



ТЕХНОЛОГИЧЕСКАЯ МЕХАНИКА

УДК 621.762.2

П.А. ВИТЯЗЬ, акад. НАН Беларуси, д-р техн. наук, профессор

Руководитель аппарата НАН Беларуси

Президиум НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

В.И. ЖОРНИК, д-р техн. наук, доцент

заместитель начальника отделения технологий машиностроения и металлургии¹

E-mail: zhornik@inmash.bas-net.by

С.А. КОВАЛЕВА

старший научный сотрудник¹

Н.С. ХОМИЧ, канд. техн. наук

ведущий научный сотрудник¹

Т.Ф. ГРИГОРЬЕВА, д-р хим. наук

ведущий научный сотрудник

Институт химии твердого тела и механохимии СО РАН, г. Новосибирск, Россия

¹Объединенный институт машиностроения НАН Беларуси, г. Минск, Республика Беларусь

Поступила в редакцию 15.09.2015.

МЕХАНОСИНТЕЗ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ Fe/SiC, ДЛЯ МАГНИТНО-АБРАЗИВНОЙ ОБРАБОТКИ

Приведены результаты исследования эволюции структуры порошковых смесей состава Fe/SiC в условиях механической активации (МА). Показано, что при обработке смеси порошков Fe и SiC в мельнице с энергонапряженностью $I = 3$ Вт/г формирование композитов состава Fe/SiC наблюдается уже при малой длительности воздействия. Основные этапы формирования микроструктуры композиционных порошков Fe/SiC включают измельчение, деформационное перемешивание и фрагментацию субмикроструктуры компонентов с образованием глобулярной микроструктуры. При длительности МА 60 мин в частицах происходит выравнивание по фазовому составу и размерному диапазону как механокомпозитов Fe/SiC, так и включений SiC. Размер частиц SiC уменьшается с 40–180 мкм до 0,3–2 мкм. Образование композита Fe/SiC в условиях МА с длительностью 60 мин происходит без существенных взаимодействий между компонентами.

Ключевые слова: магнитно-абразивная обработка, магнитно-абразивные композиты, механическая активация, микроструктура, механокомпозиты, планетарная шаровая мельница

Введение. Перспективным способом финишной обработки поверхностей является магнитно-абразивная обработка (МАО), протекающая в процессе перемещения рабочей магнитно-абразивной среды по поверхности обрабатываемой детали под действием приложенного внешнего магнитного поля [1, 2]. Ее применение позволяет значительно снизить шероховатость до $R_a = 0,008–0,03$ мкм, в том числе и при обработке поверхностей прецизионных деталей электроники, оптики и лазерной техники. МАО обладает высокими формообразующими возможностями и

имеет высокий уровень универсальности и технологической гибкости, особенно в условиях гибких производственных систем.

При этом производительность процесса полирования и качество обрабатываемой поверхности определяются преимущественно составом и свойствами магнитно-абразивной рабочей среды. Используемые магнитно-абразивные частицы должны обладать ферромагнетизмом и высокой твердостью. Обычно в качестве магнитно-абразивной рабочей среды используют смеси

порошков железа и материала высокой твердости, таких как оксид алюминия, карбид титана, карбид кремния, диоксид кремния, оксид хрома, алмаз и т. п. Композиты такого состава преимущественно получают металлургическим методом: спеканием и синтезом с последующим размолом [3, 4]. Абразивные частицы классифицируют как реактивные, например SiC с возможностью частичного распада, и не реактивные, например Al₂O₃, без распада. Так, в случае применения реактивных частиц, таких как карбид кремния, при спекании отмечается частичный распад карбида кремния с образованием кремния и перлитной структуры в железной матрице [4], а минимальный размер абразивных частиц при таком способе получения достигается порядка 5 мкм.

Одним из эффективных способов получения наноструктурированных композитов является интенсивная механическая обработка, проводимая в высокоэнергетических планетарных шаровых мельницах [5, 6]. Основными преимуществами этого способа является возможность не только использования недорогого исходного сырья и формирование порошков с большой контактной поверхностью, но и интенсификация различных физико-химических процессов в материалах, что способствует изменению их структурно-фазового состояния. Регулирование степени взаимного перемешивания, размера частиц (вплоть до наноуровня) и реакционной способности композиций достигается путем изменения режима и длительности обработки.

Цель данной работы — исследование влияния интенсивной механической обработки на формирование структуры композита Fe/SiC и его абразивные свойства.

Материалы и методы исследований. В работе использовали порошки карбонильного железа (ПЖК) с размером частиц $d_c = 140\text{--}180$ мкм и карбида кремния монокристаллического α -SiC с кристаллической структурой типа вюрцита фракции $d_c = 40\text{--}180$ мкм.

Для оценки энергетических параметров механической обработки наиболее часто используют понятия энергонапряженности и дозы введенной механической энергии [7]. Под энергонапряженностью (удельная мощность I , Вт/г) в широком ряде работ понимают количество энергии, передаваемое мелющими телами порошку в единицу времени. Ее величина определяется типом аппарата, скоростями вращения в планетарном активаторе, степенью загрузки барабанов, массой отдельных шаров и т. п. Доза механической энергии (D) представляет собой количество энергии, прокаченное через обрабатываемый материал за все время (t) обработки ($D = I \cdot t$, кДж/г).

Механическую активацию порошковой смеси 80 мас.% Fe + 20 мас.% SiC проводили в высокоэнергетической планетарной шаровой мельнице Активатор-2S (производство ЗАО «Активатор»,

г. Новосибирск) с энергонапряженностью $I = 3$ Вт/г, рассчитанной согласно [7], при соотношении частот вращения планетарного диска и барабанов 1 : -2, в воздушной атмосфере при водяном охлаждении в течениях 5, 10, 20 и 60 мин, что соответствует дозам механической энергии 0,9; 1,8; 3,6 и 10,8 кДж/г.

Изучение фазового состава порошковых композитов проводили на дифрактометре D8 Advance в характеристическом излучении CuK_{α1} ($\lambda = 1,5406$ Å) с использованием базы данных рентгенографических стандартов ICDD PDF-2. Расчет и уточнение профильных и микроструктурных параметров (среднего размера кристаллитов $\langle L \rangle$ и микронапряжений $\Delta d/d = \epsilon$) выполняли с использованием функции псевдо-Фойгта (Pseudo-Voigt) и проведением полнопрофильного разложения дифрактограмм в угловом диапазоне $2\Theta = 30\text{--}120^\circ$ по процедуре Pawley в ПО «TOPAS» [8].

Для исследования микроструктуры полученных образцов использовали оптический микроскоп Микро 200 (производство НПО «Планар», г. Минск).

Изучение абразивных свойств получаемых механокомпозитов проводили на установке магнитно-абразивного полирования модели T10, предназначенной для финишной обработки наружных и внутренних цилиндрических поверхностей. Получаемыми механокомпозитами производили обработку оболочек ТВЭЛов из циркониевого сплава с последующим анализом параметров шероховатости обработанной поверхности, а также весового и размерного съема материала после обработки деталей. Измерение шероховатости проводилось согласно ГОСТ 2789-73 на приборе «MarSurf PS1» фирмы Mahr (Германия). Наиболее предпочтительным является параметр среднеарифметического отклонения профиля (R_a).

Экспериментальные результаты и их обсуждение.

На рисунке 1 приведены дифрактограммы порошковой смеси железа и карбида кремния, механоактивированных при различных дозах D .

Увеличение дозы введенной механической энергии с $D = 0,9$ кДж/г до $D = 10,8$ кДж/г приво-

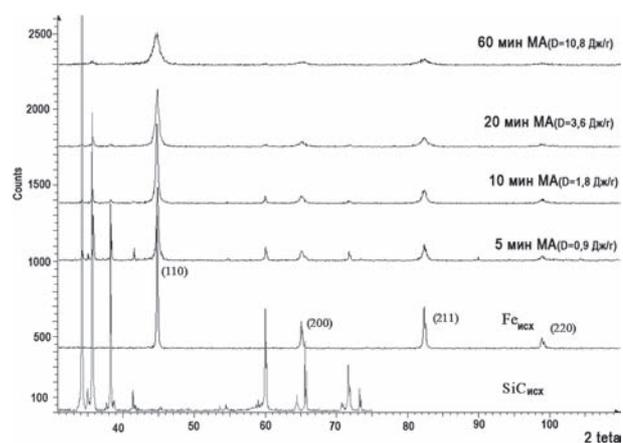


Рисунок 1 — Дифрактограммы продуктов механоактивации смеси Fe/SiC с различной длительностью обработки

Таблица 1 — Микроструктурные параметры фаз порошковой смеси Fe/SiC при механической активации

Длительность МА, мин	a , нм		ОКР, нм		ε , %	
	Fe	SiC	Fe	SiC	Fe	SiC
Исходное	2,866(4)	—	161	—	0,0027	—
5	2,866(9)	—	47	—	0,31618	—
10	2,865(0)	—	39	121	0,3227	0,2212
20	2,866(8)	—	33	40	0,8777	0,8280
60	2,868(5)	—	12	16	1,4091	0,0001

дит к существенному снижению интенсивности дифракционных отражений железа и значительному их уширению, что обусловлено уменьшением размеров кристаллитов и ростом внутренних микронапряжений (таблица 1).

Интенсивности дифракционных отражений карбида кремния также существенно снижаются и при значениях $D = 10,8$ кДж/г едва превышают фон. Следует отметить, что при механообработке с дозой механической энергии $D = 1,8$ кДж/г фрагментация частиц карбида кремния происходит менее существенно, чем железа, что обусловлено его более высокими прочностными свойствами, и достигают уровня $\langle L \rangle_{\text{Fe}} = 40$ нм и $\langle L \rangle_{\text{SiC}} = 120$ нм. Дальнейшее измельчение кристаллитов ниже 40 нм компонент SiC и Fe происходит значительно медленнее (рисунок 2). В фазе карбида кремния с увеличением дозы механической энергии до $D = 10,8$ кДж/г и уменьшением размера кристаллита до 16 нм происходит резкое снижение уровня микронапряжений, что может свидетельствовать о снижении количества дефектов в кристаллитах. Изменения параметров решетки (a) фазы железа происходит незначительно (см. таблицу 1). Можно предположить, что тонкодисперсные частицы карбида кремния при МА распределяются по границам железа без существенного взаимодействия.

Образование карбидов железа или присутствие чистого кремния рентгенографически не регистрируется.

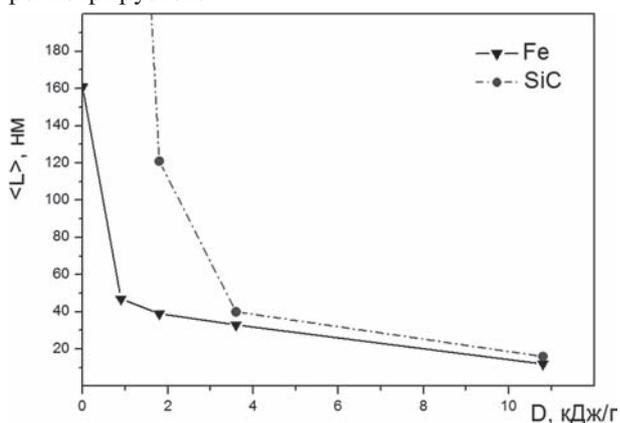


Рисунок 2 — Зависимость размера кристаллитов Fe и SiC от затраченной дозы механической энергии при МА

Представленные на рисунке 3 изображения позволяют судить об эволюции микроструктуры композиционных частиц Fe/SiC. Так, при МА с дозой от $D = 0,9$ кДж/г до $D = 1,8$ кДж/г в смеси присутствуют как композиционные частицы Fe/SiC, так и отдельные частицы железа и частицы SiC. Измельчение карбида кремния происходит значительно быстрее, чем железа (таблица 2), что обусловлено их более высокой хрупкостью. Формируемые композиционные частицы Fe/SiC, в которых измельченные разноразмерные ($d_{\text{ч}} = 1-8$ мкм) твердые частицы SiC расположены в матрице менее твердого компонента железа, имеют широкий размерный диапазон $d_{\text{ч}} = 8-250$ мкм. Увеличение длительности МА до достижения значений $D = 3,6$ кДж/г приводит к полному расходованию железа на образование композиционных частиц размером $d_{\text{ч}} = 8-110$ мкм, содержащих включения SiC размером $d_{\text{ч}} = 0,6-5$ мкм, однако отдельные несвязанные частицы SiC размером до $d_{\text{ч}} \approx 5$ мкм все еще присутствуют в смеси. Дальнейшее увеличение длительности МА до достижения значений $D = 10,8$ кДж/г приводит к равномерному распределению твердых частиц SiC в матрице железа и их дальнейшему измельчению до $d_{\text{ч}} = 0,3-2$ мкм.

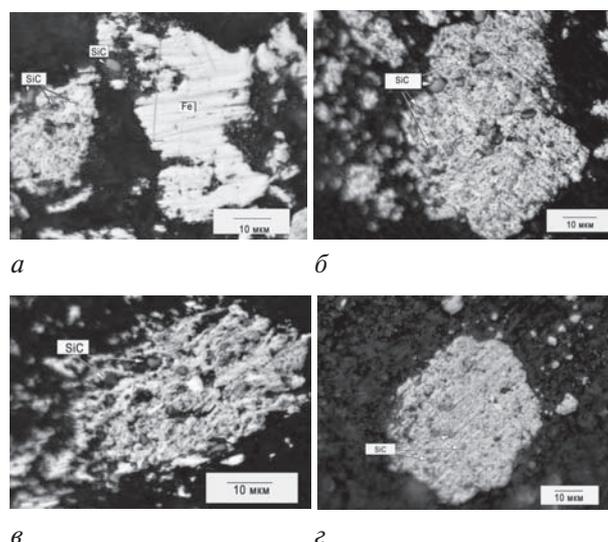
Рисунок 3 — Микроструктура композиционных частиц, полученных при МА смеси Fe/SiC с дозой D (кДж/г): а — 0,9; б — 1,8; в — 3,6; г — 10,8

Таблица 2 — Размеры частиц при МА

Доза переданной механической энергии D , кДж / длительность МА, мин	Размерный диапазон частиц d_q , мкм	
	Fe/SiC	SiC
0,9 / 5	14–250	5–20
1,8 / 10	8–90	1–15
3,6 / 20	8–110	0,6–5
10,8 / 60	1,5–43	0,3–2

Размерный диапазон частиц композитов сужается до $d_q = 1–43$ мкм. На этой стадии изменяется и морфология композиционных частиц, которые приобретают чешуйчатую форму. Изредка в композиционных частицах наблюдаются внедренные крупные частицы SiC, размер которых составляет $d_q \approx 5$ мкм.

Таким образом, формирование композита Fe/SiC проходит следующие стадии: измельчение исходных компонентов с частичным образованием композиционных частиц в широком размерном диапазоне, увеличение количества композиционных частиц с уменьшением их размерных характеристик и измельчением субструктурных компонент, формирование композиционных частиц в узком размерном диапазоне с гомогенным распределением компонент по фазовому и размерному составу. При этом основными механизмами формирования композитов является измельчение компонентов с их деформационным перемешиванием. Получаемую структуру композитов Fe/SiC в литературе описывают как глобулярную [9].

Как известно, структура формируемых композиционных порошков в условиях интенсивных механических воздействий может отличаться в зависимости от уровня твердости материала и соотношения твердости исходных компонентов. При этом основными механизмами формирования композитов при механическом сплавлении считаются конкурирующие процессы разрушения частиц и их сварка. В ра-

боте J.S. Benjamin [10] показано, что механическое сплавление может успешно реализоваться, если имеется не менее 15 % пластичной компоненты, поскольку хрупкие частицы не свариваются, а только разрушаются. Изучаемую порошковую смесь Fe/SiC можно классифицировать как «пластичный–хрупкий». На рисунке 4 представлена схема эволюции микроструктуры в таких системах в условиях интенсивной механической обработки, предложенная в работе [11], посвященной изучению сплавов, упрочненных оксидами. Так, наиболее твердая и хрупкая фаза диспергируется и распределяется на границах слоев пластичной составляющей (см. рисунок 4 а). По мере дальнейшего измельчения все слои пластичного металла утончаются и «закручиваются» (см. рисунок 4 б). Средний химический состав каждой частицы постепенно становится равным среднему химическому составу исходной смеси; оксидные частицы равномерно распределяются на границах слоев, плотность их на границах уменьшается, поскольку увеличивается площадь самих границ (см. рисунок 4 в). Дисперсные частицы твердой фазы могут не растворяться в мягкой матрице порошинки или растворяться в ней.

Отмечается, что механическое сплавление в системах «пластичный–твердый» и «твердый–твердый» происходит обычно труднее, чем в системах «пластичный–пластичный», что обусловлено длинной диффузионных путей, которые в случае глобулярной структуры значительно короче, чем при ламинарной структуре.

Результаты исследований абразивной способности получаемых механокомпозитов SiC на образцах ТВЭЛов из циркониевого сплава при длительности магнитно-абразивной обработки 5 мин приведены в таблице 3. Параметр исходной шероховатости обрабатываемой поверхности $Ra = 0,15–0,25$ мкм.

Согласно полученным данным, после МАО в течение 5 мин наилучшими абразивными свойствами (наибольший весовой съем материала, более низкий уровень и узкий диапазон значений параметра шероховатости Ra) обладает композицион-

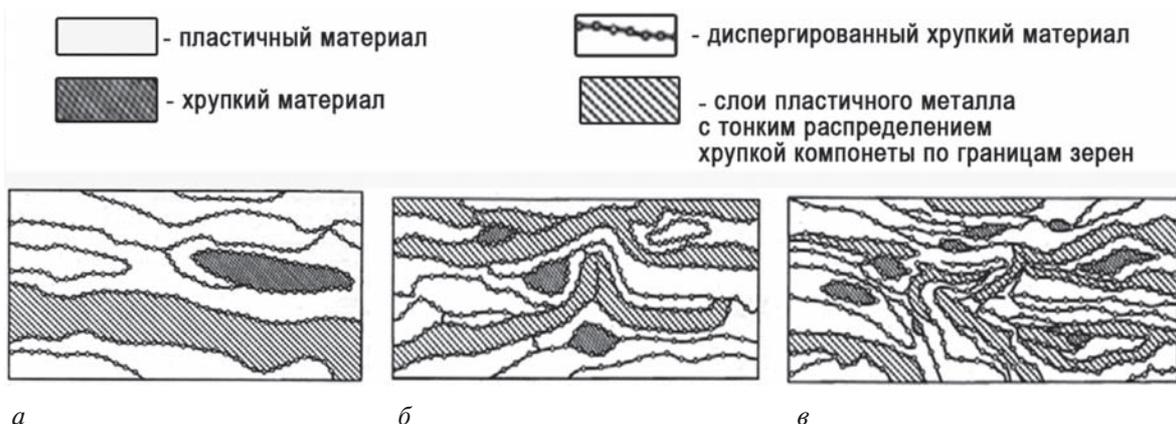


Рисунок 4 — Эволюция структуры в условиях интенсивной механической обработки комбинации «пластичный–хрупкий» (типичный случай материала, упрочненного оксидами) [11]:

а — начальная стадия; б — промежуточная стадия; в — завершающая стадия

Таблица 3 — Результаты МАО циркониевого сплава при использовании магнитно-абразивных порошков Fe/SiC, полученных при различных удельных дозах подведенной энергии

Номер образца	Доза механической активации D , кДж/г	Усиление магнитной индукции, %	Весовой съём, мг	Размерный съём, мкм на сторону	Шероховатость Ra , мкм диапазон / ср.
1	0,9	18	27,1	4,9	0,11–0,23 / 0,182
2			24,3	4,4	0,12–0,22 / 0,155
3			20,3	3,6	0,12–0,18 / 0,152
1	1,8	18	30,6	5,5	0,08–0,12 / 0,101
2			33,5	6	0,09–0,13 / 0,114
3			35,3	6,3	0,08–0,12 / 0,096
1	3,6	18	23,8	4,3	0,09–0,12 / 0,107
2			32	5,8	0,06–0,2 / 0,139
3			16,5	3	0,07–0,19 / 0,112
1	10,8	18	19,2	3,5	0,1–0,14 / 0,123
2			21,4	3,8	0,1–0,24 / 0,164
3			16,4	2,9	0,07–0,1 / 0,088

ный порошок Fe/SiC, полученный при механосинтезе с дозой механической энергии $D = 1,8$ кДж/г. Увеличение параметра МА до достижения значений $D = 3,6–10,8$ кДж/г приводит к значительному уменьшению (в 4–10 раз) размера абразивных частиц и их внедрению в объем композиционной частицы, что приводит к снижению общей абразивной способности композиционных порошков.

Однако можно предположить, что увеличение длительности магнитно-абразивной обработки более 5 мин позволит достичь более низких показателей шероховатости обрабатываемой поверхности и для вариантов механосинтеза композиционных порошков Fe/SiC с дозой подведенной энергии $D > 1,8$ кДж.

Заключение. В условиях интенсивной механической обработки порошков состава Fe/SiC в мельнице с энергонапряженностью $I = 3$ Вт/г формирование композитов состава Fe/SiC наблюдается уже при дозе механической энергии $D = 0,9$ кДж/г. С увеличением длительности МА до достижения значений $D = 10,8$ кДж/г происходит выравнивание фазового состава и интенсивное диспергирование частиц как механокомпозитов Fe/SiC, так и включений SiC. Размер частиц композиционных Fe/SiC снижается от $d_{\text{ч}} = 14–250$ мкм до $d_{\text{ч}} = 1,5–43$ мкм, а абразивных включений SiC — от $d_{\text{ч}} = 40–180$ мкм до $d_{\text{ч}} = 0,3–2$ мкм. Образование композита Fe/SiC при этом режиме МА происходит без существенных взаимодействий между компонентами. Основные этапы формирования микроструктуры композиционных порошков Fe/SiC включают измельчение, деформационное перемешивание и фрагментацию субмикроструктуры компонентов с образо-

ванием глобулярной микроструктуры. Изучение абразивных свойств механокомпозитов Fe/SiC в зависимости от удельной дозы механической энергии механосинтеза показало, что увеличение значений D более $D = 1,8$ кДж/г приводит к снижению их абразивной способности, обусловленной уменьшением размеров твердой компоненты до $d_{\text{ч}} = 0,3–2$ мкм.

Работа выполнена при поддержке грантов БРФФИ № T15CO-005 и ИП № 8 в рамках совместного проекта «НАНБ (БРФФИ) — СО РАН—2015».

Список литературы

1. LaRoux K. Gillespie. Chapter 20: Magnetic-Abrasive Finishing / LaRoux K. Gillespie // From Mass Finishing Handbook. — Publisher: Industrial Press, 2006. — Pp. 371–401.
2. Хомич, Н.С. Магнитно-абразивная обработка изделий / Н.С. Хомич. — Минск: БНТУ, 2006. — 218 с.
3. Ncpomnyashchii, V.V. Metal Surface Finishing with magnetic abrasive powder based on Iron with Ceramic Refractory Compounds (Mechanical Mixtures) / V.V. Ncpomnyashchii, S.M. Voloshchenko, T.V. Mosina, K.A. Gogacv, M.G. Askerov, A.V. Miropol'skii // Refractories and Industrial Ceramics. — 2014. — Vol. 54, № 6. — Pp. 471–474.
4. Yodkaew, Th. Sintered Fe-Al₂O₃ and Fe-SiC Composites / Th. Yodkaew, M. Morakotjinda, N. Tosangthum, Or.Coovattanachai, R. Krataitong, P. Siriphol, Bh. Vetayanugul, S. Chakthin, N. Poolthong, R. Tongri // Journal of Metals, Materials and Minerals. — 2008. — Vol. 18, No. 1. — Pp. 57–61.
5. Механокомпозиты — прекурсоры для создания материалов с новыми свойствами: монография / отв. ред. О.И. Ломовский. — Новосибирск: Изд-во СО РАН (Интеграционные проекты СО РАН, вып. 26), 2010. — 432 с.
6. Khodaei, M. Mechanochemically Synthesized Metallic-Ceramic Nanocomposite; Mechanisms and Properties / M. Khodaei, M.H. Enayati, F. Karimzadeh // Advances in Nanocomposites — Synthesis, Characterization and Industrial Applications, Dr. Boreddy Reddy (Ed.): InTech., 2011. — Pp. 157–180.
7. A. Iasonna, M. Magini. Power measurements during mechanical milling. An experimental way to investigate the energy transfer

- phenomena. *Acta Materialia*. — Vol.44 (1996), No.3. — Pp. 1109–1117.
8. Balzar, B. Voight-function model in diffraction line-broadening analysis / B. Balzar // *Microstructure Analysis from Diffraction* edited by R.L. Snyder, H.J. Bunge, and J. Fiala. — International Union of Crystallography, 1999.
 9. Davis, R.M. Mechanical alloying of brittle components: silicon and germanium / R.M. Davis, C.C. Koch // *Scripta Metall.* — 1987. — Vol. 21. — Pp. 305–310.
 10. Benjamin, J.S. Mechanical alloying / J.S. Benjamin // *Sci. Amer.* — 1976. — Vol. 234, no. 5. — Pp. 40–48.
 11. Актуальные проблемы порошковой металлургии / под ред. О.В. Романа, В.С. Аруначалама. — М.: Металлургия, 1990. — 232 с.

VITYAZ Petr A., Academician of the NAS of Belarus, Dr. Techn. Sc., Professor

Head of the Staff of the NAS of Belarus

Presidium of the NAS of Belarus, Minsk, The Republic of Belarus

ZHORNIK Victor I., Dr. Techn. Sc., Associate Professor

Deputy Head of the department of mechanical engineering and metallurgy technologies¹

E-mail: zhornik@inmash.bas-net.by

KOVALEVA Svetlana A.

Senior Researcher of the Laboratory of Nanostructural and Superhard Materials¹

E-mail: sveta_kovaleva@tut.by

KHOMICH Nikolay S., Cand. Techn. Sc.

Leading Researcher of the Laboratory of Nanostructural and Superhard Materials¹

GRIGOREVA Tatyana F., Dr. Chem. Sc.

Leading Researcher

Institute of Solid State Chemistry and Mechanochemistry, Novosibirsk, Russia

¹Joint Institute of Mechanical Engineering of the NAS of Belarus, Minsk, The Republic of Belarus

Received 15 September 2015.

MECHANOSYNTHESIS OF COMPOSITE Fe/SiC POWDERS FOR MAGNETIC ABRASIVE TREATMENT

The results of investigation of structure evolution of powder composition of Fe/SiC during mechanical activation (MA) are described. It is shown that the mechano-composite Fe/SiC is formed by treatment of the composition of Fe/SiC powders in the mill with energy intensity of $I = 3$ W/g during a short time. The main stages of microstructure formation of the composite Fe/SiC powders include crushing, deformation mixing, submicrostructure fragmentation of components and forming of globular microstructure. The alignment of the phase composition and size range of the particles of mechano-composites Fe/SiC and SiC inclusions takes place during 60 minutes of the MA. The SiC particle size is decreased from 40–180 microns to 0,3–2 microns. The formation of the Fe/SiC composite by MA during 60 minutes occurs without significant interaction between the components.

Keywords: magnetic abrasive treatment, magnetic abrasive composites, mechanical activation, mechanosynthesis, microstructure, mechanocomposites, planetary ball mill

References

1. LaRoux K. Gillespie. Chapter 20: Magnetic-Abrasive Finishing. *From Mass Finishing Handbook*. Publisher, Industrial Press, 2006, pp. 371–401.
2. Homich N.S. *Magnitno-abrazivnaya obrabotka izdelij* [Magneto-abrasive treatment of products]. Minsk, BNTU, 2006. 218 p.
3. Ncpomnyashchii V.V., Voloshchenko S.M., Mosina T.V., Gogacv K.A., Askerov M.G., Miropolskiy A.V. Metal Surface Finishing with magnetic abrasive powder based on Iron with Ceramic *Refractory Compounds* (Mechanical Mixtures). *Refractories and Industrial Ceramics*, 2014, vol. 54, no. 6, pp. 471–474.
4. Yodkaew Th., Morakotjinda M., Tosangthum N., Coovattanachai Or., Krataitong R., Siriphol P., Vetayanugul Bh., Chakthin S., Poolthong N., Tongsri R. Sintered Fe-Al₂O₃ and Fe-SiC Composites. *Journal of Metals, Materials and Minerals*, 2008, vol. 18, no. 1, pp. 57–61.
5. Lomovskiy O.I. ed. *Mekhanokompozity – prekursory dlya sozdaniya materialov s novymi svoystvami* [Mechanocomposites — precursors for the creation of materials with new properties]. Novosibirsk, Izd-vo SO RAN, no. 26, 2010. 432 p.
6. Khodaei M., Enayati M.H., Karimzadeh F. Mechanochemically Synthesized Metallic-Ceramic Nanocomposite; Mechanisms and Properties. *In book Advances in Nanocomposites - Synthesis, Characterization and Industrial Applications*. InTech., 2011, pp. 157–180.
7. Iasonna A., Magini M. Power measurements during mechanical milling. An experimental way to investigate the energy transfer phenomena. *Acta Materialia*, vol. 44, 1996, no. 3, pp. 1109–1117
8. Balzar B. Voight-function model in diffraction line-broadening analysis. *Microstructure Analysis from Diffraction*. International Union of Crystallography, 1999.
9. Davis R.M., Koch C.C. Mechanical alloying of brittle components: silicon and germanium. *Scripta Metall.*, 1987, vol. 21, pp. 305–310.
10. Benjamin J.S. Mechanical alloying. *Sci. Amer.*, 1976, vol. 234, no. 5, pp. 40–48.
11. Roman O.V., Arunachalam B.C. eds. *Aktual'nye problemy poroshkovoy metallurgii* [Actual problems of powder metallurgy]. Moscow, Metallurgiya 1990. 232 p.