

УДК 55.09.43

Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, А. С. Федосенко

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ МЕТАЛЛОВ ДЛЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ

UDC 55.09.43

F. G. Lovshenko, G. F. Lovshenko, A. S. Fedosenko

REGULARITIES IN FORMATION OF MECHANICALLY ALLOYED POWDERS BASED ON METALS FOR GAS-THERMAL COATINGS

Аннотация

Показаны перспективность реакционного механического легирования и эффективность применения энергонапряженных мельниц вибрационного типа для производства композиционных дисперсно-упрочненных порошков на основе железа и никеля для газотермических покрытий. Установлено влияние состава исходной шихты и условий обработки в механореакторе на их формирование и определены оптимальные параметры реализации процесса.

Ключевые слова:

реакционное механическое легирование, композиционные порошки, закономерности формирования, гранулометрический состав, структура, свойства, оптимизация.

Abstract

The paper shows the prospects of reactive mechanical alloying and the effectiveness of using energy-intensive vibration mills for the production of composite dispersion-strengthened iron- and nickel-based powders for gas-thermal coatings. The influence of composition of the initial charge on their formation, as well as the impact of conditions of processing in the mechanoreactor, was determined and the optimal parameters for the process were found.

Key words:

reactive mechanical alloying, composite powders, patterns of formation, granulometric composition, structure, properties, optimization.

Введение

Газотермическое напыление покрытий является эффективным способом повышения стойкости и восстановления быстроизнашивающихся деталей, работающих в сложных атмосферных и температурно-силовых условиях, нашедшем применение в различных отраслях производства, включая химическую, горнодобывающую промышленность, нефтепереработку, энергетику, машино-, ракетно- и авиастроение, сель-

ское хозяйство. В Республике Беларусь такой способ широко используется на таких крупных промышленных предприятиях, как ОАО «Белорусский металлургический завод», ОАО «Могилевхимволокно», ОАО «Гродно Азот», ОАО «Мозырский НПЗ», ОАО «Беларуськалий» и др. При этом наибольшее применение получили порошки на основе железа и никеля. Основным фактором, существенно ограничивающим и удорожающим использование этого

способа упрочнения, является отсутствие дешевой и эффективной технологии производства напыляемых материалов требуемого состава и свойств. В Республике Беларусь промышленный выпуск порошков почти не освоен и для получения газотермических покрытий, как правило, используются импортные материалы.

В связи с этим разработка универсальной конкурентоспособной технологии производства материалов для газотермических способов нанесения покрытий, обладающих требуемым комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств, является важной и актуальной задачей. Анализ результатов многолетних исследований, выполненных в Белорусско-Российском университете, направленных на создание композиционных материалов различного функционального назначения [1–3], позволяет сделать вывод о возможности использования для ее решения способа, основанного на реакционном механическом легировании (РМЛ).

Далее приведены результаты исследования, целью которого является установление влияния химического состава исходной шихты и условий реакционного механического легирования на формирование композиционных порошков для газотермических износостойких покрытий и определение оптимальных условий реализации процесса их получения.

Методика проведения эксперимента

Для получения износостойких покрытий, работающих в жестких температурно-силовых условиях, наиболее перспективными являются композиционные комплексно-упрочненные порошки на основе железа и никеля. Исходными компонентами для их получения служили стандартные порошки железа – ПЖ2М2 (ГОСТ 9849–74), никеля – ПНК-ОНТ2 (ГОСТ 9722–79), железохромистого сплава – ПХ30-1 (ГОСТ 13084–88),

алюминия – ПА-4 (ГОСТ 6058–73), технического углерода – ПМ-100 (ГОСТ 7885–77); порошки марки «Ч» оксидов железа – Fe₂O₃, никеля – Ni₂O₃, молибдена – MoO₃; отходы белого чугуна (С = 3,2 %). При проведении исследований учитывалось содержание кислорода и углерода в порошках железа, никеля и железохромистого сплава ПХ30-1, отходах белого чугуна (С = 3,2 %), которое в каждом составляло примерно 0,25 и 0,20 % соответственно. Наличие других примесей во внимание не принималось.

Реакционное механическое легирование проводилось в механореакторе на основе вибромельницы гирационного типа [4]. Базовыми режимами механосинтеза являлись: ускорение рабочих тел – 135 м·с⁻², соотношение объемов шаров и шихты – 12, заполнение рабочей камеры шарами – 75 %, время обработки – 8 ч. Исследования элементного состава и структуры выполнены на сканирующем электронном микроскопе «Tescan VEGA II SBH» с системой энергодисперсионного микроанализа «INCA ENERGY 350/XT». Ситовой анализ фракционного состава материалов осуществлялся на установке для сухого просеивания «NTS-1» (ГДР) с использованием набора сит со следующими размерами ячеек: 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. Результаты исследования представлены дифференциальными кривыми распределения фракций в виде функции F(d), определяемой из выражения $F(d) = \Delta m/m \cdot \Delta d$, где m – общая масса анализируемого порошка; Δm – масса порошка на сите; Δd – разность размера ячеек сит, следующих друг за другом.

Результаты исследования и их обсуждение

На первом этапе работы исследовано влияние основных технологических факторов обработки шихты в механо-

реакторе, включающих ускорение рабочих тел (шаров), степень заполнения помольной камеры рабочими телами, отношение объемов рабочих тел и шихты, продолжительность процесса, на средний размер и твердость частиц композиционных порошков. Эти параметры синтезируемых материалов являются комплексными характеристиками, в значительной мере отражающими сложные взаимосвязанные процессы, протекающие в обрабатываемой шихте [1–3]. Оптимизация технологии получения механически легированных металлизированных порошков осуществлялась методом однофакторного эксперимента. Далее для наиболее типичных систем на основе железа Fe–13 % Cr–0,4 % C, Fe–30 % Al, Ni–10 % Al, являющихся базой для создания широкого круга композиционных порошков для газотермических покрытий, приведены зависимости параметров оптимизации

от технологических факторов обработки шихты в механореакторе. С учетом данных, представленных в [1–3], значения факторов варьировались в следующих пределах: ускорение рабочих тел $a_n = 120 \dots 160 \text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$; степень заполнения помольной камеры рабочими телами $\varepsilon = 50 \dots 90 \%$; отношение объемов рабочих тел (шаров) и шихты $k = 6 \dots 14$; время обработки $\tau = 4 \dots 12 \text{ ч}$.

Анализ полученных результатов, представленных на рис. 1 и 2, показывает, что состав композиций не оказывает влияния на качественный характер изменения исследуемых параметров от технологических факторов. Зависимости твердости и среднего размера механически легированных композиционных порошков от технологических факторов во всех случаях носят противоположный характер.

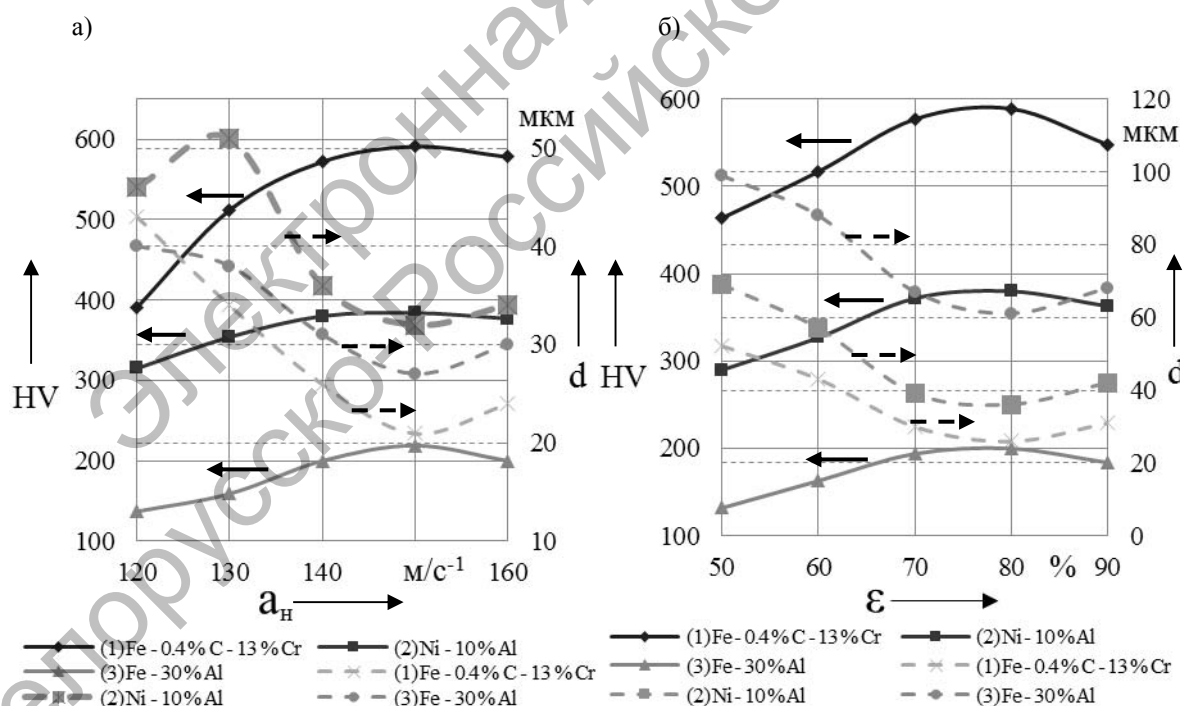


Рис. 1. Влияние ускорения рабочих тел в помольной камере (а) и степени заполнения камеры рабочими телами (б) на твердость HV и средний размер частиц d механически легированных порошковых материалов

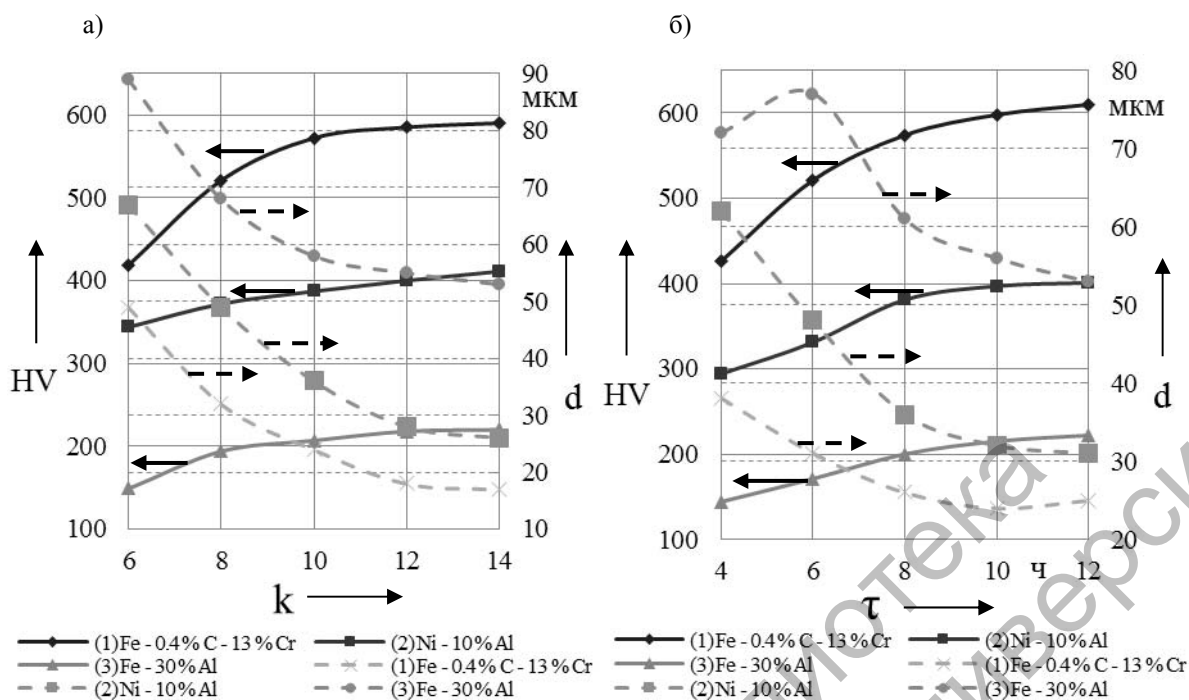


Рис. 2. Влияние отношения объемов рабочих тел и шихты (а) и времени обработки композиции в механореакторе (б) на твердость HV и средний размер частиц d механически легированных порошков

Изменение факторов, позволяющее повысить до определенного предела энергонапряженность режима обработки, увеличивает степень взаимодействия между компонентами системы, что приводит к упрочнению материала, сопровождающемуся повышением его твердости и склонности к охрупчиванию, интенсифицирующему процессы измельчения. Это вызывает уменьшение среднего размера частиц порошка механически легированной композиции [3].

Известно, что основными факторами, определяющими энергонапряженность процесса обработки шихты в механореакторе, являются ускорение рабочих тел и степень заполнения помольной камеры рабочими телами [2]. Зависимости твердости механически легированных порошков от этих факторов описываются кривыми с максимумом. Повышение их до значений, увеличивающих энергонапряженность процесса до 0,15...0,20 Дж/г, приводит к линейному возрастанию твердости, обусловленному более полным протеканием механохимических превращений, включающих

как структурные, так и фазовые. Максимальная величина этих характеристик мало зависит от состава композиции и находится в интервале $a_n = 140...150 \text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$, $\epsilon = 70...80 \%$. Дальнейшее увеличение a_n вызывает аномальное повышение среднего значения нормальной составляющей ударного нагружения примерно в 1,5 раза и снижение его частоты примерно в 2...3 раза, что приводит к нарушению процесса механического легирования.

Снижение скорости механохимических превращений, негативно влияющее на твердость при заполнении помольной камеры рабочими телами более 85 %, обусловлено самоторможением загрузки и малым расстоянием свободного пробега перед столкновением элементов загрузки (шаров) между собой или стенками помольной камеры. Это приводит к резкому снижению величины ударного воздействия на обрабатываемую шихту.

Зависимость твердости от отношения объема рабочих тел к объему шихты и продолжительности обработки

в механореакторе (см. рис. 2) близка к параболической, что объясняется постепенным увеличением степени взаимодействия между компонентами систем, обусловленным повышением количества энергии, расходуемой на единицу обрабатываемого материала.

Из полученных данных следует, что оптимальные значения технологических параметров механического легирования, обеспечивающих достаточно высокую твердость композиционных порошков исследованных композиций, примерно одинаковы и составляют: ускорение рабочих тел – $135...145 \text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$; отношение объемов рабочих тел и шихты – $10...12$; степень заполнения полевой камеры рабочими телами – $75...80 \%$; время обработки в механореакторе – $8...10 \text{ ч}$.

Закономерности формирования порошковых композиций в процессе обработки шихты в механореакторе. При механическом легировании протекают многократно повторяющиеся процессы холодной пластической деформации компонентов исходной шихты, упрочнения деформированных частиц, их разрушения и объединения осколков в гранулы. Процесс формирования порошковой композиции можно условно разделить на несколько этапов [1, 2].

На первой стадии обработки происходит пластическая деформация частиц исходной композиции, которая обусловлена ударным воздействием, оказываемым рабочими телами. В результате прикладываемого усилия частицы деформируются и приобретают форму тонких пластин, переходя в наклепанное состояние, и начинают разрушаться. Продуктом этого процесса является порошок, имеющий в большинстве случаев пластинчатую форму с максимальным размером менее 20 мкм .

Данная стадия длится, как правило, не более двух часов. Существенное влияние на ее продолжительность оказывают скорость накопления дефектов кристаллического строения материала,

масштабный фактор [5–7], а также интенсивность ударного воздействия рабочих тел на материал. Непрерывно возникающая при разрушении ювенильная поверхность активизирует протекание процессов агломерации и адгезии мелкодисперсных осколков, в результате чего получает развитие вторая стадия формирования порошка, заключающаяся в образовании композиционных частиц. Это создает условия для протекания механически активируемой диффузии и взаимодействия между компонентами на последующих этапах обработки. После механического легирования в течение $4...6 \text{ ч}$ композиционные частицы представляют собой плотные образования осколочной формы (рис. 3, а) с четко выраженной текстурой (рис. 3, б).

Дальнейшая обработка в течение $6...10 \text{ ч}$ ведет к формированию частиц, по форме близкой к равноосной (рис. 3, в), а также увеличивает их плотность, однородность по строению и распределению элементов.

Во всех композициях присутствует небольшое количество крупных частиц, размер которых превышает средний в $2...5$ раз (рис. 4). Это является результатом протекания собирательной грануляции, получающей развитие, как правило, на поздних стадиях обработки и заключающейся в объединении нескольких сформировавшихся композиционных частиц в крупные конгломераты. Их общее содержание не превышает 2% .

Важным фактором, определяющим способность обрабатываемой шихты к объединению осколков и формированию порошковой композиции, а также в значительной мере отвечающим за степень превращений, протекающих в композициях в процессе механосинтеза, является склонность материала к грануляции. В зависимости от степени ее развития все композиции условно разделяют на три группы [2]. Первая – материалы, компоненты которых отличают-

ся высокой пластичностью и способностью к грануляции с образованием крупных частиц. Ко второй относятся системы, склонные к измельчению компонентов шихты на начальной стадии и с достаточно активно протекающей грануляцией на последующих этапах механического легирования. Третья группа характеризуется интенсивным измельчением исходного порошка и низкой склонностью осколков к грануляции. Следует отметить, что степень диспергирования «элементов» шихты и склонность осколков к грануляции с образо-

ванием композиционных частиц оптимального размера оказывают существенное влияние на скорость протекания механически активируемых превращений и упрочнение механически легированных материалов. Увеличение этих факторов активирует процесс взаимодействия между компонентами шихты, что повышает эффект упрочнения композиционных порошков. В этом отношении наиболее перспективными являются системы второй группы, к которым относятся исследуемые материалы.

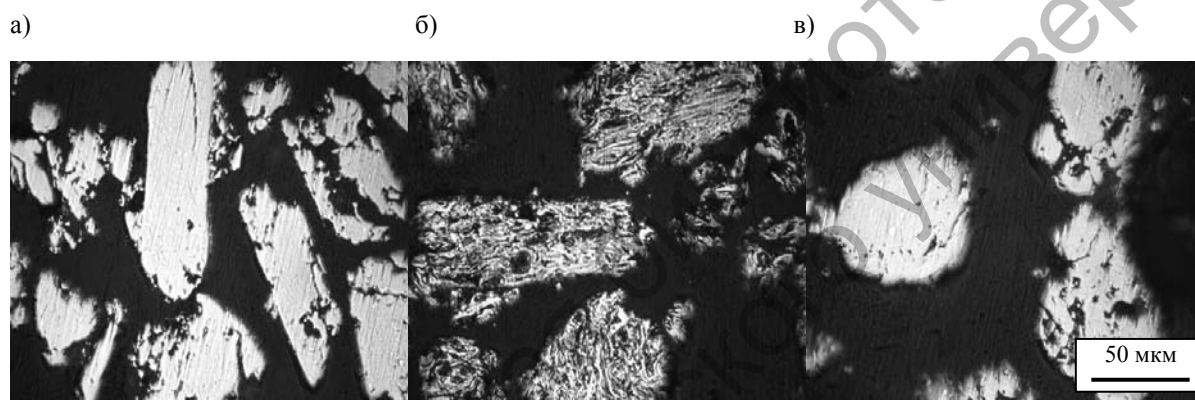


Рис. 3. Форма частиц порошкового материала, полученного механическим легированием шихты состава Fe-13 % Cr-0,4 % C: а – 6 ч, б – 6 ч (после травления); в – 10 ч

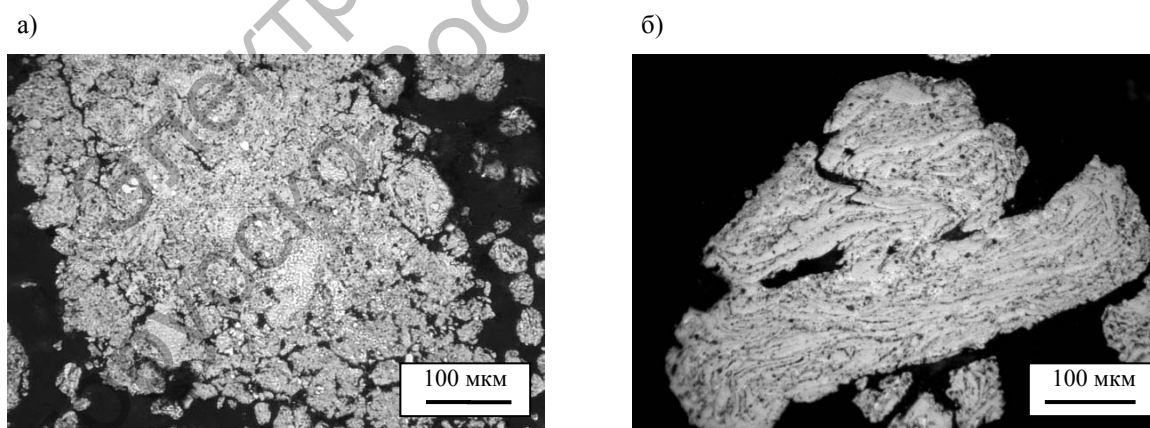


Рис. 4. Структура частиц, сформированных в результате собирательной грануляции при обработке шихты в течение 8 ч: а – Fe-18 % Cr-10 % Ni-0,12 % C; б – Fe-30 % Al

Выполненный с учетом вышеприведенного положения анализ дифференциальных кривых распределения ча-

стиц механически легированных порошков по размеру, приведенных на рис. 5–7, позволяет сделать вывод, что

наибольшего упрочнения следует ожидать в порошках **на основе системы Fe–Cr–C**, средний размер частиц которых находится в пределах 20...30 мкм. Дополнительное введение в эту систему никеля оказывает заметное влияние на механически активируемые превращения в шихте. В этом случае процесс формирования гранулированных композиций **на основе системы Fe–Ni–Cr–C** близок к нижеприведенному для материала Ni–10 % Al.

Композиции на основе системы Ni–Al менее склонны к измельчению. При обработке в механореакторе никелевого порошка и шихты Ni–Al на начальной стадии, длящейся не более 2,5 ч (в зависимости от химического состава), исходная форма частиц из близкой к равноосной превращается в чешуйчатую, максимальный размер частиц при этом менее 20 мкм.

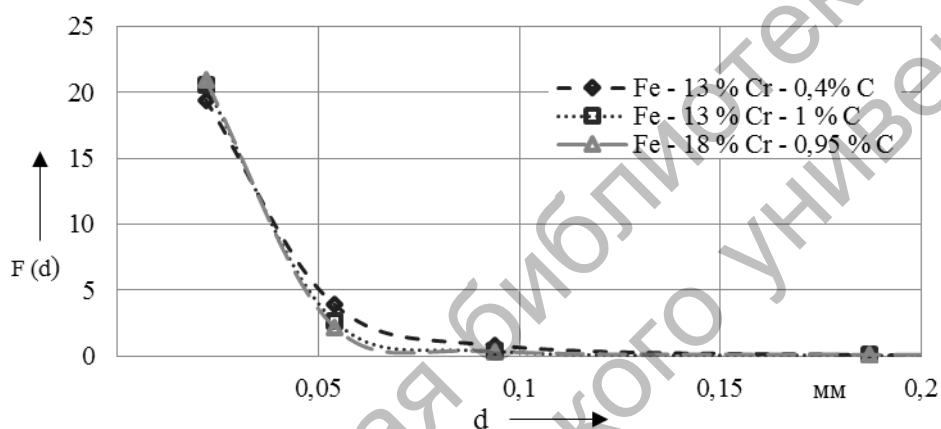


Рис. 5. Гранулометрический состав порошков, полученных механическим легированием шихты на основе системы Fe–Cr–C

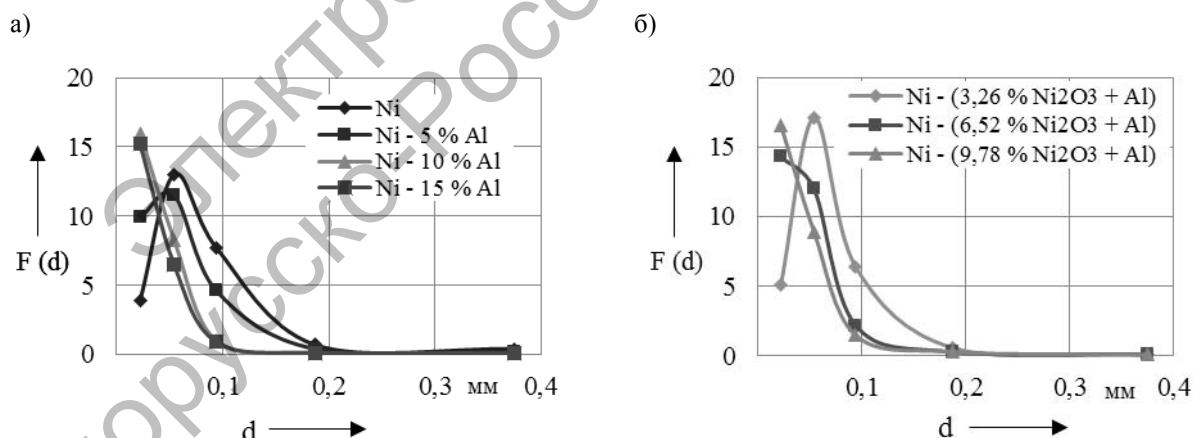


Рис. 6. Гранулометрический состав порошков, полученных механическим легированием шихты на основе системы Ni–Al

В дальнейшем получает развитие грануляция, завершающаяся через 5...6 ч от начала процесса обработки.

Изменение количества алюминия

в композиции в пределах 0...15 % не оказывает существенного влияния на продолжительность стадии измельчения, однако заметно влияет на грануло-

метрический состав конечного продукта, что выражается уменьшением среднего размера гранул с 60 до 20 мкм (см. рис. 6, а). Данная зависимость объясняется увеличением количества дисперсных частиц интерметаллидов и оксидов, образующихся в композиционных частицах в результате механоактивируемого взаимодействия алюминия с основой и примесями, что сопровождается ростом твердости и хрупкости формируемых гранул.

Введение в состав композиций оксидов Ni_2O_3 , Fe_2O_3 , являющихся поставщиками кислорода, необходимого для образования наноразмерных частиц Al_2O_3 , обеспечивающих дисперсное упрочнение, приводит к сокращению длительности стадии измельчения в 1,3...1,4 раза и получению более тонкой фракции материала. При этом наблюдается тенденция к некоторому снижению среднего размера получаемых частиц (см. рис. 6, б).

Для материалов системы Fe-30 % Al по сравнению с вышерассмотренными стадия измельчения проявляется менее выражено, а грануляция протекает более интенсивно. На

начальной стадии обработки происходит образование частиц чешуйчатого типа размером 100...400 мкм. Увеличение времени механосинтеза ведет к частичному разрушению крупных чешуек и началу активного объединения полученных осколков. Максимальный размер частиц наблюдается при обработке материала в интервале 4...5 ч. Дальнейшее увеличение времени механического легирования ведет к постепенному снижению среднего размера гранул и формированию композиции с более узким гранулометрическим составом. Динамическое равновесие между разрушением частиц и грануляцией осколков наступает при обработке материала в течение 8...9 ч. При этом средний размер сформировавшихся композиционных частиц находится в пределах 300...400 мкм. Введение в шихту Fe-30 % Al оксидов железа и никеля (Fe_2O_3 , Ni_2O_3) не оказывает принципиального влияния на последовательность стадий формирования гранулированной композиции, но приводит к увеличению среднего размера гранул (см. рис. 7, кривая 4).

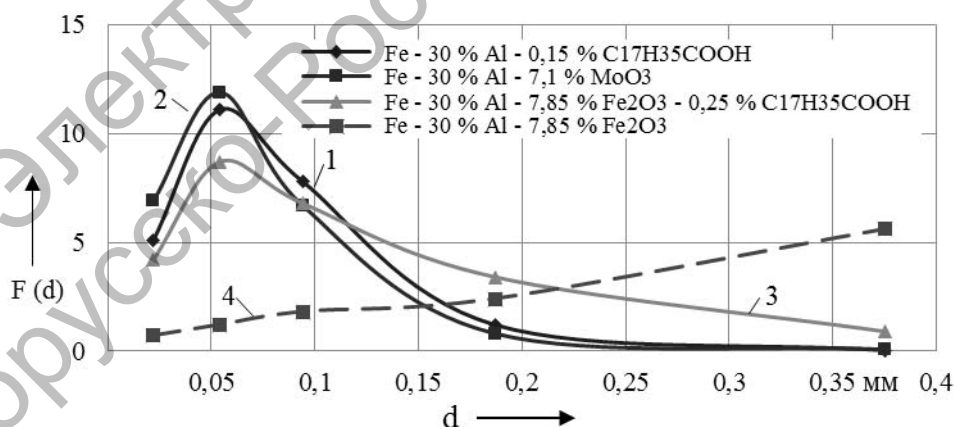


Рис. 7. Гранулометрический состав композиционного порошка, полученного механическим легированием шихты на основе системы Fe-30 % Al (содержание синтезируемой упрочняющей фазы в материалах 2 и 3 – 5 %)

В полученных порошках присутствуют частицы с размером более 1 мм.

Общая масса их составляет 15...20 % от массы шихты. Количество фракции с

размером гранул менее 100 мкм не превышает 10 %. Особенности формирования композиционных частиц в этих системах объясняются повышением их пластичности, обусловленным дополнительным разогревом, который вызван протеканием в микрообъемах механически активируемых экзотермических реакций между легирующим оксидом (Fe_2O_3 , Ni_2O) и алюминием.

В то же время, несмотря на близкие значения энергии Гиббса ($-G$) окислительно-восстановительных реакций в системах с Fe_2O_3 , Ni_2O_3 , MoO_3 , превращения в композиции, содержащей последний оксид, принципиально отличаются от предыдущих. Влияние его на процессы, протекающие при обработке шихты в механореакторе, подобно действию поверхностно-активного вещества. Введение в шихту MoO_3 приводит к образованию на частицах «мономолекулярного» слоя этого оксида, затрудняющего их агломерацию и адгезию, что замедляет процесс грануляции и способствует измельчению порошка. При этом в сравнении с системами с Fe_2O_3 , Ni_2O_3 средний размер частиц механически легирующей композиции, полученной из шихты, содержащей MoO_3 , находится в пределах 50...60 мкм (см. рис. 7). Это значение является оптимальным для порошков, применяемых для нанесения плазменных покрытий.

Подобное влияние на процесс грануляции оказывает стеариновая кислота $\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$ и графит. Причем действие первой существенно эффективнее. Влияние данных веществ на фракционный состав порошков оценивалось по изменению содержания частиц размером менее 63 мкм, являющимся оптимальным с технологической точки зрения для получения качественных покрытий. Как показали исследования, для получения порошка с содержанием фракции 0...63 мкм в количестве более 80 %, необходимо $\approx 0,3$ % $\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$, а для достижения аналогичного результата с использованием графита его

количество должно быть увеличено в 3...4 раза.

Кроме того, установлено, что при использовании для напыления порошков, полученных из шихты, в состав которой вводился графит серебристый, слой отличается повышенной пористостью. Исходя из этого, в качестве вещества, обеспечивающего получение материалов на основе системы **Fe-30 % Al** необходимого гранулометрического состава, в исходную шихту входила стеариновая кислота в количестве, не превышающем 0,3 % от массы обрабатываемой шихты.

Исходя из приведенных выше результатов можно сделать вывод, что формирование при реакционном механическом легировании композиционных порошков обусловлено многократно повторяющимися и одновременно протекающими процессами измельчения частиц, а также агломерации, адгезии и сварки осколков с установлением на определенном этапе между ними динамического равновесия. Дальнейшая обработка не оказывает заметного влияния на средний размер частиц. При этом на всех этапах имеет место механически активируемое взаимодействие между компонентами с образованием новых фаз, вызывающих упрочнение материала. Наибольшее развитие оно получает в сформировавшихся композиционных частицах, размер которых меньше 50...100 мкм. Наличие в композициях в небольшом количестве крупных конгломератов, размер которых превосходит среднее значение в 2...8 раз, связано с процессами собирательной грануляции, получающей развитие преимущественно на поздних стадиях обработки. При этом каждая частица сформированного конгломерата сохраняет собственную текстуру.

Вышеприведенные механизмы формирования композиционных частиц подтверждаются анализом топографии их поверхности (сканирующая электронная микроскопия (СЭМ)) и структурой

(оптическая микроскопия), типичный вид которых представлен на рис. 8.

Микрорентгеноспектральный анализ показал, что полученные порошко-

вые материалы характеризуются гомогенным распределением всех компонентов исходной шихты (рис. 9–11).

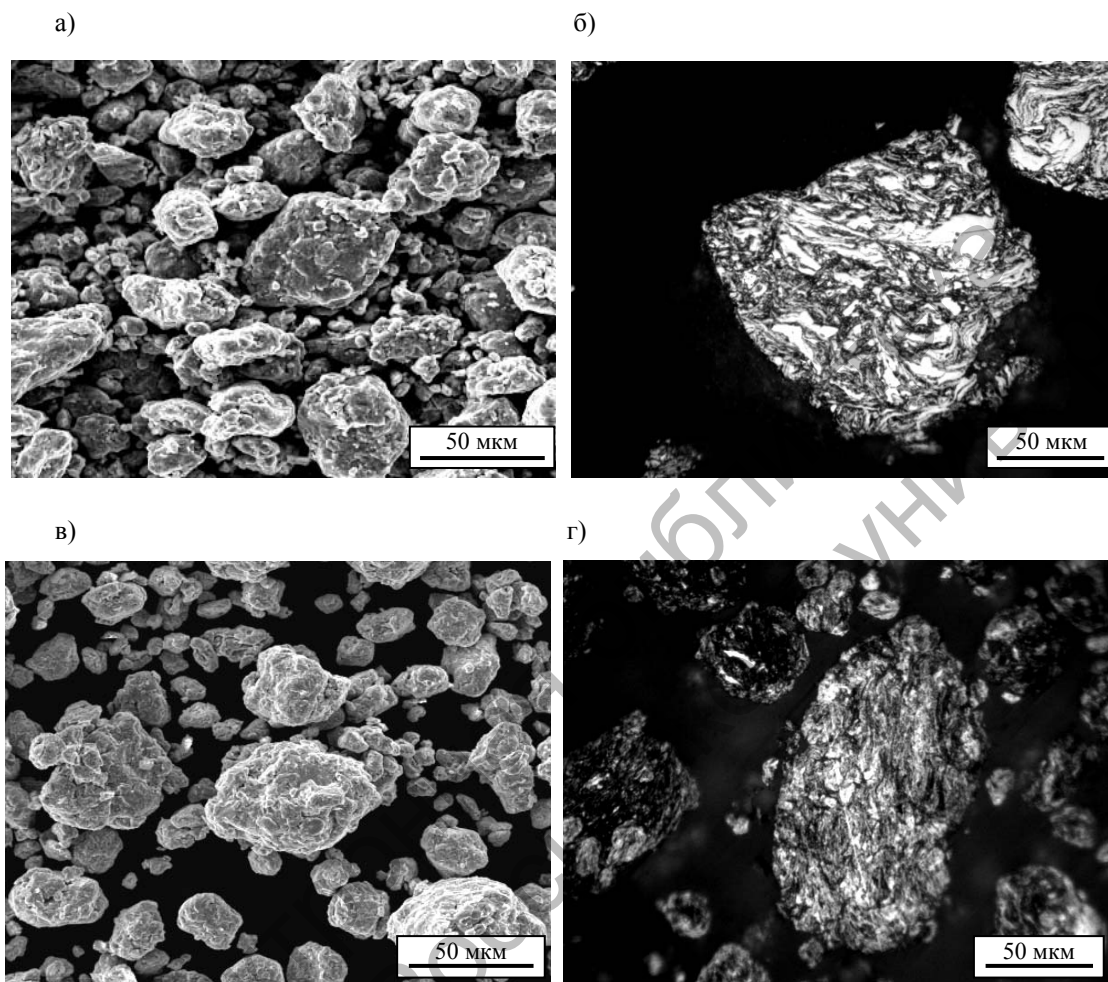


Рис. 8. Форма, размер, топография поверхности и структура частиц механически легированных порошков: а, б – Fe–30 % Al–(14,13 % Fe₂O₃–Al); в, г – Ni–5 % Al (а, в – не травленные; б, г – после травления)

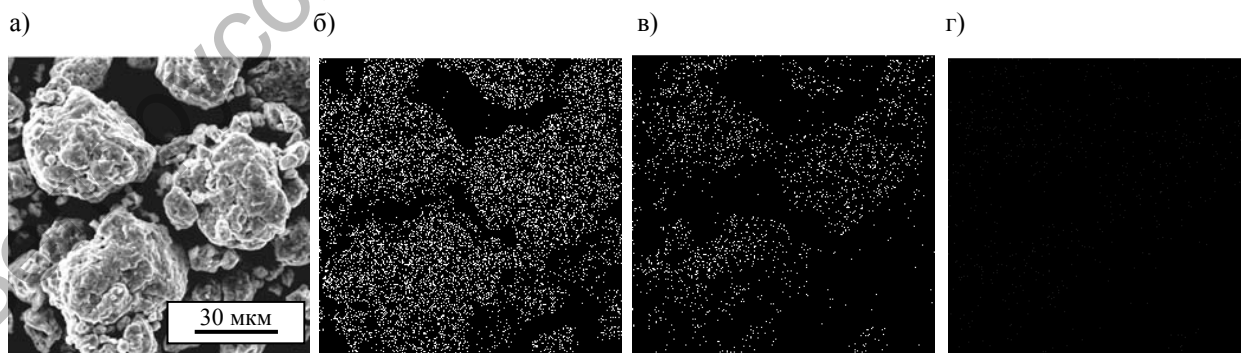


Рис. 9. Топография поверхности частиц порошка Ni–10 % Al–(9,78 % Ni₂O₃–Al) (СЭМ) и распределение интенсивности рентгеновского излучения основных элементов в нем: а – топография поверхности частиц; б – Ni; в – Al; г – O

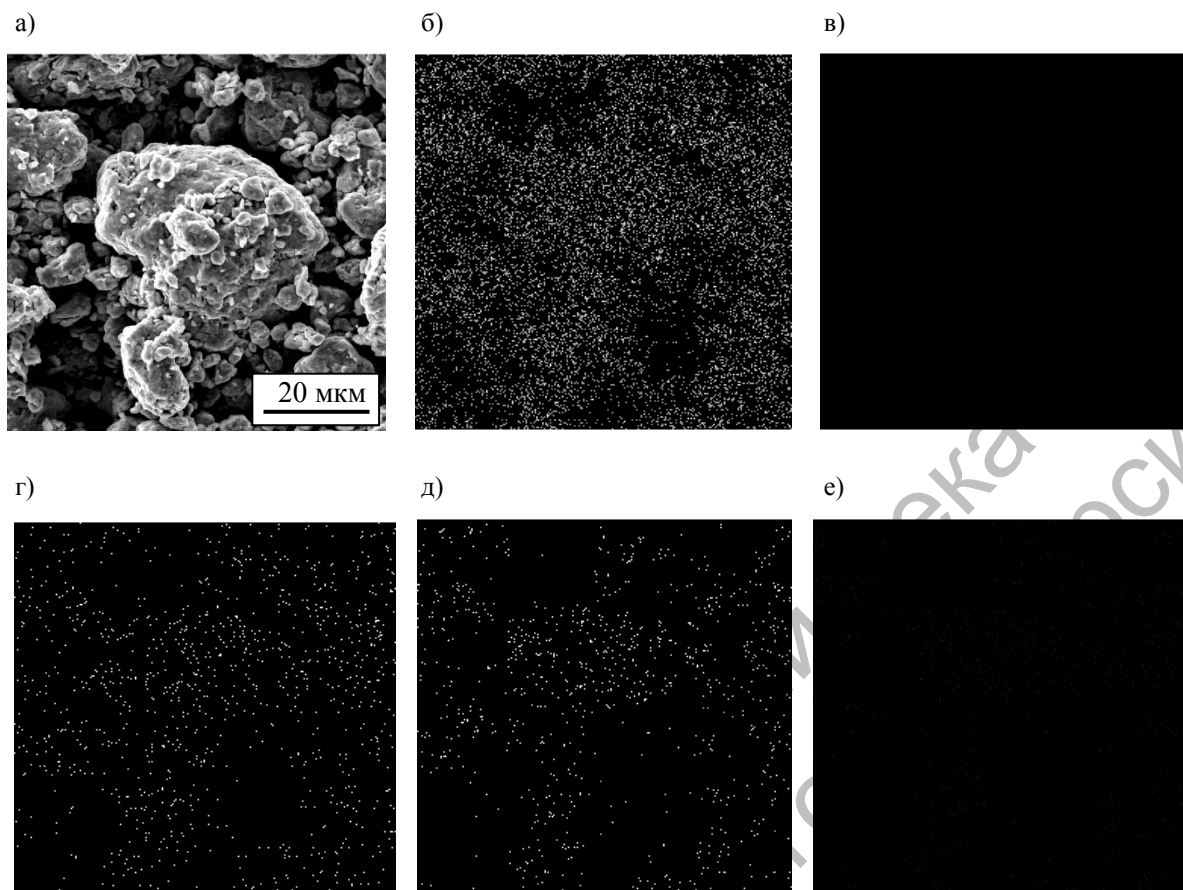


Рис. 10. Топография поверхности частиц порошка Fe – 18 % Cr–10 % Ni–0,12 % C–(9,42 % Fe₂O₃–Al)– (СЭМ) и распределение интенсивности рентгеновского излучения основных элементов в нем: а – топография поверхности частиц; б – Fe; в – Cr; г – Ni; д – Al; е – O

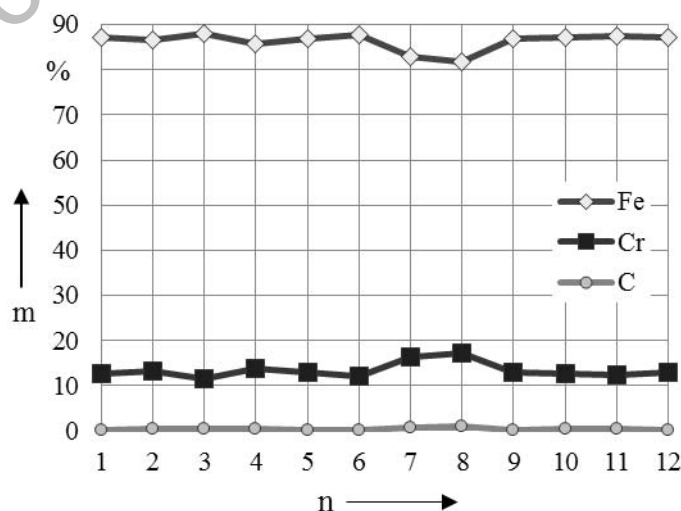
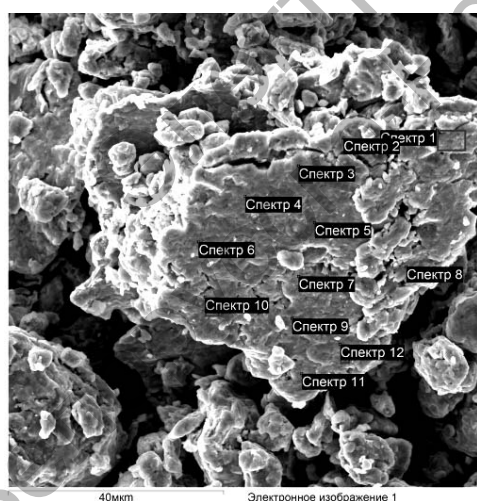


Рис. 11. Распределение железа (основа) и легирующих элементов по точкам сканирования в композиционном порошке состава Fe–13 % Cr–0,4 % C: n – номер спектра

Причем кислород концентрируется прежде всего в местах содержания алюминия, что указывает на формирование оксидов алюминия.

Выводы

1. Для производства композиционных дисперсно-упрочненных порошков на основе железа и никеля для газотермических покрытий перспективно применение реакционного механического легирования, эффективным механизмом реализации которого в промышленном масштабе является механореактор вибрационного типа.

2. Основными технологическими факторами обработки шихты в механореакторе, определяющими степень взаимодействия между компонентами композиции, структуру и свойства синтезируемых порошков, являются ускорение рабочих тел a_n , отношение объемов рабочих тел и шихты k , степень заполнения помольной камеры рабочими телами ε , продолжительность обработки T . Оптимальные условия реализации процесса мало зависят от состава шихты и находятся в интервале: $a_n = 135...145 \text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$, $k = 10...12$; $\varepsilon = 70...80 \%$; $T = 8...10 \text{ ч}$.

3. Формирование механически легированных композиционных порош-

ков на основе металлов включает взаимосвязанные и одновременно протекающие процессы с преобладанием на разных этапах одного из них: первичное измельчение исходных частиц шихты, агломерация, адгезия и сварка осколков с образованием композиционных гранул и динамическое равновесие между процессами разрушения и сварки, стабилизирующее средний размер частиц.

4. Эффективным и простым способом регулирования кинетики протекания вышеприведенных процессов является введение в исходную шихту поверхностно-активных веществ – MoO_3 или $\text{C}_{17}\text{H}_{35}\text{COOH}$.

5. На всех этапах обработки шихты в механореакторе протекают механически активируемые процессы диффузии и взаимодействия между компонентами с образованием новых фаз, приближающие системы к равновесному состоянию, при этом последнее не достигается.

6. Продуктом механического легирования систем на основе металлов являются термодинамически неравновесные терморреагирующие гомогенные по химическому составу порошки со средним размером частиц $30...100 \text{ мкм}$.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Ловшенко, Г. Ф.** Закономерности формирования фазового состава, структуры и свойств механически легированных материалов : монография / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2016. – 420 с.
2. **Ловшенко, Г. Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов : монография / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина ; под ред. д-ра техн. наук, проф. Ф. Г. Ловшенко. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с. : ил.
3. **Ловшенко, Ф. Г.** Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий : монография / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2012. – 216 с.
4. **Ловшенко, Г. Ф.** Высокоэффективный аппарат для реакционного механического легирования металлических систем / Г. Ф. Ловшенко, З. М. Ловшенко, А. И. Хабибуллин // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. – 2007. – № 4. – С. 72–80.
5. **Ребиндер, П. А.** Вибропомол – наиболее эффективный метод измельчения / П. А. Ребиндер // Строительные материалы. – 1956. – № 1. – С. 8–10.
6. **Овчинников, П. Ф.** Виброреология / П. Ф. Овчинников. – Киев : Наукова думка, 1983. – 270 с.

7. **Моргулис, М. Л.** Вибрационное измельчение материалов / М. Л. Моргулис. – М. : Промстройиздат, 1957. – 106 с.

Статья сдана в редакцию 19 апреля 2017 года

Федор Григорьевич Ловшенко, д-р техн. наук, проф., Белорусско-Российский университет. Тел.: +375-296-25-21-26.

Григорий Федорович Ловшенко, д-р техн. наук, проф., Белорусская государственная академия авиации.

Алексей Сергеевич Федосенко, ст. преподаватель, Белорусско-Российский университет. Тел.: +375-295-46-96-34.

Fedor Grigoryevich Lovshenko, DSc (Engineering), Prof., Belarusian-Russian University. Phone: +375-296-25-21-26.

Grigory Fedorovich Lovshenko, DSc (Engineering), Prof., Belarusian State Aviation Academy.

Aleksei Sergeevich Fedosenko, senior lecturer, Belarusian-Russian University. Phone: +375-295-46-96-34.