

УДК 669.017

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

СТРУКТУРА, ФАЗОВЫЙ СОСТАВ И СВОЙСТВА ГАЗОТЕРМИЧЕСКИХ ПОКРЫТИЙ ИЗ МЕХАНИЧЕСКИ ЛЕГИРОВАННЫХ ТЕРМОРЕАГИРУЮЩИХ КОМПОЗИЦИОННЫХ ПОРОШКОВ СИСТЕМЫ «НИКЕЛЬ-АЛЮМИНИЙ-ОКСИД НИКЕЛЯ»

UDC 669.017

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

STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF GAS-THERMAL COATINGS FROM MECHANICALLY ALLOYED THERMO-REACTIVE COMPOSITE POWDERS OF THE «NICKEL-ALUMINUM-NICKEL OXIDE» SYSTEM

Аннотация

Приведены результаты исследований, направленных на создание механически легированных композиционных терморезирующих порошковых материалов системы Ni-Al-Ni₂O₃, обеспечивающих получение плазменных покрытий, отличающихся по сравнению с промышленно выпускаемыми аналогами увеличенной минимум в 1,5...2,4 раза прочностью сцепления с подложкой. Исследованы фазовый состав, структура и свойства порошковых материалов и плазменных покрытий из них.

Ключевые слова:

механическое легирование, порошки, плазменное напыление, терморезирующие материалы, покрытия, прочность сцепления.

Abstract

The paper gives the results of the studies aimed at producing mechanically alloyed composite thermo-reactive powder materials of the Ni-Al-Ni₂O₃ system, creating plasma coatings with the strength of adhesion to the substrate, which is, at the least, 1,5...2,4 times higher than that of industrially-produced analogs. The phase composition, the structure and the properties of powder materials and plasma coatings obtained from them were studied.

Key words:

mechanical alloying, powders, plasma spraying, thermo-reactive materials, coatings, adhesion strength.

Введение

Нанесение покрытий газотермическими способами напыления является перспективным направлением повышения ресурса работы оборудования во многих отраслях народного хозяйства. В первую очередь это относится к ответственным деталям, рабочая поверхность которых должна обладать высокой твердостью и износостойкостью [1].

В большинстве случаев упрочнению и восстановлению подвергаются стальные детали. Одним из обязательных условий, обеспечивающих формирование качественных покрытий с приведенными свойствами, является их хорошая сцепляемость с основой. При этом следует отметить, что с увеличением твердости прочность связи с основой, как правило, уменьшается [2]. Про-

блема решается применением промежуточного слоя, имеющего хорошую сцепляемость как с подложкой, так и с основным покрытием. Как правило, такими свойствами обладают материалы на основе алюминия, никеля, меди.

Для получения подслоя широкое распространение получили композиции систем Ni–Al, Ni–Cr, Ni–Ti, а также порошок молибдена [3, 4]. Данный выбор обусловлен их высокой стойкостью против окисления, небольшими внутренними напряжениями в образующемся покрытии, хорошей сцепляемостью с материалом основного слоя. Наибольшее распространение для нанесения подслоя получили порошковые материалы системы Ni–Al, количество второго компонента в которых может достигать 30 % [3]. Чаще используются порошки с содержанием 5...15 % алюминия [3, 5–7].

Во многом прочность сцепления подслоя с подложкой зависит от состояния частицы в момент соударения с поверхностью детали. Чем выше степень ее нагрева, тем более активно она взаимодействует с поверхностью и тем надежнее связь между покрытием и подложкой. В связи с этим наиболее перспективным направлением повышения прочности сцепления является применение композиционных термореагирующих порошковых материалов [8]. По типу реализуемых реакций взаимодействия их подразделяют на две группы: экзотермические порошковые композиции на основе металлов (интерметаллидные) и термитные порошковые материалы.

Согласно данным [8], при взаимодействии компонентов в термореагирующих материалах системы «никель–алюминий» количество выделяемой энергии обеспечивает поддержание высокой температуры частицы на дистанции до 300 мм. Однако на таком расстоянии происходит значительное окисление компонентов, и в первую очередь алюминия. Это приводит к ухудшению качества формируемого покрытия и

снижению адгезионной и когезионной прочности. Сокращение дистанции напыления до 50...150 мм не обеспечивает эффективного взаимодействия между компонентами, а это, в свою очередь, приводит к тому, что прочности сцепления покрытий из термореагирующих и термонеutralных интерметаллидных порошков оказываются близкими по значению.

Исходя из вышесказанного, предпочтительным является использование материалов, в которых выделение тепловой энергии происходит за счет окислительно-восстановительных реакций. Такой тип взаимодействия отличается более высокой энтальпией и скоростью протекания превращений, завершающихся на дистанции не более 200 мм. В качестве восстановителя в этих системах наиболее перспективным является алюминий. Это обусловлено оптимальным сочетанием его термодинамических и физико-механических характеристик, положительно влияющих на свойства покрытий.

В большинстве случаев экзотермические композиционные порошки изготавливаются способами конгломерирования [9]. Однако существующие способы производства являются трудоемкими и низкопроизводительными. Наличие в их составе связующего ухудшает свойства формируемых покрытий. Они отличаются повышенной пористостью и неоднородностью структуры, что обусловлено неполным выгоранием компонентов связки и незвершенностью процесса взаимодействия между компонентами [10].

Перспективной технологией создания композиционных порошковых материалов данного типа является реакционное механическое легирование (РМЛ) [11–13]. РМЛ реализуется при обработке шихты в механореакторе. При этом имеют место многообразные эффекты: пластическая деформация, накопление дефектов кристаллического строения, разрушение и холодная сварка частиц по

ювенильным поверхностям, вызывающие протекание механически активируемых фазовых и структурных превращений и образование композиционных частиц. Механически легированные порошки являются композиционными неравновесными наноструктурными терморреагирующими однородными по химическому составу материалами. Они представляют собой плотные образования осколочной (близкой к сферической) формы и обладают высокими технологическими свойствами, обеспечивающими получение качественных газотермических покрытий.

Целью работы авторов являлось установление закономерностей формирования структуры, фазового состава и свойств газотермических покрытий из механически легированных терморреагирующих композиционных порошков системы «алюминий–никель–оксид никеля».

Методика проведения эксперимента

В качестве исходных материалов для получения механически легированных композиций служили стандартные порошки никеля – ПНК-ОТ2 (ГОСТ 9722-79); алюминия – ПА-4 (ГОСТ 6058-73); оксид никеля Ni_2O_3 марки «Ч». При проведении исследований учитывалось содержание кислорода в порошках никеля и алюминия, которое составляло примерно 0,15 и 0,10 % соответственно. Наличие других примесей во внимание не принималось.

Порошки получали механическим легированием шихты в четырехкамерном механореакторе – энергонапряженной вибрационной мельнице гирационного типа [14].

Переменными факторами служили состав шихты и продолжительность ее обработки. Параметром оптимизации являлась прочность плазменных покрытий. В качестве аналогов использованы покрытия, полученные из промышленно выпускаемых порошковых материалов: ПН85Ю15 (85 % Ni; 15 % Al) и

ПТ-НА-01 (95 % Ni; 5 % Al). Первый производится распылением расплава, второй – плакированием и является терморреагирующим.

В материалах Ni–Al– Ni_2O_3 количество Al составляло 10 %. Содержание оксида никеля Ni_2O_3 варьировалось в интервале 3,2...9,6 %. Количество вводимых легирующих компонентов обусловлено рядом технологических особенностей процесса получения порошковых материалов и их дальнейшего напыления.

При подготовке к напылению образцы подвергались пескоструйной обработке хромистым корундом F 20. Нанесение покрытий производили методом плазменного напыления плазмотроном оригинальной конструкции (аналог ПУН-1), работающим на воздушно-пропановой плазмообразующей смеси. Покрытия наносились на следующих режимах: сила тока – 210...220 А; напряжение на дуге – 190...200 В; соотношение воздух/пропан стехиометрическое; скорость плазмы (дозвуковая) – 1300...1500 м/с; скорость частиц – 80...100 м/с; расход порошка – 5...7 кг/ч. Дистанция напыления – 250 мм; диаметр подающей трубки – 2,0 мм.

Прочность плазменных покрытий определялась по штифтовой методике [15], заключающейся в совместном нанесении покрытия на образец и отделяемые элементы, вставленные в цилиндрические отверстия образца по скользящей посадке. Покрытия наносились на прямоугольные образцы из отожженной стали Ст 3 толщиной 5 мм. Диаметр отрываемого элемента – 2 мм.

Разрушение образцов с напыленным покрытием осуществлялось на установке, схема которой представлена на рис. 1. Образец 1 устанавливается на опорный держатель 7 и фиксируется сверху противовесом 2, обеспечивающим надежное прилегание образца к плоскости и предотвращающим его падение в момент отрыва элемента. После этого на нижней части отделяемого элемента 6 фиксируется механизм 3, пред-

ставляющий собой набор подвижных элементов и состоящий из зацепного устройства 8, фиксирующегося на отрываемом элементе, а также винта 9, уха 10 и крюка 11, выполняющих роль компенсаторов перекоса и служащих для фиксации цилиндра 4. Конструкция данного устройства позволяет исключить возникновение изгибающего момента на границе раздела элемент–покрытие, приводящего к преждевременному от-

рыву элемента и снижению точности измерения. Помимо этого, механизм предотвращает заклинивание отделяемого элемента в отверстии вследствие его перекоса, что также может привести к снижению точности результатов. Цилиндр 4 обеспечивает плавное нагружение образца со скоростью 20 г/с, заполняясь металлическим порошком, подающимся через воронку 5.

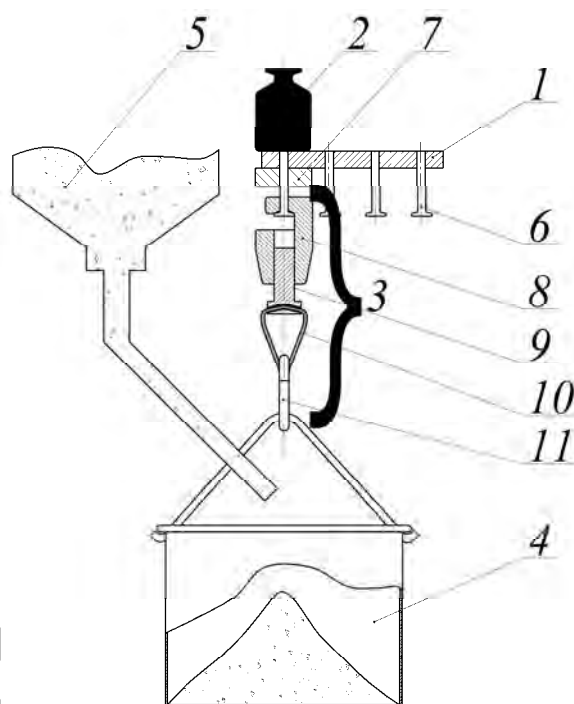


Рис. 1. Схема установки для исследования прочности сцепления газотермических покрытий с подложкой: 1 – образец с отрываемыми элементами; 2 – противовес; 3 – подвижный механизм; 4 – цилиндр; 5 – источник нагружения; 6 – отрываемый элемент; 7 – опорный держатель; 8 – зацепное устройство; 9 – винт; 10 – ухо; 11 – крюк

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

Результаты исследований

Частицы (гранулы) композиционных механически легированных порошков формируются путем связывания и последующей гомогенизации продуктов разрушения исходных компонентов

и имеют осколочную форму (рис. 2). В зависимости от состава исходной шихты средний размер гранул находится в пределах 30...75 мкм. Как и порошковые материалы системы «никель–алюминий» [16], они характеризуются высокой плотностью с отдельными порами и трещинами. Микроструктура гранулированных композиций примерно одинакова. После обработки в течение более 5 ч они металлографически однородны – включения

легирующих компонентов, а также границы зерен не выявляются. Компози-

ция в целом гомогенна и имеет ультрадисперсное строение.

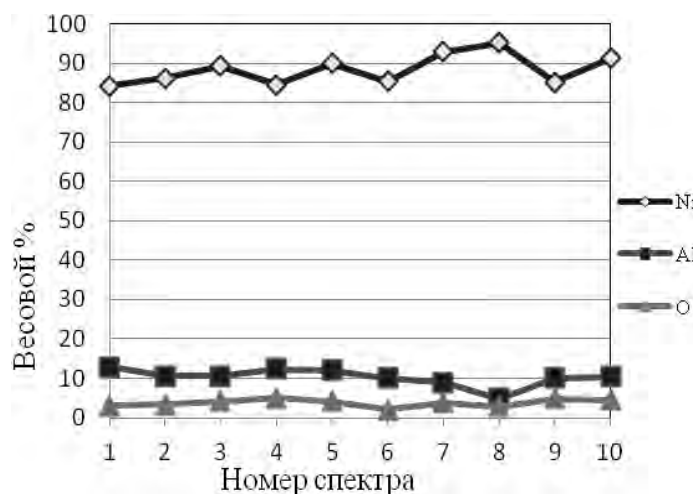
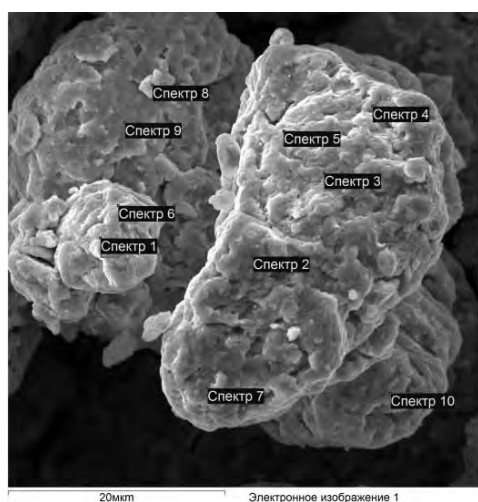


Рис. 2. Вид, структура частиц и распределение основных элементов механически легированной композиции Ni – 10 % Al – Ni₂O₃, обработанной в течение 8 ч (СЭМ)

Наряду со структурными изменениями, обработка шихты в механореакторе инициирует фазовые превращения, направленные на уменьшение свободной энергии системы. Однако завершения они не получают и фазовый состав композиций существенно отличается от равновесного. Полнота протекания механически активируемого взаимодействия между компонентами исследуемых систем не превышает 50 % [13, 17]. Теплосодержание исследованных композиций систем «Ni–Al–Ni₂O₃», подвергнутых обработке в механореакторе, обеспечивает увеличение температуры на 600...640 °С.

Механически легированные порошки находятся в активированном состоянии. Независимо от исходного состава шихты термически активируемое взаимодействие между компонентами механически легированной композиции, брикетированной холодным прессованием, начинается при температуре около 200 °С. В этих же системах, полученных смешиванием компонентов в «пьяной» бочке, температура начала процесса составляет 400 °С [18].

При механическом легировании, наряду с растворением алюминия в никеле, имеет место формирование наноразмерных включений алюминидов Ni₃Al и NiAl, а также оксидов алюминия, эффективно упрочняющих основу. Основным источником кислорода, необходимого для образования оксидов алюминия, является оксид никеля. В зависимости от его количества микротвердость композиций после механического легирования изменяется в интервале 415...520 HV. Отжиг при температуре 650 °С в течение 2 ч, приводящий к завершению фазовых превращений в композициях, увеличивает значение твердости до 540...645 HV.

Анализ результатов авторских исследований, приведенных в [11–13], показывает, что механически легированные порошки являются термореагирующими композиционными термодинамически неравновесными системами. Они имеют субмикроструктурный тип структуры основы, характеризующийся высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен, стабилизированных наноразмерными включениями

механически синтезированных упрочняющих фаз, наследуемый материалами, получаемыми из них.

Влияние содержания оксида никеля в шихте и продолжительности механического легирования на свойства покрытий системы «никель–алюминий»

С целью обоснованного установления граничных значений факторов содержание оксида никеля в шихте изменялось в пределах 1...9,6 %, а продолжительность обработки ее в механореакторе – в интервале 4...12 ч. Согласно результатам исследований, приведенных на рис. 3, на прочность плаз-

менных покрытий из механически легированных порошков существенное влияние оказывает как первый, так и второй фактор.

Изменение прочности сцепления покрытий в зависимости от содержания оксида алюминия в порошке и времени обработки композиции описываются кривыми с максимумом. Увеличение содержания в композиции оксида никеля приводит к росту прочности сцепления с достижением максимального ее значения, равного (71 ± 4) Н/мм², при содержании Ni₂O₃ в количестве 6,4 %. Дальнейшее увеличение количества оксида никеля до 9,6 % приводит к снижению прочности до (53 ± 4) Н/мм².

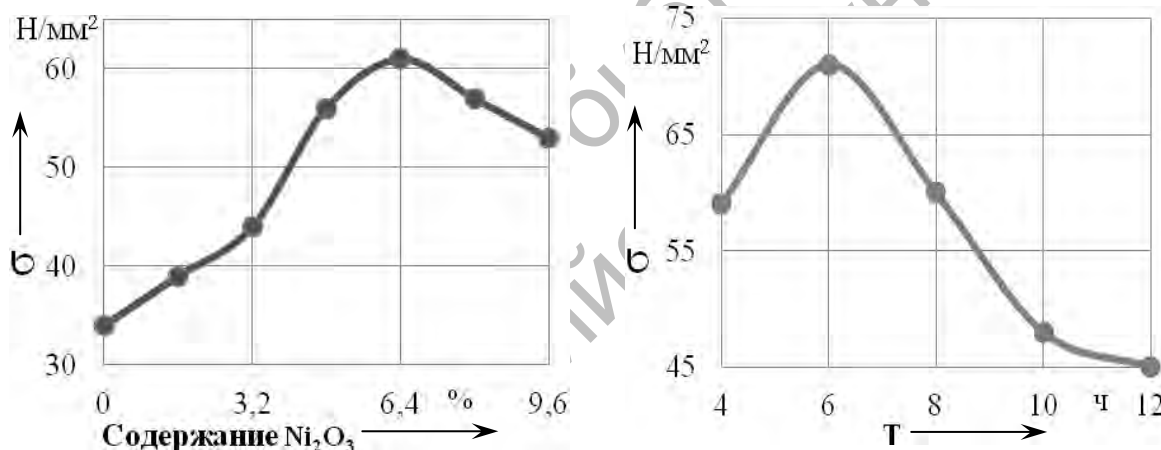


Рис. 3. Влияние количества Ni₂O₃, вводимого в исходную шихту, (а) и времени ее обработки (б) на прочность сцепления формируемых газотермических покрытий системы «Ni–10 % Al–Ni₂O₃»: а – 8 ч; б – 6,4 % Ni₂O₃

Аналогичная закономерность характерна для продолжительности обработки шихты в механореакторе. Максимальное значение прочности покрытие показывает при обработке в течение 6 ч, после чего в интервале 6...8 ч происходит ее значительное снижение, а при 12 ч обработки она падает более чем на 35 % – с 71 до 45 Н/мм². Данное явление можно объяснить интенсивным протеканием механически активируемых структурно-фазовых превращений [11–13].

Для установления совместного влияния состава шихты и времени обработки на свойства формируемых покрытий был реализован полнофакторный эксперимент с применением метода центрального ортогонального композиционного плана второго порядка.

По результатам статистической обработки экспериментальных данных получена математическая модель, адекватно представляющая результаты экспериментов.

Прочность сцепления газотермических покрытий

$$\sigma = 62 - 7x_2 - 16x_1^2,$$

где x_1, x_2 – кодированные значения факторов, изменяющиеся в пределах от -1 до $+1$.

Перевод натуральных значений в кодированные осуществляется следующим образом:

$$x_1 = \frac{X_1 - 6,4}{3,2}; \quad x_2 = \frac{X_2 - 8}{2},$$

где X_1 – содержание легирующей добавки, $X_1 = 3,2 \dots 9,6$ %; X_2 – время обработки композиции, $X_2 = 6 \dots 10$ ч.

Графическая интерпретация модели, показывающая зависимость исследуемых параметров от переменных факторов, представлена на рис. 4.

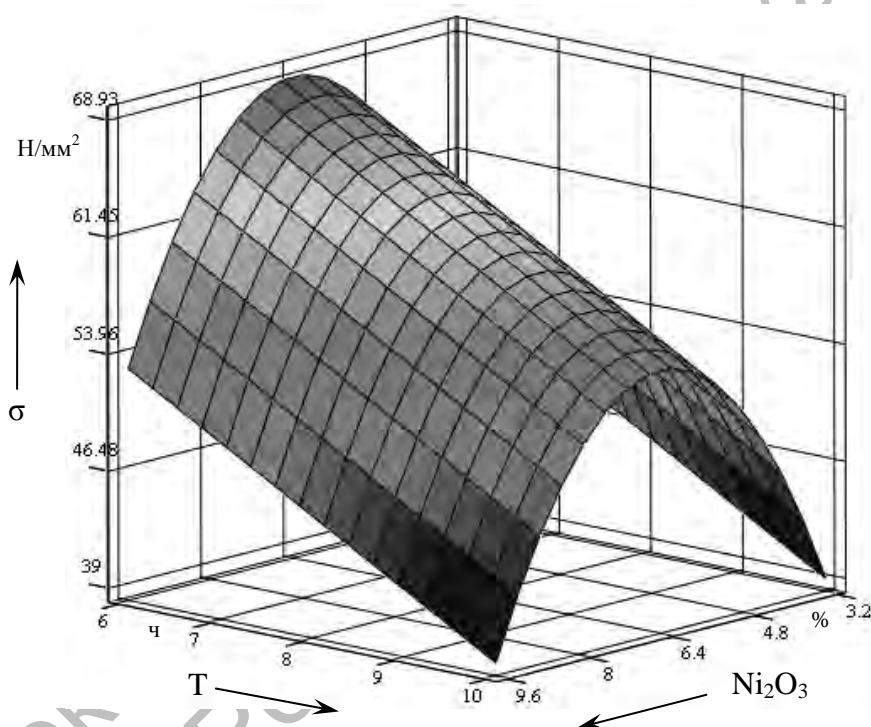


Рис. 4. Зависимость прочности сцепления покрытий системы «Ni–10 % Al–Ni₂O₃» от количества Ni₂O₃ в исходной шихте и времени ее обработки в механореакторе

Несмотря на некоторое падение прочности сцепления при увеличении количества вводимого Ni₂O₃ свыше 6,4 % и времени обработки шихты более 6 ч, покрытия из разработанных порошковых материалов системы «Ni–10 % Al–Ni₂O₃» по сравнению с покрытиями, полученными из композиций, не содержащих оксида никеля [16], имеют более высокое значение прочности сцепления и минимум в 1,5...2,4 раза превосходят по этому показателю покрытия из се-

рийно выпускаемых порошков (рис. 5).

Полученная зависимость для кривой 1 может быть объяснена структурными и фазовыми превращениями, протекающими в материале как в процессе обработки в механореакторе, так и при последующем нанесении покрытий. Помимо этого, на прочность могут оказывать влияние и режимы процесса напыления. Первоначальный рост прочности сцепления при введении оксида никеля может быть объяснен увеличе-

нием теплового эффекта в результате взаимодействия Ni_2O_3 и Al, что создает более благоприятные условия для разогрева и плавления частиц. Снижение прочности сцепления покрытий с увеличением количества оксида никеля более 6,4 % является результатом перегрева жидкой фазы, интенсифицирующим взаимодействие с кислородом окружающей среды, что приводит к уве-

личению количества оксидов в покрытии. Обладая высокой твердостью и температурой плавления, образующиеся оксиды препятствуют качественному растеканию капли, увеличивая неоднородность и пористость получаемого слоя. Это на определенном этапе оказывает негативное влияние на прочность сцепления формируемого слоя.

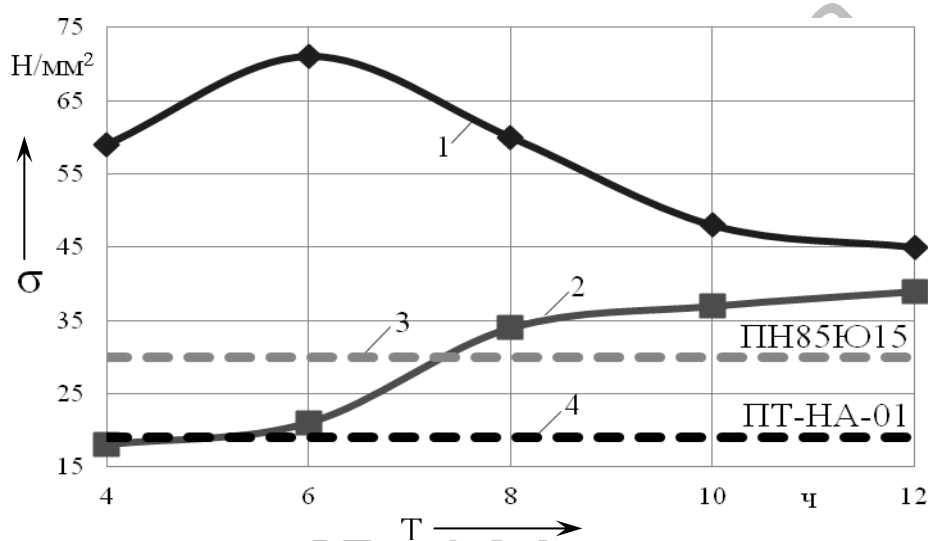
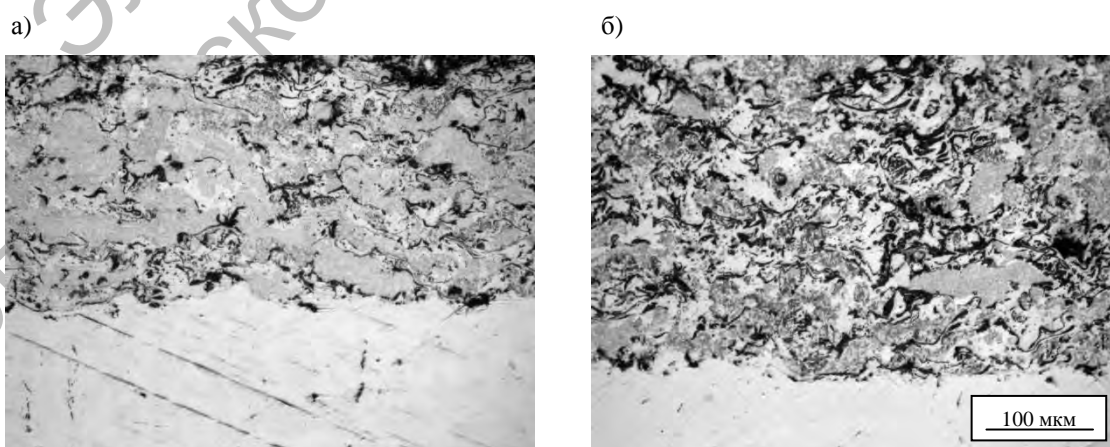


Рис. 5. Сравнительная прочность сцепления покрытий из разработанных порошковых материалов и серийно выпускаемых порошков: 1 – Ni-10 % Al-Ni₂O₃; 2 – Ni-10 % Al [16]; 3 – ПН85Ю15; 4 – ПТ-НА-01

Данное предположение подтверждают металлографические исследования полученных плазменных покрытий.

Как видно из рис. 6, увеличение количества оксида никеля приводит к увеличению их пористости и неоднородности.



Время обработки – 8 ч

Рис. 6. Структура покрытий: а – Ni-0 % Al-3,2 % Ni₂O₃; б – Ni-10 % Al-9,6 % Ni₂O₃

Следует отметить, что при испытании покрытий из исследуемых композиций отслоение по зоне раздела покрытие–основа, как правило, не наблюдается. Таким образом, можно предположить, что прочность сцепления покрытия с подложкой значительно выше полученных значений, а ее величина ограничивается прочностью связей в самом слое.

Аналогично порошковым материалам, не содержащим в своем составе Ni_2O_3 , термическая обработка исследуемых композиций оказывает существенное влияние на величину прочности сцепления покрытий. Отжиг механически легированных порошков, проводившийся при температуре $670\text{ }^\circ\text{C}$ в течение 2 ч, полностью лишает их экзотермического эффекта, превращая из терморезирующих в термонеutralные. Это ведет к уменьшению прочности сцепления между напыляемыми частицами и, как следствие, к снижению величины удельной нагрузки, вызывающей его разрушение (рис. 7). Причем наиболее значимое падение прочности, составляющее более 65 %, характерно для состава $Ni-10\text{ }\% \text{ Al}-6,4\text{ }\% \text{ Ni}_2\text{O}_3$, обработанного в течение 6 ч, обеспечивающего в неотожженном состоянии максимальное значение сцепления.

В то же время видно (см. рис. 7), что прочность сцепления покрытий из отожженных порошковых материалов с увеличением времени обработки постепенно возрастает, что, вероятно, связано с увеличением плотности слоя.

С учетом преобладающего влияния на эксплуатационные свойства покрытий их прочностных свойств отжиг механически легированных порошков рассматриваемых композиций является нецелесообразным. Результаты исследований СЭМ и МРСА (рис. 8) приведены для нетермообработанных порошковых материалов.

Как видно из рис. 8, а, б, получаемые покрытия отличаются достаточно высокой плотностью и однородностью с равномерным распределением по площади включений темного цвета, являющихся в основном оксидом алюминия, на что указывают результаты МРСА (рис. 8, г, д).

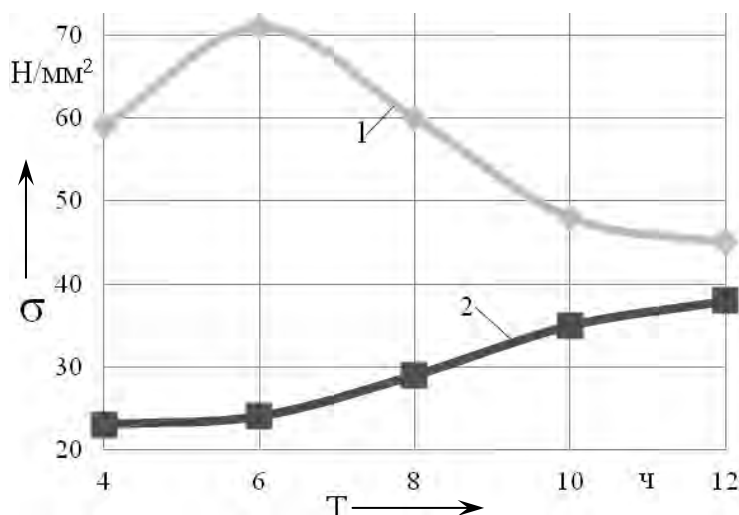


Рис. 7. Влияние термической обработки на прочность сцепления покрытий из порошков $Ni-10\text{ }\% \text{ Al}-6,4\text{ }\% \text{ Ni}_2\text{O}_3$, обработанных в течение 4...12 ч: 1 – неотожженные; 2 – отжиг при температуре $670\text{ }^\circ\text{C}$

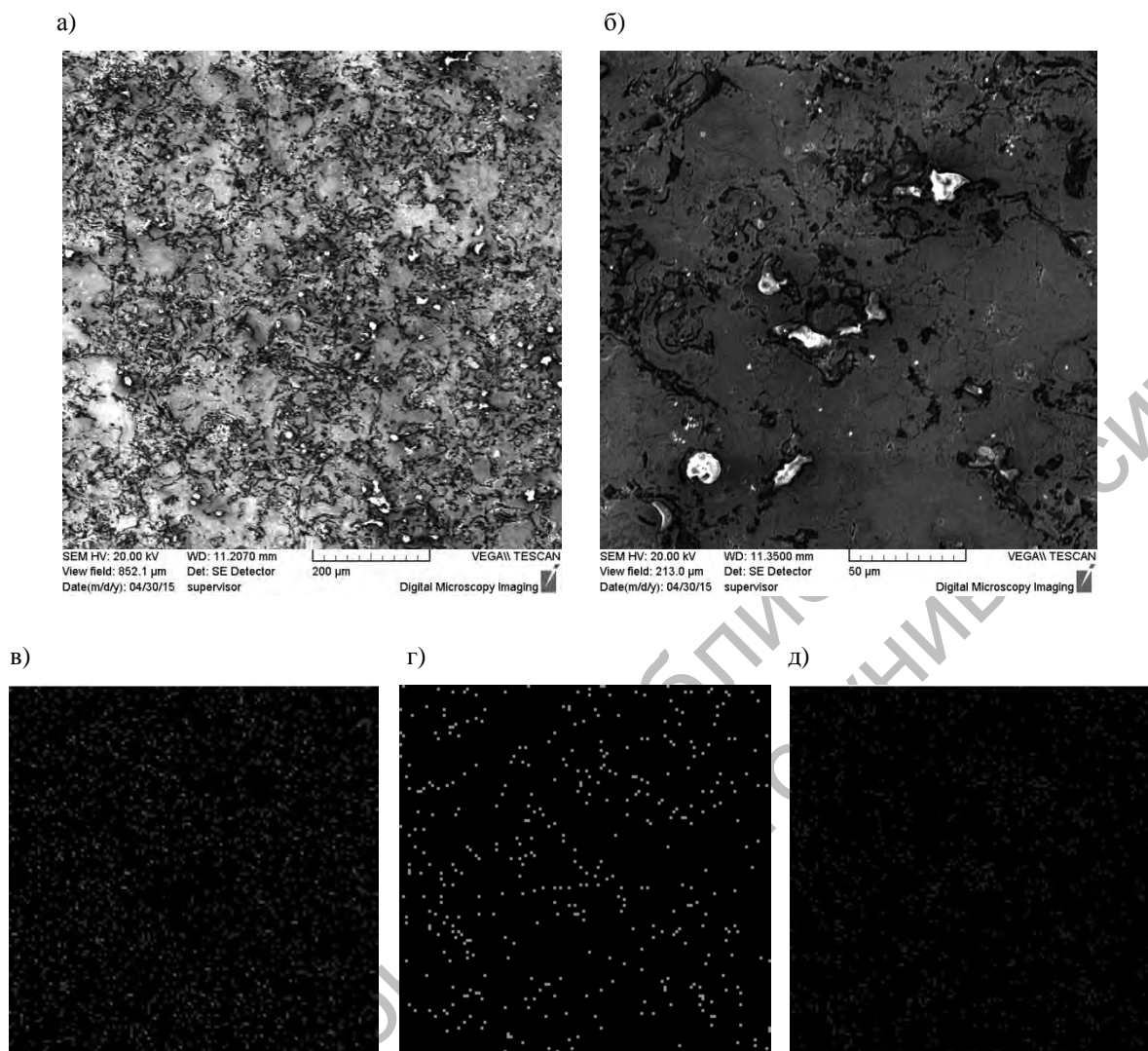


Рис. 8. Микроструктура (СЭМ) и распределение элементов (МРСА) в покрытии из порошкового материала Ni–10 % Al–6,4 % Ni₂O₃: а, б – микроструктура; в, г, д – распределение элементов Ni (в), Al (г), O (д)

Покрытия независимо от состава являются неравновесными многофазными системами. Основа их представляет собой твердый раствор алюминия в никеле. Она имеет микрокристаллический тип структуры, характеризующийся высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен, стабилизированных наноразмерными включениями алюминидов Ni₂Al₃, Ni₃Al, NiAl₃, Ni₅Al₃, NiAl и ряда оксидов. Рентгенофазовым анализом установлено наличие оксидов алюминия (α -Al₂O₃, γ -Al₂O₃, AlO), никеля (NiO), а также сложных оксидов

(NiAl₂O₄, (NiO · Al₂O₃)). Во всех покрытиях фиксируются исходные компоненты – никель и алюминий. Соотношение между упрочняющими фазами зависит от исходного состава шихты.

Выводы

1. Механическое легирование является простой, надежной, экологически безопасной, конкурентноспособной технологией производства импортозамещающих порошков на основе системы «никель–алюминий–оксид никеля»

для газотермических покрытий.

2. Разработанные механически легированные порошки являются однородными по химическому составу многофазными неравновесными терморреагирующими композиционными наноструктурными дисперсно-упрочненными материалами и в зависимости от состава шихты имеют микротвердость HV 415...520.

3. Полнота протекания механически активируемого взаимодействия между компонентами исследованных систем, имеющего место при оптимальной продолжительности обработки шихты в механореагаторе, не превышает 40 %, и теплосодержание полученных порошковых композиций обеспечивает увеличение температуры на 600...650 °С.

4. Прочность сцепления покрытий из разработанных порошковых материалов на основе системы «Ni-10 % Al-Ni₂O₃» в 1,9 раза выше, чем у покрытий

из композиционных порошков состава Ni-10 % Al, и минимум в 1,5...2,4 раза превосходит по этому показателю покрытия из серийно выпускаемых порошков.

5. Структура покрытий из разработанных порошков характеризуются высокой плотностью, отсутствием пор и равномерным распределением компонентов. Покрытия независимо от состава являются неравновесными многофазными системами, основа которых представляет собой твердый раствор алюминия в никеле и имеет субмикроструктурный тип структуры механически легированных порошков, характеризующийся высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен, стабилизированных включениями алюминидов Ni₂Al₃, Ni₃Al, NiAl₃, Ni₅Al₃, NiAl и оксидов α-Al₂O₃, γ-Al₂O₃, AlO, NiO, NiAl₂O₄, (NiO · Al₂O₃).

СПИСОК ЛИТЕРАТУРЫ

1. **Sahraoui, T.** Alternative to chromium: characteristics and wear behavior of HVOF coatings for gas turbine shafts repair (heavy-duty) / T. Sahraoui // Journal of Materials Processing Technology. – 2004. – Vol. 152. – P. 43–55.
2. **Cheang, P.** The Effect of Dissolved Oxygen on the Structure and Properties of Plasma Sprayed Ni and Ni-Al Powders / P. Cheang, R. Mc. Pherson // Department of Materials Engineering, Monash University. – 1989. – P. 1546–1551.
3. Газотермическое напыление : учеб. пособие / Под общ. ред. Л. Х. Балдаева. – М. : Маркет ДС, 2007. – 344 с.
4. Газотермическое напыление покрытий : сборник руководящих техн. материалов. – Киев : ИЭС им. Е. О. Патона. – 1990. – 176 с.
5. **Starosta, R.** Properties of Thermal Spraying Ni-Al Alloy Coatings / R. Starosta // Advances in Materials Sciences. – 2009. – Vol. 9. – P. 30–40.
6. **Svantesson, J.** A Study of Ni-5wt. N Al Coatings Produced from Different Feedstock Powder / J. Svantesson, J. Wigren // Journal of Thermal Spray Technology. – 1992. – Vol. 1, № 1. – P. 65–69.
7. **McPherson, R.** Microstructural Analysis of Ni-Al Plasma Sprayed Coatings / R. McPherson, P. Cheang // Proceedings of Twelfth International Thermal Spray Conference, London, The Welding Institute. – 1989. – P. 17.1–17.10.
8. **Кулик, А. Я.** Газотермическое напыление композиционных порошков / А. Я. Кулик. – Л. : Машиностроение, 1985. – С. 105–122.
9. **Neikov, O. D.** Handbook of Non – Ferrous Metal Powders. Technologies and applications / O. D. Neikov, S. S. Nabouchenko, G. Dowson. – 2009. – 621 p.
10. **Борисов, А. Л.** Влияние связки и размера частиц на характер экзотермического взаимодействия компонентов композиционного порошка NiCr-Al / А. Л. Борисов // Порошковая металлургия. – 1992. – № 12. – С. 59–64.
11. **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.

12. **Ловшенко, Г. Ф.** Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов : монография / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко, Б. Б. Хина. – Могилев : Белорус.-Рос. ун-т, 2008. – 679 с.
13. **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.
14. **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.
15. **Борисов, Ю. С.** Газотермические покрытия из порошковых материалов / Ю. С. Борисов // Навукова думка. – 1987. – С. 118–122.
16. **Ловшенко, Ф. Г.** Структура, фазовый состав и свойства газотермических покрытий из механически легированных терморегулирующих композиционных порошков системы «никель – алюминий» / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко, А. С. Федосенко // Литье и металлургия. – 2015. – № 2. – С. 109–121.
17. **Ловшенко, Ф. Г.** Закономерности формирования гранулометрического состава и структуры механически легированных композиционных порошков для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко // Литье и металлургия. – 2014. – № 2. – С. 101–110.
18. **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. – С. 99–108.

Статья сдана в редакцию 14 мая 2015 года

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

Григорий Федорович Ловшенко, д-р техн. наук, проф., Белорусский национальный технический университет.

Алексей Сергеевич Федосенко, ассистент. Тел.: +375-295-46-96-34.

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

Grigory Fedorovich Lovshenko, DSc (Engineering), Prof., Belarusian National Technical University.

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