

УДК 537.528 : 621.762.3

О.Н. Сизоненко<sup>1</sup>, Г.А. Баглюк<sup>2</sup>, А.А. Мамонова<sup>2</sup>, Э.И. Тафтай<sup>1</sup>, А.С. Торпаков<sup>1</sup>,  
А.А. Жданов<sup>1</sup>, А.Д. Зайченко<sup>1</sup>, Е.В. Липян<sup>1</sup><sup>1</sup>Институт импульсных процессов и технологий НАН Украины,<sup>2</sup>Институт проблем материаловедения им. И.М. Францевича НАН Украины

## ВЛИЯНИЕ ЭЛЕКТРОРАЗРЯДНОГО ВОЗДЕЙСТВИЯ НА КОМПОЗИЦИЮ ПОРОШКОВ Fe-Ti-B<sub>4</sub>C

*В работе исследовано влияние электроразрядного воздействия в углеводородной среде на морфометрические характеристики и фазовый состав композиционного порошка 75%Fe + 20%Ti + 5%B<sub>4</sub>C. Установлена связь между параметрами обработки и изменением размеров частиц микропорошка. Показано, что электроразрядная обработка приводит к образованию различных карбидов, боридов и интерметаллидов в зависимости от режима обработки.*

Ключевые слова *высоковольтный электрический разряд, давление в канале разряда, интегральная энергия, порошок, диспергирование, дисперсность, рентгеноструктурный анализ, фаза, период решетки*

### Постановка проблемы.

В настоящее время внимание исследователей привлекает создание карбидосталей с использованием борсодержащих сплавов на основе железа и титана [1, 2]. Результаты работы [3] показывают, что износостойкость композиционных наплавочных материалов на основе Fe-B-C сравнима с износостойкостью материалов на основе более дорогого карбида вольфрама, а в отдельных случаях даже превосходит ее.

Спеченные порошки Fe-Ti-B<sub>4</sub>C имеют высокое сопротивление износу при трении о металлы и неметаллы. Карбид бора B<sub>4</sub>C отличается высокой твердостью – 48000 МН/м<sup>2</sup>. Абразивная способность порошка карбида бора (определенная в условных единицах) составляет 0,442. Эти свойства и определяют широкие области применения композиционных металло-углеродных порошков твердых сплавов и карбидосталей на их основе [4].

Одной из важных технологических операций при изготовлении карбидосталей является подготовка исходных порошковых смесей, от качества которых в значительной степени зависят свойства получаемых изделий [5 – 8].

Традиционные механические методы измельчения материалов до микро- и наноразмеров имеют существенные недостатки [9, 10]. В частности, механический размол и перемешивание требуют длительного времени обработки, что приводит к внедрению в частицы включений, ухудшающих их свойства (таких, как кислород) [11]. Данные недостатки ограничивают применимость традиционных механических методов.

В настоящее время внимание ученых направлено на создание новых способов разрушения при использовании физических полей [12 – 15]. Уникальным комплексным методом воздействия, сочетающим в себе физическое и механическое воздействие, является электроразрядное диспергирование.

Электроразрядный метод изменения структуры, формы и размера частиц различных композиционных материалов основан на использовании высоковольтного импульсного электрического разряда (ЭР) в жидкости [16, 17]. Высокоэнергетический комплекс физических воздействий на твердое вещество может приводить к образованию новых поверхностей и увеличению концентрации дефектов [18 – 20].

Проведенные исследования [17 – 20] позволяют предположить, что при увеличении давления на фронте ударной волны происходит постепенный переход от релаксации по тепловому каналу к релаксации по каналам, связанным с накоплением дефектов кристаллического строения, разрушением и химическим взаимодействием. Таким образом, главной причиной ударноволновой активации при ЭР является повышение энтальпии твердого вещества в результате накопления дефектов кристаллического строения – вакансий, межузельных атомов, дислокаций, границ зерен и субзерен, а также в увеличении удельной поверхности и степени ее разупорядочения.

Исследования [18 - 21] показали, что в наибольшей степени для осуществления ЭР-обработки металло-углеродных порошков в качестве рабочей среды подходят вода дистиллированная и керосин осветительный.

В работах [17 – 20] было показано, что использование в качестве рабочей среды углеводородной жидкости при ЭР обработке порошков будет способствовать их активации как в результате измельчения частиц, так и срыва с поверхности частиц примесей и адсорбционных пленок с изменением состава функционального покрова поверхности, изменения химического состава, стехиометрического состава и микроструктуры поверхности частиц. Таким образом, электроразрядный способ диспергирования выгодно отличается от других существующих способов, так как позволяет достигнуть более высокой степени диспергирования порошков с незначительным загрязнением аппаратным металлом при меньших затратах времени, энергии и без ущерба экологии. Кроме того, ЭР обработка в углеводородной жидкости за счет образования наночастиц в твердой фазе [22 – 24] способна вызвать гетерогенные реакции, приводящие к изменениям фазового состава. Однако в исследованиях, связанных с воздействием ЭР на различные композиции порошков, не приводятся данные о структуре порошков после воздействия, фазовом составе и параметрах кристаллической решетки. Это побудило авторов к постановке и выполнению данных исследований.

**Цель** настоящей работы – исследование влияния высоковольтного ЭР в углеводородной жидкости на структуру порошковой смеси Fe-Ti-B<sub>4</sub>C.

#### Объекты и методы исследования

Обработке подвергалась суспензия, включающая смесь порошков 75%Fe + 20%Ti + 5%B<sub>4</sub>C в углеводородной жидкости, в качестве которой был выбран керосин осветительный.

Исследования выполнялись на экспериментальном стенде, схема которого подробно описана в работах [17 – 20]. В процессе исследований регистрировались осциллограммы разрядного тока и напряжения, которые переносились на компьютер, где рассчитывались характеристики, используемые для оценки параметров ЭР воздействия.

Как известно, предел прочности на растяжение для B<sub>4</sub>C составляет 73 МПа [25], для Fe – 250 МПа и для Ti – 340 МПа [26], поэтому комбинация параметров воздействия подбиралась, исходя из создания условий, чтобы значения пикового давления волны сжатия превышали прочностные характеристики порошков.

Для исследования были выбраны шесть режимов, отличавшихся гидродинамическими, электрическими и энергетическими характеристиками (см. табл. 1).

Таблица 1

Режимы исследования

№ режимов п/п	Характеристики разряда				Параметры обработки		$P_k$ МПа	$T$ К	$t_{\text{разр}}$ мкс	$N$ кВтч
	$I$	$\tau_1$	$\dot{I}$	$\eta$	$n$	$W_{\Sigma}$ кДж				
	кА	мкс	ГА/с							
1	61,3	4,67	26,6	0,1	1000	4000	786,8	43830	40	1,11
2	34	2,4	28,3	0,165	1000	1000	894,6	37600	15	0,28
3	33,8	2,4	28,2	0,16	2000	2000	963,1	37890	15	0,56
4	32,3	2,37	28	0,161	4000	4000	940,5	37810	15	1,11
5	36,6	4,4	16,6	0,13	4000	4000	502,5	30670	40	1,11
6	15,5	2,84	10,9	0,28	4000	2000	852,2	33630	16	0,56

Где  $I$  – амплитуда первой полуволны тока разряда,  $\tau_1$  – длительность первого полупериода тока разряда,  $\dot{I}$  – скорость нарастания тока,  $\eta$  – отношение энергии, выделившейся в первом полупериоде тока разряда, к общей выделенной энергии,  $n$  – количество разрядов,  $W_{\Sigma}$  – интегральная энергия обработки,  $P_k$  – пиковое давление в канале разряда,  $T$  – температура

плазмы в канале разряда,  $t_{\text{разр}}$  – общая длительность разряда,  $N$  – энергетические затраты на осуществление обработки.

Как видно из таблицы 1, для всех режимов характерны относительно низкие по сравнению с механическими методами [27] энергозатраты ( $N$ ).

Согласно [16, 28] оценка поля давлений в разрядной камере выполнялась, исходя из формулы:

$$P_m(\varphi, r) = P_m(r) \cdot \left[ \frac{3,2}{\pi} |\phi| \cdot \left( \frac{|\phi|}{\pi} - 1 \right) + 1 \right], \quad (1)$$

где  $r$  – расстояние от центра разрядного канала до проекции рассматриваемой точки на экваториальную плоскость разряда, м;

$\varphi$  – угол между радиус-вектором рассматриваемой точки и экваториальной плоскостью разряда, радиан;

$P_m(r)$  – зависимость давления в проекции рассматриваемой точки на экваториальной плоскости от расстояния до канала разряда, Па, определяемая по формуле:

$$P_m(r) = P_a \cdot b_1(\eta) \cdot \begin{cases} \frac{r}{a_m}, & r \leq 2,5l \\ 1,3 \cdot \left( \frac{r}{a_m} \right)^{-0,5} \cdot \left( 1 - 0,1 \cdot \frac{r}{l} \right), & r > 2,5l \end{cases}, \quad (2)$$

где  $b_1(\eta)$  – промежуточная безразмерная функция, определяемая по формуле (3);

$a_m$  – линейный масштаб, м, определяемый по формуле (4).

$$b_1(\eta) = \eta^{0,3} \cdot \left( \frac{0,37 + 0,6\eta^2}{1 + \eta^3} \right)^{0,5\alpha} \cdot b_0(\eta), \quad (3)$$

$$a_m = \left( \frac{U_0^2 C^2 L}{\rho_0 \cdot l} \right)^{\frac{1}{4}}, \quad (4)$$

где  $\rho_0$  – плотность рабочей среды, кг/м<sup>3</sup>.

Из формулы (1) была получена зависимость максимума давления в волне сжатия от координат рассматриваемой точки относительно центра канала разряда:

$$P_m(r, h) = P_m(r) \cdot \left[ \frac{3,2}{\pi} \left| \arctg \left( \frac{h}{r} \right) \right| \cdot \left( \frac{\left| \arctg \left( \frac{h}{r} \right) \right|}{\pi} - 1 \right) + 1 \right], \quad (5)$$

где  $h$  – длина нормали, опущенной от рассматриваемой точки к экваториальной плоскости разряда, м.

Интегральная энергия обработки определялась по формуле:

$$W_{\Sigma} = n \cdot W_3, \quad (6)$$

где  $W_3$  – запасенная энергия единичного разряда, Дж, определяемая по формуле:

$$W_3 = \frac{C \cdot U^2}{2}. \quad (7)$$

Для определения температуры плазмы в канале разряда использовалось выражение [16]:

$$T = \left[ \frac{E \cdot (\gamma - 1) D}{\sigma \cdot \tau_1 \cdot S_0 \cdot k} \right]^{\frac{1}{5}}, \quad (8)$$

где  $\gamma$  – эффективный показатель адиабаты плазмы для разрядов в воде;  $D$  – энергия диссоциации, Дж/моль;  $\sigma$  – газокинетическое сечение рассеяния, м<sup>2</sup>;  $k$  – постоянная Больцмана, Дж/К;  $E$  – энергия, выделенная в процессе разряда, Дж, определяемая по формуле(9);  $S_0$  – площадь поверхности канала разряда в соответствии с моделью короткого цилиндра, м<sup>2</sup>, определяемая по формуле (10):

$$E = \int_{t_0}^{t_{\max}} N(t) dt, \quad (9)$$

где  $t$  – время, с;  $N(t)$  – зависимость электрической мощности от времени, получаемая с помощью осциллограмм тока и напряжения разряда.

$$S_0 = 2\pi R_0 l, \quad (10)$$

где  $R_0$  – характерный радиус канала разряда, м, определяемый по формуле:

$$R_0 = \left( \frac{(\gamma - 1) \cdot \tau^2 \cdot E}{\pi \cdot \rho_0 \cdot l} \right)^{\frac{1}{4}}. \quad (11)$$

Используя формулу (5), был произведен расчет поля давлений для всех режимов обработки. На рис. 1 приведено поле давлений при обработке в режиме № 3, которому соответствует наибольшее значение давления в канале разряда.

Поскольку давление в канале значительно выше давления в волне сжатия, поле давления приведено для зоны, удаленной от канала разряда не менее, чем на 5 мм. Из данного рисунка видно, что гарантированному разрушению подвергаются частицы микропорошка, находящиеся на расстоянии не более ~ 14 мм от центра канала разряда. Исходя из анализа картины поля давлений в разрядной камере, была спроектирована разрядная камера, обеспечивающая попадание наибольшей доли обрабатываемого порошка в зону гарантированного разрушения.

После обработки определялись морфометрические характеристики частиц микропорошка [26], в частности, средний диаметр частиц по их числу и внешняя удельная поверхность, а также производилось построение дифференциального распределения частиц по размерам.

Кроме того, с помощью дифрактометра ДРОН-3 в  $\text{Cu } K_\alpha$  излучении производился рентгенофазовый анализ порошков с целью определения влияния электроразрядной обработки на их фазовый состав.

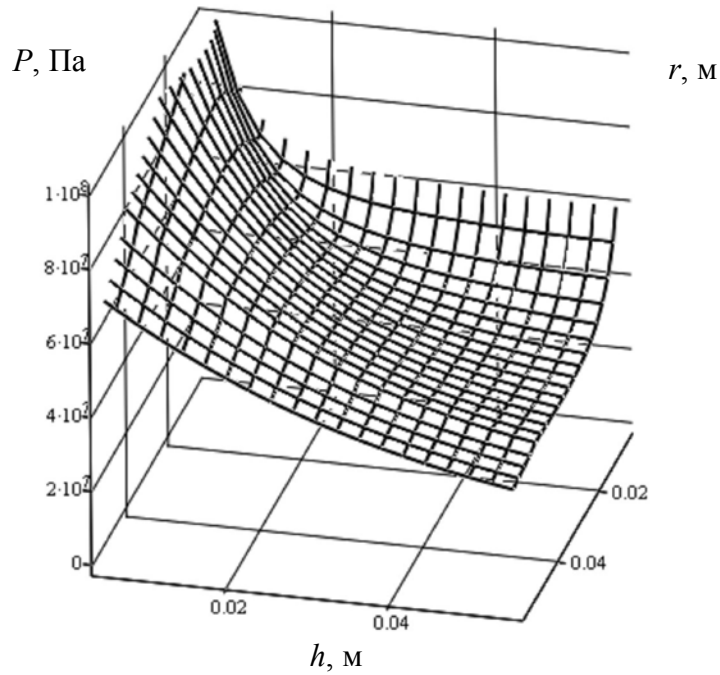


Рис. 1. Зависимость максимума давления волны сжатия в рассматриваемой точке ( $P$ ) от расстояния центра разрядного канала до проекции рассматриваемой точки на экваториальную плоскость разряда ( $r$ ) и длины нормали, опущенной от рассматриваемой точки к экваториальной плоскости разряда ( $h$ ) при ЭР воздействии в режиме № 3

### Результаты и обсуждение

*Дисперсность порошков.* Микрофотография исходных порошков Fe-Ti-B<sub>4</sub>C представлена на рис. 2, размер частиц порошков - от 1 до 120 мкм, из которых половина была размером  $D_n = 30$  мкм, внешняя удельная поверхность составляла  $F_{уд} = 170$  см<sup>2</sup>/г.

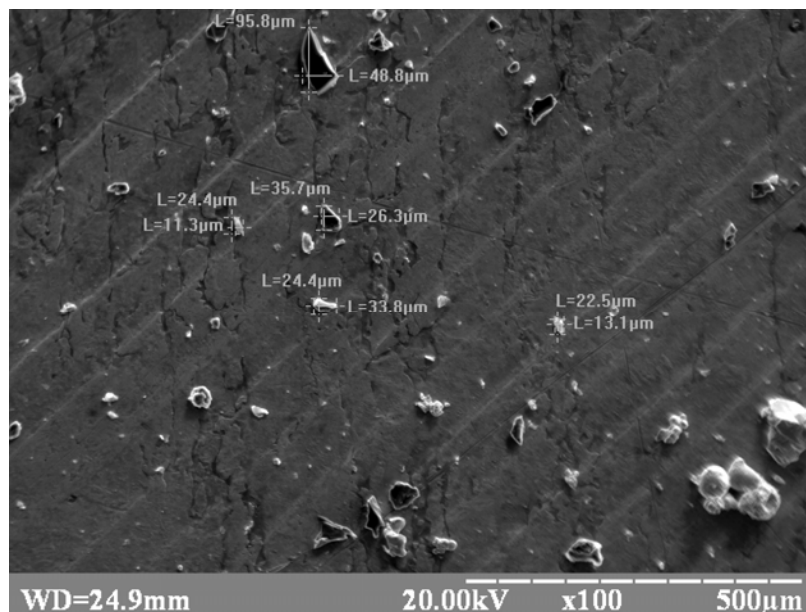


Рис. 2. Микроэлектронный снимок частиц микропорошка Fe-Ti-B<sub>4</sub>C до ЭР обработки

ЭР обработка во всех исследуемых режимах приводит к существенному измельчению частиц порошка Fe-Ti-B<sub>4</sub>C, о чем свидетельствуют зависимости распределения по размерам до и после обработки, приведенные на рис. 3.

© О.Н. Сизоненко, Г.А. Баглюк, А.А. Мамонова, Э.И. Тафтай, А.С. Торпаков, А.А. Жданов, А.Д. Зайченко, Е.В. Липян

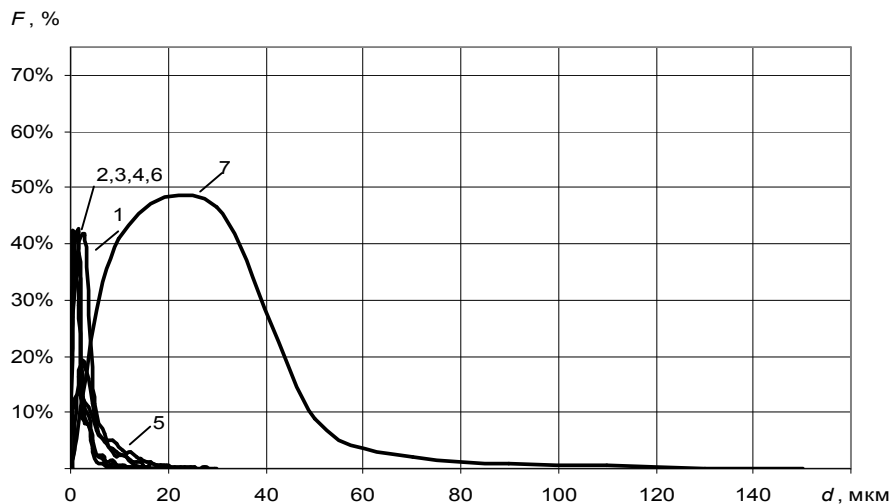


Рис. 3. Распределение по размерам частиц микропорошка Fe-Ti-B<sub>4</sub>C: 1 – режим № 1; 2 – режим № 2; 3 – режим № 3; 4 – режим № 4; 5 – режим № 5; 6 – режим № 6; 7 – до ЭР обработки

Форма кривых распределения частиц микропорошка по размерам после ЭР обработки на этих режимах остается близкой к нормальной при смещении пика в область размеров частиц менее 2 мкм. Анализ данных зависимостей показывает, что наиболее важными факторами, влияющими на дисперсность получаемых порошков, являются давление в канале разряда (и, соответственно, на фронте волны сжатия) и интегральная энергия обработки. Наибольшее уменьшение размеров частиц микропорошка получено в режимах № 3, 4 и 6, которые отличались высокими значениями давления в канале разряда (> 850 МПа) и интегральной энергии обработки (> 2000 кДж) (см. рис. 4).

ЭР обработка порошка в режиме № 3 при давлении в канале разряда ~ 963 МПа позволила достигнуть снижения размеров 43% частиц до диаметра порядка ~ 0,5 мкм. При этом внешняя удельная поверхность значительно возросла и составила  $F_{уд}=1588 \text{ см}^2/\text{г}$ .

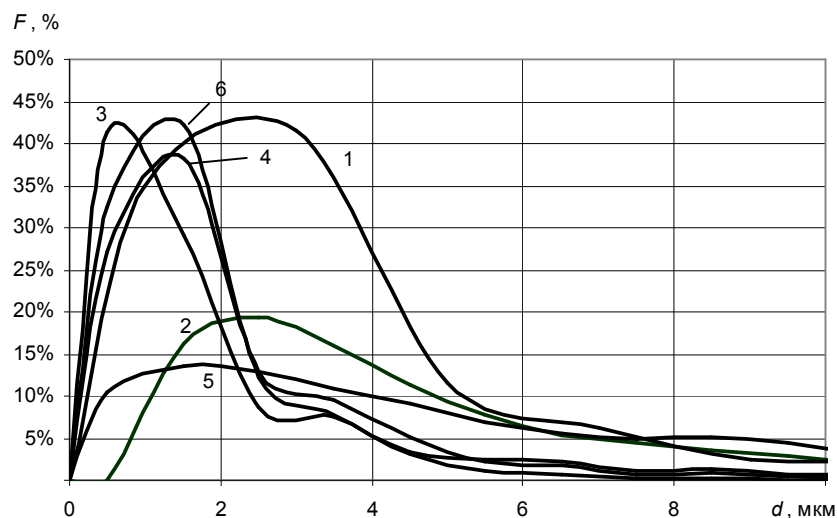


Рис. 4. Распределение по размерам частиц микропорошка Fe-Ti-B<sub>4</sub>C после ЭР обработки в разных режимах: 1 – режим № 1; 2 – режим № 2; 3 – режим № 3; 4 – режим № 4; 5 – режим № 5; 6 – режим № 6

На рис. 5 приведен микроэлектронный снимок частиц микропорошка Fe-Ti-B<sub>4</sub>C после ЭР обработки в режиме № 3, который свидетельствует о появлении частиц менее 0,5 мкм, которые ввиду своей активности склонны к агломерации.

Рассматривая результаты обработки в режимах № 1, 4 и 5, для которых одинакова интегральная энергия (4000 кДж), следует отметить, что наибольшее снижение размера частиц (пик в 39 %, который лежит в области частиц размером 1,4 мкм) и увеличение внешней удельной поверхности (до  $F_{уд} = 1253 \text{ см}^2/\text{г}$ ) наблюдается в режиме № 4, который характеризуется большим расчетным давлением в канале разряда ( $\sim 941 \text{ МПа}$ ). В режимах № 1 и 5 получено меньшее снижение размера (пики в 43% и 13% соответственно, лежащие в области частиц размером 2,5 мкм) и меньшее значение внешней удельной поверхности ( $F_{уд}=1157 \text{ см}^2/\text{г}$  и  $F_{уд}=783 \text{ см}^2/\text{г}$  соответственно).

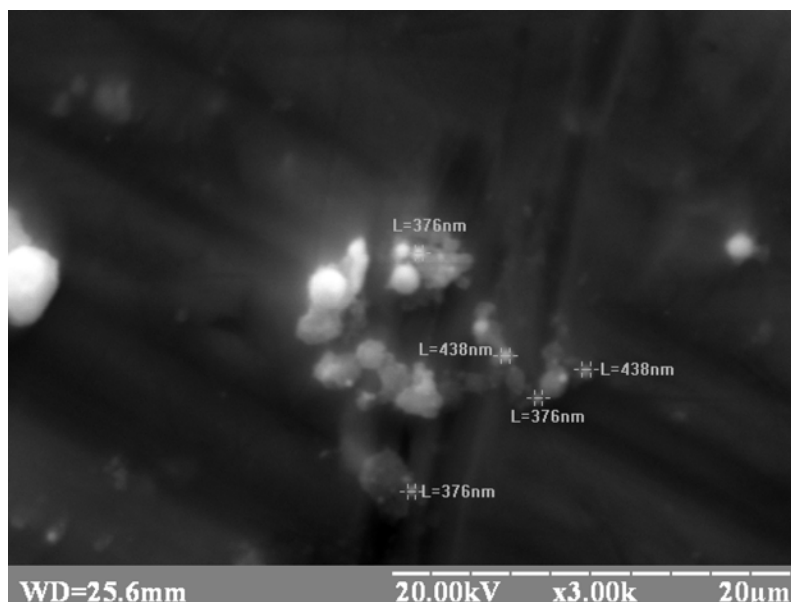


Рис. 5. Микрoэлектронный снимок частиц микропорошка Fe-Ti-B<sub>4</sub>C после ЭР обработки в режиме № 3

Исследования показали, что диаметр частиц уменьшается пропорционально росту давления в канале. В диапазоне  $P_k > 700 \text{ МПа}$  скорость уменьшения диаметра частиц по мере роста давления снижается. Наибольшего снижения размера частиц, соответствующего пику распределения по размерам (до 0,5 мкм), удалось добиться при обработке в режиме № 3, в котором было большее в сравнении с исследуемыми режимами давление ( $P_k=963 \text{ МПа}$ ) при интегральной энергии 2000 кДж. Таким образом, увеличение максимума давления в канале разряда позволяет добиться более ощутимого диспергирования частиц, однако при достижении частицами диаметра порядка 0,5 мкм дальнейшее измельчение требует увеличения давления в канале разряда более 1 ГПа.

*Рентгенографические исследования порошков Fe-Ti-B<sub>4</sub>C.* Рентгенофазовый анализ исходных порошков Fe-Ti-B<sub>4</sub>C показал, что в образце присутствуют фазы:  $\alpha\text{-Fe}$ ,  $\alpha\text{-Ti}$  и B<sub>4</sub>C. В таблице 2 представлены фазы порошковой композиции при разных режимах исследования. При ЭР обработке порошков в режиме № 1, для которого характерны наибольшая температура в канале разряда ( $T=43830 \text{ К}$ ), высокая интегральная энергия обработки ( $W_\Sigma=4000 \text{ кДж}$ ), среднее среди рассмотренных режимов значение давления в канале разряда ( $P_k=786,8 \text{ МПа}$ ) и скорости нарастания тока ( $\dot{I}=26,6 \text{ ГА/с}$ ), отмечается появление цементита Fe<sub>3</sub>C с индексами атомных плоскостей 121, 210, 022, 133, 122, 212 и TiC с индексами линий 200, 311, 222. Кроме того, на данной рентгенограмме присутствуют линии, свидетельствующие о наличии FeB, TiB, TiB<sub>2</sub>, Ti<sub>2</sub>B<sub>5</sub>, Fe<sub>2</sub>Ti. При этом появление таких соединений, как Fe<sub>2</sub>B и C (кубический) с индексами линий 210, 220, 222, 321 наблюдается только в этом режиме обработки (см. рис. 6). Фазы  $\alpha\text{-Ti}$  и B<sub>4</sub>C отсутствуют.

Таблица 2

Фазы порошковой композиции при разных режимах исследования

№ режима	Железо	Титан	Карбид бора	Бориды		Карбиды		Карбобориды	Интерметаллиды	Углерод
				Fe	Ti	Fe	Ti			
1	2	3	4	5	6	7	8	9	10	11
Исходный порошок	Fe	Ti	B <sub>4</sub> C	-	-	-	-	-	-	-
1	Fe	-	-	FeB Fe <sub>2</sub> B	TiB TiB <sub>2</sub> Ti <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	Fe <sub>3</sub> C	TiC	-	Fe <sub>2</sub> Ti	C
2	Fe	Ti	-	FeB	TiB	Fe <sub>3</sub> C	TiC	-	-	-
3	Fe	Ti	-	FeB	TiB Ti <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	Fe <sub>3</sub> C	TiC	-	Fe <sub>2</sub> Ti	-
4	Fe	-	-	FeB	TiB <sub>2</sub> TiB Ti <sub>2</sub> B <sub>5</sub>	Fe <sub>3</sub> C	TiC	Fe <sub>3</sub> (B <sub>0,7</sub> C <sub>0,3</sub> )	Fe <sub>2</sub> Ti	-
5	Fe	Ti	B <sub>4</sub> C	FeB	TiB <sub>2</sub> TiB	Fe <sub>3</sub> C	TiC	Fe <sub>3</sub> (B <sub>0,7</sub> C <sub>0,3</sub> )	Fe <sub>2</sub> Ti	-
6	Fe	-	B <sub>4</sub> C	-	-	Fe <sub>3</sub> C	TiC	-	-	-

После ЭР воздействия в режиме №2, который отличался низким значением интегральной энергии обработки ( $W_{\Sigma}=1000$  кДж) при сравнительно высоком давлении в канале разряда ( $P_k=894,6$  МПа) и скорости нарастания тока ( $\dot{I}=28,3$  ГА/с), также происходит изменение фазового состава, в частности, появляются цементит Fe<sub>3</sub>C, TiC, TiB, FeB и Fe<sub>2</sub>B. Фиксируются фазы  $\alpha$ -Fe и  $\alpha$ -Ti.

Увеличение интегральной энергии до  $W_{\Sigma}=2000$  кДж (режим №3) по сравнению с режимом №2 при близких значениях остальных параметров приводит к образованию новой фазы Ti<sub>2</sub>B<sub>5</sub> и интерметаллида Fe<sub>2</sub>Ti. Дальнейшее увеличение интегральной энергии обработки до  $W_{\Sigma}=4000$  кДж (режим №4) приводит к образованию тех же фаз, что и в режимах 2 и 3, а также появлению новых фаз TiB<sub>2</sub> и Fe<sub>3</sub>(B<sub>0,7</sub>C<sub>0,3</sub>). Фаза  $\alpha$ -Ti при этой обработке отсутствует.

В составе порошка после обработки в режиме №5, отличающемся низкими значениями давления в канале разряда ( $P_k=502,5$  МПа) и скоростью нарастания тока ( $\dot{I}=16,6$  ГА/с), присутствуют фазы  $\alpha$ -Fe,  $\alpha$ -Ti и B<sub>4</sub>C. Появляются новые фазы TiC очень нестехиометрического состава Fe<sub>3</sub>C, Fe<sub>3</sub>(B<sub>0,7</sub>C<sub>0,3</sub>) со значительно плавающей стехиометрией TiB<sub>2</sub>, TiB, TiB<sub>2</sub>, TiB и Fe<sub>2</sub>Ti.

При обработке в режиме №6, отличающемся от остальных режимов наиболее низкой скоростью нарастания тока ( $\dot{I}=10,9$  ГА/с) и низким амплитудным значением разрядного тока ( $I=15,5$  кА), образуется только цементит Fe<sub>3</sub>C и TiC.

Установлено, что во всех режимах обработки происходит образование цементита Fe<sub>3</sub>C, а условием начала формирования таких фаз, как TiC, FeB, Fe<sub>2</sub>Ti и Fe<sub>3</sub>(B<sub>0,7</sub>C<sub>0,3</sub>) является достижение скорости нарастания тока не менее ~17 ГА/с и амплитудного значения разрядного тока не менее ~33 кА. Интенсивность образования новых фаз в порошке в значительной мере зависит от значения давления в канале разряда, так как на рентгенограммах порошка после обработки в режиме №5, отличающемся более низким давлением в канале разряда, новые фазы выражены в меньшей мере, чем при обработке в других режимах.



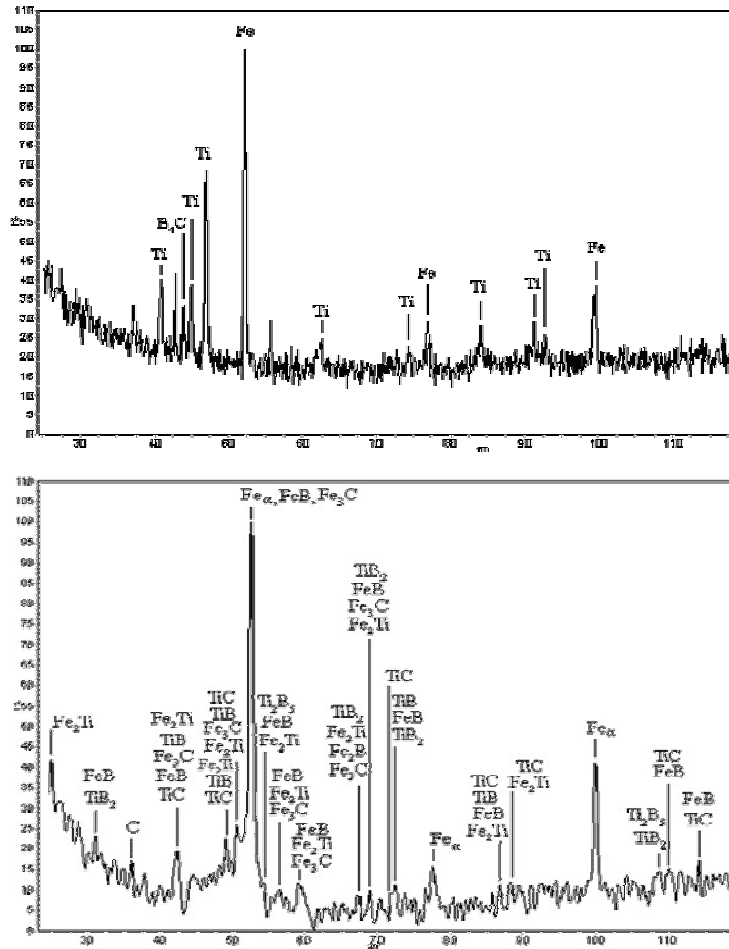


Рис. 6. Рентгенограмма микропорошка Fe-Ti-B<sub>4</sub>C: а – до обработки; б – после ЭР воздействия в режиме № 1

Поскольку во всех образцах при всех режимах обработки (а также в исходной смеси) содержится железо, удобно оценить влияние ЭР воздействия на кристаллическую решетку именно железа. Зависимость периода решетки железа от давления в канале разряда приведена на рисунке 7. Величина параметра кристаллической решетки Fe ОЦК равна 2,8558 Å. При ЭР воздействии на порошковую композицию с давлением в канале разряда  $P_k \approx 500$  МПа период ОЦК решетки железа увеличивается до  $a = 2,8764$  Å и продолжает расти с увеличением давления в канале разряда  $P_k \approx 800$  МПа до величины от  $\approx 2,8930$  Å, что может быть обусловлено внедрением наночуглерода в решетку железа. С дальнейшим ростом давления до  $P_k \approx 950$  МПа период решетки уменьшается до среднего значения  $a = 2,8539$  Å. По всей вероятности, это вызвано не снижением параметров ударной волны (измельчение частиц в режимах 3 и 4 наибольшее, см. рис. 4), а увеличением давления и, как следствие температуры во фронте волны. Это может приводить к релаксации периода решетки и объема элементарной ячейки с частичным возвратом к исходному значению.

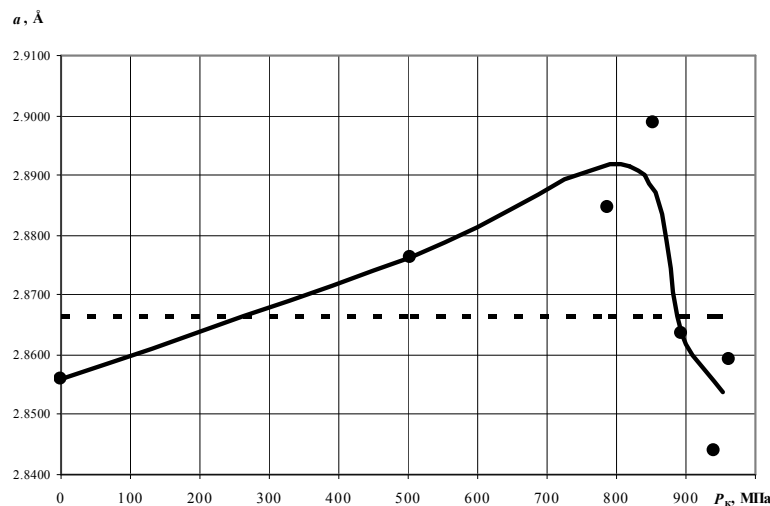


Рис. 7. Зависимость периода ОЦК решетки железа от давления в канале разряда

### Выводы

1. Установлена связь между давлением в канале разряда, интегральной энергией обработки и снижением размера частиц микропорошков Fe-Ti-B<sub>4</sub>C.

2. ЭР обработка микропорошков Fe-Ti-B<sub>4</sub>C в углеводородной жидкости, в зависимости от режима обработки, может приводить к образованию цементита Fe<sub>3</sub>C, карбида титана TiC, боридов TiB, TiB<sub>2</sub>, Ti<sub>2</sub>B<sub>5</sub>, карбоборидов Fe<sub>3</sub>(B<sub>0,7</sub>C<sub>0,3</sub>) и интерметаллидов Fe<sub>2</sub>Ti. Условием начала формирования таких фаз, как TiC, FeB, Fe<sub>2</sub>Ti и Fe<sub>3</sub>(B<sub>0,7</sub>C<sub>0,3</sub>), является достижение скорости нарастания тока не менее ~ 17 ГА/с и амплитудного значения разрядного тока не менее ~33 кА. Интенсивность их образования в значительной мере зависит от давления в канале разряда, которое должно быть не менее ~ 800 МПа.

3. Установлена зависимость изменения периода ОЦК решетки железа  $a$  от давления в канале высоковольтного электрического разряда.

1. Борисов, Ю.С. Структура и свойства газотермических покрытий из сплавов Fe-B-C и Fe-Ti-B-C / Ю.С. Борисов [и др.] // Порошковая металлургия. – 1987. - №4. – С.50-56.
2. Баглюк Г.А., Напара-Волгина С.Г., Орлова Л.Н., Костенко А.Д., Кудь В.К. Получение борсодержащих порошковых сталей с использованием лигатур и карбида бора// Порошковая металлургия. – 2010. - №11/12. – С.47-54.
3. Спиридонова, И.М. Структура и свойства борсодержащих железных гранул для наплавки / И.М. Спиридонова, Е.В. Суховая, В.Ф. Бутенко [и др.] // Порошковая металлургия. – 1993. - №2. – С.45-49.
4. Тугоплавкие соединения: Справочник / под ред. Г.В. Самсонова, И.М. Винницкого. – М.: Металлургия, 1976. – 560 с.
5. Болдырев, В.В. Использование механохимии в создании "сухих" технологических процессов / В.В. Болдырев // Соросовский образовательный журнал. – 1997. – № 12. – С. 48 – 52.
6. Ковтун, В.И. Структурные и фазовые изменения в порошках оксидов меди, кобальта и титана, обработанных ударными волнами/ В.И. Ковтун [и др.] // Порошковая металлургия. – 2008. – № 9/10. – С.149 – 157.
7. Баглюк Г.А., Пятачук С.Г., Дядюн В.М., Головова М.Е. Особенности размола порошковой шихты системы Fe-B<sub>4</sub>C на конусно-инерционной дробилке // Порошковая металлургия. – 2008. - №3/4. – С.129-134.
8. Silva Gomes, J.F. Internal fractures in spheres due to stress wave focusing / J.F. Silva Gomes, S.T.S. Al-Hasani // Int. J. Sol. Str. – 1977. – 13. – P. 1007.

8. Stiglich, J.J. Synthesis of Nano WC/Co for Tools and Dies, Tungsten / J.J. Stiglich, C.C. Yu, T.S. Sudrshan. // Refract. Met. 3-1995, Proc. Int. Conf, 3. 1995 (Pub. 1996), 229-236. Edited by Bose, Animesh; Dowding, R.J. Metal Powder Industries Federation: Princeton, N.J.
9. Stiglich, J.J. Nano-grained Tungsten Carbide-Cobalt (WC/Co) /J.J. Stiglich, Y. Zhengui, T.S. Sudrshan. // Working paper. Fairfax: Materials Modification. Print.
10. Bolokang, S. Production and Characterization of Nano-size (V,W)C Powder by Mechanical Alloying. /S. Bolokang, D. Billing, C. Banganyi, S. Luyckx//The proceedings of International Conference on Powder Metallurgy and Particulate Materials (PowderMet2007), Denver, Colorado, USA, 13-16 May 2007. (V0907-4).
11. Меркело, А.А. Особенности и классификация невзрывных способов разрушения материалов [Электронный ресурс]. – 13 с. – Режим доступа до журн.: <http://www.masters.donntu.edu.ua/2002/ggeo/merkelo/diss/lib/merkelo.rtf>.
12. Воробьев, А.А. Электрические разряды обрабатывают материалы, разрушают твердые тела // Изв. Томск. политехн. ин-та. – 1958. – Т.95. – С. 315-339.
13. Сизоненко, О.Н. Разрядноимпульсная технология дробления и измельчения абразивных материалов / О.Н. Сизоненко, П.П. Малюшевский, Г.Г. Горовенко // Основные проблемы разрядноимпульсной технологии - Киев: Наук. Думка, 1980. – С. 12 - 20
14. Сизоненко, О.Н. Влияние высоковольтного электрического разряда на изменение композиции поверхности дисперсных порошков 60Fe50TiC и свойств спеченных материалов / О.Н. Сизоненко [и др.] //Вестник национального технического университета "ХПИ". Тематический выпуск №39 "Техника и электрофизика высоких напряжений" – Харьков, 2009 – С.177 -184.
15. Наугольных, К.А. Электрические разряды в воде / К.А. Наугольных, Н.А. Рой. – М.: Наука, 1971. – 155 с.
16. Сизоненко, О.Н. Влияние высоковольтного электрического разряда на изменение физико-механических свойств твердых сплавов / О.Н. Сизоненко [и др.] // 49-я Международная конференция Актуальные проблемы прочности. Тезисы докладов.- Киев, 2010 г., С.88.
17. Сизоненко, О.Н. Исследование влияния высоковольтных электрических разрядов на композицию порошков Fe-Ti-C / О.Н. Сизоненко [и др.] Шестая международная конф.: Материалы и покрытия в экстремальных условиях: исследования, применение, экологически чистые технологии производства и утилизации изделий. Тезисы докладов.- Понизовка, АР Крым, 2010 – С. 141.
18. Сизоненко, О.Н. Электроразрядный синтез наноразмерных металл-углеродных композиционных порошков / О.Н. Сизоненко [и др.] II Международная научная конференция «Наноструктурные материалы-2010: Беларусь-Россия-Украина»: Тез. докл. – Киев, 2010 – С. 365.
19. Патент на корисну модель 55934 України, МПК-2011.01 B02C 19/00, B22F 9/00. Спосіб одержання тонкодисперсних металевих порошків / Сизоненко, О.М., Тафтай Е.І., Райченко О.І., Баглюк Г.А., Торпаков А.С., Липян Є.В., Зайченко А.Д. - Опубл. 27.12.2010, Бюл. №24.
20. Deves, R. Electrical Discharge Machining and Surface Alloying. The Process, Parameters and State of Play /R. Deves, D. Aspimvall, J. Simao, H.G. Lee // Materials Word, 2003, Vol.11 - №5 – P. 16 – 18.
21. Вовченко, А.И. Особенности пространственно-временной эволюции парогазовых полостей, генерируемых подводным искровым разрядом / А.И. Вовченко [и др.] // Журн. Прикладной механ. и техн. физ. – 1978. – № 6. – С. 58 – 64.
22. Богуславский, Л.З. Электровзрывной метод получения фуллеренов /Л.З. Богуславский [и др.] // Электронная обработка материалов. – 2002. – №4. – С. 30 – 34.
23. Патент 77370 України, МПК (2006) C01 B 31/06. Спосіб одержання порошку синтетичного ультрадисперсного алмазу / О.І. Вовченко, В.І. Городян, Н.І. Кускова, Є.П. Разменов, І.С. Швець (Україна). - №200512866; Заявл. 30.12.2005; Опубл. 15.11.2006; Бюл. №3. – 3 с.
24. Гуляев, А.П. Металловедение / А.П. Гуляев. – М.: Металлургия, 1977. – 649 с.
25. Андриевский, Р.А. Порошковое материаловедение / Р.А. Андриевский. – М.: Металлургия, 1991. – 207 с.
26. Ходаков, Г.С. Физика измельчения. / Г.С. Ходаков – М.: Наука, 1972. – 308 с.
27. Шамко, В.В. Теоретические основы инженерных расчетов энергетических и гидродинамических параметров подводного искрового разряда / В.В. Шамко, В.В. Кучеренко. – Николаев: Ин-т импульсных процессов и технологий АН Украины, 1991. – 51 с. – (Препринт / АН Украины, Ин-т импульсных процессов и технологий; № 20).