
УДК 669.017

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

ЗАКОНОМЕРНОСТИ ФОРМИРОВАНИЯ СТРУКТУРЫ И ФАЗОВОГО СОСТАВА МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВЫХ МАТЕРИАЛОВ ДЛЯ ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ СПОСОБОВ НАПЫЛЕНИЯ

UDC 669.017

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

FORMATION OF STRUCTURE AND PHASE COMPOSITION OF MECHANICALLY ALLOYED COMPOSITE POWDER MATERIALS FOR GAS-THERMAL DEPOSITION TECHNIQUES

Аннотация

Приведены результаты исследований, направленных на установление закономерностей формирования фазового состава и структуры механически легированных композиционных порошковых материалов, позволившие установить, что формируемые порошки являются неравновесными системами, имеют однородное распределение элементов, субмикро-/микроструктурный тип структуры, стабилизированной дисперсными включениями упрочняющих фаз.

Ключевые слова:

механическое легирование, порошки, газотермическое напыление, фазовый состав, структура, механически активируемые превращения, размер зерна, упрочняющая фаза.

Abstract

The results of the research are presented which is aimed at establishing the regularities of formation of phase composition and structure of mechanically alloyed composite powder materials. The formed powders are found to be non-equilibrium systems; they have a homogeneous distribution of elements, a submicron / microcrystalline type of structure, stabilized by dispersed inclusions of strengthening phases.

Key words:

mechanical alloying, powders, gas-thermal deposition, phase composition, structure, mechanically-activated transformations, grain size, strengthening phase.

Введение

Механическое легирование получает все большее распространение как универсальный способ производства порошкообразных материалов различного назначения [1–6]. Оно находит широкое применение в синтезе порошков, используемых в качестве исходных материалов при изготовлении изделий методами порошковой металлургии [4–8], в создании лигатур в литейном производстве [9–11].

При обработке исходной порошковой смеси в механореакторе имеют место разнообразные физико-химические процессы, основными из которых являются пластическая деформация, накопление дефектов кристаллического строения, разрушение частиц и сварка осколков по ювенильным поверхностям, диффузия и взаимодействия между компонентами, вызывающее образование новых, как правило, наноразмерных фаз.

На начальной стадии механосинтеза происходит разрушение исходных частиц и измельчение компонентов шихты. По истечении определенного времени измельчение замедляется и благодаря образованию ювенильных поверхностей начинается объединение осколков. На определенном этапе между разрушением и сваркой наступает динамическое равновесие. Минимальное время механосинтеза для композиций на основе металлов составляет, как правило, 4 ч, оптимальное – 8...10, но может достигать нескольких десятков часов. При этом увеличение продолжительности обработки повышает гомогенизацию композиций по химическому составу и увеличивает степень взаимодействия между исходными компонентами.

Конечным продуктом механосинтеза является порошкообразный материал, состоящий из частиц, являющихся гомогенными по химическому составу и имеющих субмикроструктурный тип структуры основы, стабилизированной наноразмерными включениями термодинамически стабильных упрочняющих фаз. Эта структура, как правило, наследуется материалами при последующей переработке, что приводит к существенному повышению их физико-механических свойств. Эффект упрочнения объясняется тем, что, распределяясь по границам зерен или субзерен, синтезируемые дисперсные частицы стабилизируют их, позволяя сохранять основные свойства материала до температур, значение которых достигает $0,95T_{пл}$ [4–8].

Важной областью, в которой применение механосинтеза позволит значительно повысить характеристики изделий, является газотермическое напыление [12, 13].

Цель работы авторов: установление закономерностей формирования структуры и фазового состава порошковых материалов, предназначенных для нанесения газотермических покрытий.

Фазовые и структурные превращения, протекающие в порошковых композициях при реакционном механическом легировании

Как было отмечено ранее [14], после обработки композиций в течение более 5 ч частицы формируемого материала металлографически 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, композиция в целом металлографически гомогенна и имеет ультрадисперсное строение. Гранулы характеризуются высокой плотностью с отдельными порами и трещинами.

В то же время для установления основных закономерностей взаимодействия при механическом легировании между компонентами шихты и особенностей формирования фазового состава и структуры гранулированных композиций необходимы более тонкие методы исследования. В данном случае для этой цели использовался рентгеноструктурный и микрорентгеноспектральный анализы, а также электронная микроскопия (ПЭМ, СЭМ).

По данным СЭМ, в материалах размер зерен основы и включений не превышает десятых долей микрометра (рис. 1, 3, 5). При этом для всех композиций характерно равномерное распределение легирующих компонентов (рис. 2, 4, 6, табл. 1).

Исследования, выполненные с использованием СЭМ, позволили установить только порядок величины размера зерен основы и включений гранулированной композиции. Как уже отмечено, она не превышает десятых долей микрометра. Применение ПЭМ также не дает однозначного ответа, но позволяет более точно установить верхний предел этого параметра.

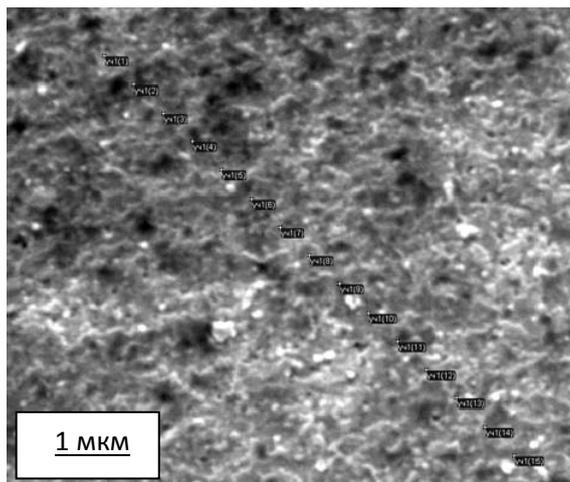


Рис. 1. Микроструктура гранулированной композиции 15X18H10Т (СЭМ)

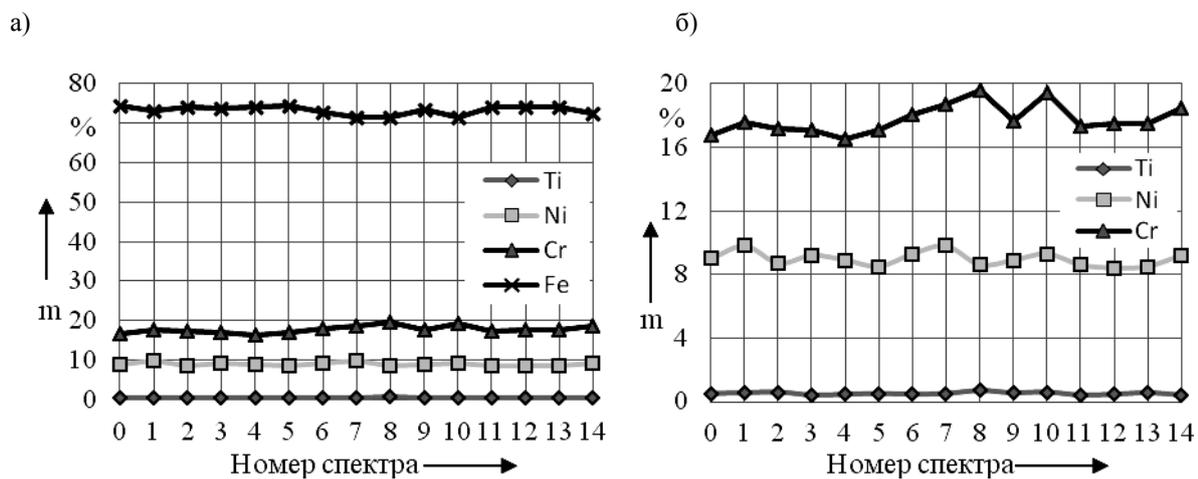


Рис. 2. Распределение железа и основных легирующих элементов по линии сканирования в гранулированной композиции 15X18H10Т

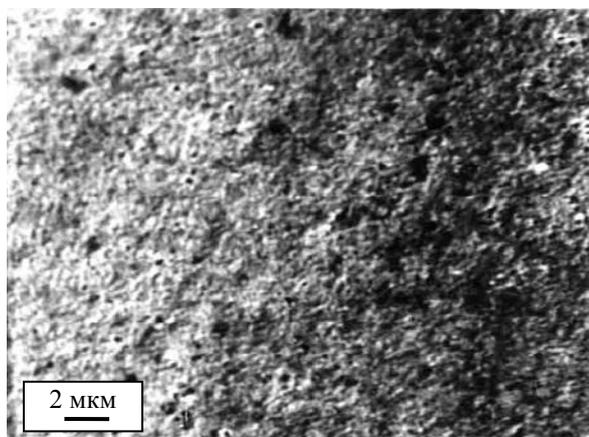


Рис. 3. Микроструктура гранулированной композиции ПН95Ю5 (СЭМ)

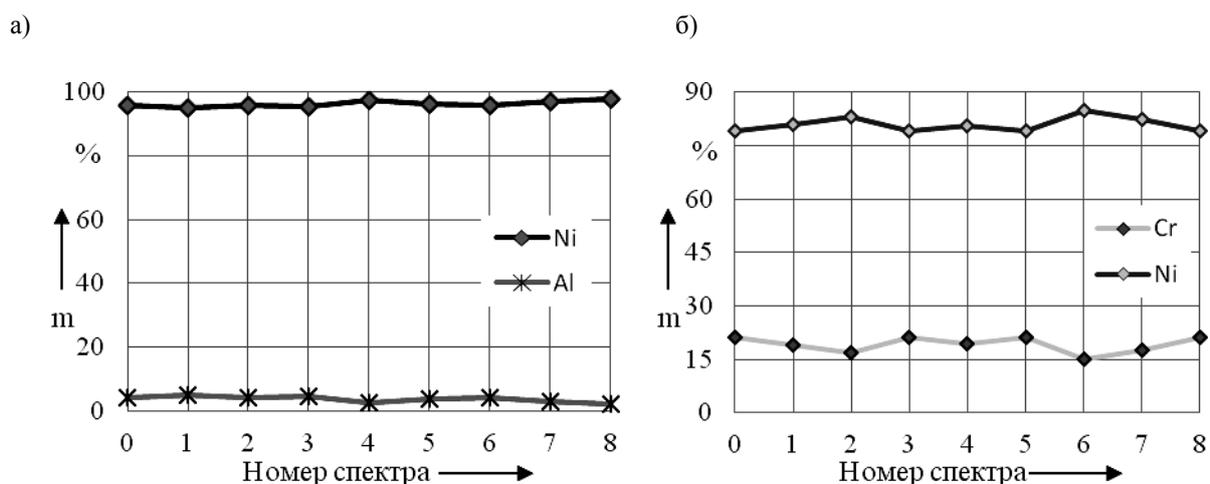


Рис. 4. Распределение основных элементов по линиям сканирования в гранулированных композициях ПН95Ю5 (а) и ПХ20Н80 (б)

Табл. 1. Концентрации основных элементов композиции ПН95Ю5

Элемент, масс. %	Номер спектра								
	1	2	3	4	5	6	7	8	9
Ni	97,7	95,8	96	94,9	95,8	95,8	95	96,5	94,1
Al	2,26	4,25	4,03	5,13	4,16	4,16	5,02	3,46	5,88

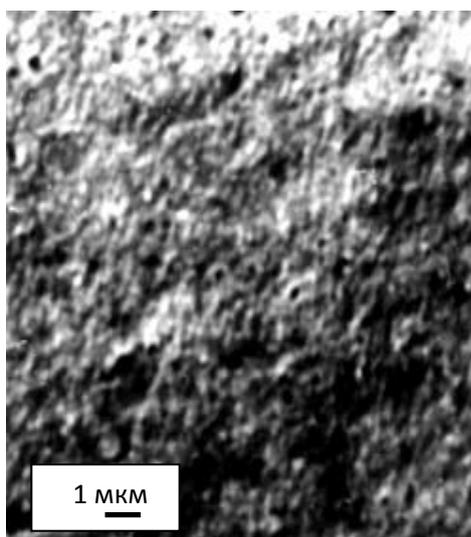


Рис. 5. Микроструктура гранулированной композиции 40X13 (СЭМ)

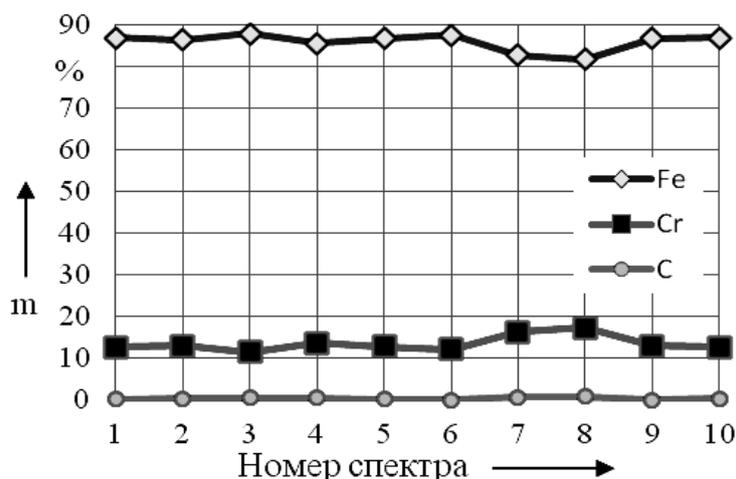


Рис. 6. Распределение никеля (основа) и основных элементов по линии сканирования в гранулированной композиции 40X13

Проблема обусловлена сложностью препарирования гранулированных композиций, размер которых не превышает 100 мкм, и получения реплик для проведения анализа. В связи с этим просвечиванию подвергались непосредственно гранулы, имеющие минимальную толщину или край, что обуславливает низкое качество светлопольного изображения (рис. 7, а, 8, а). Более полную информацию содержат темнопольные изображения и электронограммы (см. рис. 7 и 8).

Анализ темнопольного изображения позволяет сделать вывод, что механически легированные композиции являются термодинамически неравновесными системами. На это указывает наличие отдельных включений исходных легирующих компонентов размером не более 0,1 мкм. Это подтверждают и результаты исследования электронограммы гранулированной композиции. Кольцевой характер электронограммы указывает на ультрадисперсное строение материала.

Большая часть микродифракций содержит дискретные микрорефлексы, принадлежащие основе. Число рефлексов, укладывающихся в одно кольцо, достигает 50. В этом случае можно утверждать, что размер зерен и/или субзерен основы не превышает 40 нм [15]. Этот размер отвечает нанокристаллическому типу структуры. На электронограмме, кроме рефлексов основы, присутствуют рефлексы, принадлежащие легирующим элементам.

В качестве примера приведены рентгенограммы композиции для порошка стали 15X2H4, полученного обычным смешиванием и механическим легированием (рис. 9). На рентгенограммах шихты, полученной обычным смешиванием, однозначно выявляются интерференционные линии исходных компонентов, например никеля. Механическое легирование приводит к существенному уменьшению интенсивности интерференционных линий, а в ряде случаев и к их исчезновению (см. рис. 9).

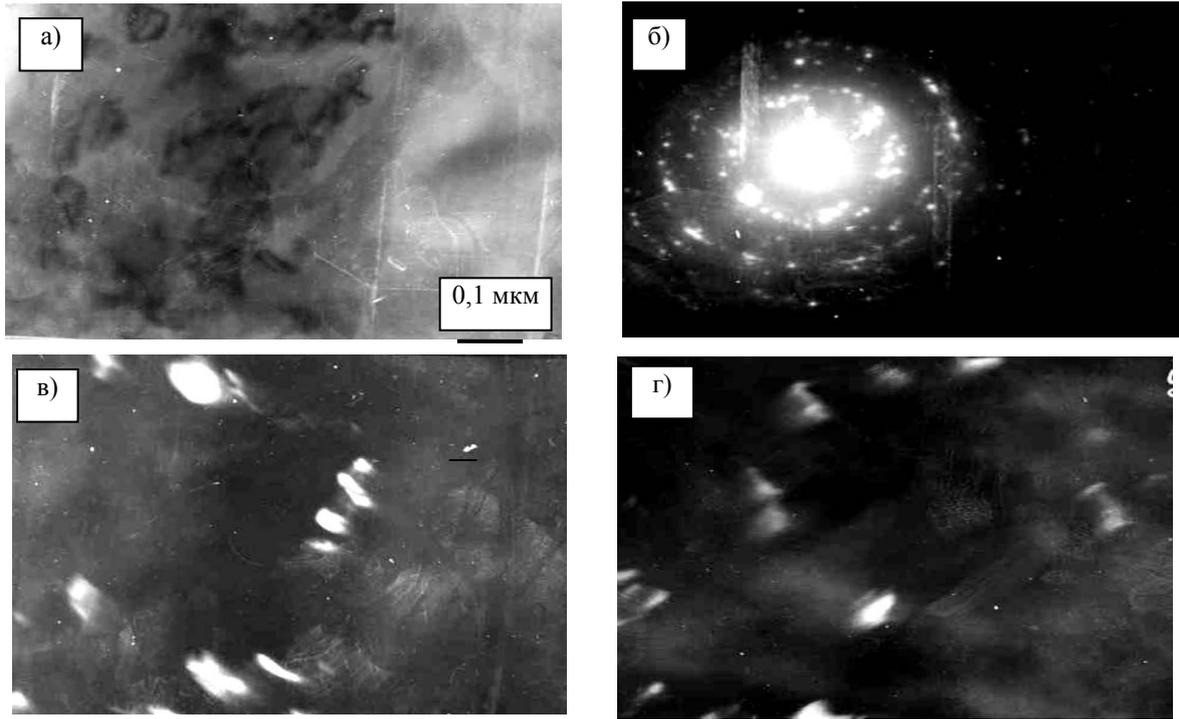


Рис. 7. Микроструктура гранулированной композиции 15X18H10T (ПЭМ): а – светлое поле; б – электронограмма; в – темное поле в рефлексах α -Fe + α -Cr; г – темное поле в рефлексах Ni

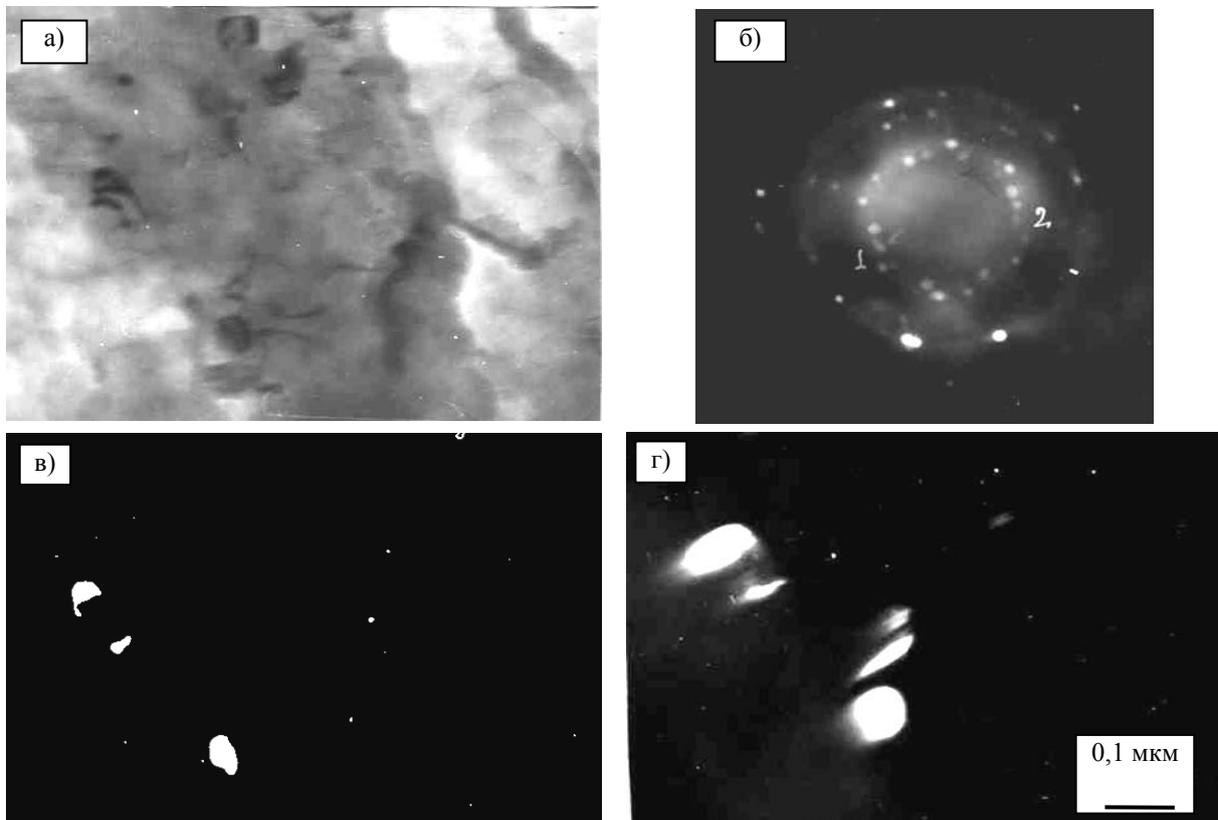


Рис. 8. Микроструктура гранулированной композиции ПН95Ю5 (ПЭМ): а – светлое поле; б – электронограмма; в-г – темное поле в рефлексах Al и Ni

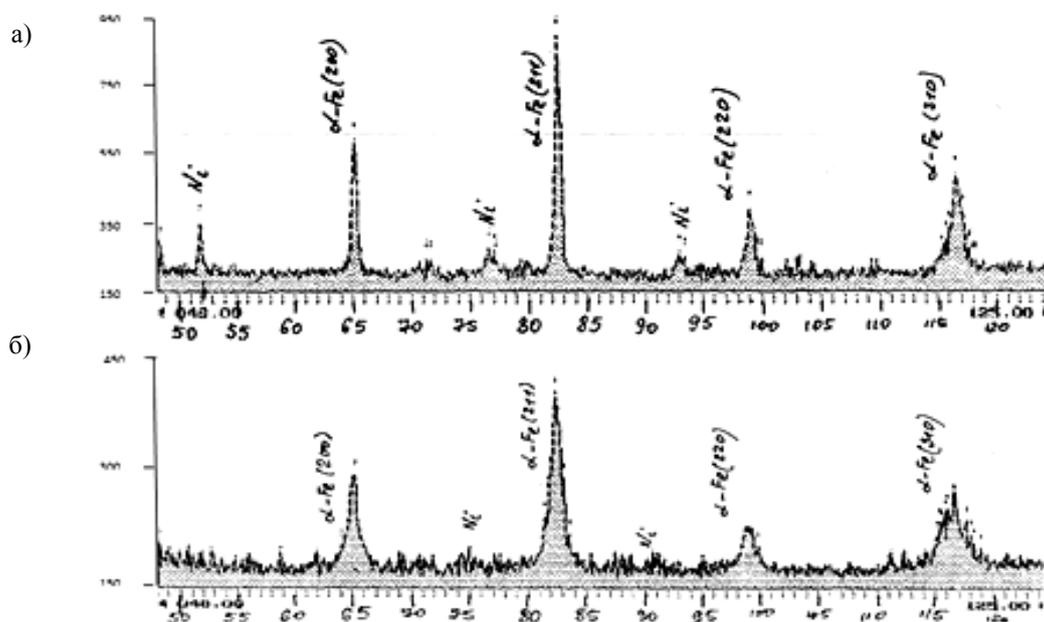


Рис. 9. Рентгенограммы композиции 15X2H4, полученной: а – обычным смешиванием; б – механическим легированием

В то же время высота интерференционных линий после механического легирования уменьшается, а ширина увеличивается примерно в 2 раза. Наряду с этим происходит смещение пиков в сторону меньших углов. Это свидетельствует о растворении при механическом легировании легирующих элементов в основе. Согласно двойным диаграммам [16], хром и никель обладают неограниченной растворимостью в железе и образуют с последним сверхструктуры. Образование новых фаз – оксидов и карбидов, которые должны присутствовать в соответствии с рассчитанным равновесным фазовым составом, рентгеноструктурным и электронно-микроскопическим анализами не установлено, что, однако, не исключает их наличия в материале. На это косвенно указывает высокая твердость гранулированных композиций, в ряде случаев сохраняющаяся при нагреве до температур, превышающих $0,7T_{пл}$.

Подобное явление имело место при получении механически легированных дисперсно-упрочненных материа-

лов на основе алюминия и меди и объяснялось формированием наноструктурных рентгеноаморфных фаз, являвшихся промежуточными соединениями цепочки образования термодинамически стабильных оксидов и карбидов, формирование которых завершалось после отжига механически легированных композиций при температурах выше $0,6T_{пл}$ [4–8]. Исследования влияния термической обработки на фазовый состав механически легированных систем на основе железа полностью подтвердили универсальность приведенной выше закономерности.

После отжига при температурах выше $0,6T_{пл}$ в композициях на основе железа установлено наличие всех равновесных фаз, содержание которых превышало 1 масс. %. Более низкая концентрация находилась за пределами разрешающей способности применяемых методов исследования. При низкой концентрации более сильных, чем железо, карбидообразующих элементов наличие специальных карбидов не установлено. Эти элементы вероятнее всего

легируют цементит. В высоколегированных системах (15X11MФ, 15X18H10Т) на рентгенограммах выявляются один-два пика малой интенсивности наиболее сильных интерференционных линий, которые могут принадлежать легирующим металлам (Cr, Cr и Ni соответственно).

Закономерности фазовых и структурных превращений в системах на основе никеля идентичны вышеприведенным для железа. Прежде чем анализировать составы и характеристики отдельных групп никелевых сплавов, коротко рассмотрим важнейшие диаграммы состояний никеля, с помощью которых можно обосновать химический (и фазовый) состав и режимы термической обработки никелевых сплавов [16]. Так как основными легирующими элементами, вызывающими упрочнение жаропрочных никелевых сплавов при термической обработке, являются алюминий и титан, необходимо прежде всего рассмотреть диаграммы состояний никеля с этими элементами, а затем с хромом.

Из двойных диаграмм состояний Ni–Al и Ni–Ti следует, что алюминий и титан обладают переменной растворимостью в никеле в твердом состоянии. Предельная растворимость титана в никеле уменьшается примерно с 11,6 (при эвтектической температуре 1304 °С) до 8 масс. % при 750° С. В равновесии с никелевым γ -твердым раствором находится η -фаза (твердый раствор на основе химического соединения Ni₃Ti) с гексагональной решеткой. Предельная растворимость алюминия в никеле также уменьшается примерно с 11 (при эвтектической температуре 1385 °С) до 6 масс. % при 750 °С. В равновесии с γ -твердым раствором находится γ' -фаза (раствор на основе соединения Ni₃Al) с гранцентрированной кристаллической решеткой.

Диаграммы состояний Ni–Al и Ni–Ti со стороны никеля похожи, что определяет и строение тройной сис-

темы Ni–Al–Ti в твердом состоянии [17]. При понижении температуры от 1150 до 750 °С область тройного никелевого γ -твердого раствора, с которой соприкасаются две двухфазные области $\gamma + \eta$ и $\gamma + \gamma'$ и одна трехфазная $\gamma + \gamma' + \eta$, заметно сужается, что свидетельствует об уменьшении совместной растворимости алюминия и титана в никеле в твердом состоянии. Введение 20 % хрома в сплавы Ni–Al–Ti существенно не отражается на тройной системе, однако совместная растворимость алюминия и титана в никеле становится еще меньше, с чем необходимо считаться при рассмотрении фазовых составов реальных жаропрочных никелевых сплавов.

В четверной системе Ni–Cr–Al–Ti [17] на основе химического соединения Ni₃Al (γ' -фазы) образуется широкая область γ' -твердых растворов, которые обычно обозначают как Ni₃(Al, Ti).

Кроме основных упрочняющих фаз γ' (Ni₃Al), η (Ni₃Ti) и Ni₃(Al, Ti), сложные по химическому составу жаропрочные никелевые сплавы могут содержать различные карбиды, карбонитриды, бориды и др.

В порошке никеля, применяемом для изготовления разрабатываемых материалов, содержание кислорода составляло $\approx 0,45$ %, углерода – $\approx 0,15$ %. Согласно рассчитанному равновесному фазовому составу (табл. 2), при наличии в сплавах алюминия, молибдена, хрома углерод связывается в карбиды этих элементов, а кислород – в оксиды алюминия или хрома. Количество образующихся оксидов определяется содержанием кислорода, который для получения дисперсно-упрочненных материалов специально вводился в шихту связанным в оксид MoO₃. Содержание алюминия в шихте в этом случае было не менее стехиометрически необходимого для восстановления молибдена и связывания кислорода в оксид Al₂O₃. Из всех равновесных фаз в разрабатываемых материалах Al₂O₃ обладает наи-

большей термодинамической стабильностью и имеет высокое значение модуля сдвига, что должно приводить к дисперсному упрочнению основы, сохраняющемуся до температур, достигаю-

щих температуры ее плавления. Можно предположить, что эффект дисперсного упрочнения будет наследоваться покрытиями, полученными плазменным напылением.

Табл. 2. Фазовый состав композиций на основе никеля

Обозначение	Исходный состав, масс. %	Фазовый состав	
		равновесный	механически легированной композиции
Ni-ДУ	1 % Al, 0,9 % O, 0,9 % Mo, 0,15 % C, Ni(ост)	1,9 % Al ₂ O ₃ + 0,96 % Mo ₂ C + 0,09 % C + Ni(ост)	Ni(Al, Mo)
ПН95Ю5	5 % Al, 0,45 % O, 0,15 % C, Ni(ост)	30,6 % Ni ₃ Al + 0,95 % Al ₂ O ₃ + 0,6 % Al ₄ C ₃ + Ni(ост)	Ni, Al, Ni ₃ Al
ПН84Ю8М-ДУ	8 % Al, 3 % O, 5 % Mo, 0,15 % C, Ni(ост)	37,0 % Ni ₃ Al + 6,4 % Al ₂ O ₃ + 0,96 % Mo ₂ C + Ni(Mo)ост	Ni(Al,Mo), Al, Ni ₃ Al
ПН85Ю15	15 % Al, 0,45 % O, 0,15 % C, Ni(ост)	98,45 % Ni ₃ Al + 0,95 % Al ₂ O ₃ + 0,6 % Al ₄ C ₃	Ni(Al), Al, Ni ₃ Al
ПХ20Н80	20,5 % Cr, 0,45 % O, 0,15 % C, Ni(ост)	1,45 % Cr ₂ O ₃ + 1,35 % Cr ₇ C ₃ + Ni(Cr)ост	Ni(Cr), Cr(Ni)
ПХ20Н70Ю10	20 % Cr, 10 % Al, 0,45 % O, 0,15 % C, Ni(ост)	45,05 % Ni ₃ Al + 0,95 % Al ₂ O ₃ + 0,6 % Al ₄ C ₃ + Ni(Cr)ост	Ni(Cr), Cr(Ni), Ni ₃ Al
ПХ20Н65Ю10М5	20 % Cr, 10 % Al, 3 % O, 5 % Mo, 0,15 % C, Ni(ост)	31,5 % Ni ₃ Al + 6,4 % Al ₂ O ₃ + 0,6 % Al ₄ C ₃ + Ni(Cr,Mo)ост	Ni(Cr,Mo), Cr(Ni), Ni ₃ Al

Рентгеноструктурный фазовый анализ механически легированных (8 ч) никелевых композиций, результаты которого приведены в табл. 2, подтвердил, с одной стороны, ранее приведенные закономерности, установленные для материалов на основе железа, с другой – вышеприведенные результаты электронографических исследований.

Основные тенденции протекания фазовых превращений при механическом легировании, следующие из анализа рентгенограмм (рис. 10) наиболее характерной системы Ni-Cr, типичны для всех исследованных композиций.

Фазовый состав композиций независимо от продолжительности обработки в механореакторе, достигающей 16 ч, является неравновесным. Однозначно установлено присутствие металлов Ni, Cr, Al при их содержании в исходной шихте более 5 %. Механическое легирование приводит к растворению легирующих элементов в никеле, на что однозначно указывает уменьшение интен-

сивности основных интерференционных линий никеля и увеличение их ширины (рис. 10, табл. 3). При этом после механического легирования в течение более 8 ч линии легирующих элементов почти исчезают.

Наличие новых фаз рентгеноструктурным анализом однозначно не установлено. При содержании алюминия в исходной шихте в количестве более 5 % намечается линия, которая может быть отнесена к соединению Ni₃Al.

Как и в случае с композициями на основе железа, результаты рентгеноструктурного анализа не исключают протекания механически активируемых фазовых превращений в системах на основе никеля, вызывающих образование новых фаз, вероятно, являющихся промежуточными соединениями в цепи превращений, конечными продуктами которых являются, например, оксиды (Al₂O₃, Cr₂O₃), карбиды (Al₄C₃, Cr₇C₃), интерметаллиды на основе никеля. Однако ультрадисперсное строение обу-

словливает их рентгеноаморфность. Наличие этих фаз косвенно подтверждает высокая твердость гранулированных

композиций (табл. 4), сохраняющаяся до высоких температур.

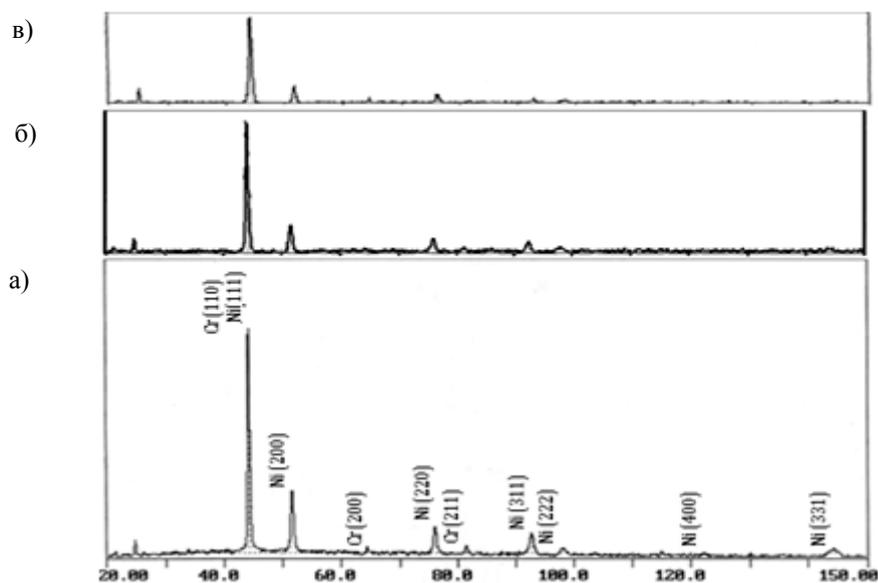


Рис. 10. Рентгенограммы порошка нихрома ПХ20Н80, полученного механическим легированием в течение: а – 0,1 ч; б – 6 ч; в – 16 ч

Табл. 3. Изменение интенсивности, полуширины и площади основных пиков никеля на рентгенограммах порошка нихрома ПХ20Н80 в зависимости от продолжительности обработки шихты в механореакторе

2θ	J _λ			Полуширина			Площадь		
	Продолжительность обработки шихты в механореакторе, ч								
	0,1	6	16	0,1	6	16	0,1	6	16
44,20	4973	2760	1613	0,37	0,47	0,53	1902	1341	887
51,52	1393	607	320	0,55	0,60	0,48	801	377	159
76,06	613	287	153	0,67	0,80	0,20	427	240	31
92,66	493	227	–	0,80	0,60	–	410	142	–

Табл. 4. Микротвердость порошков на основе никеля, полученных механическим легированием в течение 8 ч

Обозначение	Микротвердость порошков, HRC	Обозначение	Микротвердость порошков, HRC
ПН95Ю5	45...50	ПХ20Н70Ю10	55...57
ПН84Ю8М-ДУ	50...60	ПХ20Н65Ю10М5	55...57
ПН85Ю15	50...55	ПХ20Н65Ю10М10	55...57
ПХ20Н80	50...55		

Наличие всех равновесных фаз установлено после отжига при температурах выше 700 °С, что позволяет сделать вывод о перспективности технологии, основанной на реакционном механическом легировании, для получения порошков для нанесения газотермических покрытий с повышенным комплексом физико-механических и эксплуатационных свойств.

Выводы

1. При механическом легировании в композициях, содержащих кислород, углерод и металлы, имеющие высокое сродство к этим элементам, протекают фазовые превращения, заключающиеся в образовании твердых растворов, термически и химически стабильных фаз типа Cr_2O_3 , Al_2O_3 , Cr_7C_3 , Cr_3C_2 и др. или промежуточных соединений на пути их формирования, имеющих высокое значение модуля сдвига, размер частиц не более 10 нм и обеспечивающих дисперсное упрочнение при нагреве до температур, достигающих 1000 °С.

2. В стальных порошках перлитного, перлито-мартенситного и мартенситного классов в результате многократного ударного воздействия рабочих тел на частицы, вызывающего пластическую деформацию, разогрев микроробъемов с их последующим охлаждением, основа испытывает фазовые превращения $Fe_\alpha + Fe_3C \rightarrow Fe_\gamma(C) \rightarrow Fe_\alpha(C)$, конечным продуктом которых является неравновесная фаза, подобная мартенситу, с толщиной пластин несколько атомных параметров. Упрочнение, вы-

званное мартенситным превращением, снимается при нагреве до температур 500...600 °С.

3. Механически легированные порошки имеют однородное распределение элементов, нанокристаллический тип структуры с размером зерен основы менее 100 нм, состоящих из субзерен величиной менее 50 нм, стабилизированной дисперсными включениями упрочняющих фаз; эти порошки являются неравновесными системами, в которых, наряду с равновесными фазами, существуют промежуточные соединения и исходные легирующие компоненты.

4. Фазовый состав порошков достигает равновесного состояния после термического воздействия при температурах выше 700 °С; при этом они сохраняют наноразмерный тип структуры, являются жаропрочными и по твердости в интервале температур 20...1000 °С существенно превосходят аналоги, что позволяет сделать вывод о перспективности технологии, основанной на реакционном механическом легировании, для получения порошков для газотермического напыления износостойких жаропрочных покрытий, работающих в жестких температурно-силовых условиях.

5. Способ получения и химический состав определяют комплексный характер упрочнения порошков, сочетающего твердорастворное, дисперсионное, зернограничное и дисперсное при решающей роли двух последних.

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **El-Eskandarany, M. S.** Mechanical alloying for fabrication of advanced engineering materials / M. S. El-Eskandarany // Noyes Publications / William Andrew Publishing, 2001.
2. **Suryanarayana, C.** Mechanical alloying and milling / C. Suryanarayana // Marcel Dekker, 2004.
3. **Soni, P. R.** Mechanical alloying. Fundamentals and Applications / P. R. Soni // Pear Tree Press Ltd, 2001.
4. **Витязь, П. А.** Механически легированные сплавы на основе алюминия и меди / П. А. Витязь, Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. – Минск : Беларуская навука, 1998. – 352 с.

5. **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.
6. **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.
7. Новые ресурсосберегающие технологии и композиционные материалы / Ф. Г. Ловшенко [и др.]. – Гомель : Энергоатомиздат, 2004. – 350 с.
8. Наноконпозиционные машиностроительные материалы : опыт разработки и применения / Ф. Г. Ловшенко [и др.]. – Гродно : ГрГУ, 2006. – 403 с.
9. **Ловшенко, Ф. Г.** Перспективные технологии : монография / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков ; под ред. В. В. Клубовича. – Витебск : ВГТУ, 2011. – 599 с.
10. **Ловшенко, Ф. Г.** Литые хромсодержащие бронзы, получаемые с применением механически легированных лигатур / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // Литье и металлургия. – 2012. – № 3. – С. 131–135.
11. **Ловшенко, Ф. Г.** Получение механически легированных наноструктурных модифицирующих лигатур для производства высокопрочных субмикроструктурных бронз электротехнического назначения / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, И. А. Лозиков // Литье и металлургия. – 2013. – № 2. – С. 115–126.
12. Handbook of Thermal Spray Technology / Ed. by J. R. Davis // ASM International, 2004.
13. **Pawlowski, L.** The Science and Engineering of Thermal Spray Coatings. Second Edition / L. Pawlowski // JohnWiley & Sons, Ltd, 2008.
14. **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.
15. **Иванов, Ю. Ф.** Электронно-микроскопический анализ нанокристаллических материалов / Ю. Ф. Иванов, А. В. Пауль, Н. А. Конева // Физика металлов и металловедение. – 1991. – № 7. – С. 206–208.
16. Binary Alloy Phase Diagrams / T. B. Massalski [et al.]. – ASM, Materials Park, OH, 1990. – 1824 p.
17. **Захаров, М. В.** Жаропрочные сплавы / М. В. Захаров, А. М. Захаров. – М. : Металлургия, 1972. – 384 с.

Статья сдана в редакцию 20 января 2016 года

Федор Григорьевич Ловшенко, д-р техн. наук, проф., Белорусско-Российский университет.

Григорий Федорович Ловшенко, д-р техн. наук, проф., ректор Белорусской государственной академии авиации.

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

Fedor Grigoryevich Lovshenko, DSc (Engineering), Prof., Belarusian-Russian University.

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

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