



УДК 669.017

Поступила 06.05.2014

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», Г. Ф. ЛОВШЕНКО, БНТУ

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ ГРАНУЛОМЕТРИЧЕСКОГО СОСТАВА И СТРУКТУРЫ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ ДЛЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

Приведены закономерности формирования гранулометрического состава и структуры механически легированных композиционных порошков на основе железа, никеля и оксида алюминия для газотермических покрытий различного функционального назначения.

The regularities of formation of granulometric composition and structure of the mechanically alloyed composite powders on the basis of iron, nickel and aluminum oxide for the gas-thermal coverings of various functional purpose are given.

Введение

Упрочнение и восстановление ответственных деталей, работающих в условиях интенсивного изнашивания и воздействия различных агрессивных сред и определяющих долговечность машин и механизмов, является важной научно-технической проблемой. Одним из перспективных способов решения этой задачей служит газотермическое (газопламенное, плазменное) нанесение покрытий. Для широкого промышленного применения его наряду с созданием и внедрением высокопроизводительного автоматизированного оборудования и новых технологических процессов актуальными являются вопросы разработки и освоения низкочастотных, экологически безопасных, высокоэффективных, простых и универсальных технологий производства новых порошковых материалов, обладающих необходимым комплексом физико-механических свойств.

Высокая стоимость покрытий, получаемых газотермическими методами, обусловлена, в первую очередь, ценой материалов для напыления, в качестве которых применяют порошки, изготовленные по сложным технологиям с большим содержанием дорогостоящих металлов и соединений, промышленное производство большинства из которых в Республике Беларусь до настоящего времени не освоено.

Для получения износостойких покрытий наиболее часто используются порошки на основе железа и никеля. Классические порошки для газотер-

мического напыления, как правило, являются сложными по химическому составу многокомпонентными системами, включающими дефицитные элементы. Промышленные технологии их получения требуют применения специального оборудования и являются сложными, дорогостоящими, а химические методы, кроме того, экологически опасными. Одновременно с целью упрощения технологии получения высоколегированных порошков и снижения их стоимости делаются попытки разработки новых методов их изготовления. В частности, для получения порошков на основе железа применяется метод, основанный на химико-термической обработке порошков, имеющий в свою очередь ряд существенных недостатков, основными из которых являются высокая температура, длительность и низкая производительность процесса, а также сложность обеспечения требуемого химического состава [1].

В последнее время для производства композиционных порошков различного состава применяется реакционное механическое легирование. Способ основан на обработке порошковой шихты в энергонапряженных мельницах-механореакторах, при которой протекают механически активируемые структурные и фазовые превращения, вызывающие формирование гранулированных композиционных материалов. Они имеют субмикроструктурный тип структуры основы, характеризующийся высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен, стабилизированной наноразмер-

ными включениями механически синтезированных упрочняющих фаз, что обеспечивает высокий упрочняющий эффект, сохраняющийся практически до температуры плавления основы.

К настоящему времени авторами выполнены обширные исследования, направленные на разработку теории и технологии получения механически легированных жаропрочных дисперсно-упрочненных конструкционных материалов, в том числе и обладающих особыми свойствами [1–5]. По характеристикам прочности и твердости в широком интервале температур, верхнее значение которого достигает $0,90T_{пл}$ основы, они превосходят аналоги. Технология отличается простотой, универсальностью и обеспечивает получение композиционных порошков для конструкционных изделий без ограничений по составу. Ряд закономерностей формирования механически легированных композиций конструкционного назначения [4] должны иметь место и при производстве композиционных порошков для газотермических покрытий. Основные отличия будут обусловлены усложнением их химического состава.

Целью данного исследования является установление закономерностей формирования гранулометрического состава и структуры механически легированных композиционных порошков на основе железа, никеля и оксида алюминия для газотермических покрытий различного функционального назначения.

Методика исследования, материалы, применяемое оборудование и приборы

Технологический процесс производства композиционных дисперсно-упрочненных порошков с применением технологии реакционного механического легирования состоит из следующих этапов: выбор исходных компонентов, реакционное механическое легирование и получение гранулированной композиции. Объектом исследования являлись термонеутральные и терморреагирующие порошковые композиции. При этом следует отметить, что их деление является в значительной мере условным, так как во всех случаях в процессе получения порошков и нанесения покрытий в той или иной мере протекают экзотермические превращения. Однако расчетный экзотермический эффект взаимодействия между компонентами в системах, отнесенных к терморреагирующим, в несколько раз выше, чем в термонеутральных.

Термонеутральные порошки созданы на основе систем « Al_2O_3 (основа)– TiO_2 –Ni–Al», «Fe (основа)–Cr–C», «Fe (основа)–Cr–Ni–C». Основой терморреагирующих композиций являлись системы «Fe (основа)–Al», «Fe (основа)–Al–оксид с термо-

динамическим потенциалом образования большим, чем у Al_2O_3 », «Fe (основа)–Cr–Ni–Al–оксид с термодинамическим потенциалом образования большим, чем у Al_2O_3 », «Ni (основа)–Al», «Ni (основа)–Al–оксид с термодинамическим потенциалом образования большим, чем у Al_2O_3 », «Ni (основа)–Cr–Al–оксид с термодинамическим потенциалом образования большим, чем у Al_2O_3 ».

Составы исследованных порошковых композиций на основе железа (табл. 1) охватывают широкий круг материалов для получения газотермических износостойких жаропрочных покрытий различного функционального назначения: для упрочнения инструмента и конструкционных изделий, работающих при больших нагрузках в условиях интенсивного износа, – X, X3, X6, X9, X3-ДУ; коррозионностойких – 15X18H10T, 15X18H10T-ДУ; жаропрочных – 15X11MФ; для восстановления конструкционных изделий общего назначения – 15X2H4.

Т а б л и ц а 1. Химический состав шихты в базовых композициях на основе железа

Химический состав	Аналог
1% C, 3% Cr, 0,45% O, Fe (ост)	X3
1% C, 3% Cr, 1% Al, 0,9% O, 0,9% Mo, Fe (ост)	X3-ДУ
1% C, 6% Cr, 0,45% O, Fe (ост)	X6
1% C, 9% Cr, 0,45% O, Fe (ост)	X9
0,15% C, 0,45% O, 2% Cr, 4% Ni, Fe (ост)	15X2H4
0,15% C, 0,45% O, 11% Cr, 1% Mo, 1% V, Fe (ост)	15X11MФ
0,15% C, 0,45% O, 18% Cr, 10% Ni, 0,5% Ti, Fe (ост)	15X18H10T
0,15% C, 0,9% O, 18% Cr, 10% Ni, 0,9% Mo, 1% Al, Fe (ост)	15X18H10-ДУ
0,4% C + 0,45% O + 30% Al + Fe(ост)	ЖА
0,4% C + 2,8% O + 30% Al + Fe(ост)	ЖА-ДУ

В системах на основе железа в качестве основного легирующего металла выбран хром в количестве, как правило, не превышающем 9%. Данный элемент наряду с доступностью и относительно низкой стоимостью имеет высокое сродство к кислороду и углероду. При наличии последних в композиции в процессе получения механически легированных порошков и покрытий из них это приводит к образованию наноразмерных частиц оксидов и карбидов, вызывающих дисперсное упрочнение. Эффект дисперсного упрочнения увеличивается при дополнительном легировании алюминием, что вызвано формированием дисперсных частиц Al_2O_3 , обладающих высокими значениями термодинамической стабильности и модуля сдвига. В качестве поставщика кислорода в работе использованы ок-

сиды металлов с термодинамическим потенциалом образования большим, чем у Al_2O_3 . В этом случае в обозначение порошков дополнительно введены символы ДУ.

Для изготовления порошков для газотермических покрытий различного функционального назначения перспективными являются также сплавы на основе системы «железо–алюминий». Краткий анализ способов получения, состава и структуры их проведен в [6]. При этом показана высокая эффективность для производства порошков этой системы метода реакционного механического легирования. Свойства их в зависимости от содержания компонентов изменяются в широких пределах. Ряд материалов этой системы являются жаропрочными, стойкими против ползучести при повышенных и высоких температурах и обладают особыми физико-химическими свойствами: хорошим сопротивлением высокотемпературному окислению, науглероживанию и коксованию, а также высокой коррозионной стойкостью на воздухе и в атмосферах серы, хлора и смеси этих газов. Кроме того, сплавы имеют пониженную плотность, высокую теплопроводность и износостойкость. Этот уникальный комплекс в ряде случаев взаимоисключающих свойств, а также низкая стоимость определяют широкий интерес к железоалюминиевым материалам, что обуславливает большое количество исследований, направленных на их создание и установление закономерностей формирования фазового состава, структуры и свойств, а также перспективных областей применения. Железоалюминиевые материалы в большинстве случаев способны эффективно заменять дорогостоящие никелевые сплавы и нержавеющей стали и могут быть использованы в металлургии, машиностроении, включая автомобилестроение, и медицине.

В разрабатываемых никелевых порошках основной являлась система Ni–Al, Ni–Cr, Ni–Cr–Al. Для увеличения эффекта дисперсного упрочнения в ряде систем исходная шихта наряду с алюминием содержала оксиды металла с термодинамическим потенциалом образования большим, чем у Al_2O_3 . Химический состав композиций на основе никеля приведен в табл. 2. Область применения разрабатываемых никелевых порошков подобна аналогам. При этом предполагалось, что более высокая по сравнению с последними износостойкость и жаропрочность покрытий, полученных из механически легированных порошков, будет обусловлена формированием структуры суб-/микроструктурного типа, стабилизированной наноразмерными включениями термодинамически стабильных фаз, имеющих высокое значение модуля сдвига. Способ получения и химический состав

исходной шихты определяют комплексный характер упрочнения порошков, сочетающего твердорастворное, дисперсионное, зернограничное и дисперсное при решающей роли двух последних.

Т а б л и ц а 2. Химический состав композиций на основе никеля

Химический состав	Аналог
1% Al, 0,9% O, 0,15% C, 0,9% Mo, Ni (ост)	Ni-ДУ
5% Al, 0,45% O, 0,15% C, Ni(ост)	ПН95Ю5
8% Al, 3% O, 0,15% C, 5,0% Mo, Ni (ост)	ПН84Ю8-ДУ
15% Al, 0,45% O, 0,15% C, Ni(ост)	ПН85Ю15
20% Cr, 0,45% O, Ni(ост)	ПХ20Н80
20% Cr, 10% Al, 0,45% O, Ni(ост)	ПХ20Н70Ю10

Для создания механически легированных композиционных порошков на основе оксидов перспективной является система «оксид алюминия–оксид титана». Порошки оксида алюминия с добавкой оксида титана или без него нашли достаточно широкое применение для получения износостойких жаропрочных покрытий, работающих при низких и безударных нагрузках. Большими недостатками этих покрытий являются слабая прочность сцепления с основой и высокая хрупкость. Для устранения первого применяют нанесение подложки из материала на никелевой основе. Высокая хрупкость обуславливает образование вследствие термических напряжений, возникающих при остывании напыленного покрытия, состоящего из тонких чешуйчатых частиц, сетки трещин, являющейся одной из причин очагового разрушения покрытий при эксплуатации. Исследования, проведенные в [7], показали, что эффективным методом устранения указанных недостатков является «оригинальное» реакционное механическое легирование порошков оксидов никелем. В зависимости от требуемых свойств покрытия содержание никеля может изменяться в пределах 3–95%. Базовой на данном этапе работы была шихта (78% оксида алюминия, 12% оксида титана и 10% никеля), состоящая из стандартных порошков.

При реализации технологии получения композиционных дисперсно-упрочненных порошков, основанной на реакционном механическом легировании, вещества, применяемые в качестве легирующих компонентов, должны отвечать следующим требованиям: быть дешевыми, доступными и экологически безопасными; взаимодействовать с основой или между собой при температурах ниже температуры плавления материалов; хотя бы одна из фаз, образующаяся в процессе реализации технологии, должна обладать большой термодина-

мической стабильностью и иметь высокое значение модуля сдвига; другие образующиеся фазы должны улучшать или по меньшей мере не снижать физико-механические свойства материалов [4]. Кроме того, состав исходной шихты должен обеспечить протекание механически активируемых фазовых и структурных превращений в режиме, исключающем процесс-СВС.

Для получения износостойких покрытий, работающих в жестких температурно-силовых условиях, наиболее перспективны композиционные дисперсно-упрочненные порошки на основе железа и никеля. Исходными компонентами для их получения служили стандартные порошки с размером частиц менее 100 мкм: железа – ПЖ2М2 (ГОСТ 9849-74), никеля – ПНК-ОНТ2 (ГОСТ 9722-79), железо-хромистого сплава – ПХ30-1 (ГОСТ 13084-88), технического углерода – ПМ-100 (ГОСТ 7885-77), алюминия – ПА-4 (ГОСТ 6058-73), аморфного бора (ВТУ ГКХ 48-53); порошки марки «С» хрома, молибдена, ванадия, титана, оксиды железа (Fe_2O_3 и молибдена (MoO_3); стеариновой кислоты ($\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$), порошково-стружечные отходы белого чугуна ($\text{C} = 3,2\%$). При проведении исследований учитывалось содержание кислорода и углерода в порошках железа, никеля и железо-хромистого сплава ПХ30-1, отходах белого чугуна ($\text{C} = 3,2\%$), которое в каждом составляло примерно 0,45 и 0,15% соответственно. Наличие других примесей во внимание не принималось. При производстве композиционных порошков на основе оксидов в качестве последних использовались $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ (корунд), TiO_2 (рутил) со средним размером частиц 20 и 5 мкм соответственно.

Механическое легирование осуществлялось в механореакторе – энергонапряженной вибротельнице гирационного типа. Основные исследования выполнены при следующих параметрах процесса, обеспечивающих оптимальный режим обработки: ускорение рабочих тел $a_n = 135\text{--}140 \text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$, степень заполнения помольной камеры рабочими телами $\varepsilon = 75\text{--}80\%$, отношение объемов рабочих тел и шихты – 10–12, температура в помольной камере $t = 50 \text{ }^\circ\text{C}$, время обработки $\tau = 8 \text{ ч}$. При исследовании влияния степени заполнения рабочей камеры шарами и отношения объема рабочих тел к объему шихты на гранулометрический состав механически легированных композиций эти факторы изменялись в пределах 45–85 и 7–17%, соответственно.

Ситовой анализ осуществляли с использованием следующего набора сит: 0,040, 0,063, 0,071, 0,100, 0,200, 0,250, 0,315, 0,400, 0,500, 0,630, 0,800, 1,000, 1,250, 1,600, 2,500, 3,150, 4,000 мм. Разделе-

ние по фракциям проводили с применением машины для сухого просеивания «NTS-1» (ГДР). Концентрация углерода в гранулированных материалах определялась с помощью анализатора углерода LECO.

Металлографический анализ осуществляли на световых микроскопах «Reichert» (Австрия), металлографическом комплексе МКИ-2М (Беларусь), сканирующих электронных микроскопах «Tescan MIRA LMN» и «Tescan VEGA II SBH» (Чехия). Исследование элементного состава проводили на указанных сканирующих электронных микроскопах с использованием системы энергодисперсионного микроанализа «INCA ENERGY 350/XT» с безазотным детектором X-Act ADD (OXFORD Instruments NanoAnalysis, Великобритания) при линейном непрерывном и шаговом сканировании, а также сканировании по площади. Изучение тонкой структуры и фазового состава материалов проводили на просвечивающем электронном микроскопе «Tesla BS-540» с использованием гониометрических приставок. Рентгеноструктурный анализ осуществляли на дифрактометре «ДРОН-3» с применением монохроматизированного $\text{Co}_{K\alpha}$ - и $\text{Cu}_{K\alpha}$ -излучения.

Результаты исследования и их обсуждение

При обработке порошковых смесей в механореакторе параллельно протекают процессы разрушения частиц и сварки осколков, вызывающие формирование гранулированной композиции [3–8]. Первый процесс определяется скоростью накопления дефектов кристаллического строения, возникающих при пластической деформации частиц, а также масштабным фактором. С увеличением частоты силового воздействия размалывающих тел на обрабатываемую композицию вероятность разрушения частиц возрастает.

Параллельно с разрушением частиц протекают в результате адгезии процессы агломерации и грануляции. Адгезия частиц обусловлена в основном ван-дер-ваальсовыми и электростатическими силами и получает развитие прежде всего при контакте свежих поверхностей. При ударном воздействии размалывающих тел в агломерированной композиции происходит сварка, сопровождающаяся взаимодиффузией и химическим взаимодействием между компонентами. В результате многократно повторяющихся разрушения и сварки формируется гранулированная композиция, в которой исходные компоненты или продукты их взаимодействия связаны и равномерно распределены между собой. Соотношение между скоростями измельчения и грануляции зависит от суммарного воздействия ряда взаимосвязанных процессов, вы-

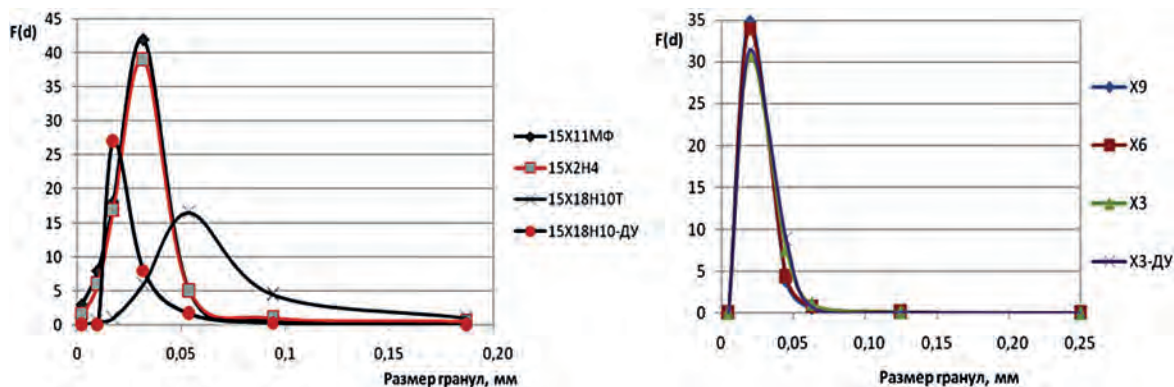


Рис. 1. Распределение по размеру гранул механически легированных композиций на основе железа

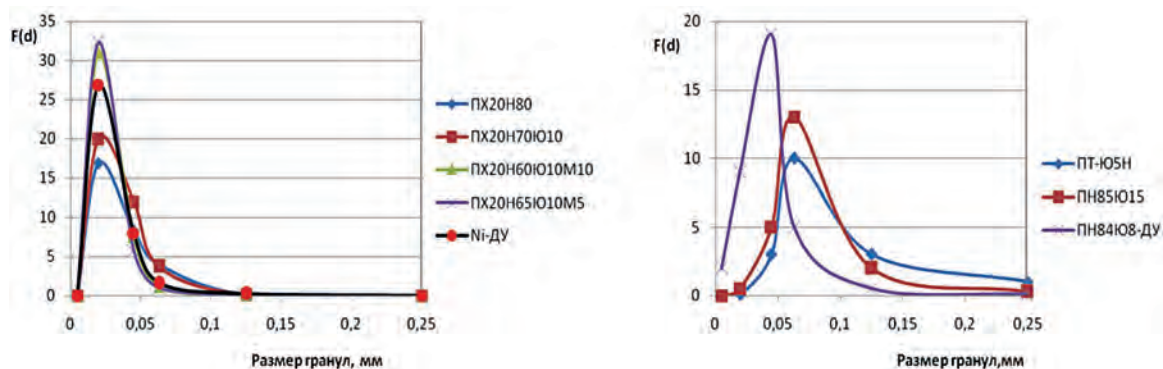


Рис. 2. Распределение по размеру гранул механически легированных композиций на основе никеля

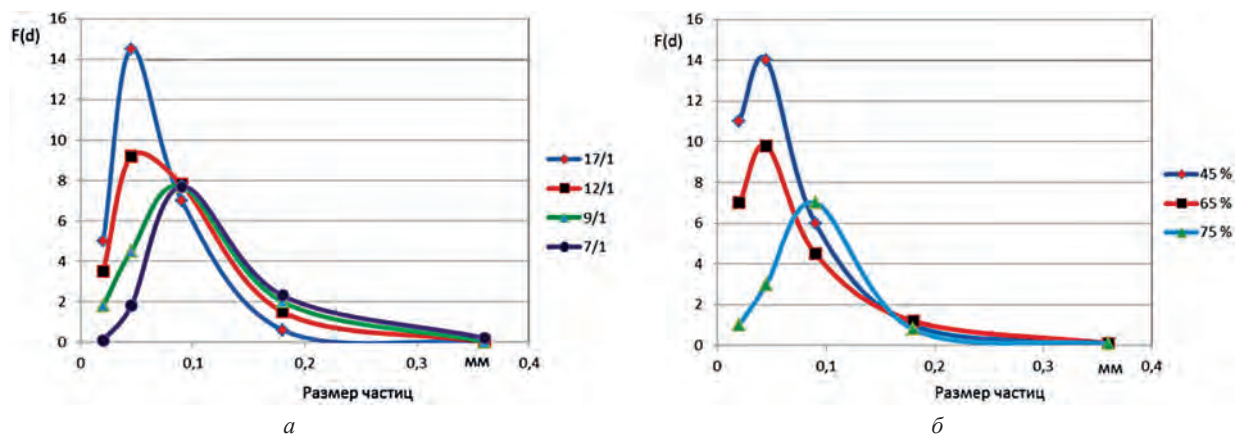


Рис. 3. Гранулометрический состав композиционных порошков, полученных механическим легированием шихты Fe–Al (20%) – $C_{17}H_{35}COOH$ (0,2%) при различных значениях заполнения рабочей камеры шарами (а) и соотношении объемов рабочих тел и шихты (б)

делить количественный вклад каждого из которых практически невозможно. Комплексными факторами, определяющими их протекание, являются природа обрабатываемых материалов и энергонапряженность режима обработки. Механохимические превращения, на которых основано реакционное механическое легирование, получают развитие только при определенных условиях обработки композиций в механореакторе. Приведенные выше оптимальные параметры механического легирования железных сплавов не зависят от состава обрабатываемой композиции.

Внешней стороной, отражающей сложные физико-химические процессы, протекающие при ме-

ханическом легировании, является изменение морфологии и размера частиц обрабатываемой композиции. В работе использовали ситовой анализ, по результатам которого строили дифференциальные кривые распределения частиц по размерам (рис. 1–4). Функцией служила величина $F(d)$, определяемая из выражения:

$$F(d) = \Delta m / (m \Delta d),$$

где m – общая масса анализируемого порошка; Δm – масса порошка на сите; Δd – разность размера ячеек сит, следующих друг за другом.

На начальном этапе обработки, продолжительность которого составляет 1–3 ч, исходная оско-

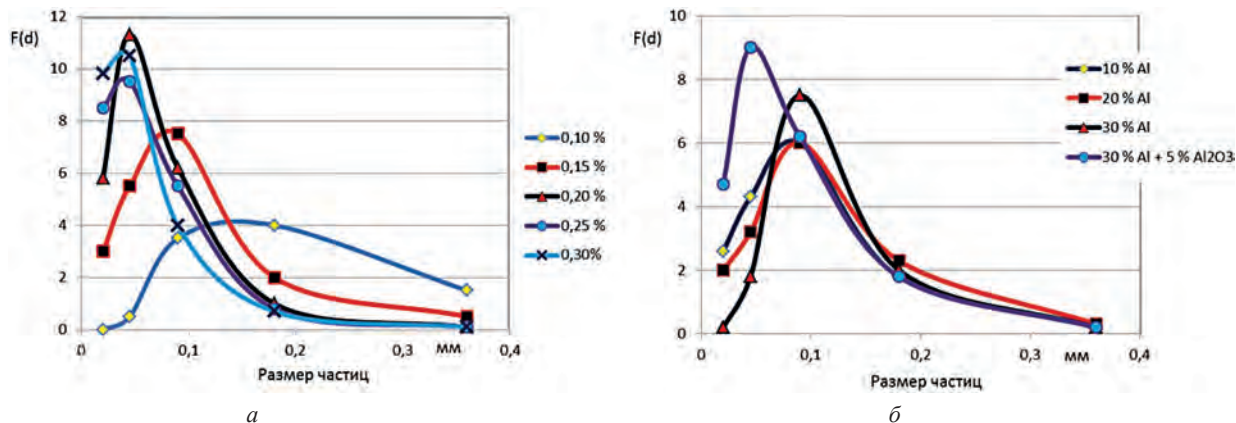


Рис. 4. Гранулометрический состав композиционных порошков, полученных механическим легированием шихты с различным содержанием $C_{17}H_{35}COOH$ (а) и алюминия (б)

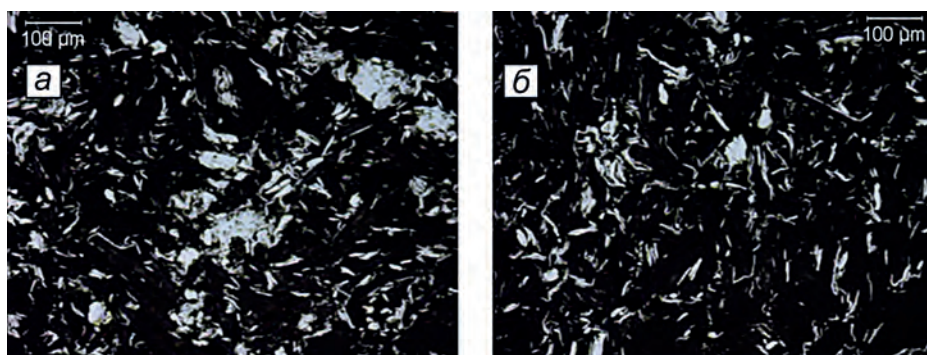


Рис. 5. Форма и размер частиц порошковой композиции, подвергнутой обработке в механореакторе в течение 2 ч: а – 15X18H10T; б – 15X2H4

лочная форма порошков изменяется на пластинчатую (рис. 5).

На этом этапе объемная масса шихты имеет минимальное значение (рис. 6).

Дальнейшая обработка вызывает измельчение пластинок и образование ультратонких частиц осколочного типа размером менее 10 мкм с последующей их агломерацией и сваркой, что приводит к формированию гранулированной композиции с формой частиц осколочного типа, близкой к равноосной (рис. 7–9).

Динамическое равновесие между процессами разрушения и сварки композиционных частиц наступает после обработки в механореакторе в течение 6–7 ч. Дальнейшая обработка практически не изменяет форму и размер частиц. На стабилизацию этих показателей после обработки в течение более 7 ч косвенно указывает постоянное значение объемной массы композиции (см. рис. 6). Таким образом, основным механизмом роста гранул является «наваривание» на них мелких осколков, как правило, чешуйчатой формы. Наряду с этим получает некоторое развитие собирательная грануляция. Последняя приводит к формированию относительно крупных композиционных частиц, образующихся путем сварки между собой нескольких

гранул, каждая из которых сохраняет свою текстуру (рис. 10). Величина этих частиц примерно в 2–3 раза превышает средний размер гранул. Массовая или объемная доля их достигает 5%. При нормальном течении процесса механического легирования собирательная грануляция получает развитие на поздней стадии обработки ($\tau > 8$ ч).

Закономерности формирования механически легированных гранулированных композиций на основе железа и никеля идентичны. Особенностью никелевой шихты является более высокая склонность к грануляции. При этом получаемые гранулированные композиции характеризуются боль-

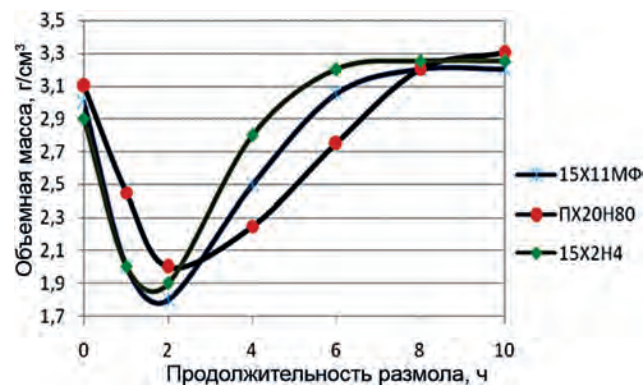


Рис. 6. Зависимость объемной массы композиции от продолжительности обработки в механореакторе

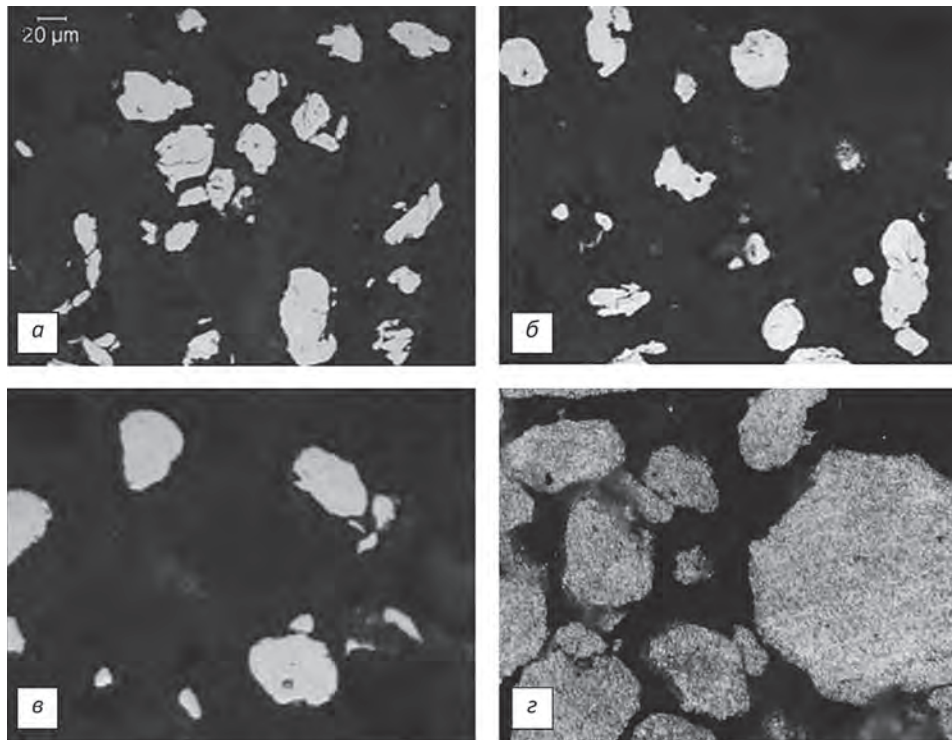


Рис. 7. Форма и размер гранул механически легированных (6 ч) композиций на основе железа: *а* – 15X11МФ; *б* – 15X2Н4; *в* – 15X18Н10-ДУ; *г* – 15X18Н10Т: *а-в* – нетравленные; *г* – после травления

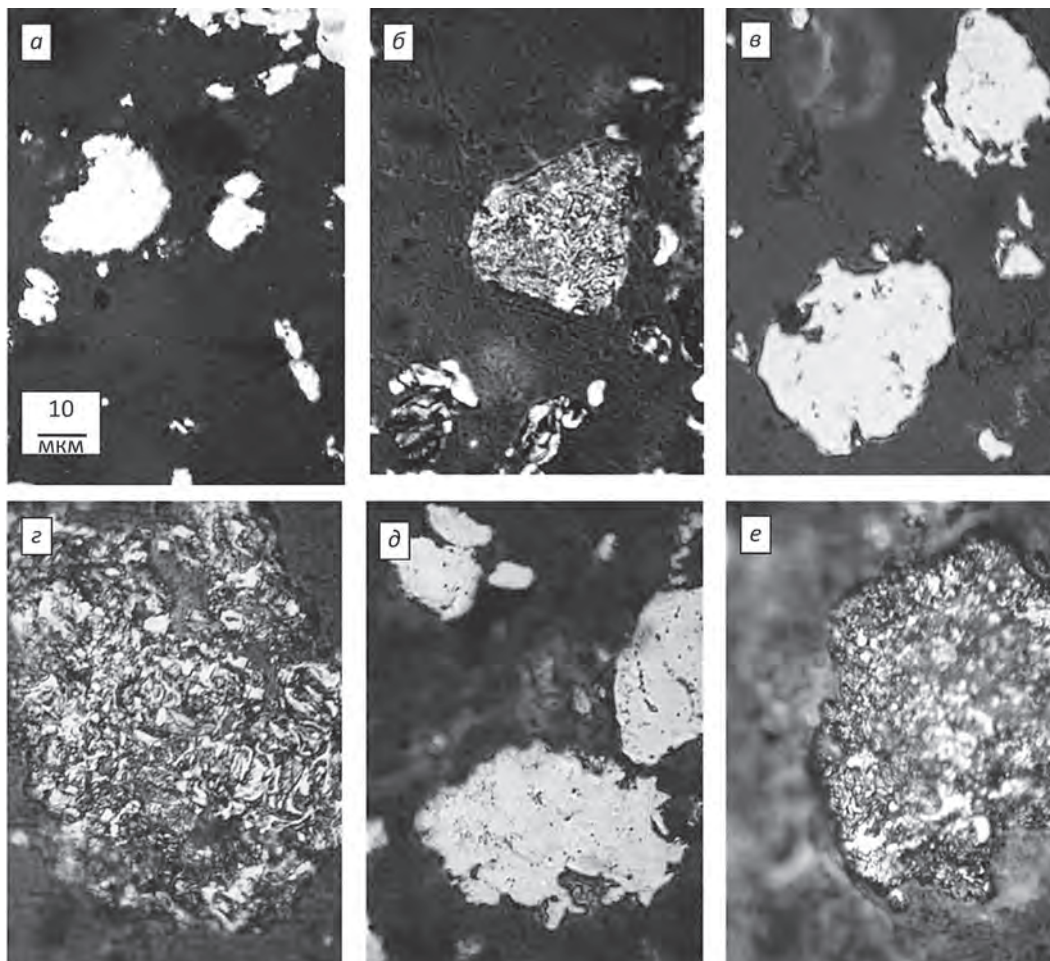


Рис. 8. Форма, размер и микроструктура гранул механически легированных (8 ч) композиций на основе железа: X9 (*а, б*); X6 (*в, г*), X3-ДУ (*д, е*); *а, в, д* – нетравленные; *б, г, е* – травленные

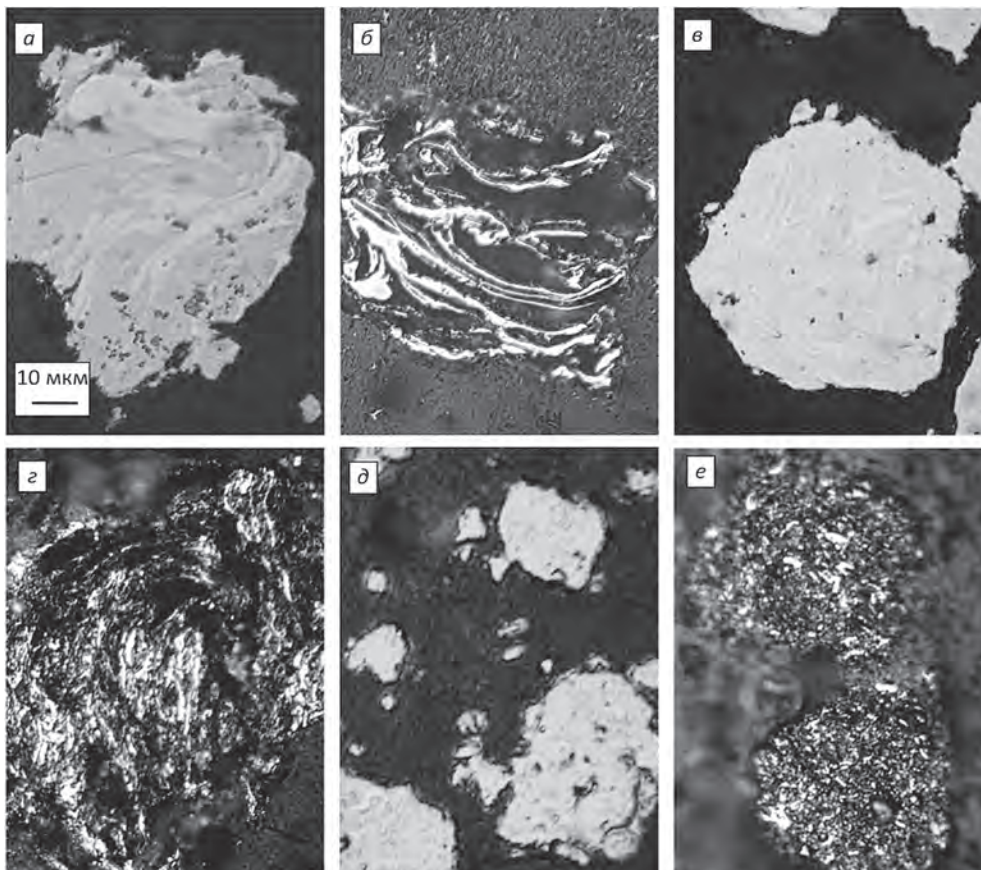


Рис. 9. Форма, размер и микроструктура гранул механически легированных (*a, б* – 4 ч; *в, г, д, е* – 8 ч) композиций на основе никеля: PX20H80 (*a, б, в, г*); PX20H70Ю10 (*д, е*); *a, в, д* – нетравленные; *б, г, е* – травленные

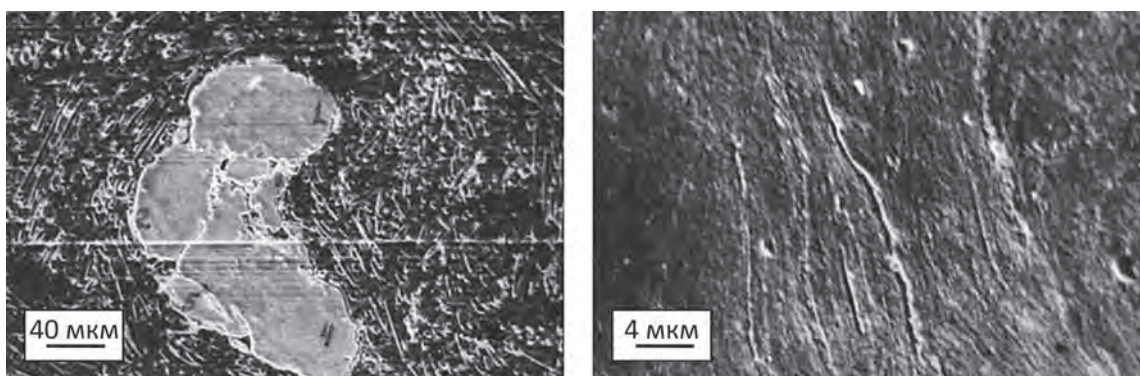


Рис. 10. Структура композиционной частицы PX20H80, образованной в результате собирательной грануляции (СЭМ)

шими значениями среднего размера частиц и их равноосности. Типичная форма гранул и структура механически легированных никелевых композиций показана на рис. 9.

Приведенные выше закономерности формирования композиционных гранул подтверждаются анализом топографии их поверхности, типичный вид которой представлен на рис. 10–12.

Средний размер частиц механически легированных железных и никелевых композиций зависит от состава исходной шихты и находится в пределах 20–50 мкм. Микроструктура гранулированных композиций примерно одинакова. После обработки в течение более 5 ч они металло-

графически однородны – включения легирующих компонентов, а также границы зерен не выявляются. Последнее указывает на то, что компоненты или продукты их взаимодействия между собой или основой в пределах каждой гранулы распределены равномерно и композиция в целом металлографически гомогенна и имеет ультрадисперсное строение. Гранулы характеризуются высокой плотностью с отдельными порами и трещинами.

Согласно результатам ПЭМ, размер зерен и субзерен основы не превышает 100 и 40 нм соответственно. Структура материала относится к нанокристаллическому типу. Механически легирован-

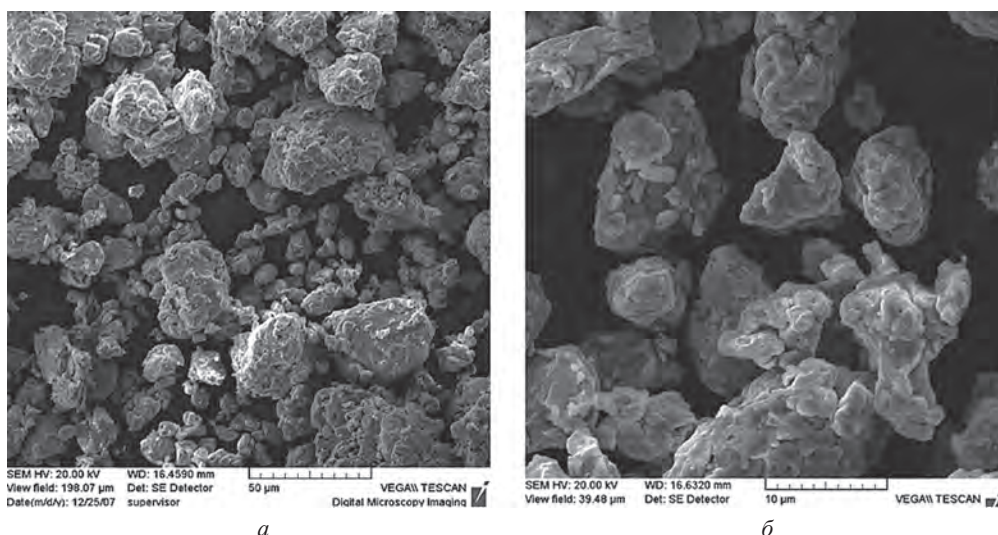


Рис. 11. Форма, размер механически легированных (8 ч) частиц Ni–ДУ (а) и топография их поверхности (б) (СЭМ)

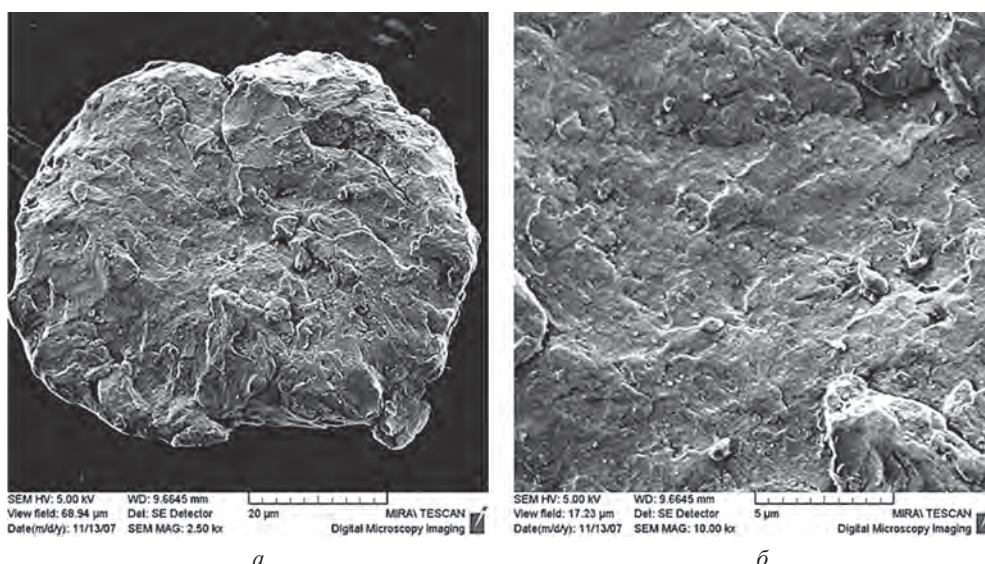


Рис. 12. Форма, размер механически легированной (8 ч) частицы PN95IO5 (а) и топография ее поверхности (б) (СЭМ)

ные композиции являются термодинамически неравновесными системами. На это указывает наличие отдельных включений исходных легирующих компонентов размером не более 0,1 мкм.

Порошки обладают хорошей текучестью и получение покрытий из них методами газотермического напыления, например, газопламенным не представляет проблемы. Процесс нанесения покрытий осуществляется по стандартной технологии, но при менее жестких режимах ее реализации. Это обусловлено протеканием порошков, являющихся термореагирующими системами, в той или иной мере термически активируемых экзотермических превращений.

При обработке в механореакторе шихты на основе хрупких оксидов с относительно невысоким содержанием порошка легирующего металла (78% Al₂O₃ – 12% TiO₂ – 10% Ni) разрушение частиц преобладает над грануляцией. Динами-

ческое равновесие между этими процессами устанавливается после механического легирования в течение 6–7 ч. Как следует из данных сканирующей электронной микроскопии (рис. 13), частицы полученного композиционного порошка имеют осколочную форму, близкую к равноосной.

Их средний диаметр не превышает 3 мкм, что примерно на порядок меньше исходного размера частиц основного компонента шихты Al₂O₃. Однако в небольшом количестве встречаются частицы-агломераты с размером поперечного сечения, достигающим 20 мкм. При обработке в механореакторе шихты Al₂O₃–TiO₂–Ni происходит формирование композиционных порошковых частиц и протекание механически активируемых фазовых, а также структурных превращений, вызывающих образование новой фазы Al₂TiO₅, рост плотности дислокаций (на порядок – с 10⁸ до 10⁹) и их

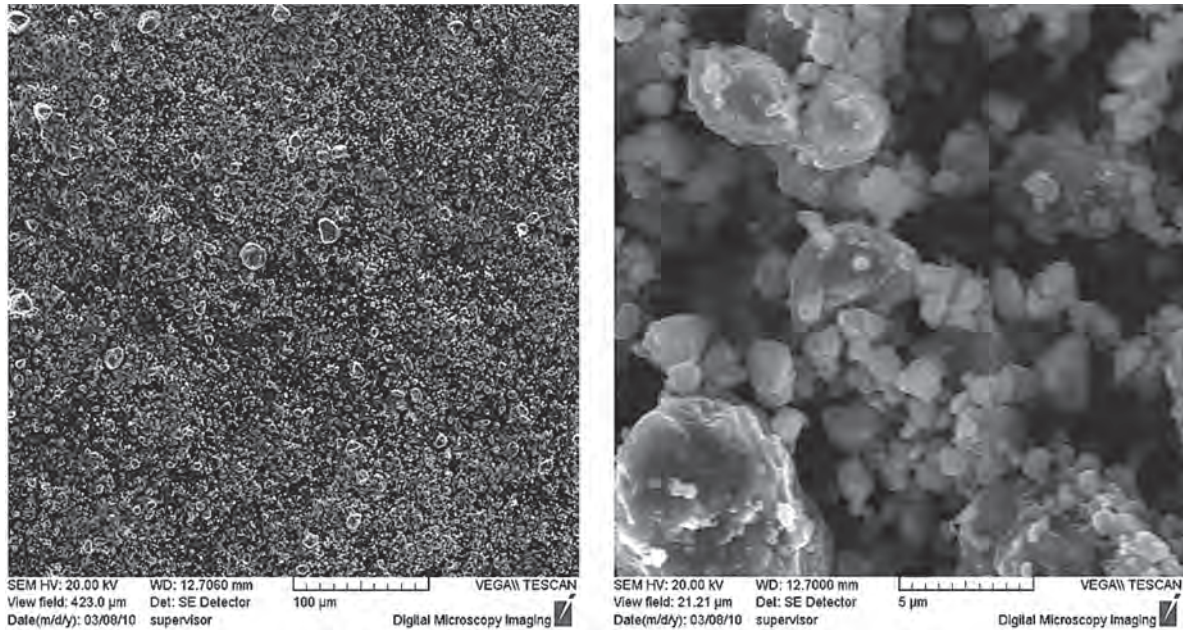


Рис. 13. Форма и размеры частиц механически легированного композиционного порошка состава 78% Al_2O_3 -12% TiO_2 -10% Ni

упорядочение (хаотическое распределение в смешанном порошке и упорядоченное – по границам блочной структуры в механически легированном), что приводит к уменьшению размера ОКР с 60 до 24 нм и увеличению параметров решетки фазы $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$: $a = 0,4762$ нм и $b = 1,3016$ нм.

Малые размеры композиционных частиц, с одной стороны, должны оказывать положительное влияние на свойства покрытий, но, с другой – снижают текучесть порошка, что негативно сказывается на его подаче в питатель плазмотрона, эффективным способом повышения которой является пульсирующая подача порошка в плазменную струю, обеспечивающая увеличение произ-

водительности процесса более чем в 2,5 раза и пропорционально этому снижающая энергетические затраты на реализацию процесса напыления [7].

Таким образом, анализ результатов проведенного исследования показывает, что прогрессивным способом производства композиционных порошков является реакционное механическое легирование. Эта технология основана на использовании дешевых исходных компонентов, отличается простотой и универсальностью и позволяет производить дисперсно-упрочненные порошки для газотермических износостойких покрытий различного функционального назначения.

Литература

1. Новые ресурсосберегающие технологии и композиционные материалы / Ф. Г. Ловшенко [и др.]. М.–Гомель: Энергоатомиздат, 2004.
2. Наноконпозиционные машиностроительные материалы: опыт разработки и применения / Ф. Г. Ловшенко [и др.]. Гродно: ГрГУ, 2006.
3. В и т я з ь П. А. Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Минск: Беларуская навука, 1998.
4. Л о в ш е н к о Г. Ф. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина; под ред. Ф. Г. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2008.
5. Л о в ш е н к о Ф. Г. Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Беларус.-Рос. ун-т, 2012.
6. Л о в ш е н к о Ф. Г. Повышение качества плазменных металлокерамических покрытий / Ф. Г. Ловшенко [и др.] // Вестн. Беларус.-Рос. ун-та. 2011. № 3. С. 71–81.
7. Л о в ш е н к о Ф. Г. Формирование фазового состава, структуры и свойств механически легированных композиционных порошков на основе системы «железо–алюминий» и покрытий из них / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, А. С. Федосенко // Вестн. Беларус.-Рос. ун-та. 2012. № 1. С. 36–49.
8. Л о в ш е н к о Г. Ф. Закономерности формирования дисперсно-упрочненных механически легированных композиций на основе металлов // Вестн. Беларус.-Рос. ун-та. 2008. № 4. С. 85–95.