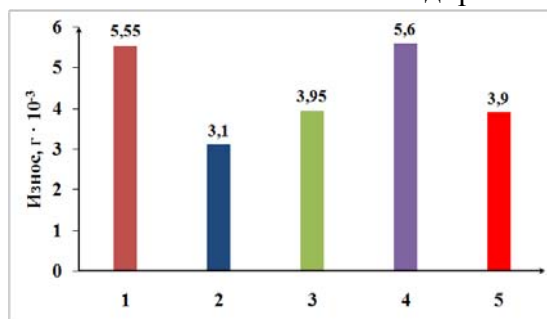
Полученные результаты показывают, что армирование алюминиевой матрицы УНС является эффективным способом повышения трибологических характеристик алюмоматричных КМ. Наиболее сильный эффект снижения коэффициента трения и интенсивности изнашивания поверхности КМ наблюдается при армировании фуллереном С₆₀ и графитом.

Изнашивание алюмоматричных КМ, армированных высокомолекулярными керамическими частицами, происходит по следующим механизмам: в начальный момент времени преобладает абразивное изнашива-

ние, о котором свидетельствуют характер дефектов контактной поверхности и нестабильность коэффициента трения. С увеличением нагрузки и времени испытания на смену абразивному приходит окислительный механизм износа с образованием



а



б

Рис. 5. а - коэффициент трения алюмоматричных КМ, упрочненных УНС, в зависимости от приложенной нагрузки; б - значения износа: 1 - АД0 + 0 % УНС + 1 % ПАВ; 2 - АД0 + 8 об. % C_{60} + 1 % ПАВ; 3 - АД0 + 8 об. % УНТ + 1 % ПАВ; 4 - АД0 + 8 об. % OLC + 1 % ПАВ; 5 - АД0 + 8 об. % графита + 1 % ПАВ

В алюмоматричных КМ, упрочненных УНС, начальные этапы испытания также характеризуются преимущественно вкладом в износ абразивного и окислительного механизмов, на смену которым после отшелушивания окисных слоев приходит режим самосмазывания. Такой механизм изнашивания сохраняется в широком диапазоне нагрузок, о чем свидетельствует стабильность процесса трения. Результаты, полученные в ходе проведения трибологических испытаний, показывают эффективность применения алюмоматричных КМ, упрочненных УНС, в

качестве материалов антифрикционного назначения.

Выводы. Представлены результаты исследования структуры и фазового состава исходных и механоактивированных порошков и объемных модифицированных металломатричных композитов, в зависимости от типа и концентрации модифицирующих разновидностей УНС, режимов МА и параметров компактирования. Проведены исследования трибологических свойств Al-УНС наноструктурированных материалов.

ИСПОЛЬЗОВАННАЯ ЛИТЕРАТУРА

- Ваганов В. Е. Структурообразование при спекании порошковых материалов системы железо-углеродные нанотрубки (нанофила) / В. Е. Ваганов, В. Д. Захаров, Д. В. Абрамов, С. Н. Ратиев, А. Д. Рябцев, В. В. Пашинский, Л. А. Соловьева // Материаловедение. – 2011. – № 2 – С. 53-56.
- Ваганов В. Е. Исследование структуры и свойств композиционных материалов на основе меди модифицированной углеродными наноструктурами после деформационной и термической обработки / В. Е. Ваганов, Ю. А. Щетинин, В. М. Астрединов, В. Д. Захаров, В. В. Решетняк // Конструкции из композиционных материалов. – 2013. – № 3(131). – С. 11-15.
- Carbon nanotubes: the solar approach / D. Laplaze, P. Bernier, W. K. Maser, G. Flamantb, T. Guillardb, A. Loiseau // Carbon. – 1998. – Vol. 36, iss. 5/6. – P. 685-688.
- Rodriguez N. M. A review of catalytically grown carbon nanofibers / N. M. Rodriguez // Journal of materials research. – 1993. – Vol. 8, iss. 12. – P. 3233-3250.
- Кечин В. А. Основные тенденции создания наноструктурированных материалов / В. А. Кечин, В. Е. Ваганов // Металлургия и машиностроение. – 2010. – № 2. – С. 27-30.
- Koyama T. Formation of carbon fibers from benzene / T. Koyama // Carbon. – 1972. – Vol. 10, iss. 6. – P. 757-758.
- Baird T. Carbon formation on iron and nickel foils by hydrocarbon pyrolysis-reactions at 700°C / T. Baird, J. R. Fryer, B. Grant // Carbon. – 1974. – Vol. 12, iss. № 5. – P. 591-602.
- Oberlin A. Filamentous growth of carbon through benzene decomposition / A. Oberlin, M. Endo, T. Koyama // Journal of crystal growth. – 1976. – Vol. 32. – P. 335-349.

9. Tibbets G. G. Carbon fibers produced by pyrolysis of natural gas in stainless steel tubes / G. G. Tibbets // *Applied physics letters*. – 1983. – Vol. 42. – P. 666-667.
10. Tibbets G. G. Why are carbon filaments tubular? / G. G. Tibbets // *Journal of crystal growth*. – 1984. – Vol. 66, iss. 3. – P. 632-638.
11. Endo M. Formation of carbon nanofibers / M. Endo, H. W. Kroto // *Journal of physical chemistry*. – 1992. – Vol. 96. – P. 6941-6944.
12. Microscopic growth mechanisms for carbon nanotubes / J. C. Charlier, A. De Vita, X. Blasé, R. Car // *Science*. – 1997. – Vol. 275, iss. 5300. – P. 647-649.
13. Dai H. Probing electrical transport in nanomaterials: Conductivity of individual carbon nanotubes / H. Dai, E. W. Wong, C. M. Lieber // *Science*. – 1996. – V. 272, iss. 5261. – P. 523-526.
14. Химическая модификация углеродных нанотрубок / Ваганов В. Е., Орлов В. Ю., Шибяев Д. А., Базлов Д. А. // *Известия вузов. Химия и химические технологии*. – 2011. – Т. 54, вып. 7. – С. 38-41.
15. Каманина Н. В. Влияние углерод-содержащих наноструктур на оптические и физические свойства материалов включая жидкие кристаллы / Н. В. Каманина, В. Е. Ваганов // *Жидкие кристаллы и их практическое использование*. – 2010. – Вып. 2. – С. 5-24.

REFERENCES

1. Vaganov V.E., Zakharov V.D., Abramov D.V., Ratiev S.N., Ryabtsev A.D., Pashinskiy V.V. and Solov'eva L.A. *Strukturoobrazovanie pri spekanii poroshkovykh materialov sistemy zhelezo-uglerodnye nanotrubki (nanovolokna)* [Structure formation during sintering of powder materials of the iron-carbon nanotubes (nanowires)]. *Materialovedenie* [Material science]. 2011, no. 2, pp. 53-56. (in Russian).
2. Vaganov V.E., Shchetinin Yu.A., Astredinov V.M., Zakharov V.D. and Reshetnyak V.V. *Issledovanie struktury i svoystv kompozitsionnykh materialov na osnove medi modifitsirovannoy uglerodnymi nanostrukturami posle deformatsionnoy i termicheskoy obrabotki* [The study of the structure and properties of composite materials based on copper of modified carbon nanostructures after the deformation and heat processing]. *Konstruktivnykh materialov* [Construction from compositional materials]. 2013, no. 3(131), pp. 11-15. (in Russian).
3. Laplace D, Bernier P., Maser W.K., Flamant G., Guillard T. and Loiseau A. *Carbon nanotubes: the solar approach*. *Carbon*. 1998, vol. 36, iss. 5/6, pp. 685-688.
4. Rodriguez N. M. *A review of catalytically grown carbon nanofibers*. *Journal of materials research*. 1993, vol. 8, iss. 12, pp. 3233-3250.
5. Kechin V.A. and Vaganov V.E. *Osnovnye tendentsii sozdaniya nanostrukturirovannykh materialov* [The main tendencies of creating nanostructured materials]. *Metallurgiya i mashinostroenie* [Metallurgy and mechanical engineering]. 2010, no. 2, pp. 27-30. (in Russian).
6. Koyama T. *Formation of carbon fibers from benzene*. *Carbon*. 1972, vol. 10, iss. 6, pp. 757-758.
7. Baird T. Fryer J.R. and Grant B. *Carbon formation on iron and nickel foils by hydrocarbon pyrolysis—reactions at 700°C*. *Carbon*. 1974, vol. 12, iss. 5, pp. 591-602.
8. Oberlin A., Endo M. and Koyama T. *Filamentous growth of carbon through benzene decomposition*. *Journal of crystal growth*. 1976, vol. 32, pp. 335-349.
9. Tibbets G. G. *Carbon fibers produced by pyrolysis of natural gas in stainless steel tubes*. *Applied physics letters*. 1983, vol. 42, pp. 666-667.
10. Tibbets G.G. *Why are carbon filaments tubular?* *Journal of crystal growth*. 1984, vol. 66, iss. 3, pp. 632-638.
11. Endo M. and Kroto W. *Formation of carbon nanofibers*. *Journal of physical chemistry*. 1992, vol. 96, pp. 6941-6944.
12. Charlier J.C., Vita A.De., Blasé X. and Car R. *Microscopic growth mechanisms for carbon nanotubes*. *Science*. 1997, vol. 275, iss. 5300, pp. 647-649.
13. Dai H., Wong E.W. and Lieber C.M. *Probing electrical transport in nanomaterials: Conductivity of individual carbon nanotubes*. *Science*. 1996, vol. 272, iss. 5261, pp. 523-526.
14. Vaganov V.E., Orlov V.Yu., Shibaev D.A. and Bazlov D.A. *Khimicheskaya modifikatsiya uglerodnykh nanotrubok* [Chemical modification of carbon nanotubes]. *Izvestiya vuzov. Khimiya i khimicheskie tekhnologii* [Proceedings of HEE. Chemistry and chemistry technologies]. 2011, vol. 54, no.7, pp. 38-41. (in Russian).
15. Vaganov V.E. and Kamanina N.V. *Vliyanie uglerod-soderzhaschikh nano struktur na opticheskie i fizicheskie svoystva materialov vklyuchaya zhidkie kristally* [The influence of carbon-containing nanostructures on the optical and physical properties of materials including liquid crystals]. *Zhidkie kristally i ikh prakticheskoe ispol'zovanie* [Liquid crystals and their practical use]. 2010, iss. no. 2, pp. 5-24. (in Russian).

Стаття рекомендована до друку 20.07.2015 р. Рецензент: д-р т. н., проф. В. И. Большаков
Надійшла до редколегії: 23.08.2015 р. Прийнята до друку: 11.09.2015 р