

Образование композита ZnO—C с нанокристаллической структурой

© А.Х. Абдуев,¹ А.К. Ахмедов,¹ А.Ш. Асваров,^{1,2} К.Ш. Рабаданов,² Р.М. Эмиров³

¹ Институт физики им. Х.И. Амирханова Дагестанского научного центра РАН, 367015 Махачкала, Россия

² Дагестанский научный центр РАН, Аналитический центр коллективного пользования, 367032 Махачкала, Россия

³ Дагестанский государственный университет, 367032 Махачкала, Россия

e-mail: cht-if-ran@mail.ru

Поступило в Редакцию 20 мая 2018 г.

В окончательной редакции 1 декабря 2018 г.

Принято к публикации 1 декабря 2018 г.

Исследован процесс формирования нанокристаллического композита в системе ZnO—C при совместной механоактивации смеси порошков оксида цинка и графита в шаровой мельнице в инертной атмосфере. Показано, что наличие графита снижает эффективность диспергирования кристаллитов ZnO. Определены основные механизмы диспергирования графита: дробление частиц за счет ударного воздействия мелющих тел и эксфолиация чешуек субмикронными частицами оксида цинка. Установлено, что в результате длительного механоактивационного воздействия на смесь ZnO—графит образуется композитная система, представляющая собой нанокристаллический порошок оксида цинка с равномерно распределенными в нем включениями микро- и нанокристаллического графита, турбостратного углерода, эксфолированных графеновых структур и аморфного углерода.

DOI: 10.21883/JTF.2019.05.47474.202-18

Введение

Ряд уникальных физических и химических свойств, многообразие архитектурных форм оксида цинка, а также возможность достижения синергетического эффекта в различных композитных системах на его основе объясняют повышенный интерес к таким системам и делают актуальными исследования, направленные на изучение механизмов их формирования, структурных особенностей и свойств. Значительное улучшение сорбционных и фотокаталитических свойств было обнаружено в композитных системах на основе ZnO и ряда неорганических соединений (CdO, TiO₂, CdS и др.) [1–3]. Композиты на основе ZnO, декорированные наночастицами металлов, широко исследуются на возможность их применения в качестве активных слоев оптоэлектронных, газо- и биосенсорных приборов, а также препаратов, обладающих бактерицидным действием [4–6].

Многочисленные исследования показывают, что углеродные материалы (графит, углеродное волокно, углеродные трубки, многослойный графен, фуллерены) могут не только оказывать значительное влияние на механические, электрические, фотокаталитические и прочие свойства различных неорганических соединений, но и вызывать положительную синергию между органической и неорганической фазами так называемых гибридных композитов. В связи с этим интерес к нанокompозитам на основе ZnO и различных форм углерода, являющихся частным случаем гибридных композитов, вполне оправдан. На сегодняшний день в системе ZnO—C достигнуты значительные успехи в области создания новых анодных

материалов для Li-источников тока [7,8], фотокатализаторов для очистки сточных вод [9], преобразователей солнечной и механической энергий [10], высокочувствительных био- и молекулярных сенсоров [11,12]. Определенный интерес представляет также возможность использования системы ZnO—C при изготовлении элементов прозрачной электроники [13,14].

Среди многочисленных методов синтеза дисперсных композитов на основе системы ZnO—C наиболее простым и адаптированным для массового промышленного производства представляется способ механоактивации, т.е. совместного диспергирования исходных компонентов в шаровой мельнице в различной атмосфере. Данный метод применим не только для получения композитов с нанокристаллической структурой [15], но и уникальных 2-D материалов (фосфорены, MoS₂, графен и т.д.) [16]. В настоящей работе рассматриваются вопросы трансформации структуры порошковой смеси ZnO—графит и механизм формирования наноструктурированного композитного материала в процессе механоактивации (МА) в шаровой мельнице в инертной атмосфере.

1. Эксперимент

МА-смеси порошков ZnO (чистота > 99.9%, размер частиц 0.2–1 μm) и графита (чистота > 99.9%, размер частиц 5–20 μm), предварительно взвешенных в пропорции, соответствующей молярному соотношению 10:1, проводилась с использованием шаровой мельницы (объем камеры 5000 см³, мелющие тела в виде шаров

ZrO₂ диаметром 15 mm, суммарная масса мелющих тел 4000 g при массе активируемых порошков 250 g, скорость вращения 60 min⁻¹). Для создания инертной газовой среды в ходе МА герметичную камеру шаровой мельницы после загрузки смеси порошков и мелющих тел откачивали до остаточного давления 1 Pa, а затем заполняли аргоном до давления 0.11 МПа. Длительность МА варьировала от 25 до 100 h.

Морфология и микроструктура полученных дисперсных образцов исследовалась методами сканирующей электронной микроскопии (SEM Leo-1430) и порошковой рентгеновской дифракции (XRD Empyrean, PANalytical B.V.). Обработка данных XRD проводилась с использованием программного обеспечения HighScore Plus. Измерения удельной поверхности исходных и механически активированных смесей выполнены методом Брунауэра, Эммета и Тейлора (BET) с использованием прибора СОРБИ-MS (ЗАО „МЕТА“). Спектры комбинационного рассеяния (КР) образцов при их лазерном возбуждении ($\lambda = 532$ nm) были получены с использованием конфокального КР-микроскопа Senterra (Bruker).

2. Результаты исследований и обсуждение

2.1. Структура и морфология исходных материалов

На рис. 1, *a* представлены SEM-микрофотографии исходной смеси порошков оксида цинка и графита. Можно видеть, что частицы графита (помечены стрелками) представляют собой зерна неправильной формы с характерными размерами от 10 до 50 μm . Морфология исходного порошка ZnO, внесенного в смесь, показана на вставке *a'* рис. 1, *a*. Можно видеть, что исходный порошок оксида цинка состоит из неоднородных по форме зерен с характерными размерами от 200 nm до 1 μm . У части зерен просматривается характерная гексагональная кристаллическая огранка.

На спектре XRD порошка исходного графита (рис. 1, *b*) присутствуют рефлексы, которые наиболее близко соответствуют фазе графита с гексагональной структурой (JCPDS № 98-007-6767). Отчетливая асимметрия рефлексов от семейства плоскостей 00*l* свидетельствует о присутствии в исследуемом образце нескольких фаз графита с различной степенью кристалличности. На соответствующей вставке (вставка *b'* рис. 1, *b*) показан пример разложения профиля рефлекса 002 на две составляющие. Проведенная оценка областей когерентного рассеяния (ОКР) на основании данных углового положения и уширения двух составляющих рефлекса 002 показывает, что структурными элементами частиц графита, используемого в эксперименте, являются нанокристаллиты упорядоченной и менее упорядоченной фаз с характерными размерами 30 и 13 nm соответственно [17]. При этом степень графитизации, т. е. степень упорядоченности, определенная по

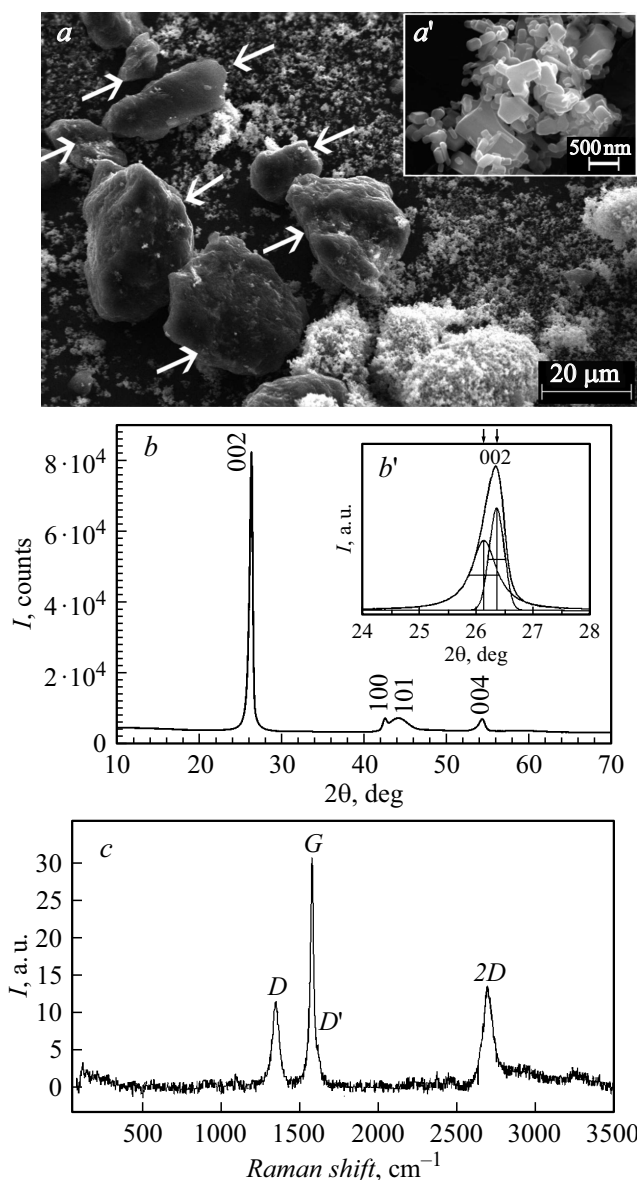


Рис. 1. *a* — SEM-микрофотографии исходной смеси ZnO и графита (зерна графита отмечены стрелками; на вставке *a'* — микрофотография исходных зерен ZnO); *b* — дифрактограмма исходного порошка графита (на вставке *b'* — разложение профиля рефлекса 002 графита на две составляющие); *c* — спектр комбинационного рассеяния исходного порошка графита.

отклонению рассчитанных параметров кристаллической решетки d_{002} от табличного значения, у первой фазы составляла 72%, а у второй не превышала 38%.

Разупорядоченность частиц исходного порошка графита подтверждается результатами исследования спектров комбинационного рассеяния (рис. 1, *c*). В спектре исходного порошка графита присутствует интенсивная полоса G (1578.3 cm⁻¹), соответствующая вибрациям валентных связей C=C, менее интенсивная полоса 2D (2691 cm⁻¹), связанная с различными межслоевыми взаимодействиями в графитоподобных материалах. Кроме

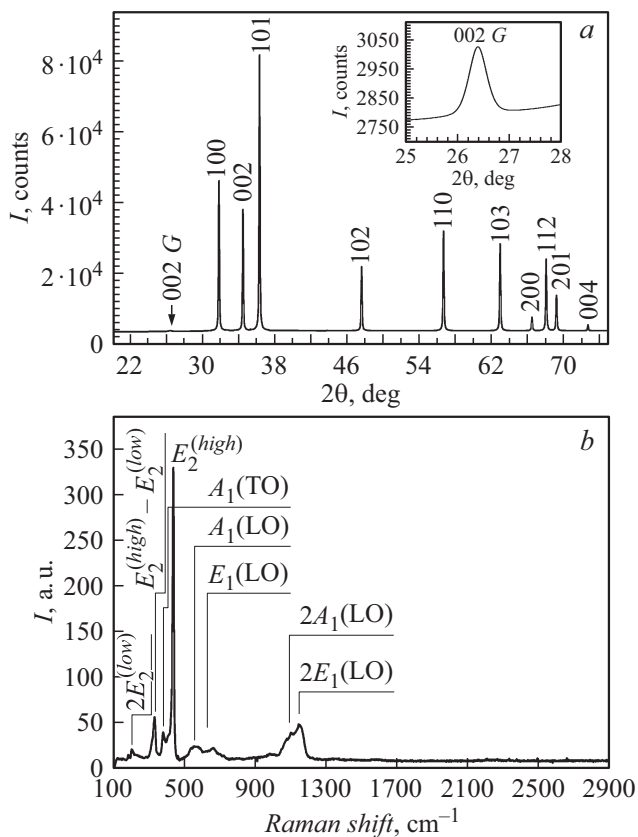


Рис. 2. *a* — дифрактограмма исходной смеси ZnO–C (на вставке — область дифрактограммы с рефлексом 002 графита), *b* — спектр комбинационного рассеяния исходной смеси ZnO–C.

того, в спектрах присутствуют полосы D (1346 cm^{-1}) и D' (1606 cm^{-1}), появление которых связывают с высокой концентрацией дефектов в слоях графита, а также «краевым» эффектом [18,19].

На рис. 2 представлены спектры рентгеновской дифракции и комбинационного рассеяния образца исходной смеси порошков ZnO и графита. На спектре XRD смеси можно выделить набор рефлексов, соответствующих гексагональной фазе оксида цинка (JCPDS № 00-036-1451). Лишь незначительный рефлекс, обнаруживаемый в области $2\theta = 26.38^\circ$, который можно отнести к отражению от плоскости 002 графита, свидетельствует о присутствии графита в исходной смеси (показан на вставке рис. 2, *a*). Доминирование рефлексов фазы ZnO на дифрактограмме можно объяснить относительно малым количеством внесенного графита (менее 2 wt.%) и низкой степенью его упорядоченности.

Параметры элементарной ячейки $a = 0.32497$ и $c = 0.52061\text{ nm}$ исходной фазы ZnO, рассчитанные из данных рентгеноструктурного анализа, близки к табличным значениям для объемного ZnO (параметры решетки ZnO, согласно JCPDS № 00-036-1451: $a = 0.32498$, $c = 0.52066\text{ nm}$).

Необходимо отметить, что интегральная ширина рефлексов от семейства плоскостей (00 l) в исходном порошке ZnO меньше ширины других рефлексов, что свидетельствует об анизотропной форме кристаллитов ZnO. Расчет областей когерентного рассеяния D_{100} , D_{002} и D_{101} , проведенный с использованием формулы Селякова–Шеррера с учетом инструментального уширения по параметрам наиболее интенсивных рефлексов 100 ZnO, 002 ZnO и 101 ZnO, показывает, что D_{100} и D_{101} примерно одинаковы ($\approx 280\text{ nm}$), в то время как D_{002} — существенно больше ($\approx 528\text{ nm}$). В свою очередь, оценка вклада в уширение рефлексов дисперсности порошков и микроискажений кристаллической решетки, проведенная с использованием метода Вильямсона–Холла без учета параметров рефлексов 002 и 004, показывает, что в исходном порошке ZnO средний размер кристаллитов D_{W-H} составляет 390 nm , а величина микроискажений кристаллической решетки $(\Delta d/d) \cdot 100\%$ не превышает 0.035%.

Оценка величины удельной поверхности исходной смеси методом BET дает значение порядка $3.7\text{ m}^2/\text{g}$. Рассчитанный из этих данных эквивалентный размер частиц D_{BET} составляет 290 nm [20], что близко к значениям характерного размера кристаллитов ZnO, полученным при обработке данных рентгеноструктурного анализа.

Спектр комбинационного рассеяния исходной смеси ZnO–C обнаруживает набор фоновых мод в спектральной области $150\text{--}1200\text{ cm}^{-1}$, характерный для оксида цинка, имеющего гексагональную структуру вюрцита с пространственной симметрией C_{6v} , а именно моды $2E_2^{(low)}$ (201 cm^{-1}), $E_2^{(high)} - E_2^{(low)}$ (330.5 cm^{-1}), $A_1(TO)$ (379 cm^{-1}), $E_2^{(high)}$ (436.5 cm^{-1}) и составные широкие полосы в области 600 cm^{-1} , образованные модами $A_1(LO)$ (579 cm^{-1}) и $E_1(LO)$ (590 cm^{-1}), и в области 1150 cm^{-1} (моды $2A_1(LO)$ и $2E_1(LO)$) [21].

Колебательная мода $E_2^{(high)}$ связана с колебаниями атомов кислорода в совершенном кристалле ZnO. Наличие широкой полосы в области 600 cm^{-1} , образованной колебательными модами $A_1(LO)$ и $E_1(LO)$, обусловлено локальным разупорядочением кристаллической решетки, создаваемым вакансиями кислорода V_O и Zn в междоузлиях Zn_i .

Отсутствие характерных для графита полос рассеяния в КР-спектре исходной смеси ZnO–C можно объяснить малым количеством внесенного в смесь графита, и соответственно низкой вероятностью попадания достаточного для регистрации сигнала графитного материала в область пятна лазера возбуждения.

2.2. Механоактивация смеси ZnO–C

Для исследования влияния углерода на процессы диспергирования и трансформацию структуры зерен оксида цинка в настоящей работе в идентичных условиях была проведена механическая активация порошка чистого оксида цинка и порошковой смеси ZnO–C. Анализ

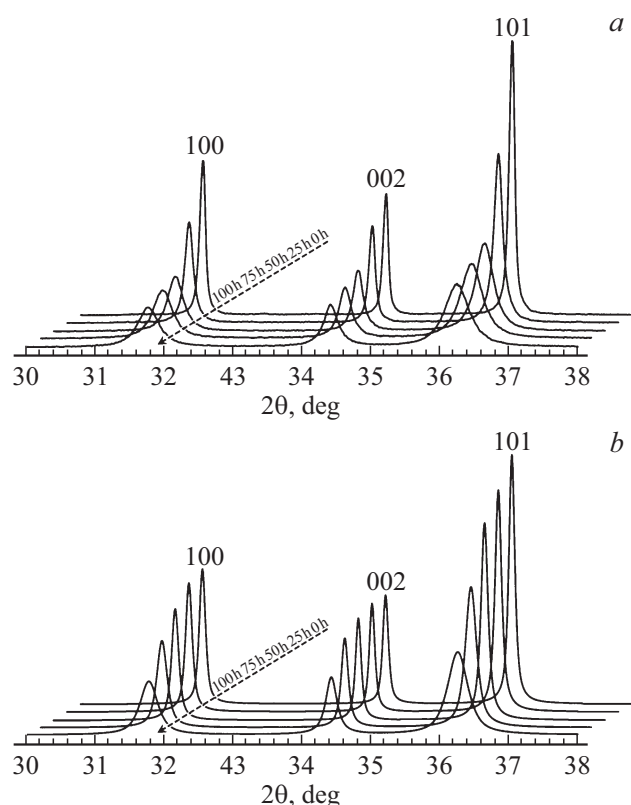


Рис. 3. Дифрактограммы порошка ZnO (a) и смеси ZnO–C (b) в угловом интервале $30 \leq 2\theta \leq 38^\circ$ для различных времен механоактивационного воздействия.

спектров рентгеновской дифракции механоактивированных порошковых образцов показывает, что с увеличением длительности активации смеси ZnO–C наблюдается подавление рефлекса, отвечающего отражению от плоскости (002) графита и заметное изменение формы рефлексов, соответствующих гексагональной фазе ZnO. Образование каких-либо новых кристаллических фаз обнаружено не было.

На рис. 3 показана динамика изменения формы трех основных рефлексов фазы ZnO, расположенных в области углов $30 < 2\theta < 38^\circ$, в ходе механоактивации порошка ZnO и смеси ZnO–C. Можно видеть, что характер изменения формы рефлексов существенно отличается. Если в случае однофазной системы (ZnO) наблюдается заметное снижение интенсивности рефлексов на начальном этапе ($t_{MA} \leq 50$ h) и более плавное уменьшение при дальнейшем воздействии, то в двухфазной системе (ZnO–C) интенсивность рефлексов в ходе первых 50 h воздействия уменьшается плавно и заметное падение в интенсивности, сопровождаемое уширением рефлексов, наблюдается только после 75 h активации. В результате 100 h воздействия в образце ZnO интенсивность рефлексов меньше, а их уширение было более значительным по сравнению с образцом ZnO–C. Наблюдаемые различия свидетельствуют о том, что процесс диспергирования оксида цинка в присутствии

графита, обладающего антифрикционными свойствами, существенно меняется. Можно полагать, что дисперсный графит способствует снижению трения между частицами оксида цинка, снижает скорость накопления ими механических напряжений и, следовательно, ведет к снижению скорости их разрушения.

Исследование динамики изменения удельной поверхности методом BET также показали, что диспергирование оксида цинка в присутствии графита замедляется. В результате 100 h механоактивационного воздействия удельная поверхность чистого порошка ZnO выросла с исходных $3.7 \text{ m}^2/\text{g}$ до $8.2 \text{ m}^2/\text{g}$, тогда как в смеси ZnO–C удельная поверхность выросла только до $6.5 \text{ m}^2/\text{g}$.

В таблице обобщены данные XRD и BET по трансформации зерен оксида цинка в порошковой смеси ZnO–C в процессе активации. Рассчитанное соотношение параметров элементарной ячейки c/a для порошка ZnO–C монотонно возрастает во всем временном интервале диспергирования за счет увеличения параметра c и незначительного снижения параметра a . Наблюдаемый рост соотношения c/a может быть обусловлен образованием значительного числа вакансий кислорода и цинка, а также вакансионных комплексов в кристаллитах ZnO в ходе МА в инертной атмосфере [22]. В работах [23,24] на основе результатов анализа структурных и люминесцентных свойств диспергируемых порошков ZnO сделан вывод о росте механических напряжений в кристаллитах и деформации кристаллической решетки, сопровождаемых ростом параметра c при увеличении дефицита кислорода.

Оценка областей когерентного рассеяния D_{002} и D_{100} , рассчитанных по параметрам соответствующих рефлексов с использованием формулы Селякова–Шеррера, позволяет сделать вывод о том, что исходно анизотропная форма кристаллитов ZnO сохраняется во всем временном интервале механоактивационного воздействия. Динамика изменения D_{002} и D_{100} со временем диспергирования совпадает — на начальном этапе ($t_{MA} \leq 50$ h) наблюдается плавное снижение до значений 333 и 140 nm соответственно, а затем ($t_{MA} > 50$ h) эффективность измельчения заметно увеличивается и D_{002} и D_{100} становятся меньше 100 nm, но при этом соотношение $D_{002}/D_{100} \approx 2$ сохраняется.

Расчет степени дисперсности порошков методом Вильямсона–Холла также показывает, что во временном интервале $t_{MA} \leq 50$ h наблюдается плавное уменьшение размера кристаллитов ZnO и незначительный рост микроискажений в них, а при $t_{MA} \geq 75$ h наблюдается скачкообразное уменьшение среднего размера кристаллитов D_{w-h} до 60 nm, при этом в формирующихся нанокристаллитах ZnO накапливаются значительные микроискажения кристаллической решетки. Такие значения микроискажений кристаллической решетки могут быть обусловлены формированием в нанокристаллитах ZnO в результате МА-воздействия значительного количества дефектов — дислокаций, вакансий кислорода V_O и междоузельного цинка Zn_i .

Таблица 1. Результаты обработки полученных данных XRD и BET для системы ZnO–C

	c/a	Метод						K _A
		Селякова–Шеррера		Вильямсона–Холла		BET		
		D ₀₀₂ , nm	D ₁₀₀ , nm	D _{W-H} , nm	(Δd/d) · 100%	S _{surf} , m ² /g	D _{BET} , nm	
Исходный	1.60203	528	284	390	0.035	3.7	289	0.74
25 h	1.60204	416	167	325	0.090	4.7	228	0.70
50 h	1.60205	333	140	248	0.100	4.8	223	0.90
75 h	1.60216	139	60	82	0.210	4.8	223	2.72
100 h	1.60239	49	26	60	0.500	6.5	164	2.73

Примечание: c/a — соотношение параметров элементарной ячейки ZnO; D₀₀₂ и D₁₀₀ — рассчитанные с использованием формулы Селякова–Шеррера, средние размеры кристаллитов (ОКР) ZnO в кристаллографических направлениях 002 и 100; D_{W-H} и (Δd/d) · 100% — средний размер кристаллитов ZnO и микроскажения кристаллической решетки соответственно, рассчитанные методом Вильямсона–Холла; S_{surf} — удельная поверхность; D_{BET} = 1071/S_{surf} — эквивалентный размер частиц, рассчитанный из данных S_{surf}; K_A = D_{BET}/D_{W-H} — коэффициент агломерации.

Согласно данным, полученным методом BET, на начальном этапе диспергирования до 25 h наблюдается незначительный рост удельной поверхности. Дальнейшая активация вплоть до 75 h практически не приводит к изменению удельной поверхности. Заметный рост удельной поверхности наблюдается в образцах, прошедших 100 h активацию.

Рост удельной поверхности на начальном этапе ($t_{MA} \leq 25$ h) обусловлен, как показали XRD-исследования, измельчением фазы ZnO в результате прямого механического воздействия мелющих тел. Наблюдаемый в данном временном интервале коэффициент агломерации $K_A = D_{BET}/D_{W-H}$ меньше единицы. Это может быть обусловлено тем, что из данных XRD-анализа мы оценивали дисперсность фазы оксида цинка, а данные метода BET дают совокупную удельную поверхность двух фаз — ZnO и графита.

На этапе $25 \text{ h} \leq t_{MA} \leq 75 \text{ h}$ отсутствие изменений в удельной поверхности можно объяснить тем, что наряду с уменьшением среднего размера кристаллитов ZnO и дальнейшего диспергирования графитовой фазы возможно включается процесс взаимного покрытия (пассивирования) образуемых „свежих“ поверхностей ZnO и графита [25].

Во временном интервале $75 \text{ h} < t_{MA} \leq 100 \text{ h}$, в котором наблюдается заметное уменьшение среднего размера кристаллитов ZnO и увеличение удельной поверхности смеси ZnO–C, сопровождается ростом коэффициента агломерации K_A до значения 2.73. Можно сделать вывод о том, что диспергируемый материал в нанокристаллическом состоянии на данном этапе агломерируется с образованием композитных гранул [25,26].

Исследование механоактивированных смесей ZnO–C методом комбинационного рассеяния дало дополнительную информацию о влиянии механоактивационного воздействия как на оксид цинка, так и на графит. На рис. 4 приведены спектры КР порошковой смеси ZnO–C, подвергнутой механохимической активации различной длительности. Из рис. 4,а можно видеть,

что в спектрах механоактивированных смесей наряду с появлением основных колебательных мод, присущих углероду, наблюдается общее снижение интенсивности всех полос, соответствующих оксиду цинка, почти на один порядок величины уже после 25 h обработки, что обусловлено экранировкой сигнала колебаний решетки ZnO в результате покрытия кристаллитов ZnO частицами графита [27].

На рис. 4,б представлена низкочастотная область спектров КР, нормализованных по наиболее интенсивной полосе E₂^(high). Можно видеть, что с увеличением времени МА наблюдался „красный“ сдвиг полосы E₂^(high) и рост интенсивности составных полос в областях 600 и 1150 см⁻¹ относительно E₂^(high) (вставка b' на рис. 4). Сдвиг полосы E₂^(high) по отношению к стандарту ZnO (437 см⁻¹) объясняется накоплением механических напряжений в кристаллитах ZnO с ростом длительности активации, что коррелирует с данными XRD-исследований. Рост относительной интенсивности составных полос, образованных колебательными модами A1(LO) и E1(LO), в свою очередь, тоже свидетельствует о снижении кристалличности, десорбции кислорода, образовании вакансий кислорода и встраивании избыточного цинка в междоузлия кристаллической решетки ZnO при механоактивации в инертной атмосфере. В работе [28] также наблюдался существенный относительный рост интенсивности мод A1(LO) и E1(LO), который авторы связывают с образованием в ходе диспергирования вместо изолированных вакансий кислорода промежуточных соединений цинка и кислорода, а также кислородных вакансионных комплексов.

На рис. 4,с представлена высокочастотная область спектров КР, нормализованных относительно полосы G, механоактивированных смесей ZnO–C. Можно видеть, что в результате МА-воздействия наблюдается незначительный „красный“ сдвиг полосы G и изменение соотношения интенсивности полос I_D/I_G. После 25 h активации в спектрах КР смеси наблюдается значительный

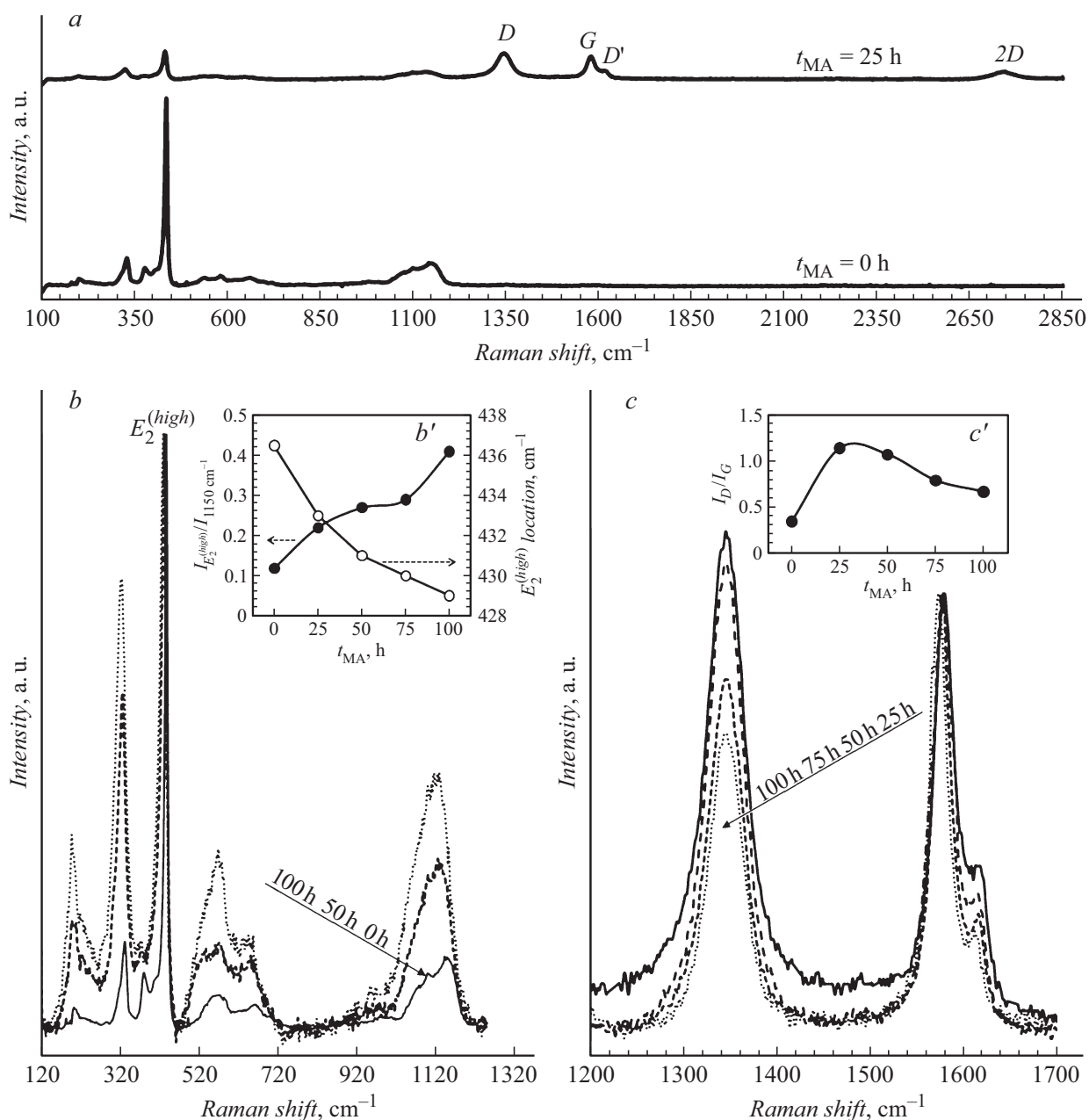


Рис. 4. Обзорные спектры КР исходной смеси ZnO–C и смеси, подвергнутой 25 h МА-воздействию (а); низкочастотная (b) и высокочастотная (c) области спектров КР смеси ZnO–C при различных временах МА-воздействия (на вставке b' — зависимости положения полосы $E_2^{(high)}$ и отношения интенсивностей полосы $E_2^{(high)}$ и составной полосы, расположенной в области 1150 cm^{-1} , от времени МА; на вставке c' — зависимость отношения интенсивностей полос D и G от времени МА).

рост интенсивности полос D и D' по отношению к их интенсивности в спектрах исходного порошка графита (рис. 1, c). Соотношение I_D/I_G также растет и становится больше единицы, что свидетельствует о росте концентрации различного рода дефектов в графитовых слоях и вклада „краевого“ эффекта в ходе первых 25 h измельчения графитовой составляющей смеси. Однако, как видно из рис. 4, c, дальнейшая активация приводит к уменьшению соотношения I_D/I_G и при $t_{MA} > 75 \text{ h}$ оно становится заметно меньше единицы. Наличие аналогич-

ного перегиба на кривой зависимости I_D/I_G от времени „сухого“ измельчения графита в высокоэнергетичной шаровой мельнице показано в работе [29], однако авторы не обсуждают его природу.

Согласно трехстадийной модели разупорядочения графита до аморфного углерода [30], на первом этапе при переходе „графит–нанокристаллический графит“, соотношение I_D/I_G может увеличиваться до ~ 2 . На этом этапе соотношение I_D/I_G в спектрах КР обратно пропорционально эффективному размеру нанокристаллита

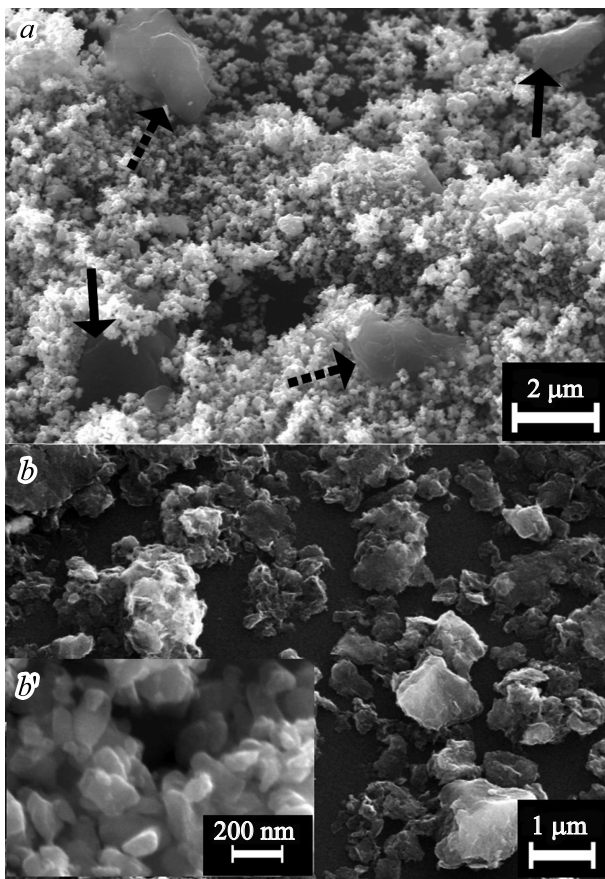


Рис. 5. *a* — SEM-микрофотография смеси ZnO–C после 100 h механоактивационного воздействия (стрелками отмечены включения микрочастиц графита, часть из которых, отмеченные пунктирными стрелками, имеют малую толщину); *b* — эксфолированные частицы графита, полученные путем химического вытравливания оксидной фазы нанокompозита ZnO–C, полученного в результате 100 h механоактивации; на вставке *b'* — оксидная фаза нанокompозита ZnO–C, полученного в результате 100 h механоактивации.

L_a в плоскости графитового слоя [31]. На следующем этапе дефекты различного рода интенсивно вводятся в графитовые слои, и в итоге на финише данного этапа нанокристаллический графит превращается в разупорядоченный, почти полностью sp^2 -связанный аморфный углерод, состоящий из разориентированных шестикратных колец или колец других порядков. При этом по мере аморфизации графита происходит уменьшение соотношения I_D/I_G . На данном этапе также должен наблюдаться „красный“ сдвиг полосы G , что коррелирует с нашими результатами. Однако в спектрах КР-смеси ZnO–C не наблюдается существенное уширения полосы G , свидетельствующее о формировании сильно разупорядоченного углеродного материала в значительном количестве. Мы полагаем, что в условиях поставленного эксперимента рефлексы колебательных мод графита имеют сложную составную

структуру, обусловленную тем, что они формируются в результате наложения сигналов от частиц углерода, находящихся в различном состоянии [32]. Как показали SEM-исследования механоактивированных смесей, даже после 100 h механоактивационного воздействия в смеси все еще присутствуют достаточно крупные трехмерные частицы графита с размерами порядка нескольких микрометров. В то же время некоторые частицы графита частично прозрачны для электронного пучка микроскопа при ускоряющем напряжении 20 KV, что свидетельствует об их малой толщине (рис. 5, *a*). На рис. 5, *b* представлены SEM-микрофотографии наработанных в ходе 100 h МА чешуек графита, отделенных от ZnO путем химического вытравливания последнего. Мы полагаем, что такие частицы формируются в результате эксфолиации графита отдельными кристаллитами оксида цинка и их агрегатами (вставка *b'* на рис. 5, *b*) по механизму „micromechanical cleavage“ [33].

Таким образом, анализ и сопоставление данных спектроскопии комбинационного рассеяния и результатов исследования трансформации микроструктуры компонентов порошковой смеси ZnO–C при механоактивации в шаровой мельнице в инертной атмосфере позволяют предположить следующую последовательность процессов:

На начальном этапе происходит окутывание крупных зерен графита субмикронными кристаллитами ZnO. В результате прямого ударного воздействия мелющих тел происходит частичное диспергирование кристаллической фазы ZnO и частиц графита. При этом эффективность диспергирования фазы ZnO в присутствии графита снижается за счет антифрикционных свойств последнего. В свою очередь, окутывание крупных частиц графита более дисперсными кристаллитами ZnO уменьшает прямое воздействие мелющих тел непосредственно на зерна графита, а субмикронные зерна ZnO обеспечивают эффективную эксфолиацию графита за счет сдвиговых воздействий [34]. Дальнейшая активация смеси приводит к частичной аморфизации углеродной фазы [35] и грануляции порошковой смеси, обусловленной формированием слабосвязанных композитных агрегатов, состоящих из нанокристаллических частиц оксида цинка и графита, эксфолированных графеновых структур и аморфного углерода.

Заключение

Методами SEM, XRD, BET и спектроскопии комбинационного рассеяния изучена трансформация структуры порошковой смеси ZnO–графит в ходе ее механоактивационного диспергирования в шаровой мельнице в инертной атмосфере. Показано, что механизм диспергирования двухфазной системы отличается от механизма диспергирования отдельных фаз. Установлено, что в результате длительного механоактивационного воздействия на смесь ZnO–графит происходит формирова-

ние гранулированного нанокompозита, состоящего из дисперсной нанокристаллической фазы оксида цинка с равномерно распределенными в ней включениями микро- и нанокристаллического графита, эксфолированных графеновых структур, турбостратного и аморфного углерода. Результаты исследования фотокаталитических свойств полученного нанокompозита ZnO–C будут представлены в ближайшем будущем.

Работа выполнена с использованием оборудования Аналитического центра коллективного пользования ДНЦ РАН и ЦКП „Аналитическая спектроскопия“ ДГУ.

Список литературы

- [1] Qin X., Cui L., Shao G. // J. Nanomaterials. 2013. Vol. 2013. P. 428419. DOI: 10.1155/2013/428419
- [2] Saravanan R., Khan M., Gupta V.K., Mosquera E., Gracia F., Narayanan V., Stephen A. // J. Colloid and Interface Sci. 2015. Vol. 452. P. 126–133. DOI: 10.1016/j.jcis.2015.04.035
- [3] Dumbrava A., Berger D., Prodan G., Moscalu F. // Chalcogenide Lett. 2016. Vol. 13. N 3. P. 105–115.
- [4] Dixit T., Shukla M., Palani I.A., Singh V. // Opt. Mater. 2016. Vol. 62. P. 673–679. DOI: 10.1016/j.optmat.2016.10.053
- [5] Hsu Ch.-L., Fang Y.-J., Hsueh T.-J., Wang S.-H., Chang Sh.-J. // J. Phys. Chem. B. 2017. Vol. 121. N 14. P. 2931–2941. DOI: 10.1021/acs.jpcc.6b11257
- [6] Zhang Y., Gao X., Zhi L., Liu X., Jiang W., Sun Y., Yang J. // J. Inorg. Biochem. 2014. Vol. 130. P. 74–83. DOI: 10.1016/j.jinorgbio.2013.10.004
- [7] Shen X., Mu D., Chen Sh., Wu B., Wu F. // ACS Appl. Mater. Interfaces. 2013. Vol. 5. N 8. P. 3118–3125. DOI: 10.1021/am400020n
- [8] Kim Ch.H., Kim B.-H. // J. Power Sources. 2015. Vol. 274. P. 512–520. DOI: 10.1016/j.jpowsour.2014.10.126
- [9] Sampaio M.J., Bacsá R.R., Benyounes A., Axet R., Serp P., Silva C.G., Silva A.M.T., Faria J.L. // J. Catalysis. 2015. Vol. 331. P. 172–180. DOI: 10.1016/j.jcat.2015.08.011
- [10] Masghouni N., Burton J., Philen M.K., Al-Haik M. // Nanotechnology. 2015. Vol. 26. P. 095401. DOI: 10.1088/0957-4484/26/9/095401
- [11] Hossain M.M., Shima H., Islam M.A., Hasan M., Lee M. // J. Phys. Chem. C. 2016. Vol. 120. N 31. P. 17670–17682. DOI: 10.1021/acs.jpcc.6b03484
- [12] Chung R.-J., Wang A.-N., Liao Q.-L., Chuang K.-Y. // Nanomaterials (Basel). 2017. Vol. 7. N 2. P. 36. DOI: 10.3390/nano7020036
- [13] Абдуев А.Х., Ахмедов А.К., Асваров А.Ш. // Письма в ЖТФ. 2014. Т. 40. Вып. 14. С. 71–78. [Abduev A.Kh., Akhmedov A.K., Asvarov A.Sh. // Tech. Phys. Lett. 2014. Vol. 40. N 7. P. 618–621. DOI: 10.1134/S1063785014070153]
- [14] Yang Sh., Chen F., Shen Q., Lavernia E.J., Zhang L. // Materials (Basel). 2016. Vol. 9. P. 638. DOI: 10.3390/ma9080638
- [15] Асваров А.Ш., Ахмедов А.К., Абдуев А.Х., Муслимов А.Э., Киолерио А. // Кристаллография. 2017. Т. 62. Вып. 1. С. 143–147. [Asvarov A.Sh., Akhmedov A.K., Abduev A.Kh., Muslimov A.E., Chiolerio A. // Crystallogr. Rep. 2017. Vol. 62. P. 144–147. DOI: 10.1134/S1063774517010059]
- [16] Xing T., Mateti S., Li L.H., Ma F., Du A., Gogotsi Y., Chen Y. // Scientific Reports. 2016. Vol. 6. P. 35532. DOI: 10.1038/srep35532
- [17] Барнаков Ч.Н., Хохлова Г.П., Малышева В.Ю., Попова А.Н., Исмагилов З.Р. // Химия твердого топлива. 2015. № 1. С. 28–32. DOI: 10.7868/S0023117715010041 [Barnakov C.N., Khokhlova G.P., Malysheva V.Y., Popova A.N. Ismagilov Z.R. // Solid Fuel Chem. 2015. Vol. 49. N 1. P. 25–29. DOI: 10.3103/S0361521915010036]
- [18] Reich S., Thomsen C. // Phil. Trans. R. Soc. Lond. A. 2004. Vol. 362. P. 2271–2288. DOI: 10.1098/rsta.2004.1454
- [19] Cancado L.G., Pimenta M.A., Neves B.R.A., Dantas M.S.S., Jorio A. // Phys. Rev. Lett. 2004. Vol. 93. P. 247401. DOI: 10.1103/PhysRevLett.93.247401
- [20] Грег С., Синг К. Адсорбция, удельная поверхность, пористость. 2-е изд. М.: Мир, 1984. 306 с.
- [21] Giri P.K., Bhattacharyya S., Singh D.K., Kesavamoorthy R., Panigrahi B.K., Nair K.G.M. // J. Appl. Phys. 2007. Vol. 102. P. 093515. DOI: 10.1063/1.2804012
- [22] Kakazey M.G., Melnikova V.A., Sreckovic T., Tomila T.V., Ristic M.M. // J. Mater. Sci. 1999. Vol. 34. P. 1691–1697.
- [23] Salah N., Habib S.S., Khan Z.H., Memic A., Azam A., Alarfaj E., Zahed N., Al-hamedi S. // Intern. J. Nanomedicine. 2011. Vol. 6. P. 863–869.
- [24] Shinde K.P., Pawar R.C., Sinha B.B., Kim H.S., Oh S.S., Chung K.C. // J. Alloys Compounds. 2014. Vol. 617. P. 404–407.
- [25] Torchynska T., Millan B.P., Polupan G., Kakazey M. // AIMS Mater. Sci. 2016. Vol. 3. N 1. P. 204–213. DOI: 10.3934/matserci.2016.1.204
- [26] Sreckovic T., Bernik S., Cen M., Vojisavljevic K. // J. Microscopy. 2008. Vol. 232. P. 639–642. DOI: 10.1111/j.1365-2818.2008.02131.x
- [27] Кайдашев В.Е., Лянгузов Н.В., Юзюк Ю.И., Кайдашев Е.М. // ЖТФ. 2012. Т. 82. Вып. 10. С. 85–89. [Kaidashev V.E., Lyanguzov N.V., Yuzyuk Yu.I., Kaidashev E.M. // Tech. Phys. 2012. Vol. 57. N 10. P. 1406–1410. DOI: 10.1134/S1063784212100088]
- [28] Scepanovic M., Sreckovic T., Vojisavljevic K., Ristic M.M. // Sci. Sinter. 2006. Vol. 38. P. 169–175. DOI: 10.2298/SOS0602169S
- [29] Gorbunova O.V., Vasilevich A.V., Baklanova O.N., Arbuzov A.B., Poserkova Y.S., Likholobov V.A. // Procedia Engineering. 2015. Vol. 113. P. 484–489. DOI: 10.1016/j.proeng.2015.07.340
- [30] Ferrari A.C. // Solid State Communications. 2007. Vol. 143. P. 47–57. DOI: 10.1016/j.ssc.2007.03.052
- [31] Tuinstra F., Koenig J.L. // J. Chem. Phys. 1970. Vol. 53. P. 1126–1130. DOI: 10.1063/1.1674108
- [32] Shen T.D., Ge W.Q., Wang K.Y., Quan M.X., Wang J.T., Wei W.D., Koch C.C. // Nanostructured Materials. 1996. Vol. 7. P. 393–399. DOI: 10.1016/0965-9773(96)00010-4
- [33] Сорокин П.Б., Чернозатонский Л.А. // УФН. 2013. Т. 183. С. 113–132. [Sorokin P.B., Chernozatonskii L.A. // Physics-Uspokhi. 2013. Vol. 56. P. 105.]
- [34] He T., Li J., Wang L., Zhu J., Jiang W. // Mater. Transactions. 2009. Vol. 50. N 4. P. 749–751.
- [35] Gao Zh.-M., Jin H.-Zh., Li X.-Sh., Hua Zh. // Chem. Res. Chinese U. 2003. Vol. 19. N 2. P. 216–218.