



УДК 621.762

Поступила 07.04.2015

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

STRUCTURE, PHASE COMPOSITION AND PROPERTIES OF GAS-THERMAL COVERINGS OF MECHANICALLY ALLOYED THERMOREACTING COMPOSITE POWDERS OF NICKEL-ALUMINIUM SYSTEM

Ф. Г. ЛОВШЕНКО, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь,
Г. Ф. ЛОВШЕНКО, Белорусский национальный технический университет, г. Минск, Беларусь,
А. С. ФЕДОСЕНКО, ГУ ВПО «Белорусско-Российский университет», г. Могилев, Беларусь

F. G. LOVSHENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus, G. F. LOVSHENKO, Belarusian National Technical University, Minsk, Belarus, A. S. FEDOSENKO, Belarusian-Russian University, Mogilev, Belarus

Представленные результаты показывают, что покрытия из механически легированных терморреагирующих порошков системы «никель–алюминий» являются неравновесными многофазными системами, основа которых представляет собой твердый раствор алюминия в никеле. Она имеет микрокристаллический тип структуры, характеризующийся высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен, стабилизированных наноразмерными включениями оксидов и алюминидов. Покрытия по прочности, твердости и износостойкости в 1,2–1,6 раза превосходят аналоги.

The presented results show that coverings from mechanically alloyed thermoreacting powders of system «nickel–aluminum» are nonequilibrium multiphase systems which basis represents solid solution of aluminum in nickel. It has the microcrystalline type of structure which is characterized by an advanced surface of borders of the grains and subgrains stabilized by nanodimensional inclusions of oxides and alyuminid. These coverings surpass by 1,2–1,6 times analogs in durability, hardness and wear resistance.

Ключевые слова. Реакционное механическое легирование, терморреагирующие порошки, напыление, покрытия, превращения, фазовый состав, структура, свойства.

Keywords. Reactionary mechanical alloying, thermoreacting powders, sputtering, coverings, conversions, phase composition, structure, properties.

Введение

Перспективной технологией повышения ресурса деталей, работающих в условиях износа, является нанесение газотермических покрытий, обладающих высокой твердостью [1]. Изделие, упрочненное этим методом, является композиционным материалом. В классическом случае оно состоит из основы (подложки), подслоя и рабочего слоя. Подслоем должен обладать высокой прочностью сцепления как с подложкой, так и основным покрытием. Для его нанесения используются материалы на основе систем «Ni–Cr», «Ni–Ti», «Ni–Al», а также порошок молибдена [2, 3]. Недостаток подслоя никель-хромовых композиций – низкие значения твердости и прочности. Применение наиболее перспективного сплава ПН55Т45 системы «Ni–Ti», а также порошка молибдена ограничиваются высокой стоимостью. В связи с этим распространение получили никель-алюминиевые материалы с содержанием второго компонента 5–15% [2, 4–6]. Порошки приведенной системы с повышенным содержанием алюминия находят широкое применение и для получения рабочего слоя.

Опыт эксплуатации многослойных материалов показывает, что узким местом, во многом лимитирующим работоспособность изделия, является относительно низкая прочность сцепления подслоя с подложкой. Так, в ходе широких исследований по напылению покрытий, обладающих твердостью более

500 HV_{0,01}, авторами данной работы было установлено, что применение стандартных порошковых материалов, как правило, не обеспечивает необходимой прочности сцепления напыляемого подслоя с подложкой, что приводит к его отслоению и разрушению упрочняющего слоя в целом. Это обусловлено рядом причин, основными из которых являются большой градиент температур, возникающий при реализации технологии, и высокая разница в значениях коэффициентов теплового расширения составляющих композиционного материала, а также повышенная хрупкость покрытий, вызванная окислением поверхности порошковых частиц при напылении [7].

Известно, что прочность сцепления зависит от состояния частиц в момент соударения с поверхностью упрочняемой детали. Как правило, с увеличением до определенного предела степени «размягчения» (расплавления) напыляемых частиц этот показатель возрастает. В связи с этим наиболее высокой прочностью сцепления обладают композиционные терморреагирующие порошковые материалы [8]. В таких материалах в высокотемпературной струе инициируются реакции взаимодействия между составляющими компонентами, сопровождающиеся выделением значительного количества тепловой энергии, обеспечивающей дополнительное тепловложение в частицу и ее разогрев.

До настоящего времени композиционные терморреагирующие порошки изготавливают по технологиям, основанным на плакировании и конгломерировании. В редких случаях напыление проводится терморреагирующей механической смесью простых порошков. Существующие способы производства плакированных и конгломерированных порошков отличаются сложностью технологического оборудования, низкой производительностью. Кроме того, технологии плакирования взрывоопасны и экологически вредны [9, 10]. Наличие в составе конгломерированных порошков связующего ухудшает свойства покрытий [11]. Они отличаются повышенной пористостью и неоднородностью структуры. Механические смеси имеют низкую полноту взаимодействия между компонентами и, как следствие, для получаемых покрытий характерны неоднородная структура и низкие механические свойства [12].

Перспективной технологией создания композиционных порошковых материалов, включая терморреагирующие, является реакционное механическое легирование (РМЛ) [13–15]. РМЛ реализуется при обработке шихты в механореакторе, в процессе которой 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. При механическом легировании реакционно-способной шихты имеет место механически активируемое взаимодействие между компонентами, направленное на уменьшение свободной энергии системы, вызывающее образование наноразмерных включений оксидов, карбидов, интерметаллидов и др., обладающих высоким значением модуля сдвига и надежно стабилизирующих границы зерен и субзерен основы. 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 высокой текучестью.

Результаты предварительных исследований [15] указывают на перспективность использования для напыления подслоя механически легированных никель-алюминиевых порошков.

Цель данной работы – установление закономерностей формирования структуры, фазового состава и свойств газотермических покрытий из механически легированных терморреагирующих композиционных порошков системы «алюминий–никель».

Методика проведения эксперимента

В качестве исходных материалов для получения механически легированных композиций служили стандартные порошки никеля ПНК-ОТ2 (ГОСТ 9722-79) и алюминия ПА-4 (ГОСТ 6058-73). 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.

Механическое легирование осуществлялось в четырехкамерном механореакторе – энергонапряженной вибрационной мельнице гирационного типа по оптимальному режиму: ускорение рабочих тел шаров из стали ШХ15СГ (твердость HRC 62) диаметром 9,2 мм составляло 135 м·с⁻²; степень заполнения помольной камеры рабочими телами – 70%; отношение объема рабочих тел к объему смеси – 6:1 [14–16]. Продолжительность обработки изменялась в пределах 6–10 ч. Для покрытий использовали механически легированные композиционные порошки с оптимальным размером частиц + 45–125.

Содержание алюминия в шихты системы «Ni–Al» изменялось в интервале 5–15% и соответствовало его концентрации в промышленно-выпускаемых порошковых материалах.

Нанесение покрытий на образцы, подвергнутые пескоструйной обработке хромистым корундом F20, осуществлялось плазменным напылением с использованием плазмотрона типа ПУН-1. Сила тока составляла 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, дистанция напыления – 250 мм, диаметр подающей трубки – 2,0 мм, расход порошка – 5–7 кг/ч.

Переменными факторами служили состав шихты и продолжительность обработки ее в механореакторе. 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-1 (95%Ni; 5%Al). Первый производится распылением расплава, второй – плакированием и является терморегулирующим.

Прочность плазменных покрытий определялась по штифтовой методике [17], заключающейся в совместном нанесении покрытия на образец и отделяемые элементы, вставленные в цилиндрические отверстия образца по скользящей посадке. Покрытия наносили на прямоугольные образцы из отожженной стали Ст. 3 толщиной 5 мм. Диаметр отрываемого элемента – 2 мм.

Испытания покрытий на износ проводили на модернизированной машине СМТ-1, оснащенной SCKD-системой для компьютерной обработки данных в условиях трения скольжения в минеральном масле с добавкой абразива Al_2O_3 (корунд) фракции 10 мкм в количестве 10 об.%. Контртелом служил диск диаметром 45 мм и толщиной 10 мм из стали ШХ15, подвергнутый закалке и низкому отпуску (HRC62). К образцу площадью 2 см² прикладывалась нагрузка, равная 120 Н. Скорость вращения контртела равнялась 500 об/мин. Путь испытания составил 2120 м.

Гранулометрический, дюрометрический, металлографический, рентгеноструктурный, электронно-микроскопический анализы порошков и покрытий проводили 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. 1). В зависимости от состава исходной шихты средний размер гранул находится в пределах 40–80 мкм. Они характеризуются высокой плотностью с отдельными порами и трещинами. Микроструктура гранулированных композиций примерно одинаковая. После обработки в течение более 5 ч они металлографически однородны – включения легирующих компонентов, а также границы зерен не выявляются. Последнее указывает на то, что компоненты или продукты их взаимодействия связаны между собой и распределены равномерно. Композиция в целом гомогенна и имеет ультрадисперсное строение.

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% [15, 18]. Теплосодержание исследованных композиций систем «Ni–Al», подвергнутых обработке в механореакторе, обеспечивает увеличение температуры на 300–450 °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 примерно, равной 250 °С. В этих же системах, полученных смешиванием компонентов в «пьяной» бочке, температура начала процесса составляет 450 °С [18].

При механическом легировании наряду с растворением алюминия в никеле имеет место формирование наноразмерных включений алюминидов Ni_3Al и $NiAl$, а также оксидов алюминия, эффективно упрочняющих основу. Основным источником кислорода, необходимого для образования оксидов алюминия, являются оксиды никеля. В системе «Ni–Al» последние присутствуют в виде примеси. В зависимости от состава шихты микротвердость механически легированных композиций изменяется в интервале HV 400–550.

Анализ результатов авторских исследований, приведенных в [13–15], показывает, что механически легированные порошки являются терморегулирующими композиционными термодинамически неравно-

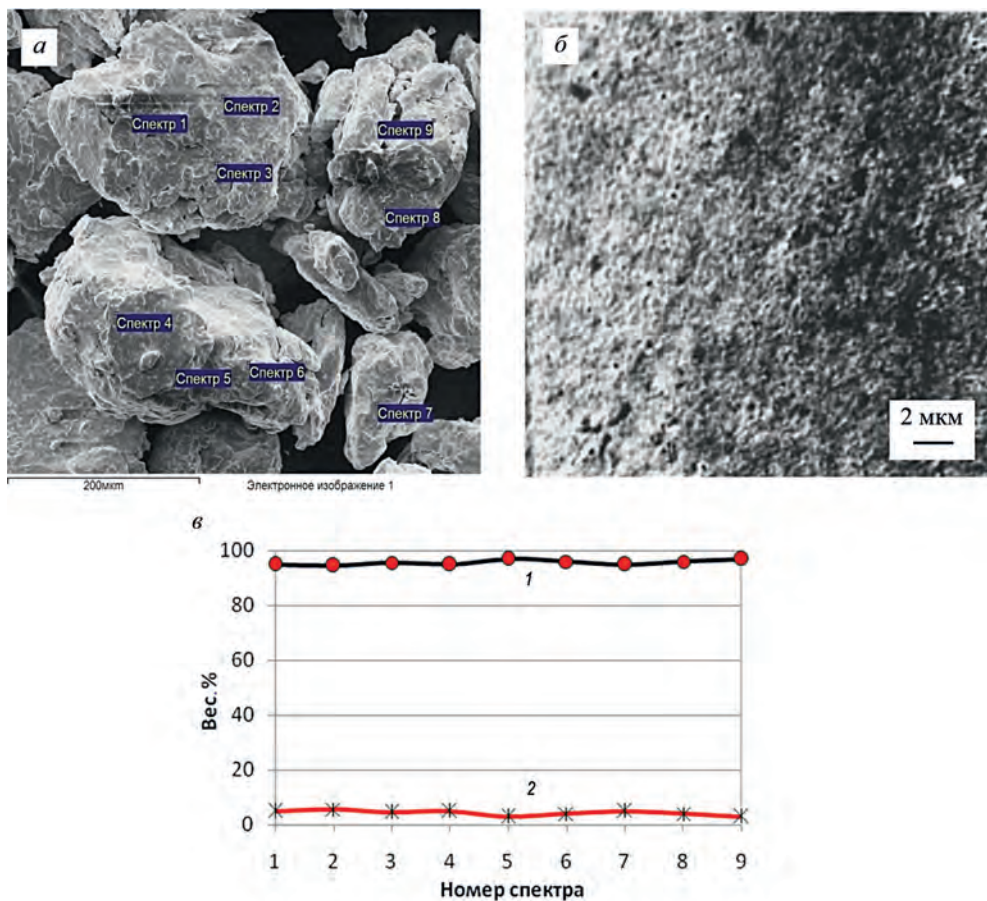


Рис. 1. Вид (а), структура частиц (б) и распределение основных элементов по линии сканирования (в) механически легированной композиции ПН95Ю5 (1 – Ni; 2 – Al). СЭМ

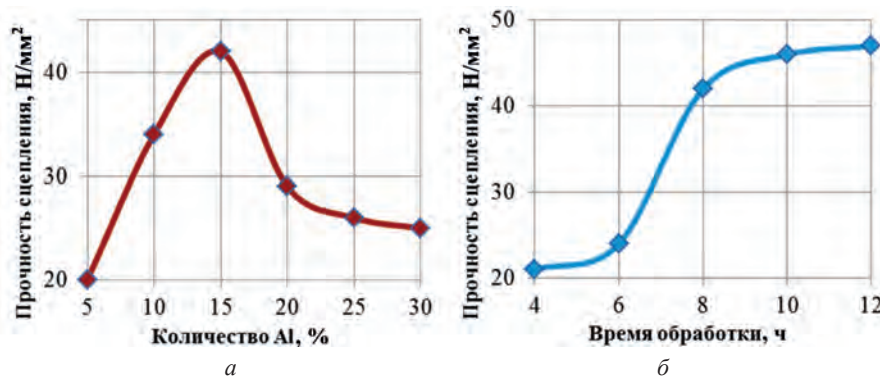


Рис. 2. Влияние количества Al, вводимого в исходную шихту (а) и времени ее обработки (б) на прочность сцепления покрытий системы «Ni–Al»: а – время обработки 8 ч; б – количество алюминия 15%

весными системами. Они имеют субмикроструктурный тип структуры основы, характеризующийся высокоразвитой поверхностью границ зерен и субзерен, стабилизированных наноразмерными включениями механически синтезированных упрочняющих фаз, наследуемыми материалами, получаемыми из них.

Влияние содержания алюминия в шихте и продолжительности механического легирования на свойства покрытий системы «никель–алюминий». Разрушение композиционных материалов «подложка–покрытие» может происходить по зоне раздела и покрытию. С целью обоснованного установления граничных значений факторов содержание алюминия в шихте изменялось в пределах 5–30%, а продолжительность обработки ее в механореакторе – в интервале 4–12 ч. Согласно результатам исследования (рис. 2), на прочность плазменных покрытий из механически легированных порошков существенное влияние оказывает как первый, так и второй фактор.

Изменение прочности покрытий от содержания алюминия в композиционном порошке описывается кривой с максимумом. Повышение его количества от 5 до 15% приводит к возрастанию прочности по-

крытий в 2 раза и при использовании порошка, полученного механическим легированием в течение 8 ч, достигает 42 Н/мм². В дальнейшем имеет место ее снижение.

С увеличением продолжительности механического легирования порошков от 4 до 12 ч прочность покрытий из них повышается (рис. 2, б). Наиболее интенсивный рост ее отмечается при использовании порошков, полученных обработкой шихты в интервале 6–8 ч, характеризующимся интенсивным протеканием механически активируемых структурно-фазовых превращений [13–15]. В дальнейшем прирост прочности существенно снижается и в интервале 10–12 ч становится незначительным.

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 (Н/мм²):

$$\sigma = 40 + 9x_2 - 8x_1^2 - 5x_2^2,$$

где x_1, x_2 – кодированные значения факторов, изменяющиеся от –1 до +1.

Перевод натуральных значений в кодированные осуществляется по выражениям:

$$x_1 = \frac{X_1 - 15}{5}, \quad x_2 = \frac{X_2 - 8}{2},$$

где X_1 – содержание легирующей добавки, $X_1 = 10$ –20%; X_2 – время обработки композиции, $X_2 = 6$ –10 ч.

Графическая интерпретация модели, показывающая зависимость исследуемого параметра от переменных факторов, представлена на рис. 3.

Следует отметить, что продолжительность механического легирования порошка влияет не только на прочность, но определяет и характер разрушения композиционного материала. Так, при использовании композиций, полученных обработкой шихты в механореакторе в течение не более 6 ч, разрушение во всех случаях проходит по границе раздела «подложка – покрытие». При этом предел прочности сцепления зависит от содержания алюминия в порошке и составляет для композиций «Ni – 5% Al» – 124 Н/мм²; «Ni – 10% Al» – 213; «Ni – 15% Al» – 243 Н/мм². В то же время удельная нагрузка, вызывающая разрушение покрытий из порошков с содержанием 5, 10 и 15% алюминия, полученных механическим легиро-

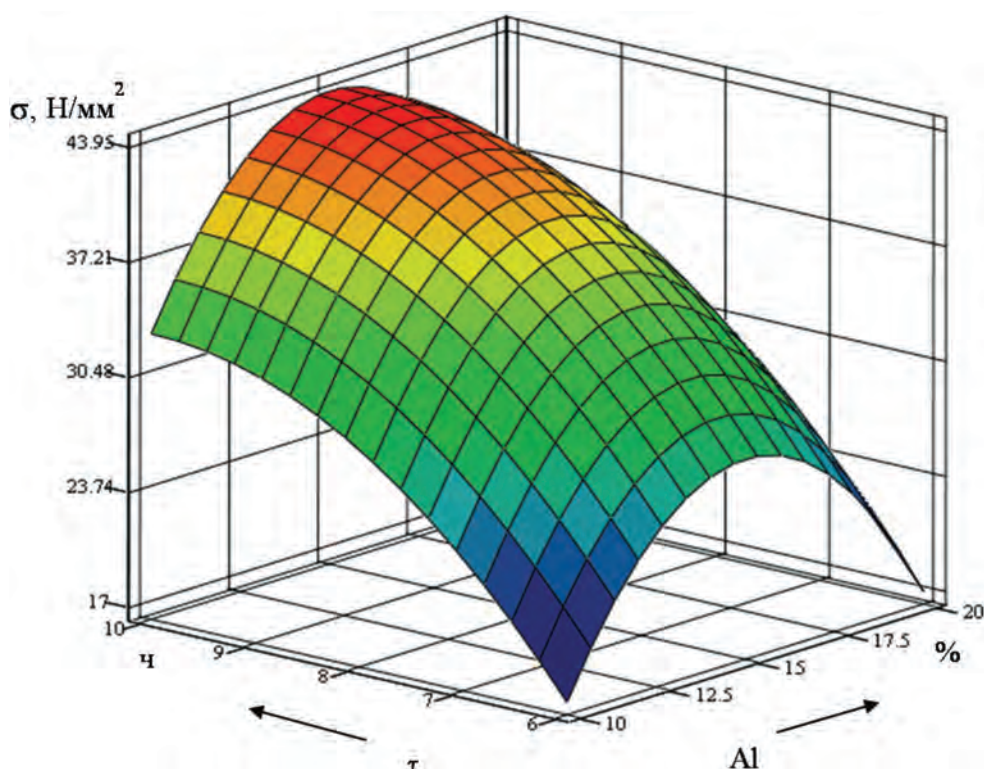


Рис. 3. Зависимость прочности сцепления покрытий системы «Ni–Al» от количества Al в исходной шихте и времени ее обработки в механореакторе

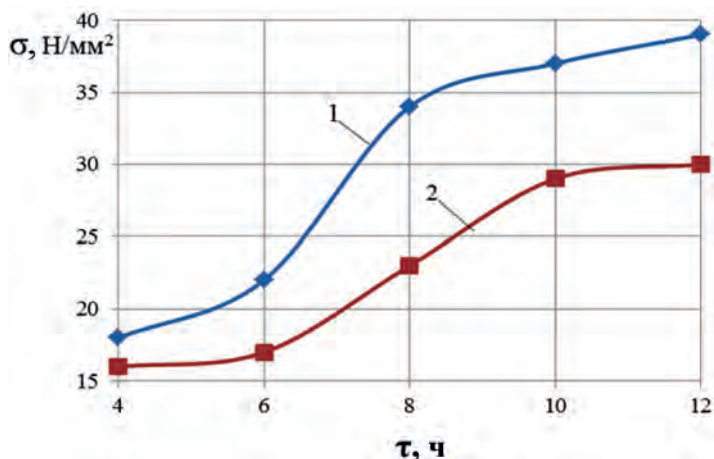


Рис. 4. Влияние продолжительности механического легирования порошков «Ni – Al (10%)» на прочность покрытий из них: 1 – исходные; 2 – отжиг ($t = 700\text{ }^{\circ}\text{C}$, $\tau = 1\text{ ч}$)

однозначный вывод, что по удельной прочности покрытия из порошков, полученных механическим легированием в течение 8–10 ч, существенно превосходят покрытия из аналогов. Максимальное значение предела прочности, равное 423 Н/мм^2 , имеют покрытия из порошка с содержанием 15% алюминия, полученного механическим легированием в течение 10 ч. Следует отметить также, что применение механически легированных порошков приводит к существенному повышению воспроизводимости результатов. Разброс значений их уменьшается примерно в 2 раза.

Полученные зависимости могут быть объяснены структурными и фазовыми превращениями, протекающими в материале как в процессе обработки в механореакторе, так и при последующем напылении.

Термическая обработка механически легированных порошков, заключающаяся в отжиге при температурах выше $350\text{ }^{\circ}\text{C}$, изменяет их тип. Они из термореагирующих превращаются в термонейтральные, что при одинаковых условиях реализации процесса напыления уменьшает температуру разогрева частиц и прочность сцепления между ними в покрытии. Это оказывает негативное влияние на величину удельной нагрузки, вызывающей его разрушения (рис. 4). Причем состав исходной шихты не изменяет характер зависимости данного параметра от продолжительности механосинтеза.

Во всех случаях термическая обработка механически легированных порошков на 25–30% снижает прочность и на 5–10% повышает твердость покрытий, полученных из них. Последнее обусловлено более полным взаимодействием между компонентами, увеличивающими общее содержание упрочняющих фаз. С учетом преобладающего влияния на эксплуатационные свойства покрытия прочности и незначительного увеличения твердости отжиг механически легированных порошков является не обоснованным и приведенные ниже результаты исследования относятся к термореагирующим порошкам.

Структура покрытий из разработанных порошков характеризуется высокой плотностью, отсутствием пор и равномерным распределением компонентов. Глубокое травление «царской водкой» выявляет их пластинчатое строение. Толщина «пластинок» не превышает 2 мкм, а протяженность составляет 10–50 мкм. Покрытия характеризуются дисперсным и равномерным распределением компонентов (рис. 5) [15]. Независимо от состава покрытия 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 Ni_2Al_3 , Ni_3Al , NiAl_3 , Ni_5Al_3 , NiAl и ряда оксидов. Рентгенофазовым анализом установлено наличие оксидов алюминия – $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$, $\gamma\text{-Al}_2\text{O}_3$, AlO ; никеля – NiO , а также сложных оксидов – NiAl_2O_4 , $(\text{NiO}\cdot\text{Al}_2\text{O}_3)$. Во всех покрытиях фиксируются исходные компоненты – никель и алюминий. Соотношение между упрочняющими фазами зависит от исходного состава шихты. Качественная оценка, основанная на анализе интенсивности интерференционных линий, однозначно показывает, что с увеличением количества алюминия в материале содержание оксидов в покрытии увеличивается. Достоверность ее подтверждается металлографическим анализом (рис. 6). Независимо от технологии производства порошков (плакирование, распыление или механическое легирование) с возрастанием концентрации алюминия в них количество в покрытиях темных включений, имеющих, согласно результатам СЭМ, высокое содержание кислорода, увеличивается. При этом наблюдается так-

ванием в течение 8–10 ч, достигает 233, 343 и 423 Н/мм^2 соответственно. В этом случае прочность сцепления между подложкой и покрытием начинает преобладать над прочностью покрытия и разрушение происходит по его сечению.

Согласно проведенным исследованиям, разрушение покрытий из серийно выпускаемых порошков ПТ-НА-1 и ПН85Ю15 (аналоги) имеет место при удельной нагрузке, не превышающей 197 и 3010 Н/мм^2 соответственно. В первом случае (порошок ПТ-НА-1) процесс происходит исключительно по покрытию, а во втором (порошок ПН85Ю15) – по границе раздела «покрытие – подложка».

Сравнение этих данных с результатами, представленными на рис. 3, позволяет сделать

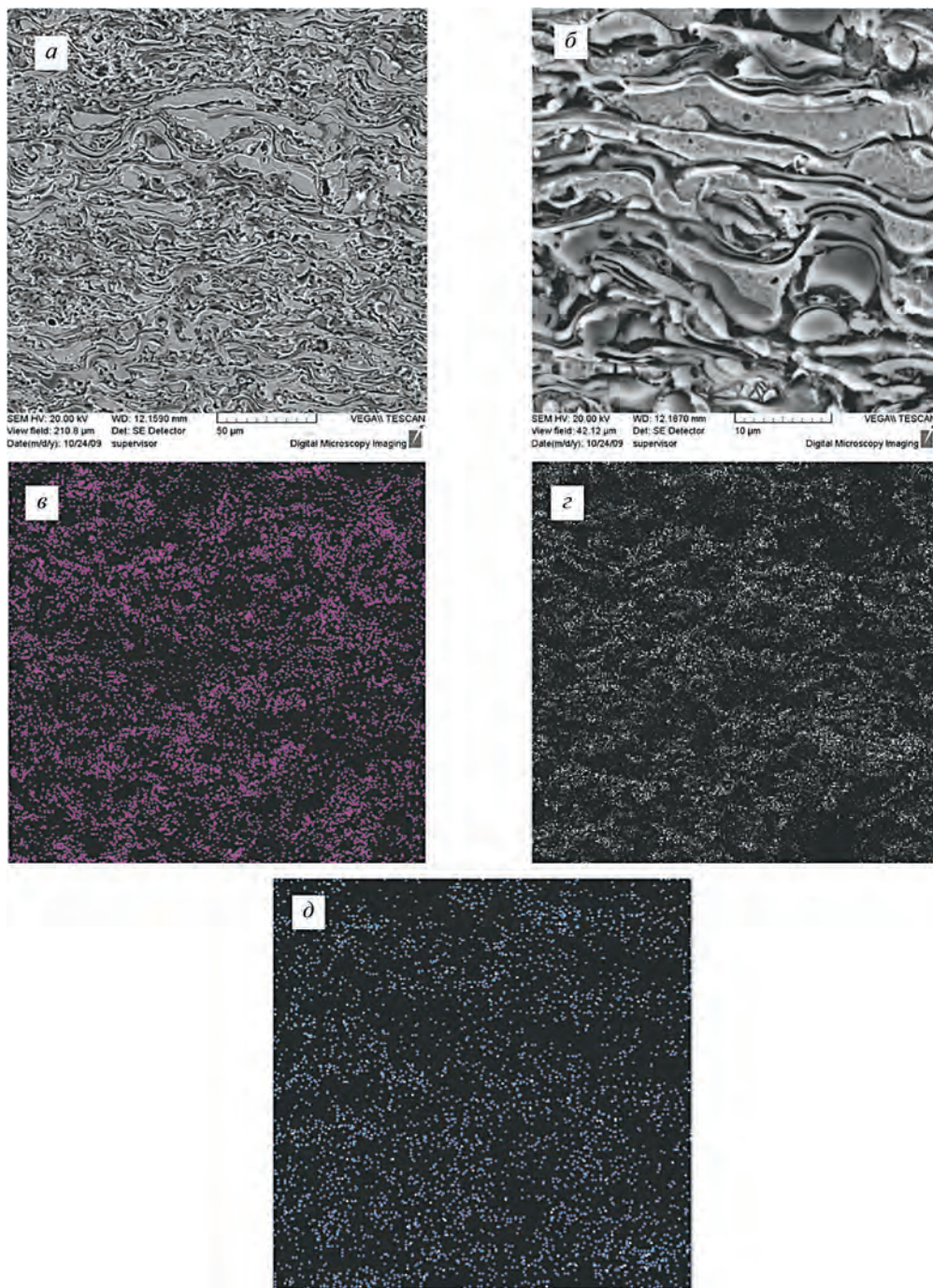


Рис. 5. Микроструктура (СЭМ) и распределение элементов (МРСА) в покрытии на основе системы «никель–алюминий»: а, б – микроструктура; в, г, д – распределение элементов: Ni (в), Al (г), O (д)

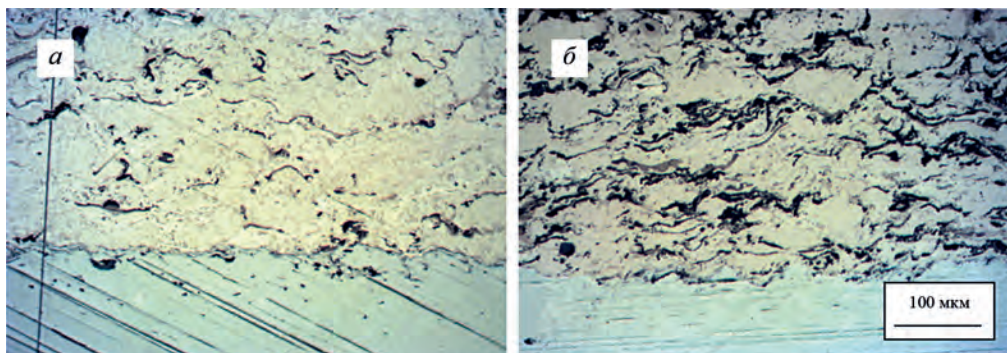


Рис. 6. Структура не травленных покрытий из порошков, полученных механическим легированием в течение 8 ч: а – ПН951O5; б – ПН851O15

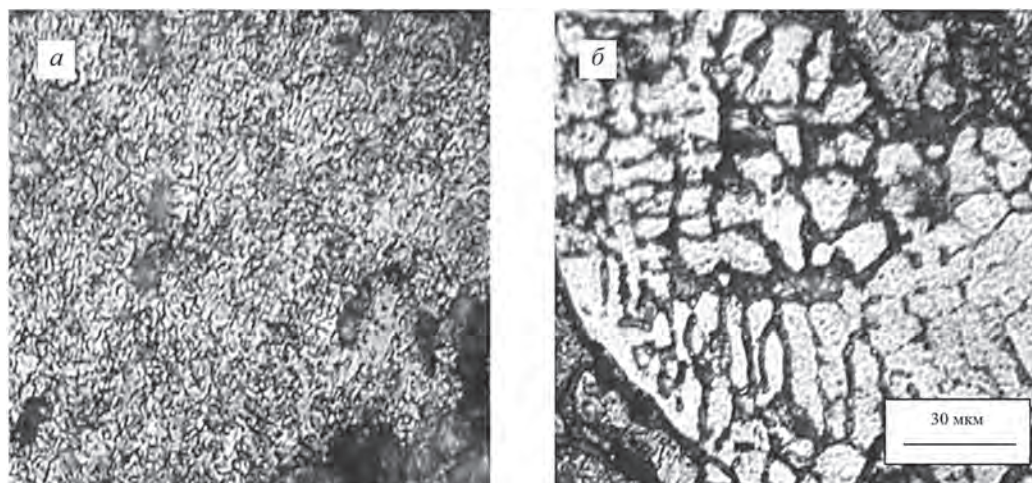


Рис. 7. Структура покрытий из механически легированного порошка ПН95Ю5 (а) и плакированного порошка ПТ-Ю5Н (б)

же тенденция к росту пористости покрытий, возможной причиной которой является модифицирующее влияние наноразмерных тугоплавких оксидов на процесс кристаллизации. Наличие большого числа центров кристаллизации и повышенная скорость их роста способствуют переходу расплавленной капли из жидкого состояния в твердое, препятствуя ее растеканию и связыванию с подложкой.

Увеличение суммарного количества упрочняющих фаз с возрастанием содержания алюминия в материале приводит к повышению твердости и, как следствие, износостойкости покрытий. Влияние этого элемента на первый параметр приведено в таблице.

Твердость покрытий, полученных газотермическим напылением порошков системы «Ni–Al»

Обозначение	Содержание основных компонентов, мас. %	Твердость покрытия HRC	
		исходная	после отжига при 700 °С в течение 2 ч
ПТ-Ю5Н (С)	95% Ni, 5% Al	20	16
ПН95Ю5 (МЛ)	95% Ni, 5% Al	27	26
ПН85Ю15 (С)	85% Ni, 15% Al	33	27
ПН85Ю15 (МЛ)	85% Ni, 15% Al	45	42
ПН70Ю30 (С)	70% Ni, 30% Al	38	31
ПН70Ю30 (МЛ)	70% Ni, 30% Al	49	45

Примечание. Покрытие получено из порошков: стандартных (С), механически легированных (МЛ).

Из таблицы видно, что применение механически легированных порошков взамен стандартных обеспечивает возрастание твердости покрытий на 30–35%. Причем покрытия из опытных порошков отличаются более высокой жаропрочностью. Снижение их твердости после отжига при 700 °С в течение 2 ч не превышает 10%. В то время как этот показатель у покрытий из стандартных порошков достигает 20%. По твердости после отжига покрытия из механически легированных порошков в 1,4–1,6 раза превосходят стандартные. Примерно в таком же соотношении увеличивается и их износостойкость. Высокая жаропрочность опытных покрытий обусловлена наличием в их структуре механически синтезированных наноразмерных термодинамически стабильных включений оксидов алюминия, вызывающим дисперсное упрочнение, сохраняющееся до температур, достигающих $0,85 T_{пл.основы}$ [14, 15]. Установленная зависимость твердости и износостойкости покрытий от концентрации алюминия, изменяющейся в пределах 5–30%, близка к параболической. В то же время влияние алюминия на прочность покрытий носит сложный характер. Независимо от продолжительности механического легирования максимальное значение этого показателя имеют покрытия, полученные из порошков, содержащих 15% алюминия (см. рис. 3). Можно предположить, что дальнейшее увеличение этого элемента, вызывающее повышение содержания упрочняющих фаз, приводит к охрупчиванию покрытий и изменяет механизм их разрушения.

Следует отметить, что покрытия из термореагирующих порошков, полученных механическим легированием, с одной стороны, и плакированием или распылением, с другой, принципиально отличаются по своей структуре (рис. 7), что обусловлено разным характером распределения алюминия.

Как показано выше, одни и другие являются сложными многофазными системами. Однако при больших увеличениях первые абсолютно однородны по своему строению, а во вторых однозначно выявляются, по меньшей мере, два вида зерен, имеющих разную «травимость». Причем форма и расположение этих зерен является классической для сплавов, испытывающих эвтектические превращения, которые и реализуются при напылении плакированных порошков, имеющих неоднородное распределение алюминия по сечению частиц. При этом, согласно диаграмме «Ni–Al», возможно образование двух эвтектик – высокотемпературной (1390 °С) и низкотемпературной (640 °С). Первая протекает в области, богатой никелем, вторая – алюминием.

Выводы

1. Механическое легирование является простой, надежной, экологически безопасной, конкурентоспособной технологией производства импортозамещающих порошков системы «никель – алюминий» 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 400–550.

3. Полнота протекания механически активируемого взаимодействия между компонентами исследованных систем, имеющего место при оптимальной продолжительности (8–10 ч) обработки шихты в механореагаторе, не превышает 50% и теплосодержание полученных порошковых композиций обеспечивает увеличение температуры на 300–450 °С.

4. Структура покрытий из разработанных порошков характеризуется высокой плотностью, отсутствием пор и равномерным распределением компонентов. Независимо от состава покрытия 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).

5. Плазменные покрытия из механически легированных терморреагирующих композиционных наноструктурных дисперсно-упрочненных порошков являются жаропрочными и по прочности, твердости и износостойкости в 1,2–1,6 раза превосходят аналоги. Оптимальный комплекс физико-механических свойств имеют покрытия из порошков ПН85Ю15.

Литература

1. S a h r a o u i T. Alternative to chromium: characteristics and wear behavior of HVOF coatings for gas turbine shafts repair (heavy-duty) / T. Sahraoui and [and etc.]. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. Vol. 152. P. 43–55.
2. Газотермическое напыление: учеб. пособ. / Под общ. ред. Л. Х. Балдаева. М.: Маркет ДС, 2007. 344 с.
3. Газотермическое напыление покрытий. Киев: ИЭС им. Е. О. Пагона, 1990. 176 с.
4. S t a r o s t a R. Properties of Thermal Spraying Ni-Al Alloy Coatings/ R. Starosta// *Journal of Materials Sciences*. 2009. Vol. 9. P. 30–40.
5. S v a n t e s s o n J. A Study of Ni-5 wt. N Al Coatings Produced from Different Feedstock Powder/ J. Svantesson, J. Wigren// *Journal of Thermal Spray Technology*. 1992. Vol. 1. N 1. P. 65–69.
6. M c P h e r s o n 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.
7. C h e a n g 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.
8. К у л и к А. Я. Газотермическое напыление композиционных порошков/ А. Я. Кулик [и др.]. Л.: Машиностроение, Ленингр. отд., 1985. Т. 199. С. 105–122.
9. С ы р к и н В. Г. Карбонильные металлы / В. Г. Сыркин. М.: Металлургия, 1978. 256 с.
10. Д ж о н с В. Д. Основы порошковой металлургии / В. Д. Джонс. М.: Мир, 1964. 390 с.
11. Б о р и с о в А. Л. Влияние связки и размера частиц на характер экзотермического взаимодействия компонентов композиционного порошка NiCr-Al / А. Л. Борисов [и др.] // *Порошковая металлургия*. 1992. № 12. С. 59–64.
12. Г у с е в В. М. Возможность получения интерметаллидных покрытий из механических смесей газотермическим напылением / В. М. Гусев, Б. М. Соловьев // *Порошковая металлургия*. 1985. № 8. С. 58–62.
13. Л о в ш е н к о Г. Ф. Теоретические и технологические аспекты создания наноструктурных механически легированных материалов на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко. Могилев: Белорусско-Российский университет, 2005. 276 с.
14. Л о в ш е н к о Г. Ф. Наноструктурные механически легированные материалы на основе металлов / Г. Ф. Ловшенко, Ф. Г. Ловшенко Б. Б. Хина. Могилев: Белорусско-Российский университет, 2008. 679 с.

15. Л о в ш е н к о Ф. Г. Композиционные наноструктурные механически легированные порошки для газотермических покрытий / Ф. Г. Ловшенко, Г. Ф. Ловшенко. Могилев: Белорусско-Российский университет, 2012. 216 с.
16. Л о в ш е н к о Г. Ф. Высокоэффективный аппарат для реакционного механического легирования металлических систем / Г. Ф. Ловшенко, З. М. Ловшенко, А. И. Хабибуллин // Вест. Белорусско-Российского университета. 2007. № 4. С. 72–80.
17. Б о р и с о в Ю. С. Газотермические покрытия из порошковых материалов / Ю. С. Борисов [и др.]. Киев: Наукова думка, 1987. С. 118–122.
18. Л о в ш е н к о 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.

References

1. S a h r a o u i T. Alternative to chromium: characteristics and wear behavior of HVOF coatings for gas turbine shafts repair (heavy-duty). T. Sahraoui and [and etc.]. *Journal of Materials Processing Technology*. 2004. Vol. 152, pp. 43–55.
2. *Gazotermicheskoe napylenie: uch. posobie* [Gas thermal spraying: Proc. Manual] Under total. Ed. L. H Baldaeva. Moscow, Market DS Publ., 2007. 344 p.
3. *Gazotermicheskoe napylenie pokrytiy: sb. Rukovodyaschikh tekhn. Materialov* [Thermal Spray Coating: Sat. Guiding techn. Materials]. Kiev: PWI. Paton Publ., 1990. 176 p.
4. S t a r o s t a R. Properties of Thermal Spraying Ni-Al Alloy Coatings. *Journal of Materials Sciences*. 2009. Vol. 9, pp. 30–40.
5. S v a n t e s s o n J., W i g r e n J. A Study of Ni-5wt. N Al Coatings Produced from Different Feedstock Powder. *Journal of Thermal Spray Technology*. 1992. Vol. 1. no. 1, pp. 65–69.
6. M c P h e r s o n R., C h e a n g P. Microstructural Analysis of Ni-Al Plasma Sprayed Coatings. *Proceedings of Twelfth International Thermal Spray Conference*, London, The Welding Institute. 1989, pp. 17.1–17.10.
7. C h e a n g P., P h e r s o n R. M c. The Effect of Dissolved Oxygen on the Structure and Properties of Plasma Sprayed Ni and Ni-Al Powders. *Department of Materials Engineering, Monash University*. 1989, pp. 1546–1551.
8. K u l i k A. Y. et al. *Gazotermicheskoe napylenie kompozitsionnykh poroshkov* [Gas thermal spraying of composite powders] Leningrad, Mashinostroenie Publ., 1985, pp. 105–122.
9. S y r k i n V. G. *Karbonilnye metally* [Carbonyl metals] Moscow, Metallurgy Publ., 1978. 256 p.
10. J o n e s V. D. *Osnovy poroshkovoy metallurgii* [Fundamentals of Powder Metallurgy]. Moscow, Mir Publ., 1964. 390 p.
11. B o r i s o v A. L. et al. Vliyeniye dzyzki i razmera chastits na kharakter ekzotermicheskogo vzaimodeystviya komponentov kompozitsionnogo poroshka NiCr-Al [Influence of ligaments and particle size on the exothermic nature of the interaction between the components of the composite powder NiCr-Al]. *Poroshkovaya metallurgiya – Powder metallurgy*, 1992, no. 12, pp. 59–64.
12. G u s e v V. M., S o l o v i e v B. M. Vozmozhnost polucheniya intermetallidnykh pokrytiy iz mekhanicheskikh smesey gazotermicheskim napyleniem [Availability of obtaining intermetallic coatings from mechanical mixtures by gas thermal spraying]. *Poroshkovaya metallurgiya – Powder metallurgy*. 1985, no. 8, pp. 58–62.
13. L o v s h e n k o G. F., L o v s h e n k o F. G. *Teoreticheskie i tekhnologicheskie aspekty sozdaniya nanostrukturnykh mekhanicheskikh legirovannykh materialov na osnove metallov* [Theoretical and technological aspects of mechanically alloyed nanostructure materials creation based on metal] Mogilev, Belarusian–Russian University Publ., 2005. 276 p.
14. L o v s h e n k o G. F., L o v s h e n k o F. G., H i n a B. B. *Nanostrukturnye mekhanicheskikh legirovannye materialy na osnove metallov* [Nanostructured mechanically alloyed materials based on metals] Mogilev, Belarusian-Russian University Publ., 2008. 679 p.
15. L o v s h e n k o F. G., L o v s h e n k o G. F. *Kompozitsionnye nanostrukturnye mekhanicheskikh legirovannye poroshki dlya gazotermicheskikh pokrytiy* [Composite nanostructure mechanically alloyed powders for thermal coatings] Mogilev, Belarusian-Russian University Publ., 2012. 216 p.
16. L o v s h e n k o G. F., L o v s h e n k o Z. M., K h a b i b u l l i n A. I. Vysokoeffektivnyy apparat dlya reaktsionnogo mekhanicheskogo legirovaniya metallicheskikh system [Highly apparatus for reaction mechanical alloying metal systems]. *Vestnik Belarussko-Rossiyskogo Universiteta – Bulletin of the Belarusian-Russian University*. 2007. no. 4, pp. 72–80.
17. B o r i s o v Y u. S. et al. *Gazotermicheskikh pokrytiya iz poroshkovykh materialov* [Thermal coatings from powder materials] Kiev, Navukova Dumka Publ., 1987. pp. 118–122.
18. L o v s h e n k o F. G., L o v s h e n k o G. F. Zakonomernosti formirovaniya granulometricheskogo sostava i struktury mekhanicheskikh legirovannykh kompozitsionnykh poroshkov dlya gazotermicheskikh pokrytiy [Laws of formation of structure and size distribution of mechanically alloyed composite powders for thermal coatings]. *Lit'e i metallurgiya – Foundry Production and metallurgy*, 2014, no. 2, pp. 101–110.

Сведения об авторах

Ловшенко Григорий Федорович, д-р техн. наук, проф., Белорусский национальный технический университет, Беларусь, г. Минск, пр. Независимости, 65, e-mail: greg-lovshenko@mail.ru.

Ловшенко Федор Григорьевич, д-р техн. наук, проф., Белорусско-Российский университет, Беларусь, г. Могилев, пр. Мира, 43.

Information about the authors

Lovshenko Grigori', Doctor of Technical Sciences, Professor, Belarusian National Technical University, Belarus, Minsk, 65, Nezavisimosti ave., e-mail: greg-lovshenko@mail.ru.

Lovshenko Fedor, Doctor of Technical Sciences, Professor, Belarussian-Russian University, 43, Mira ave., Mogilev City, Belarus.