



<https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-3-133-141>
УДК 55.09.43

Поступила 24.08.2019
Received 24.08.2019

ФАЗОВЫЙ СОСТАВ, СТРУКТУРА И СВОЙСТВА ЖАРОПРОЧНЫХ ПОРОШКОВ НА ОСНОВЕ СИСТЕМЫ «ЖЕЛЕЗО–АЛЮМИНИЙ», ПОЛУЧЕННЫХ ПО ТЕХНОЛОГИИ РЕАКЦИОННОГО МЕХАНИЧЕСКОГО ЛЕГИРОВАНИЯ

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, А. С. ФЕДОСЕНКО, Белорусско-Российский университет, г. Могилев, Беларусь, пр. Мира, 43. E-mail: fedosenko.al.se@yandex.ru

Установлены закономерности формирования порошков на основе системы Fe-Al, получаемых методом реакционно-механического легирования и предназначенных для нанесения газотермических покрытий. Исследованы морфология, структура, фазовый состав и свойства материалов. После механосинтеза порошки имеют средний размер частиц 30–100 мкм, отличаются субмикроструктурным типом структуры основы и неравновесным фазовым составом. Отжиг порошков способствует увеличению твердости частиц до 80%, значение которой в значительной мере сохраняется после длительного нагрева до 1170 К, что свидетельствует о жаропрочности материалов.

Ключевые слова. Реакционное механическое легирование, газотермическое напыление, отжиг, фазовый состав, микроструктура, твердость, терморезирующий, Fe-Al.

Для цитирования. Ловшенко, Ф. Г. Фазовый состав, структура и свойства жаропрочных порошков на основе системы «железо-алюминий», полученных по технологии реакционного механического легирования / Ф. Г. Ловшенко, А. С. Федосенко // *Литье и металлургия*. 2019. № 3. С. 133–141. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-3-133-141>.

THE PHASE COMPOSITION, STRUCTURE AND PROPERTIES OF HIGH-TEMPERATURE-BASED POWDERS OF THE SYSTEM IRON-ALUMINUM OBTAINED BY THE TECHNOLOGY OF THE REACTION – MECHANICAL ALLOYING

F. G. LOVSHENKO, A. S. FEDOSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, 43, Mira ave. E-mail: fedosenko.al.se@yandex.ru

The regularities of the formation of powders based on the Fe-Al system, obtained by the method of mechanical alloying and intended for the deposition of thermal spraying coatings were established. The morphology, structure, phase composition and properties of materials are investigated. After mechanical synthesis, the powders have an average particle size of 30–100 μm, submicrocrystalline structures, and nonequilibrium phase composition. Annealing of powders causes to an increase in the hardness of particles up to 80%, the value of which is largely preserved after prolonged heating to 1170 K, which indicates the presence of heat-resistant materials.

Keywords. Reaction-mechanical alloying, gas thermal spraying, annealing, phase composition, microstructure, hardness, heat-sensitive, Fe-Al.

For citation. Lovshenko F. G., Fedosenko A. S. The phase composition, structure and properties of high-temperature-based powders of the system iron-aluminum obtained by the technology of the reaction-mechanical alloying. *Foundry production and metallurgy*, 2019, no. 3, pp. 133–141. <https://doi.org/10.21122/1683-6065-2019-3-133-141>.

Введение

В настоящее время для покрытий, отличающихся жаропрочностью, жаростойкостью, коррозионной стойкостью, широко используются никелевые сплавы, в том числе и композиционные дисперсно-упрочненные [1–4], однако для них свойственна высокая стоимость. Перспективной заменой им могут стать материалы системы «железо–алюминий». Многие композиции на ее основе, помимо упомянутых характеристик, обладают хорошим сопротивлением науглероживанию и коксованию, способны работать в атмосферах серы, хлора и смеси этих газов. Кроме того, сплавы имеют пониженную плотность, высокую

теплопроводность и износостойкость. Перечисленные свойства наряду с низкой стоимостью определяют большой интерес к материалам данной группы. В настоящее время установлено, что материалы на основе системы Fe–Al в ряде случаев способны эффективно заменять никелевые сплавы и нержавеющие стали в металлургии, машиностроении, включая автомобилестроение, энергетике и других отраслях.

Перспективной технологией производства материалов на основе системы Fe–Al является реакционное механическое легирование [4, 5]. В работах, посвященных данной тематике, основное внимание уделяется композициям с содержанием алюминия до 33% [6–11]. Исследуется возможность повышения свойств дополнительным легированием основы хромом, медью, никелем и др. [12, 13], а также упрочнение неметаллическими фазами, в качестве которых рассматриваются карбиды, оксиды, бориды, нитриды [14] и др.

Цель данного исследования – установление закономерностей формирования морфологии, фазового состава, структуры и свойств механически легированных порошков системы Fe–Al на всех технологических этапах их производства.

Методика исследования, материалы, оборудование и приборы

Исходными компонентами шихты для получения механически легированных материалов служили стандартные порошки железа – ПЖРВ (ГОСТ 9849-86), алюминия – ПА-4 (ГОСТ 6058-73). Также использовали порошки оксида железа Fe_2O_3 (ГОСТ 4173-77), оксида никеля Ni_2O_3 (ТУ 6-09-02-274-78), порошок оксида молибдена (MoO_3) и стеариновой кислоты марок «Ч» и «ХЧ» соответственно. В порошке железа в качестве примесей присутствуют углерод и кислород, содержание которых достигает 0,15–0,20 и 0,2–0,25% соответственно.

Материалы получали механическим легированием в механореакторе – энергонапряженной вибромельнице гирационного типа. Ускорение рабочих тел – шаров из стали ШХ15СГ диаметром 9,2 мм составляло $135 \text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$, время обработки $t = 6\text{--}16 \text{ ч}$, степень заполнения помольной камеры шарами $\varepsilon = 75\%$, отношение объемов размалывающих тел и шихты $k = 12$, ускорение размалывающих тел $a_n = 135 \text{ м}\cdot\text{с}^{-2}$, температура в камере – $< 320 \text{ К}$. С целью предотвращения чрезмерной грануляции в исходную шихту дополнительно вводили стеариновую кислоту, количество которой не превышало 0,25 мас. %.

Гранулометрический, металлографический, электронно-микроскопический, рентгеноструктурный анализы порошков проводили с использованием стандартных методик, приборов и оборудования.

Базовой являлась композиция ЖА30, содержащая 30% порошка алюминия. С целью повышения основных свойств покрытий из механически легированных порошков в базовую композицию дополнительно вводили взятые в стехиометрическом соотношении один из оксидов с относительно низкой термодинамической стабильностью (Fe_2O_3 ; Ni_2O_3 ; MoO_3), а также металл-восстановитель – алюминий, продуктом взаимодействия которых является оксид алюминия (Al_2O_3). В условное обозначение этих композиций дополнительно введены буквы ДУ с соответствующими цифрами. Первая цифра после ДУ – вводимый оксид (1 – Fe_2O_3 ; 2 – Ni_2O_3 ; 3 – MoO_3), а цифра в скобках – расчетное содержание в разрабатываемом композиционном порошке оксида алюминия (Al_2O_3), например, ЖА30 – ДУ1(5), первая группа букв и цифр – ЖА30 – показывает состав основы композиции (70% Fe–30% Al), первая цифра после ДУ – вводимый оксид (1 – Fe_2O_3), а цифра в скобках – расчетное содержание в разрабатываемом композиционном порошке оксида алюминия (5%).

При этом исходили из того, что для образования одного процента оксида алюминия (Al_2O_3) необходимо 1,57% Fe_2O_3 , 1,63% Ni_2O_3 , 1,41% MoO_3 и 0,53% алюминия.

Результаты исследований

Формирование гранулированных композиций. Установлено, что формирование порошков на основе исследуемой системы включает классические стадии, характерные процессу механического легирования. На начальном этапе, продолжительность которого составляет 1–2 ч, исходная осколочная форма частиц изменяется на пластинчатую. Далее происходит измельчение пластинок, после чего получают развитие процессы адгезии, агломерации и сварки осколков по ювенильным поверхностям, способствующие объединению мелких фрагментов в более крупные агломераты.

В результате протекания этих процессов формируется композиция с формой частиц, близкой к равноосной (рис. 1, б). При этом для материалов рассматриваемой системы стадия измельчения проявляется менее выражено, а процессы грануляции протекают более интенсивно по сравнению с другими композициями на основе железа [15].

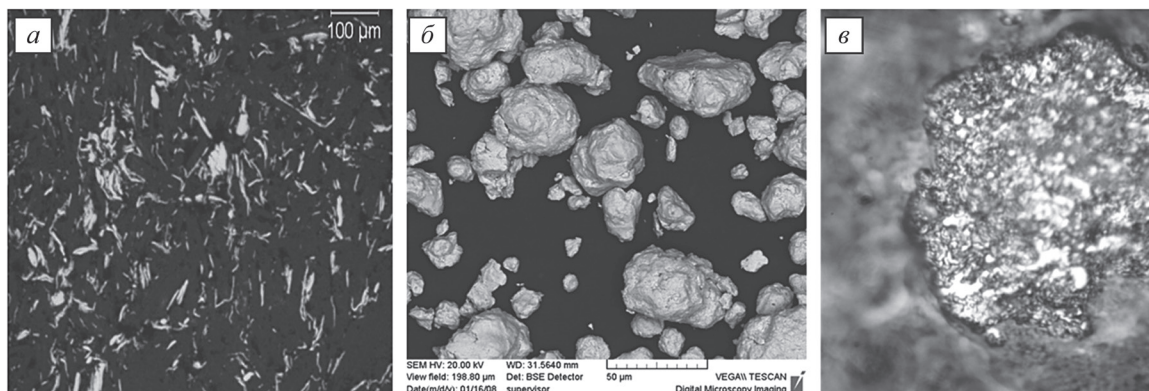


Рис. 1. Форма, размер и структура частиц порошковой композиции «Fe – Al – C₁₇H₃₅COOH», подвергнутой обработке в механореакторе. Продолжительность обработки: а – 2 ч; б, в – 8 ч

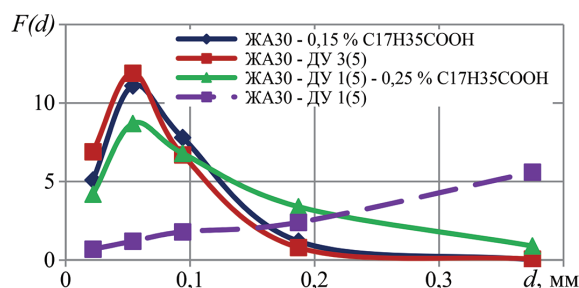


Рис. 2. Гранулометрический состав механически легированных порошков системы Fe – 30% Al: τ = 8 ч; содержание синтезируемой упрочняющей фазы в порошках 2 и 3–5%

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 наступает при обработке материала в течение 8–9 ч.

Введение в шихту оксидов (Fe₂O₃, Ni₂O₃, MoO₃) изменяет динамику процесса образования гранулированных композиций. При этом влияние MoO₃ принципиально отличается от влияния Fe₂O₃ и Ni₂O₃. Введение оксида молибдена в шихту сопровождается уменьшением среднего размера частиц порошка (рис. 2), в то время как добавление Fe₂O₃, Ni₂O₃ его увеличением.

Влияние MoO₃ объясняется его высокой плакирующей способностью, выражающейся в образовании на частицах тонкой пленки, затрудняющей адгезию между отдельными фрагментами материала и замедляющей процесс грануляции.

Увеличение среднего размера частиц на всех этапах формирования композиции в случае введения в состав оксида железа или оксида никеля обусловлено разогревом микрообъемов основы до высоких температур, вызываемым реакцией взаимодействия между оксидом и алюминием, инициируемой ударными воздействиями рабочих тел и сопровождающейся выделением значительного количества тепла, способствующего резкому повышению пластичности компонентов композиции. Уменьшить или полностью устранить данный эффект возможно увеличением содержания в исходной шихте стеариновой кислоты с 0,15 до 0,25%. Разогрев имеет место и в системе с MoO₃, но его влияние на размер частиц ниже воздействия на этот параметр «эффекта плакирования».

Синтезируемые в результате реакционного механического легирования порошки имеют правильную форму частиц и гомогенное на субмикроструктурном уровне распределение всех компонентов (рис. 3). Средний размер гранул составляет 30–100 мкм.

Структурные и фазовые превращения, протекающие в исследуемых композициях в процессе обработки в механореакторе. В соответствии с равновесной диаграммой «Fe–Al» алюминий относится к элементам, повышающим точку A₃ и понижающим точку A₄ железа, и характеризуется ограниченной растворимостью как в α-железе (≈28%), так и в γ-железе (< 1%). Кроме образования твердых растворов, алюминий с железом образует ряд соединений и сверхструктур (FeAl, FeAl₂, Fe₂Al₅, FeAl₃). Железо в алюминии не растворится.

На данном этапе исследованию подвергали гранулированную композицию, полученную обработкой шихты в механореакторе в течение 16 ч.

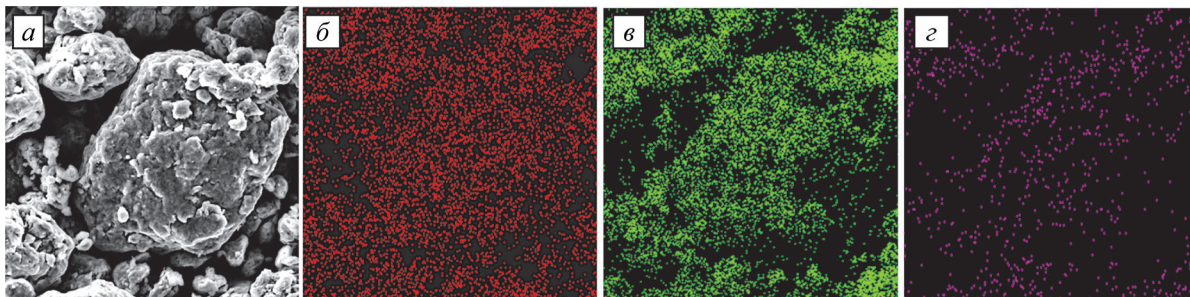


Рис. 3. Топография поверхности частиц порошка ЖА30 – ДУ 1(9) (СЭМ) и распределение основных элементов в них: а – топография поверхности частиц; б – Fe; в – Al; г – O

Согласно рентгеноструктурному анализу основным фазовым превращением при МЛ является растворение алюминия в α -железе, на что однозначно указывает увеличение параметра кристаллической решетки железа с 0,28664 до 0,28778 нм ($\Delta a/a = 3,977 \cdot 10^{-3}$). Уширение интерференционных линий, уменьшение интенсивности, их асимметричность указывают на неоднородность твердого раствора по химическому составу. Кроме того, в углах 2Θ , равных 44,39, 64,54 и 81,58, имеются слабые линии, которые принадлежат промежуточному соединению FeAl. Так, в углах 2Θ , равных 38,68, 44,47 и 64,82, присутствуют малоинтенсивные пики, принадлежащие алюминию (табл. 1). Материал характеризуется высокой плотностью дислокаций в объеме кристалла $\rho = 10^{12} \text{ см}^{-2}$. Распределение ОСМД в зависимости от расстояния в кристаллической решетке описывается степенной моделью, что позволяет сделать вывод об образовании дислокационных стенок и формировании блочной структуры.

Подтверждением низкой активности взаимодействия между компонентами материалов системы Fe–Al, вызывающего образование алюминидов, а также цементита и оксида алюминия, присутствие которых обусловлено наличием углерода и кислорода, содержащихся в виде примесей в порошке железа, могут служить результаты дифференциального термического анализа [20]. Они показывают, что условия обработки шихты в механореакторе практически не изменяют величину экзотермического эффекта в механически легированном порошке базовой композиции по сравнению с теплосодержанием в базовой композиции состава Fe – 30% Al, полученной обработкой в «пьяной бочке».

Таблица 1. Фазовый состав механически легированных порошков

Обозначение	Фазовый состав		
	равновесный	механически легированных порошков	механически легированных порошков после термообработки
ЖА30	FeAl; Fe ₃ C; Al ₂ O ₃	α -Fe(C, Al); Fe ₃ Al; FeAl; Al	FeAl; Al ₂ O ₃
ЖА30 – ДУ 1(5)	FeAl; Fe ₃ C; Al ₂ O ₃	α -Fe(C, Al); Fe ₃ Al; FeAl; Fe ₂ O ₃ ; Al	FeAl; Al ₂ O ₃

Исследование композиции 73% Fe – 17% Fe₂O₃ – 10% Al. Находящийся в исходной шихте оксид железа представлен гематитом α -Fe₂O₃ (рис. 4). Распределение интенсивности в дифракционных линиях всех составляющих шихты соответствует эталону, что свидетельствует об отсутствии ее текстурирован-

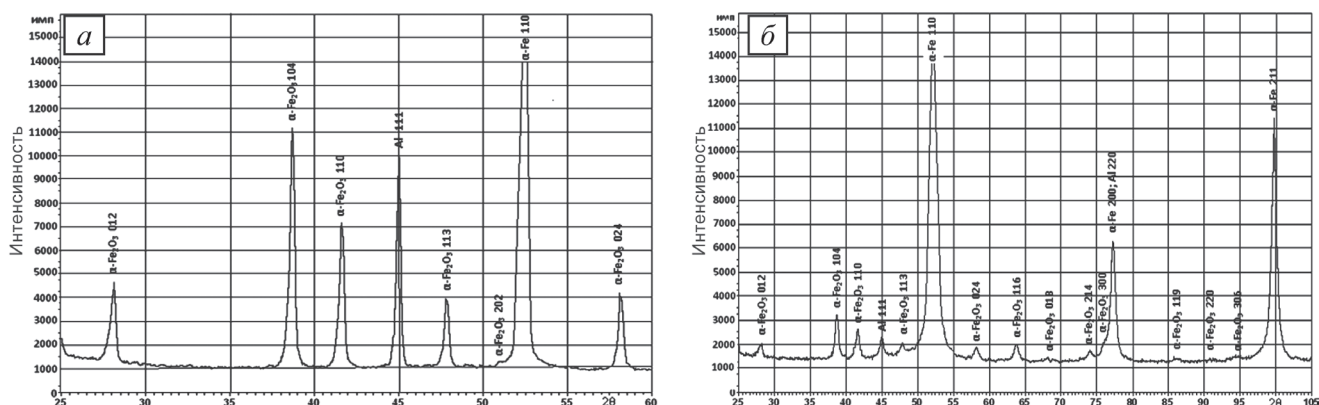


Рис. 4. Фрагмент дифрактограммы порошка состава 73% Fe – 17% Fe₂O₃ – 10% Al: а – в исходном состоянии; б – после обработки в механореакторе

ности. Постоянная решетки α -Fe составляет $a = 0,40513$ нм. Значения физического уширения β дифракционных линий α -Fe и α -Fe₂O₃ представлены в табл. 2.

Таблица 2. Значения физического уширения дифракционных линий основных компонентов композиции 73% Fe – 17% Fe₂O₃ – 10% Al

Обработка порошка	α -Fe		α -Fe ₂ O ₃
	$\beta_{110} \cdot 10^{-3}$ рад	$\beta_{220} \cdot 10^{-3}$ рад	$\beta_{104} \cdot 10^{-3}$ рад
Исходное	4,667	7,962	3,87
Механическое легирование	8,996	20,719	14,03
Покрытие	6,679	24,997	–

Обработка шихты в механореакторе приводит к значительному снижению интенсивности дифракционных линий (рис. 4, б) и их размытию (табл. 3), что обусловлено деформацией частиц порошка и измельчением блоков до 15–25 нм, а также снижением количества α -Fe₂O₃ и алюминия в элементарном состоянии (см. линии дифрактограмм).

Дополнительное введение в состав базовой композиции легирующих оксидов и алюминия существенно повышает теплосодержание систем [20], при этом его значение уменьшается с увеличением продолжительности механического легирования, что обусловлено частичной реализацией механически активируемых превращений между оксидами и восстановителем, имеющих место при механическом легировании.

На полноту протекания механически активируемых окислительно-восстановительных превращений наряду с химическими существенно влияют физические свойства легирующих оксидов. Результаты показали, что полнота протекания реакций в системах, легированных оксидами железа и никеля, не превышает 60%, в то время как с MoO₃ достигает более 90%. Как показано в работе [20], высокая степень завершения превращений в композициях с MoO₃ объясняется тем, что данный оксид является своеобразным ПАВ. В процессе механосинтеза он распределяется по поверхности частиц шихты в виде мономолекулярного или близкого к нему слоя, что, с одной стороны, способствует диспергированию смеси и предотвращает ее преждевременную грануляцию, а, с другой – многократно увеличивает площадь поверхности непосредственного контакта между реагирующими компонентами, активируя превращения и полноту их протекания.

Исследования кинетики изменения параметров тонкой структуры механически легированных порошков показали, что измельчение зерен основы протекает в результате процесса динамического возврата (рис. 5). На первом этапе данного процесса в частицах обрабатываемой композиции происходит увеличение плотности дислокаций с приближением к значению 10^{12} см⁻² после 1–2 ч механосинтеза. Достигнув критического значения, они начинают перестраиваться, образуя соответствующие субструктуры. При этом увеличение степени деформации сопровождается уменьшением размера фрагментов и ростом угла разориентировки между ними. Результатом данного процесса является измельчение кристаллов основы до величины, не превышающей нескольких десятков нм, что влечет за собой снижение плотности дислокаций.

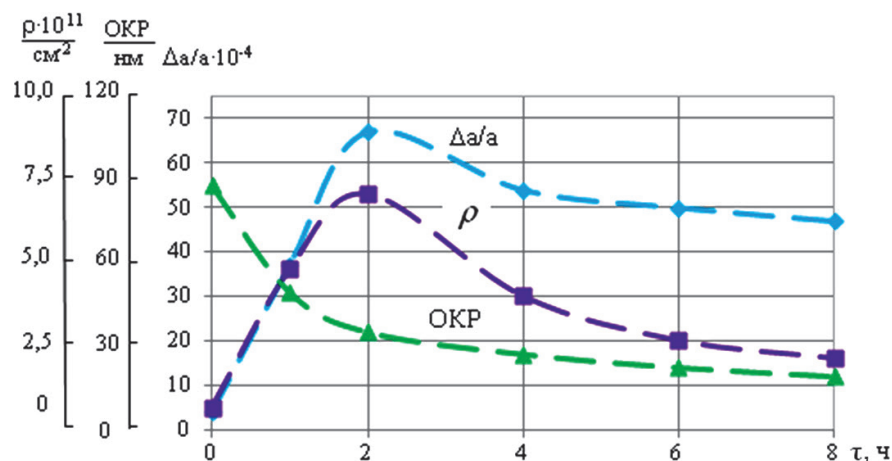


Рис. 5. Влияние продолжительности механического легирования на параметры тонкой структуры частиц порошка ЖА30

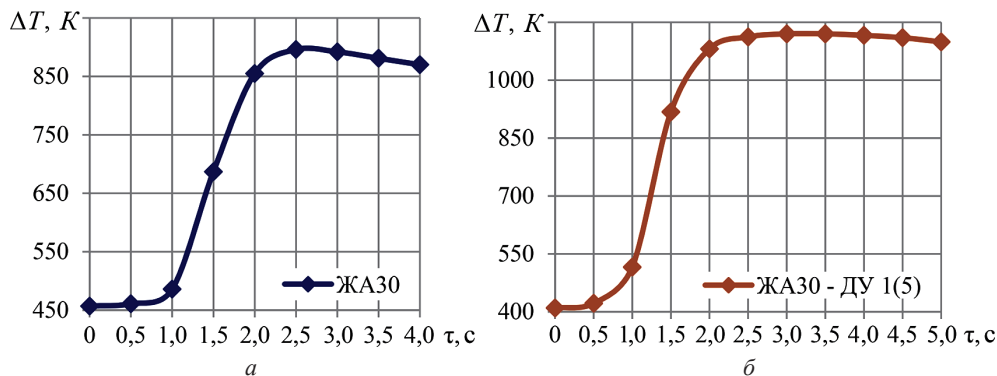


Рис. 6. Скорость подъема температуры в исследуемых порошках в результате их термической активации

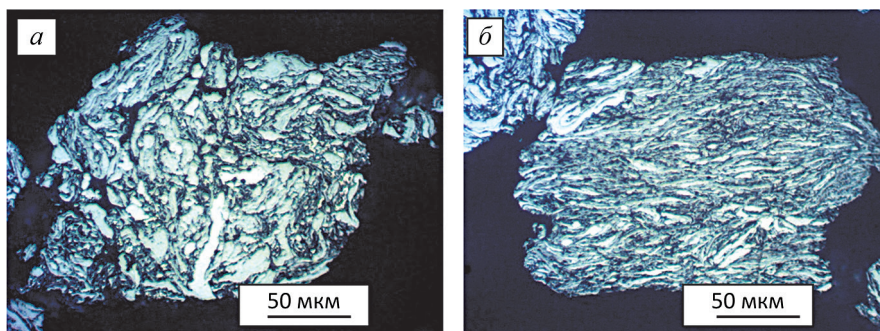


Рис. 7. Структура частиц механически легированного порошка ЖА30 + 0,15% C₁₇H₃₅COOH, подвергшихся отжигу. Температура отжига 1170 К; время обработки: а – 6 ч; б – 10 ч

Данными, однозначно подтверждающими реализацию механизма динамического возврата в процессе механического легирования, формирующего зерна основы, являются многочисленные результаты рентгеноструктурного анализа [15–18].

Результаты дифференциального термического анализа показали, что композиции, полученные обработкой шихты в механореакторе, находятся в активированном состоянии [20], на что однозначно указывает заметное снижение температуры начала фазы интенсивного взаимодействия между компонентами, имеющего место при их нагреве. Независимо от химического состава синтезируемого порошка она не превышает 520 К, в то время как для порошков, полученных смешиванием в «пьяной бочке», ее значение составляет более 700 К.

При этом длительность активной фазы взаимодействия в механически легированных композициях не превышает 3 с (рис. 6). Это позволяет говорить о протекании процесса взаимодействия между не прореагировавшими компонентами по кинетике, близкой к бездиффузионной, что обусловлено дисперсным (размер включений менее 0,1 мкм) и гомогенным распределением реагирующих компонентов, исключая необходимость в переносе тепловой энергии в объеме материала.

Влияние термической обработки на фазовый состав и структуру порошков. Порошки подвергали отжигу в среде аргона при температуре до 1170 К в течение 2 ч. Данная операция инициирует превращения, направленные на уменьшение свободной энергии системы, что приводит к изменению их фазового состава, приближая его к равновесному (см. табл. 1).

На структуру формируемых частиц отжиг значительного влияния не оказывает. Отмечается проявление границ соединения отдельных, относительно небольших фрагментов конгломерированных гранул (рис. 7, а), которые исчезают с увеличением продолжительности обработки, что обусловлено гомогенизацией и повышением плотности частиц (рис. 7, б).

Дополнительное введение в состав композиций оксидов (MoO₃, Ni₂O₃, Fe₂O₃) существенного влияния на структуру гранул не оказывает.

Влияние температуры отжига на твердость механически легированных порошков определяется по меньшей мере двумя противоположно действующими факторами. Первым является увеличение полноты протекания фазовых превращений в материале с ростом температуры и, как следствие, повышение содержания суммарного объема упрочняющих фаз в нем, что способствует увеличению твердости. Вторым – коагуляция и рост частиц упрочняющих фаз, что, наоборот, снижает данное свойство.

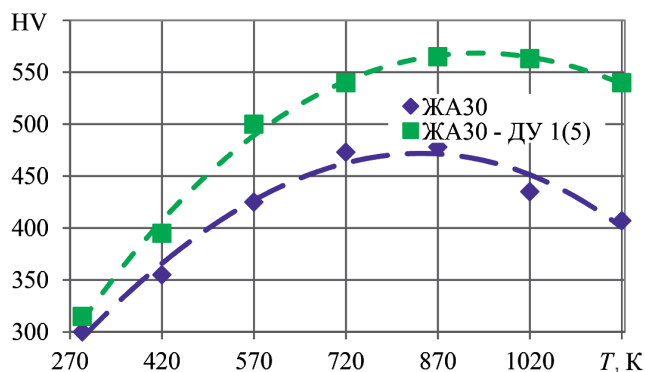


Рис. 8. Твердость частиц порошков на основе системы Fe–Al в зависимости от температуры нагрева

Изменение твердости гранул носит схожий характер. Отжиг базовой композиции при температуре до 820 ± 25 К сопровождается ее ростом. Дальнейшее увеличение температуры ведет к постепенному снижению. Максимальная твердость порошков в композициях (ЖА30-ДУ) достигается при более высокой температуре отжига, значение которой составляет 890 ± 25 К (рис. 8).

Исходя из вышесказанного, синтезируемые материалы можно с полной уверенностью отнести к классу жаропрочных (табл. 3).

Таблица 3. Твердость композиционных механически легированных порошков

Легированные компоненты, %	Твердость (HV) после	
	МЛ в течение 16 ч	МЛ и отжига (1170 К, 2 ч)
ЖА30	470	420
ЖА30 – ДУ 1(9)	580	560

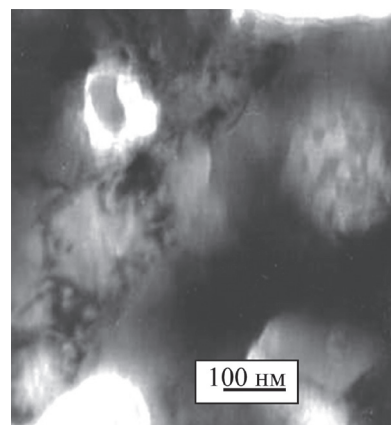


Рис. 9. Микроструктура частиц порошка ЖА30 – ДУ 1(9) (ПЭМ) (светлое поле)

Отжиг способствует некоторому росту зерна, что вызывает изменение структуры их основы с субмикроструктурной на микрокристаллическую с размером зерен менее 1 мкм (рис. 9).

Таким образом, термическая обработка порошков активизирует протекание фазовых превращений, направленных на уменьшение свободной энергии системы, но не оказывает значительного влияния на структуру и морфологию основы – частицы имеют плотное строение и микрокристаллический тип структуры.

Выводы

Продуктом обработки в механореакторе шихты на основе системы Fe–Al являются порошки со средним размером частиц 30–100 мкм, отличающиеся гомогенным на субмикроструктурном уровне распределением компонентов.

Структура основы механически легированных композиций формируется по механизму динамического возврата и относится к субмикроструктурному типу с размером зерен, не превышающим 100 нм, разделенных на блоки величиной 15–25 нм.

В процессе обработки композиций в механореакторе взаимодействие между их компонентами протекает не полностью, и синтезируемые порошки являются неравновесными термореагирующими системами, находящимися в активированном состоянии, в которых наряду с равновесными фазами существуют промежуточные соединения и исходные легированные компоненты. При этом полнота протекания взаимодействия зависит от природы реагирующих веществ и условий механосинтеза.

Обработка в механореакторе снижает температуру начала термически активируемых превращений и на 2–3 порядка уменьшает их продолжительность. Независимо от состава взаимодействие между компонентами происходит по кинетике, близкой к бездиффузионной, завершаясь в течение менее 3 с.

Отжиг механически легированных порошков способствует увеличению содержания ультрадисперсных упрочняющих фаз, что обеспечивает прирост твердости частиц в зависимости от их химического состава и условий механосинтеза до 80%. После термической обработки фазовый состав исследуемых

композиций приближается к равновесному состоянию, при этом материалы имеют микрокристаллический тип структуры с размером зерна менее 1 мкм и относятся к группе жаропрочных.

ЛИТЕРАТУРА

1. Кипарисов С. С. Порошковая металлургия / С. С. Кипарисов, Г. А. Либензон. М.: Металлургия, 1980. 495 с.
2. Порошковая металлургия. Материалы, технология, свойства, области применения: справ. / И. М. Федорченко [и др.]. Киев: Наукова думка, 1985. 624 с.
3. Портной К. И. Дисперсно-упрочненные материалы / К. И. Портной, Б. Н. Бабич. М.: Металлургия, 1974. 200 с.
4. Ловшенко Г. Ф. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко Б. Б. Хина. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2008. 679 с.
5. Витязь П. А. Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Минск: Беларуская навука, 1998. 351 с.
6. ASM Handbook, Vol. 3. Alloy Phase Diagrams / Hugh Baker [et al.] // ASM International. 1992. 501 p.
7. Síntesis y caracterización de aleaciones Fe-Co, Fe-Al obtenidas por aleación mecánica / G. González [et al.] // Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. 1999. Vol. 19. P. 17–24.
8. Structural transformation of Al-Fe alloys analysed by neutron diffraction and Mössbauer spectroscopy / S. Enzo [et al.] // Journal of Materials Science. 2004. Vol. 39. No. 20. P. 6333–6339.
9. Microstructural and kinetic aspects of the transformations induced in a FeAl alloy by ball-milling and thermal treatments / S. Gialanella [et al.] // Acta Materialia. 1998. Vol. 46. No. 9. P. 3305–3316.
10. Structural, mechanical and magnetic properties of nanostructured FeAl alloys during disordering and thermal recovery / X. Amils [et al.] // NanoStructured Materials. 1999. Vol. 11. No. 6. P. 689–695.
11. Hardening and softening of FeAl during milling and annealing / X. Amils [et al.] // Intermetallics. 2000. No. 8. P. 805–813.
12. Point defect structure and Fe hyperfine parameters of Fe-Al powders doped with Ni, Cu and Cr additions / Aneta Hanc [et al.] // Chemistry of Metals and Alloys 1. 2008. P. 128–132.
13. Mössbauer and structure studies on metallic powders from Fe-Al-X (X = Ni, Cu, Cr) / A. Hanc [et al.] // Archives of Materials Science and Engineering. 2008. Vol. 31. Issue 1. P. 21–24.
14. Electron microscopy and x-ray diffraction characterization of FeAl – BN nanocomposites produced by mechanical alloying / G. Rosas [et al.] // Acta Microscopica. 2010. Vol. 19. No. 3. P. 285–290.
15. Ловшенко Ф. Г. Закономерности формирования механически легированных порошков на основе металлов для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, А. С. Федосенко // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. 2017. № 2 (55). С. 56–68.
16. Ловшенко 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. Белорус.-Рос. ун-та. 2012. № 1 (34). С. 36–50.
17. Ловшенко Ф. Г. Закономерности формирования структуры и фазового состава механически легированных композиционных порошковых материалов для газотермических способов напыления / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, А. С. Федосенко // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. 2016. № 1 (50). С. 36–47.
18. Ловшенко Ф. Г. Закономерности структурно-фазовых превращений в механически легированных порошках и плазменных покрытиях из них / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, А. С. Федосенко // Вестн. Белорус.-Рос. ун-та. 2017. № 1 (54). С. 31–46.
19. Ловшенко Г. Ф. Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко. Могилев: Белорус.-Рос. ун-т, 2005. 276 с.
20. Ловшенко Ф. Г. Влияние механического легирования на фазовый состав и теплосодержание терморегулирующих порошковых композиций на основе железа и никеля для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, А. С. Федосенко // Литье и металлургия. 2014. № 4 (77). С. 99–108.

REFERENCES

1. Kiparisov S. S., Libenzon G. A. *Poroshkovaja metallurgija* [Powder Metallurgy]. Moscow, Metallurgija Publ., 1980, 495 p.
2. Fedorchenko I. M. et al. *Poroshkovaja metallurgija. Materialy, tehnologija, svojstva, oblasti primeneniya* [Powder metallurgy. Materials, technology, properties, applications]. Kiev, Naukova dumka Publ., 1985, 624 p.
3. Портной К. И., Бабич Б. Н. *Dispersno-uprochnennye materialy* [Dispersion-strengthened materials]. Moscow, Metallurgija Publ., 1974, 200 p.
4. Lovshenko G. F., Lovshenko F. G., Hina B. B. *Nanostrukturnye mehanicheski legirovannye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metals.]. Mogilev, Belorussko- Rossijskij universitet Publ., 2008, 679 p.
5. Vitjaz', P. A., Lovshenko F. G., Lovshenko G. F. *Mehanicheski legirovannye splavy na osnove aljuminija i medi* [Mechanically alloyed alloys based on aluminum and copper]. Minsk. Belaruskaya navuka Publ., 1998, 351 p.
6. ASM Handbook, Volume 3 – Alloy Phase Diagrams. Hugh Baker [et al.]. ASM International. 1992. 501 p.
7. Síntesis y caracterización de aleaciones Fe-Co, Fe-Al obtenidas por aleación mecánica / G. González [et al.]. Revista Latinoamericana de Metalurgia y Materiales. 1999. Vol. 19, P. 17–24.
8. Structural transformation of Al-Fe alloys analysed by neutron diffraction and Mössbauer spectroscopy / S. Enzo [et al.]. Journal of Materials Science. 2004. Vol. 39, № 20. P. 6333–6339.
9. Microstructural and kinetic aspects of the transformations induced in a FeAl alloy by ball-milling and thermal treatments / S. Gialanella [et al.] // Acta Materialia. 1998. Vol. 46, № 9. P. 3305–3316.
10. Structural, mechanical and magnetic properties of nanostructured FeAl alloys during disordering and thermal recovery / X. Amils [et al.] // NanoStructured Materials. 1999. Vol. 11, № 6. P. 689–695.
11. Hardening and softening of FeAl during milling and annealing / X. Amils [et al.]. Intermetallics. 2000. № 8. P. 805–813.

12. **Point** defect structure and Fe hyperfine parameters of Fe-Al powders doped with Ni, Cu and Cr additions. AnetaHanc [et al.]. *Chemistry of Metals and Alloys* 1. 2008, P. 128–132.
13. **Mössbauer** and structure studies on metallic powders from Fe-Al-X (X = Ni, Cu, Cr). A. Hanc [et al.]. *Archives of Materials Science and Engineering*. 2008. Vol. 31, Issue 1, P. 21–24.
14. **Electron** microscopy and x-ray diffraction characterization of FeAl – BN nanocomposites produced by mechanical alloying. G. Rosas [et al.]. *ActaMicroscopica*. 2010. Vol. 19, № 3. P. 285–290.
15. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A. S.** Zakonomernosti formirovaniya mehanicheski legirovannykh poroshkov na osnove metallov dlja gazotermicheskikh pokrytij [Regularities of formation of mechanically alloyed powders based on metals for gas-thermal coatings]. *Vestnik Belorussko-Rossijskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2017, no. 2 (55), pp. 56–68.
16. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A. S.** Formirovanie fazovogo sostava, struktury i svojstv mehanicheski legirovannykh kompozitsionnykh poroshkov na osnove sistemy «zhelezo – aljuminij» i pokrytij iz nih [Formation of the phase composition, structure and properties of mechanically alloyed composite powders based on the system «iron – aluminum» and coatings of them]. *Vestnik Belorussko-Rossijskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2012, no. 1 (34), pp. 36–50.
17. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A. S.** Zakonomernosti formirovaniya struktury i fazovogo sostava mehanicheski legirovannykh kompozitsionnykh poroshkovykh materialov dlja gazotermicheskikh sposobov napylenija [Patterns of formation of the structure and phase composition of mechanically doped composite powder materials for gas-thermal spraying methods]. *Vestnik Belorussko-Rossijskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2016, no. 1 (50), pp. 36–47.
18. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A. S.** Zakonomernosti strukturno-fazovykh prevrashhenij v mehanicheski legirovannykh poroshkah i plazmennykh pokrytijah iz nih [Patterns of structural phase transformations in mechanically alloyed powders and plasma coatings of them]. *Vestnik Belorussko-Rossijskogo universiteta = Bulletin of the Belarusian-Russian University*, 2017, no. 1 (54), pp. 31–46.
19. **Lovshenko G. F., Lovshenko F. G.** *Teoreticheskie i tehnologicheskie aspekty sozdaniya nanostrukturnykh mehanicheski legirovannykh materialov na osnove metallov* [Theoretical and technological aspects of the creation of nanostructured mechanically alloyed materials based on metals]. Mogilev: Belorussko-Rossijskij universitet Publ., 2005, 276 p.
20. **Lovshenko F. G., Lovshenko G. F., Fedosenko A. S.** Vlijanie mehanicheskogo legirovaniya na fazovyj sostav i teplosoderzhanie termoreagirujushchih poroshkovykh kompozitsij na osnove zheleza i nikelja dlja gazotermicheskikh pokrytij [Effect of mechanical doping on the phase composition and heat content of thermo-reactive powder compositions based on iron and nickel for gas-thermal coatings]. *Lit'e i metallurgija = Foundry production and metallurgy*, 2014, no. 4 (77), pp. 99–108.